

MARCELO SAMPAIO MARTINS

**FADIGA DO AÇO PARA MOLAS DE VÁLVULAS SAE 9258
PRODUZIDO INDUSTRIALMENTE POR LINGOTAMENTO
CONVENCIONAL E CONTÍNUO**

**Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia do Campus de Guaratinguetá,
Universidade Estadual Paulista, para a
obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica na área de
Materiais.**

Orientador: Prof. Dr. Aécio Zangrandi

Co-orientador: Prof. Dr. César Alves da Silva Leandro

**Guaratinguetá
2010**

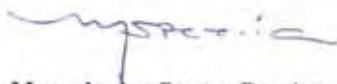
M382f	<p data-bbox="347 1413 699 1447">Martins, Marcelo Sampaio</p> <p data-bbox="347 1451 1177 1592">Fadiga do aço para molas de válvulas SAE 9258 produzido industrialmente por lingotamento convencional contínuo / Marcelo Sampaio Martins. – Guaratinguetá: [s.n.], 2010</p> <p data-bbox="395 1597 528 1630">145 f. : il.</p> <p data-bbox="395 1635 687 1668">Bibliografia : 139-145</p> <p data-bbox="347 1709 1177 1778">Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010</p> <p data-bbox="395 1783 906 1816">Orientador: Prof. Dr. Aelcio Zangrandi</p> <p data-bbox="395 1821 1102 1854">Co-orientador: Prof. Dr. César Alves da Silva Leandro</p> <p data-bbox="395 1895 738 1928">1. Aço - Fadiga I. Título</p> <p data-bbox="1002 1966 1177 2000">CDU 669.14</p>
-------	----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------

MARCELO SAMPAIO MARTINS

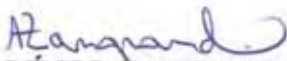
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

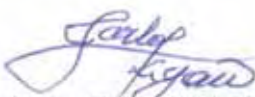
PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

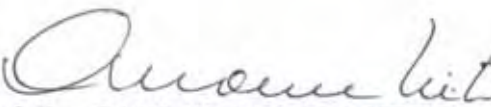
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. ALÉCIO ZANGRANDI
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. CARLOS KIYAN
Unesp-Feg


Prof. Dr. CARLOS MOURA NETO
CTA-SJC

Fevereiro de 2010

DADOS CURRICULARES**MARCELO SAMPAIO MARTINS**

NASCIMENTO 27.06.1979 – Guaratinguetá – SP - Brasil

FILIAÇÃO

Marcos Martins

Maria Helena Sampaio Martins

2000/2004	Engenharia Mecânica – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (FEG/UNESP)
-----------	----------------------------------------------------------------------------

2007/2009	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da UNESP
-----------	---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, gostaria de agradecer a Deus, que sempre iluminou meu caminho, ajudando-me nos momentos mais difíceis.

Aos meus pais, Marcos e Maria Helena e a meu irmão Marcos, que sempre me apoiaram no decorrer deste trabalho.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Aelcio Zangrandi, que sempre acreditou no potencial desta dissertação, tendo sempre muita paciência, dedicação, e disponibilidade para me ajudar com seus conhecimentos.

Ao meu co-orientador, Prof. Dr. César Leandro, que com seus conhecimentos e sua experiência industrial contribuíram muito com esta dissertação.

Aos amigos da Aços Villares pois, sem eles, esse trabalho não seria possível: Denise, Moura Valle, Pimentel, João, Odilon, Robson, Parise, Helinho, Bolota e ao Fábio (da LUK) além de muitos outros que direta e indiretamente me ajudaram.

Ao meu ex-gerente e amigo, Mestre Eng. Ernesto Malère que sugeriu este tema para a minha dissertação, e pela enorme contribuição em me ensinar sobre todas as atividades produtivas de uma usina siderúrgica.

A UNESP-FEG, de uma forma geral, em nome de seus professores e técnicos laboratoriais que sempre foram prestativos em me ajudar no decorrer deste trabalho.

Aos amigos: Carlos (da LIEBHERR, responsável pela confecção dos corpos-de-prova), Cristiano, Cristina, Fabrício, Giovani, Guilherme, Pedro, Sandro, Selma, Willy e aos amigos das Repúblicas Copo & Cia e Vamointão.

MARTINS, M. S. **Fadiga do aço para molas de válvula SAE 9258 produzido industrialmente por lingotamento convencional e contínuo, 2009, 145 f.** Dissertação (Mestrado em Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009

RESUMO

O presente trabalho tem por objetivo apresentar uma nova proposta de produção do aço para molas de válvulas para motores de combustão interna SAE 9258. Atualmente, este aço é produzido pela rota de lingotamento convencional, e pretende-se adotar o processo de lingotamento contínuo, mantendo-se todas as características mecânicas e metalúrgicas do aço produzido convencionalmente. Cuidados especiais durante o processo de refino secundário (fase líquida) foram levados em consideração para que sejam obtidas inclusões de silicatos deformáveis, essenciais para se conseguir uma vida em fadiga segura para as molas durante a vida útil do motor. Para avaliar essas características do aço foram feitas análises metalográficas da microestrutura em amostras na fase de processamento do aço (fio-máquina) e na fase final do processo (arames), realizados ensaios de tração, ensaios de fadiga axial em corpos-de-prova padronizados (ASTM E 466), ensaios de fadiga por flexão rotativa no arame (*Nakamura test*), ensaio de fadiga nas molas e análise das superfícies de fratura por fadiga com auxílio de microscopia eletrônica de varredura (MEV), para as duas rotas de produção (lingotamento convencional e contínuo). Os resultados obtidos mostram que não há diferenças com relação a microestrutura, propriedades mecânicas e comportamento em fadiga do aço na fase final de produção (arame) e na forma de produto (molas). Por outro lado, os resultados obtidos para o aço na fase intermediária do processamento (fio-máquina) mostram diferenças com relação à microestrutura, (presença de maior quantidade de carbonetos nas amostras do lingotamento contínuo), e menor redução de área com a consequente redução da resistência à fadiga.

PALAVRAS-CHAVE: Aço para molas de válvulas, Lingotamento contínuo, Fadiga

MARTINS, M.S. **Fatigue of steel for valve springs SAE 9258 produced industrially for continuous and ingot casting, 2009, 145 p.** Dissertação (Mestrado em Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009

ABSTRACT

This paper aims to present a new proposal for production of steel for valve springs for internal combustion engines SAE 9258. Currently this steel is produced by ingot casting route, and intended to adopt the continuous casting process, maintaining all the mechanical and metallurgical characteristics of the steel produced conventionally. Special attention during the process of refinement (liquid phase) were taken into account are obtained for silicate inclusions deformable essential to achieving a safe fatigue life for the springs during the life of the engine. To evaluate these features were made of steel metallographic analysis of microstructure in specimens during processing of steel (wire rod) and the final stage (wires) performed tensile tests, axial fatigue tests on specimens standard (ASTM E 466), fatigue tests in rotating bending on the wire (Nakamura test), the fatigue test the springs and examination of the areas of fatigue fracture with the aid of scanning electron microscopy (SEM) for the two production routes (ingot and continuous casting). The results show no differences with respect to microstructure, mechanical properties and fatigue behavior of steel in the final stages of production (wire) and the product form (spring). Moreover, the results obtained for steel in the intermediate stage of processing (wire rod) show differences from the microstructure (the larger amount of carbides in the samples of the continuous casting), lower area reduction with the consequent reduction resistance to fatigue.

KEYWORDS: Valve spring steel, Continuous casting, Fatigue.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	XII
LISTA DE TABELAS.....	XVIII
LISTA DE QUADROS.....	XXI
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	XXII
LISTA DE SÍMBOLOS.....	XXIII
1 INTRODUÇÃO.....	24
1.1 DESENVOLVIMENTO DE AÇOS PARA MOLAS HELICOIDAIS PARA VÁLVULAS DE MOTORES DE COMBUSTÃO INTERNA.....	24
1.2 JUSTIFICATIVAS PARA O TRABALHO.....	25
1.3 OBJETIVOS.....	26
2 DESENVOLVIMENTO TEÓRICO.....	27
2.1 AÇOS PARA MOLAS.....	28
2.2 HISTÓRICO DO DESENVOLVIMENTO DOS AÇOS PARA MOLAS DE VÁLVULAS DE MOTORES DE COMBUSTÃO INTERNA.....	28
2.3 PROCESSO DE PRODUÇÃO DO AÇO PARA MOLAS DE VÁLVULAS.....	31
2.4 CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE A ELIMINAÇÃO DE IMPUREZAS, FORMAÇÃO DA ESCÓRIA E CONTROLE DAS INCLUSÕES EM AÇOS PARA MOLAS DE VÁLVULA.....	34
2.4.1 Desoxidação.....	34
2.4.2 Descarbonetação.....	35
2.4.3 Desfosforação.....	35
2.4.4 Dessulfuração.....	36
2.4.5 Basicidade.....	37
2.5 FORMAÇÃO DA ESCÓRIA.....	39
2.5.1 Formação de escórias.....	40
2.5.2 Oxidação dos elementos do banho na formação da escória.....	40
2.5.3 Dissolução da cal.....	41
2.6 INCLUSÕES NÃO METÁLICAS.....	41

2.6.1	Classificação das inclusões dos aços.....	41
2.6.2	Controle das inclusões não metálicas.....	43
2.6.3	Eliminação de inclusões não metálicas.....	44
2.7	ANÁLISE DOS PARÂMETROS DO PROCESSAMENTO FÍSICO-QUÍMICO UTILIZADO NA FABRICAÇÃO DO AÇO PARA MOLAS DE VÁLVULAS SAE 9258.....	45
2.8	COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS INCLUSÕES DE SILICATO DE ACORDO COM SUA DEFORMABILIDADE.....	46
2.9	PRINCIPAIS PARÂMETROS DE ACIARIA.....	49
2.10	CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE A SOLIDIFICAÇÃO DOS AÇOS.....	52
2.11	ESTRUTURA BRUTA DE SOLIDIFICAÇÃO NO PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONVENCIONAL.....	53
2.12	ESTRUTURA BRUTA DE SOLIDIFICAÇÃO NO LINGOTAMENTO CONTÍNUO.....	54
2.13	ESTRUTURA DENDRÍTICA.....	55
2.14	VANTAGENS DO PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO EM RELAÇÃO AO PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONVENCIONAL.....	56
2.15	FADIGA DOS MATERIAIS.....	58
2.15.1	Considerações gerais.....	58
2.15.2	Propagação de trincas por fadiga.....	59
2.16	CORRELAÇÃO ENTRE LIMITE DE FADIGA E PROPRIEDADES MECÂNICAS ESTÁTICAS (RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E DUREZA).....	60
2.17	CURVAS S-N.....	61
2.18	FATORES QUE INFLUENCIAM A RESISTÊNCIA À FADIGA.....	62
2.19	ENSAIOS DE FADIGA.....	65
2.20	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA SOBRE IMPORTANTES ESTUDOS RELACIONADOS AO AÇO SAE 9258 PARA MOLAS DE VÁLVULAS.....	66
2.20.1	Trabalho de AUCLAIR.....	66
2.20.2	Trabalho de OHSHIRO.....	71
2.20.3	Trabalho de SUDA.....	76
2.20.4	Trabalho de FURUYA.....	79

2.20.5	Trabalho de HAYES.....	81
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	85
3.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS.....	85
3.2	PROCESSO DE OBTENÇÃO DO AÇO PARA MOLAS SAE 9258.....	86
3.3	MATERIAL.....	89
3.4	TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS CORPOS-DE-PROVA PROVENIENTES DAS ROTAS DE LINGOTAMENTO CONVENCIONAL E CONTÍNUO.....	90
3.4.1	Tratamentos térmicos dos arames.....	90
3.4.2	Tratamentos térmicos dos corpos-de-prova.....	90
3.5	CRITÉRIOS DE QUALIDADE DO AÇO PARA MOLAS DE VÁLVULAS.....	92
3.5.1	Análise da ocorrência de inclusões: método Max-T.....	92
3.5.2	Análise da ocorrência de defeitos superficiais e controle dimensional.....	94
3.5.3	Análise da rugosidade superficial dos arames e corpos-de-prova.....	94
3.6	ENSAIO DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA NO ARAME (ENSAIO NAKAMURA).....	95
3.7	ENSAIO DE FADIGA EM MOLAS HELICOIDAIS PARA VÁLVULAS DE MOTORES.....	97
3.8	ENSAIOS DE TRAÇÃO E FADIGA AXIAL EM CORPOS-DE-PROVA.....	100
3.8.1	Ensaio de tração em corpos-de-prova (ASTM E 8M).....	100
3.8.2	Ensaio de tração em arames (ABNT NBR 6207).....	101
3.8.3	Ensaio de fadiga axial (ASTM E 466).....	102
3.9	ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	103
3.10	ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV).....	103
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	104
4.1	RESULTADOS DOS CRITÉRIOS DE QUALIDADE DO AÇO PARA MOLAS DE VÁLVULAS	104
4.1.1	Resultados das análises da ocorrência de inclusões: Método Max-T.....	104
4.1.2	Resultado das medições da rugosidade dos arames e corpos-de-prova.....	105
4.2	RESULTADOS DAS METALOGRAFIAS REALIZADAS EM AMOSTRAS DOS	

	ARAMES E DOS CORPOS-DE-PROVA.....	106
4.3	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO EM ARAMES (NBR 6207) E CORPOS-DE-PROVA (ASTM E 8M).....	110
4.3.1	Resultados dos ensaios de tração nos arames (NBR 6207).....	110
4.3.2	Resultados dos ensaios de tração nos corpos-de-prova (ASTM E 8M).....	111
4.4	RESULTADO DOS ENSAIOS DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA (ENSAIO NAKAMURA) EM AMOSTRAS DE ARAMES PRODUZIDOS POR LINGOTAMENTO CONVENCIONAL E CONTÍNUO.....	113
4.5	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA REALIZADOS EM MOLAS OBTIDAS A PARTIR DE ARAMES PRODUZIDOS PELAS ROTAS DE LINGOTAMENTO CONVENCIONAL E CONTÍNUO.....	116
4.6	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA AXIAL REALIZADOS NOS CORPOS-DE-PROVA OBTIDOS A PARTIR DE FIO-MÁQUINA PRODUZIDO PELAS ROTAS DE LINGOTAMENTO CONVENCIONAL E CONTÍNUO.....	119
4.7	RESULTADOS DAS FRACTOGRAFIAS OBTIDAS COM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA (MEV) DA SUPERFÍCIE DE CORPOS-DE-PROVA FRATURADOS POR FADIGA AXIAL.....	125
4.8	CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE OS RESULTADOS DO TRABALHO.....	133
5	CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	135
5.1	CONCLUSÕES.....	135
5.2	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	138
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS.....	139

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Disposição das molas de válvulas em um motor de automóvel.....	24
Figura 2.1	Molas de uso geral na indústria automotiva.....	28
Figura 2.2	Desenvolvimento dos aços para mola de válvula dinâmica.....	29
Figura 2.3	Resistência à fadiga de aços para molas de válvulas.....	30
Figura 2.4	Tensão de cisalhamento residual de aços para molas de válvulas.....	30
Figura 2.5	Alterações no diâmetro e número de espiras apresentadas pelas molas helicoidais de válvulas fabricadas com as novas gerações de aços.....	30
Figura 2.6	Fluxograma do processo de fabricação de arames para molas.....	31
Figura 2.7	Esquema ilustrativo do ciclo de produção de barras trefiladas e de arames para molas de válvulas de motores.....	33
Figura 2.8	Curvas <i>liquidus</i> do sistema $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$	44
Figura 2.9	Relação entre os elementos de liga e o limite de resistência à tração do aço SAE 9258, revenido a 450°C por 1 hora.....	45
Figura 2.10	Influência da espessura das inclusões no número de ciclos em um ensaio de fadiga (Nakamura), utilizando tensão de 760 MPa.....	46
Figura 2.11	a) Mínima temperatura para a qual as inclusões de silicato se deformam, de acordo com o teor de sílica; b) Temperatura de fusão das inclusões em função de sua deformabilidade.....	47
Figura 2.12	a) Diagrama ternário $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$, mostrando as regiões das inclusões com suas morfologias; b) Morfologia das inclusões não metálicas após fusão e laminação.....	48
Figura 2.13	Índice de deformabilidade das inclusões de silicato contendo alumina, em função do teor de alumina.....	48
Figura 2.14	Atividade da sílica (SiO_2) no diagrama ternário $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ na temperatura de 1550°C.....	49
Figura 2.15	Representação esquemática dos níveis dos diversos mecanismos que podem ocorrer durante o processo de solidificação do tipo dendrítica.....	52
Figura 2.16	a) Representação esquemática da variação do tipo de estrutura de um lingote solidificado; b) Macroestrutura real.....	54

Figura 2.17	Comparação entre os processos de produção de tarugos pelo processo convencional e por lingotamento contínuo.....	57
Figura 2.18	Estágios da nucleação de trincas por fadiga.....	60
Figura 2.19	Correlação entre limite de fadiga e dureza para diversos aços.....	60
Figura 2.20	Representação típica de uma curva S – N.....	61
Figura 2.21	Localização de inclusão nos aços: a) Inclusão localizada na superfície; b) inclusão localizada na subsuperfície; c) inclusão interna.....	63
Figura 2.22	Diagrama quaternário do sistema (Al ₂ O ₃ , SiO ₂ , CaO, MgO).....	66
Figura 2.23	Efeito da basicidade da escória no Al, Ca, Mg e O ₂ em equilíbrio com o aço.....	67
Figura 2.24	Variação do número de inclusões solidificadas observadas em tarugos versos tempo de encharque.....	68
Figura 2.25	Ocorrência de inclusões indeformáveis em tarugos em função do tempo de encharque. Período 1: tempo não otimizado. Período 2: Tempo otimizado.....	68
Figura 2.26	Ocorrência de inclusões indeformáveis medidas em fio-máquina em função do tempo de encharque. Período 1: tempo de encharque não otimizado. Período 2: tempo de encharque otimizado.....	69
Figura 2.27	Curvas S-N referentes aos ensaios de fadiga por flexão rotativa (<i>Nakamura Test</i>).....	70
Figura 2.28	Composição química das inclusões nas amostras de arames utilizados na preparação dos corpos-de-prova de fadiga por flexão rotativa.....	71
Figura 2.29	Relação entre composição das inclusões não metálicas e as propriedades de fadiga.....	72
Figura 2.30	Ilustração do processo de solidificação convencional e contínuo proposto e utilizado por Ohshiro (1987), para fabricação do aço para molas SAE 9254.....	72
Figura 2.31	Composição química das inclusões não metálicas encontradas nos aços: ▲ - SAE 9254, ● - SAE 9254V (Modificado).....	74
Figura 2.32	Resultados dos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova (<i>Nakamura Test</i>) para os aços SAE 9254V e SAE 9254. ● - Fratura por inclusões, o - Fratura	

	a partir da superfície.....	75
Figura 2.33	Dureza superficial e do núcleo em função da temperatura de nitretação, para o aço SAE 9254.....	77
Figura 2.34	Propriedades mecânicas do aço em desenvolvimento em função da temperatura de alívio de tensões.....	78
Figura 2.35	Relação entre a resistência à fadiga e a resistência à tração de arames temperados e revenidos para os aços Cr-Si-V, SAE 9254 e o aço em estudo.....	79
Figura 2.36	Curvas S-N para um aço inox 302 utilizado para molas com diversos tipos de acabamento superficial.....	83
Figura 3.1	Representação esquemática das etapas do processo de elaboração do aço no forno elétrico a arco: (a) carregamento da carga metálica; (b) início da fusão; (c) fim da fusão; (d) refino; (e) retirada da escória e amostragem e (f) vazamento.....	87
Figura 3.2	Representação esquemática de uma estação de refino secundário (estação de vácuo). Após esse estágio, o metal líquido é transferido para a estação de aquecimento por eletrodos de grafite.....	88
Figura 3.3	Figura 3.3 – Processo de lingotamento convencional indireto, utilizado para se produzir aços para mola de válvula.....	88
Figura 3.4	Figura 3.4 – Processo de lingotamento contínuo (rota experimental para produção de aços para molas de válvulas.....	88
Figura 3.5	Área de desbobinamento do arame trefilado para o tratamento térmico, e ao fundo, forno de têmpera e revenimento.....	90
Figura 3.6	Saída dos arames austenitizados do forno e sua imersão no tanque com polímero, para o tratamento de têmpera.....	91
Figura 3.7	Entrada dos arames no tanque de chumbo líquido, onde ocorre o revenimento.....	91
Figura 3.8	Superfície e núcleo da amostra de arame utilizada para análise de inclusões pelo método Max-T. Corte longitudinal da amostra.....	93
Figura 3.9	Representação esquemática do ensaio de fadiga em arames.....	95
Figura 3.10	Equipamento para ensaios de fadiga por flexão rotativa em arames	

	(Nakamura).....	96
Figura 3.11	Exibição dos resultados dos ensaios de fadiga realizados pelo equipamento Nakamura.....	97
Figura 3.12	Máquina para ensaios de fadiga em molas de válvulas.....	98
Figura 3.13	Detalhe da máquina de fadiga indicado na figura 3.12: A) representa o local do equipamento onde a mola é comprimida com uma solicitação máxima (próximo de seu ponto de travamento); e B) representa a menor solicitação, devido a distância em relação a (A).....	99
Figura 3.14	Fluxograma mostrando a origem dos corpos-de-prova de tração e fadiga.....	100
Figura 3.15	Máquina Instron 8801 utilizada nos ensaios de tração.....	101
Figura 3.16	Dimensões (em mm) dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração.....	101
Figura 3.17	Máquina para ensaio de tração em arames.....	102
Figura 3.18	Corpo-de-prova para ensaio de fadiga axial.....	102
Figura 4.1	Metalografia realizada em amostras do arame para molas: a) produzido por lingotamento convencional; e b) produzido por lingotamento contínuo, mostrando o aspecto da martensita revenida em ambos os casos. Ataque nital 2%.....	106
Figura 4.2	Metalografia realizada em amostra da barra utilizada na confecção dos corpos-de-prova, produzida por lingotamento convencional, mostrando o aspecto da martensita revenida. Ataque nital 2%.....	107
Figura 4.3	Metalografia realizada em amostra da barra utilizada na confecção dos corpos-de-prova, produzida por lingotamento contínuo, mostrando o aspecto da martensita revenida. Ataque nital 2%.....	108
Figura 4.4	Metalografia de amostra do corpo-de-prova da rota de lingotamento contínuo (sem tratamento térmico). Ataque nital 2%.....	109
Figura 4.5	Figura 4.5 – Metalografia de amostra do corpo-de-prova da rota de lingotamento convencional (sem tratamento térmico). Ataque nital 2%.....	109
Figura 4.6	Curva S-logN para o arame produzido por lingotamento convencional...l	114

Figura 4.7	Curva S-logN para o arame produzido por lingotamento contínuo.....	115
Figura 4.8	Curvas S-logN comparativas com os dados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa (Nakamura) para as duas rotas de produção do arame.....	116
Figura 4.9	Curvas S-logN comparando o comportamento em fadiga das molas feitas com os arames produzidos pelas duas rotas de produção (contínua e convencional).....	118
Figura 4.10	Curva S-logN referente aos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova obtidos de fio-máquina produzido por lingotamento convencional.....	120
Figura 4.11	Curva S-logN referente aos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova obtidos de fio-máquina produzido por lingotamento contínuo.....	121
Figura 4.12	Curvas S-logN comparando o comportamento em fadiga axial para os corpos-de-prova obtidos de fio-máquina pelas duas rotas de produção (contínua e convencional).....	122
Figura 4.13	Curva S-logN para corpos-de-prova com rugosidade superficial $R_a = 1,2$	123
Figura 4.14	Figura 4.14 – Curvas S-logN mostrando o efeito da rugosidade superficial no comportamento em fadiga axial para corpos-de-prova obtidos de fio-máquina produzido por lingotamento convencional.....	124
Figura 4.15	Figura 4.15 – Fratura para 50% da tensão de escoamento, mostrando as regiões de início da trinca de fadiga. a) CDP (contínuo), b) CDP (convencional). Aumento: 20X.....	125
Figura 4.16	Figura 4.16 – Fratura para 50% da tensão de escoamento, mostrando as superfícies de fratura por fadiga: a) CDP (contínuo); b) CDP (convencional). Aumento: 150X.....	125
Figura 4.17	Fratura para 50% da tensão de escoamento, mostrando as superfícies de fratura por fadiga: a) CDP (contínuo); b) CDP (convencional). Aumento: 500X.....	126
Figura 4.18	Fratura para 50% da tensão de escoamento, mostrando as superfícies de fratura por fadiga: a) CDP (contínuo); b) CDP (convencional). Aumento: 1000X.....	126

Figura 4.19	Fratura para 60% da tensão de escoamento, mostrando as regiões de início da trinca de fadiga: a) CDP (contínuo); b) CDP (convencional). Aumento: 20X.....	127
Figura 4.20	Fratura para 60% da tensão de escoamento, mostrando as superfícies de fratura por fadiga: a) CDP (contínuo); b) CDP (convencional). Aumento: 500X.....	127
Figura 4.21	Fratura para 60% da tensão de escoamento, mostrando as superfícies de fratura por fadiga, detalhes para as estrias de fadiga: a) CDP (contínuo); b) CDP (convencional). Aumento: 1000X.....	128
Figura 4.22	Superfícies de fratura: a) Aspecto da superfície lisa; b) Aspecto da superfície rugosa (aspecto dúctil da fratura, microcavidades). Aumento: 300X.....	128
Figura 4.23	Superfícies de fratura por fadiga, mostrando as regiões de início da trinca). a) CDP (contínuo, 70%); b) CDP (convencional, 80%). Aumento: 20X.....	129
Figura 4.24	Superfícies de fratura por fadiga, mostrando as regiões de início da trinca): a) CDP (contínuo, 70%); b) CDP (convencional, 80%). Aumento: 150X.....	129
Figura 4.25	Figura 4.25 – Superfícies de fratura por fadiga, mostrando os aspectos de fratura dúctil: a) CDP (contínuo, 70%); b) CDP (convencional, 80%). Aumento: 1000X.....	130
Figura 4.26	Fratura por fadiga causada por inclusão em mola de válvula. a) Início da fratura (linhas radiais a partir da inclusão) MEV. Aumento: 100X; b) Inclusão maior que a permitida pelo método de controle Max-T, MEV. Aumento: 400X.....	131
Figura 4.27	Figura 4.27 – Resultado do EDS realizado na inclusão da figura 4.26.....	132

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Composição química do fio-máquina para mola de válvula.....	29
Tabela 2.2	Classificação dos óxidos segundo atrações do cátion para o íon de oxigênio.....	39
Tabela 2.3	Fases pseudo-volastina e anortita.....	44
Tabela 2.4	Relação entre a atividade da sílica e o oxigênio em equilíbrio no aço.....	50
Tabela 2.5	Relação entre o oxigênio em equilíbrio com a porcentagem de alumínio.....	50
Tabela 2.6	Relação entre atividade da sílica, fração molar, basicidade e o inverso da basicidade.....	51
Tabela 2.7	Relação entre basicidade e teor de oxigênio em equilíbrio no aço SAE 9258.....	51
Tabela 2.8	Comparação entre fração molar e porcentagem em peso de FeO na escória.....	51
Tabela 2.9	Número mínimo de corpos de prova recomendados para ensaios de fadiga.....	62
Tabela 2.10	Tamanho e quantidades máximas aceitáveis de inclusões por unidade de área.....	63
Tabela 2.11	Distribuição das inclusões não metálicas permitidas em fio-máquina....	69
Tabela 2.12	Composição química das amostras dos aços SAE 9254V e SAE 9254 utilizados nos ensaios de fadiga.....	75
Tabela 2.13	Propriedades do aço para molas de válvula temperado e revenido.....	78
Tabela 2.14	Composição química dos aços para molas estudados.....	80
Tabela 2.15	Condições de tratamento térmico.....	80
Tabela 2.16	Propriedades mecânicas dos aços para molas avaliados neste trabalho...	80
Tabela 2.17	Resultados dos ensaios de fadiga para condições diferentes de tratamentos térmicos.....	81
Tabela 2.18	Custos relativos dos materiais para molas.....	83
Tabela 2.19	Custos relativos dos tratamentos superficiais.....	84
Tabela 3.1	Composição química média obtida a partir de amostras das rotas de	

	lingotamento convencional e contínuo do aço SAE 9258.....	89
Tabela 3.2	Especificação da composição química do aço SAE 9258.....	89
Tabela 3.3	Frequência de espessuras máximas de inclusões aceitáveis para aprovação dos resultados teste Max-T.....	93
Tabela 4.1	Resultados encontrados após medição das espessuras das inclusões das amostras produzidas por lingotamento contínuo.....	104
Tabela 4.2	Resultados encontrados após medição das espessuras das inclusões das amostras produzidas por lingotamento contínuo.....	105
Tabela 4.3	Rugosidade superficial do arame de aço SAE 9258 (temperado e revenido).....	105
Tabela 4.4	Rugosidade superficial dos corpo-de-prova para ensaios de fadiga axial (aço SAE 9258 temperado e revenido).....	106
Tabela 4.5	Resultados da resistência à tração e redução de área para os arames produzidos pela rota de lingotamento contínuo.....	110
Tabela 4.6	Resultados da resistência à tração e redução de área para os arames produzidos pela rota de lingotamento convencional.....	111
Tabela 4.7	Resultados da resistência à tração e redução de área para os corpos-de-prova produzidos pela rota de lingotamento contínuo.....	111
Tabela 4.8	Resultados da resistência à tração e redução de área para os corpos-de-prova produzidos pela rota de lingotamento convencional.....	112
Tabela 4.9	Valores médios da tensão de escoamento e módulo de elasticidade encontrados nos ensaios de tração para os corpos-de-prova de ambas rotas.....	112
Tabela 4.10	Resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa (Nakamura) em amostras de arames obtidos pela rota de lingotamento convencional....	113
Tabela 4.11	Resultados do ensaio de fadiga por flexão rotativa (Nakamura) em amostras de arames produzidos pela rota de lingotamento contínuo.....	114
Tabela 4.12	Limite de fadiga para os arames produzidos pelas rotas de produção por lingotamento convencional e contínuo.....	115
Tabela 4.13	Resultados dos ensaios de fadiga realizados em molas obtidas a partir de arames produzidos por lingotamento convencional.....	117

Tabela 4.14	Resultados dos ensaios realizados em molas obtidas a partir de arames produzidos por lingotamento contínuo.....	117
Tabela 4.15	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova produzidos a partir da rota de lingotamento convencional.....	119
Tabela 4.16	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova produzidos a partir da rota de lingotamento contínuo.....	120
Tabela 4.17	Resultados do ensaio de fadiga axial realizados em corpos-de-prova produzidos a partir da rota de lingotamento convencional com acabamento superficial ($R_a = 1,2$) diferente do comercial.....	123
Tabela 4.18	Análise química por EDS da inclusão causadora da fratura da mola de válvula. (Tabela extraída do software do MEV/EDS).....	132

LISTA DE QUADROS

Quadro 2.1	Aços utilizados em molas de uso geral.....	27
Quadro 2.2	Representação esquemática da distribuição das inclusões nos estágios de deformação do aço até a condição de arame trefilado.....	64

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	<i>American Standard Technology Materials</i>
CDP	Corpo-de-prova
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
EDS	<i>Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy</i>
HRC	Dureza Rockwell C
HV	Dureza Vickers
JASO	<i>Japan Automotive Standards Organization</i>
JIS	<i>Japanese Industrial Standards</i>
MAX-T	<i>Maximum Thickness</i>
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
NBR	Norma Brasileira Registrada
RPM	Rotações por Minuto
SS	<i>Swedish Standards</i>
SAE	<i>Society American Engineering</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

B	Basicidade	[1]
d	Diâmetro	mm
F	Força	N
m	Massa	kg
RA	Redução de área	%
Ra	Rugosidade média	μm
Rz	Rugosidade média (5 picos)	μm
Rt	Rugosidade total	μm
X _S	Fração molar da sílica	[1]
ν	Índice de deformabilidade	[1]
σ	Tensão	MPa
σ_f	Resistência à fadiga	MPa
σ_m	Tensão média	MPa

1 INTRODUÇÃO

1.1 DESENVOLVIMENTO DE AÇOS PARA MOLAS HELICOIDAIS PARA VÁLVULAS DE MOTORES DE COMBUSTÃO INTERNA

Atualmente, as montadoras de automóveis têm procurado reduzir o tamanho do trem de válvulas nos motores de combustão interna dos veículos por dois motivos, um focado nos aspectos de segurança para os passageiros e outro na necessidade em se diminuir as emissões de CO₂, melhorando o consumo de combustível. Em um motor de combustão interna, aproximadamente 40% da energia perdida está relacionada às perdas térmicas, devido ao atrito de seus componentes, sendo que de 15 a 50% da energia perdida, acredita-se, seja devido ao trem de válvulas (SUDA, 2005)

Com isso, a redução no tamanho do trem de válvulas poderá reduzir as perdas por atrito, e, por conseguinte, reduzir o consumo de combustível do veículo. Por outro lado, a segurança dos passageiros será aumentada, em caso de colisão, pois, com a redução no tamanho do motor, o espaço para absorção do impacto será maior.

Devido aos fatos mencionados, a redução no peso e nas dimensões das molas de válvulas tornaram um desafio constante no desenvolvimento dos aços para molas de válvulas, classificados dentro da classe dos aços super-limpos (*Super Clean Steel*). Para atender a esses objetivos, a mola de válvula, vital para o bom funcionamento do motor, deverá ser alterada em seus aspectos geométricos (diâmetro do arame e número de espiras), metalúrgicos (quantidade e tamanho de inclusões não metálicas) e apresentar a mesma resistência aos ciclos de fadiga que as molas atualmente produzidas.

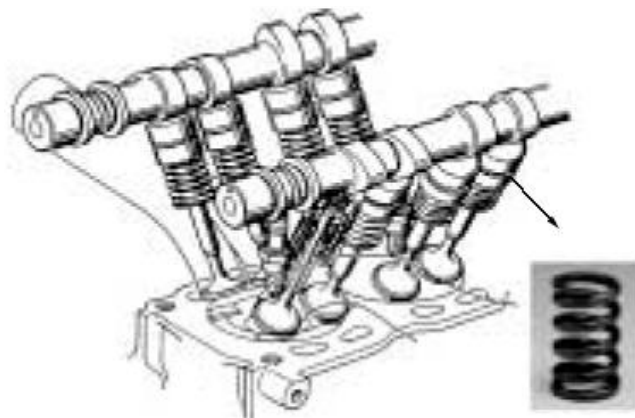


Figura 1.1– Disposição das molas de válvulas em um motor de automóvel (SUDA, 2005)

O presente trabalho foca os aspectos da fadiga do aço SAE 9258, produzido por meio de duas rotas industriais diferentes: a primeira por lingotamento convencional (rota comercial) e a segunda por lingotamento contínuo (rota em desenvolvimento), mantendo todos os demais parâmetros dos dois processos de produção idênticos.

São apresentadas resumidamente as principais etapas do desenvolvimento do aço na aciaria (aspectos relacionados à metalurgia secundária), serão realizados ensaios mecânicos de fadiga por flexão rotativa (*Nakamura Test*) no arame para confecção das molas (produto na forma comercializada), ensaios de fadiga no produto final em equipamento apropriado (ensaio de fadiga na mola) e ensaios de fadiga axial em corpos-de-prova padronizados pela ASTM E 466, em amostras do aço retiradas durante a fase de laminação (barras com 14,79 mm de diâmetro).

Serão analisadas ainda as microestruturas com auxílio de técnicas de microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) para as duas rotas estudadas e os resultados serão comparados, analisados e discutidos.

1.2 JUSTIFICATIVAS PARA O TRABALHO

Atualmente, na aciaria em estudo, dispõe-se de duas rotas para a produção de aços, o lingotamento contínuo e o lingotamento convencional, cada uma com suas peculiaridades e custos de produção distintos. A rota convencional apresenta custos de produção superiores à rota de lingotamento contínuo (por apresentar entre outros fatores, altos tempos de preparação de lingoteiras, aquecimento dos lingotes e um número maior de passes de laminação). Por esses, e outros aspectos, estuda-se a possibilidade de se produzir o aço para molas de válvula SAE 9258 pelo processo de lingotamento contínuo, desde que não ocasione qualquer alteração nas características microestruturais, em relação ao aço produzido pelo processo convencional e nas propriedades mecânicas e de fadiga das molas.

1.3 OBJETIVOS

É propósito deste trabalho de dissertação desenvolver um estudo sistemático sobre os aspectos metalúrgicos e das propriedades mecânicas de fadiga do aço SAE 9258, produzido pelo processo de lingotamento contínuo (não utilizado industrialmente) e pelo processo de produção convencional (atualmente utilizado).

Propõe-se comparar e analisar as microestruturas e o desempenho em fadiga do aço obtido pelas duas rotas de processamento, em três situações diferentes:

- a) Na primeira situação, analisar a microestrutura e o comportamento em fadiga do aço, numa fase intermediária do processo de laminação do arame;
- b) Na segunda, analisar os aspectos da microestrutura e do comportamento em fadiga do aço na forma com a qual é comercializado (na forma de arame);
- c) Na terceira situação, analisar o comportamento em fadiga do produto final (molas helicoidais).

Para atingir estes objetivos serão realizados ensaios de fadiga axial em corpos de prova padronizados (primeira situação), por flexão rotativa no arame utilizado para a confecção das molas (segunda situação) e fadiga em molas (terceira situação). Metalografias das situações um e dois também serão obtidas e analisadas.

2 DESENVOLVIMENTO TEÓRICO

2.1 AÇOS PARA MOLAS

Os aços para molas evoluíram das composições baseadas em aços ao carbono para os aços Cr-V e, finalmente para os aços Si-Mn e suas modificações (com adições de vanádio, níquel, etc.). Paralelamente, cuidados especiais têm sido dedicados à limpeza interna (quantidade e tipo de inclusões não metálicas) destes aços. Desta forma, a indústria, especialmente a automotiva, conseguiu praticamente eliminar as falhas associadas a molas de seus equipamentos. O quadro 2.1 apresenta uma série de aços recomendados para aplicação em molas de uso geral (CHIAVERINI, 2002).

Quadro 2.1 – Aços utilizados em molas de uso geral (Adaptação – CHIAVERINI, 2002).

SAE 1050	SAE 6150	SAE 5150
SAE 1065	SAE 9254	SAE 5160
SAE 1080	SAE 9258	SAE 51B60H
SAE 1090	SAE 1070	SAE 6150H
SAE 1095	SAE 1080	
SAE 9850	SAE 1095	

A dureza dos aços temperados para molas situa-se, após revenimento, normalmente, entre 40 a 48 HRC, sendo os valores superiores da faixa para aços ligados e os inferiores para aços ao carbono. Molas produzidas em quantidades mais elevadas e com rigorosos requisitos de desempenho, em especial para aplicação automotiva, têm sido produzidas por enrolamento após a têmpera e revenimento, seguido de alívio de tensões. Nesse caso, predomina o uso do aço Si-Mn (SAE 9254) e suas modificações. Este processo de fabricação tem permitido aos projetos mecânicos de molas de diâmetros e passos variáveis obter resultados excepcionais na indústria automotiva.

A figura 2.1 ilustra alguns exemplos de molas helicoidais e molas planas produzidas a partir dos aços mostrados no quadro 2.1.



Figura 2.1 – Molas de uso geral na indústria automotiva (cortesia, GERDAU AEB, 2008).

2.2 HISTÓRICO DO DESENVOLVIMENTO DOS AÇOS PARA MOLAS DE VÁLVULAS DE MOTORES DE COMBUSTÃO INTERNA

Molas para aplicações dinâmicas são componentes submetidos a severas condições de uso em altas temperaturas (aproximadamente 230°C) e em regime de alta solicitação cíclica. A tendência do setor automotivo é a produção de motores de alto desempenho, com molas cada vez mais leves e com maior resistência mecânica (OLIVEIRA, 2007).

Fazendo uma revisão histórica, verifica-se que existiam dois tipos de arames utilizados em molas de válvulas: fios de corda de piano, obtidos a partir de fio-máquina de aço alto carbono e arames temperados em óleo e revenidos, após trefilação.

Fios de corda de piano eram produzidos na Suécia e foram largamente utilizados em válvulas para motores, após a segunda guerra mundial. O Japão, a partir da década de 30, iniciou estudos nessa área, sendo que, em 1952, conseguiu produzir o fio-máquina similar ao produzido por siderúrgicas suecas. No ano de 1955, os Estados Unidos passaram a utilizar arames temperados de aço Cr-V em molas para seus motores de combustão interna.

Aços para molas da série Cr-Si, temperados e revenidos em óleo, que possuem maior resistência mecânica que os da série Cr-V (SAE 9254, JIS SWOSC-V) começaram a ser utilizados em 1964 e permanecem em uso até os dias atuais. A Tabela 2.1 compara as composições químicas dos aços para molas de válvulas e a figura 2.2 mostra resumidamente o progresso desse desenvolvimento (SUDA, 2005).

Tabela 2.1 – Composição química do fio-máquina para mola de válvula (SUDA 2005)

Tipos de Aço	Classificação (JIS)	%C	%Si	%Mn	%Ni	%Cr	%V	Classificação
Alto Cr-Si-V	Aço de Alta Resistência	0,56 - 0,61	1,80 – 2,20	0,70 - 1,00	0,20 - 0,40	0,85 – 1,05	0,05 – 0,15	KHV10N
Cr-Si-V	Alta Resistência	0,60 - 0,65	1,30 – 1,60	0,50 - 0,70	-	0,50 – 0,70	0,08 - 0,18	KHV7
Cr-Si	SWOSC-V	0,51 - 0,59	1,20 – 1,60	0,50 - 0,80	-	0,50 – 0,80	-	SAE 9254
Cr-V	SWOCV-V	0,45 - 0,55	0,15 – 0,35	0,65 - 0,95	-	0,80 – 1,10	0,15 - 0,25	SAE 6150
Aço ao Carbono	SWO-V	0,60 - 0,75	0,12 – 0,32	0,60 - 0,90	-	-	-	SAE 1070

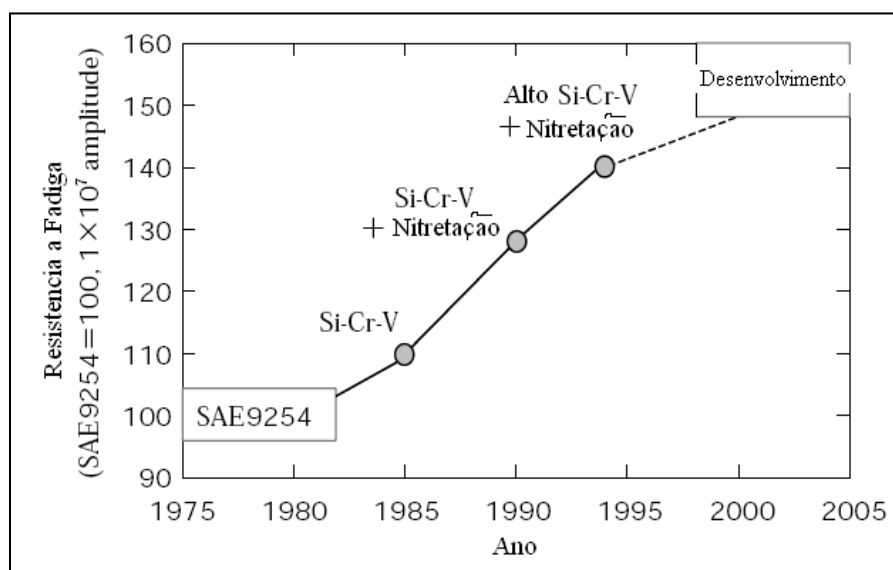


Figura 2.2 – Desenvolvimento dos aços para mola de válvula dinâmica (SUDA, 2005)

Imperfeições superficiais e descarbonetação são defeitos conhecidos por afetarem a resistência à fadiga dos aços para molas de válvulas. A partir da década de 80 foi desenvolvido no Japão o processo de acabamento por desbaste (*Shaving*), que elimina esses defeitos no arame por “arrancamento” do material de sua superfície. Neste mesmo período foram desenvolvidas tecnologias para o controle de inclusões, que são altamente prejudiciais a esse tipo de aço. A partir de estudos posteriores para otimização da composição química dos aços para mola de válvula, desenvolveu-se o aço Cr-Si-V (vide tabela 2.1) que, com adições de vanádio, contribuiu para o aumento da resistência mecânica e refino de grãos austeníticos. Esta nova série de aço (Cr-Si-V) apresenta limite de resistência à tração de aproximadamente 2050 MPa, enquanto que o SAE 9254 possui limite de resistência de aproximadamente 1800 MPa (SUDA, 2005).

Os aços para molas de válvula da série Cr-Si-V com 2,0% de Si foram desenvolvidos no início dos anos 90 e apresentaram melhoras em relação ao limite de resistência, com valores de até 2200 MPa, após passar por tratamentos de nitretação e jateamento com esferas de vidro (*shot-peening*). No início do ano 2000, siderúrgicas japonesas apresentaram diversos desenvolvimentos em aços para molas de válvulas, por exemplo, o aço KHV10N. Atualmente, siderúrgicas japonesas desenvolvem uma nova geração de aços para essa aplicação. As figuras 2.3 e 2.4 mostram importantes propriedades mecânicas em relação a outros aços para molas de válvulas. Na figura 2.5 observam-se as alterações dimensionais que as molas sofreram com os devidos avanços tecnológicos já comentados (SUDA, 2007).

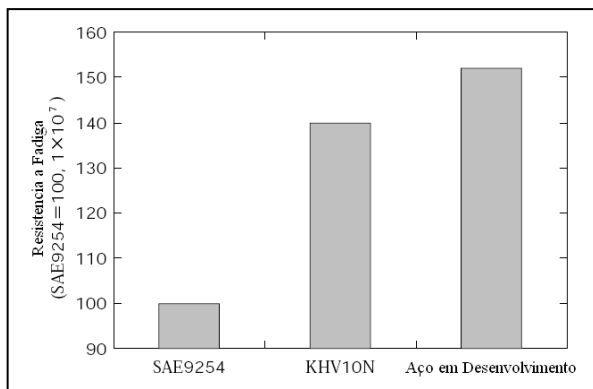


Figura 2.3 – Resistência à fadiga de aços para molas de válvulas (SUDA, 2007).

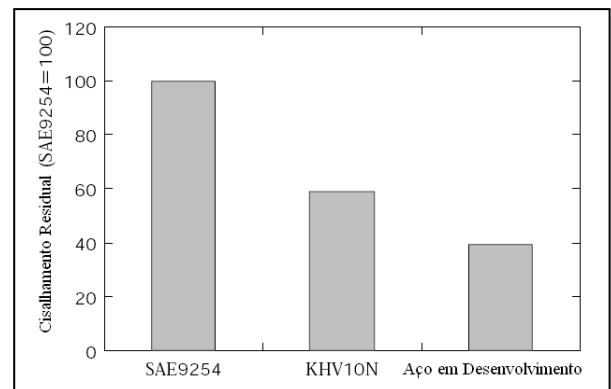


Figura 2.4 – Tensão de cisalhamento residual de aços para molas de válvulas (SUDA, 2007)

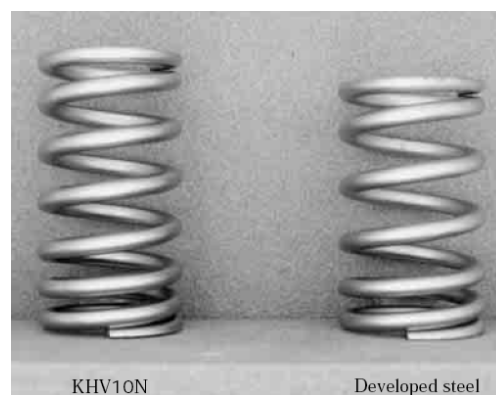
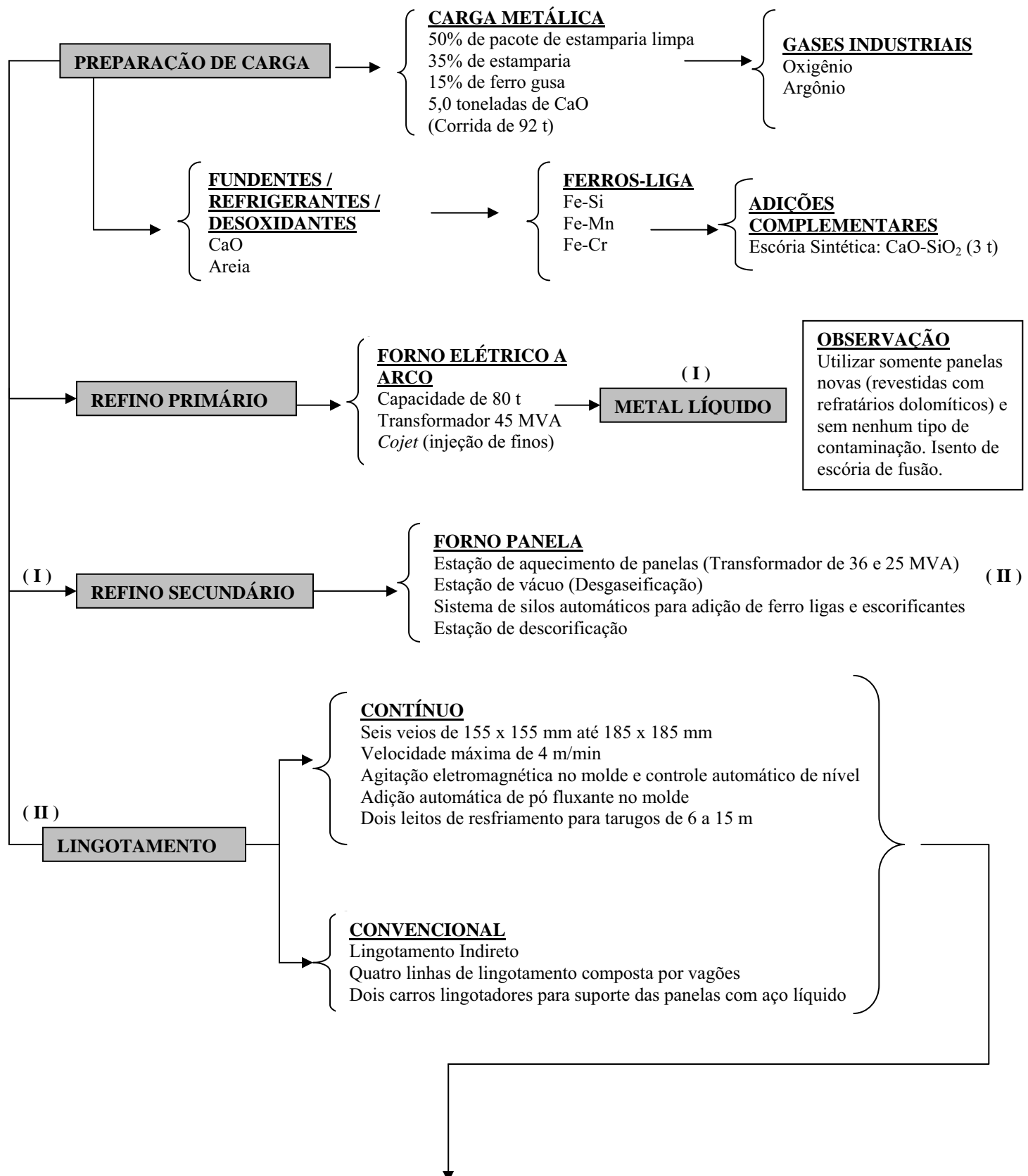


Figura 2.5 – Alterações no diâmetro e número de espiras em molas helicoidais de válvulas fabricadas com as novas gerações de aços (SUDA, 2007).

2.3 PROCESSO DE PRODUÇÃO DO AÇO PARA MOLAS DE VÁLVULAS

Na figura 2.6 está descrito o processo utilizado para obtenção do arame utilizado na fabricação de molas para válvulas de motores, seguindo a lógica industrial. A figura 2.7 ilustra o esquema do ciclo de produção de barras e do arame para molas de válvulas.



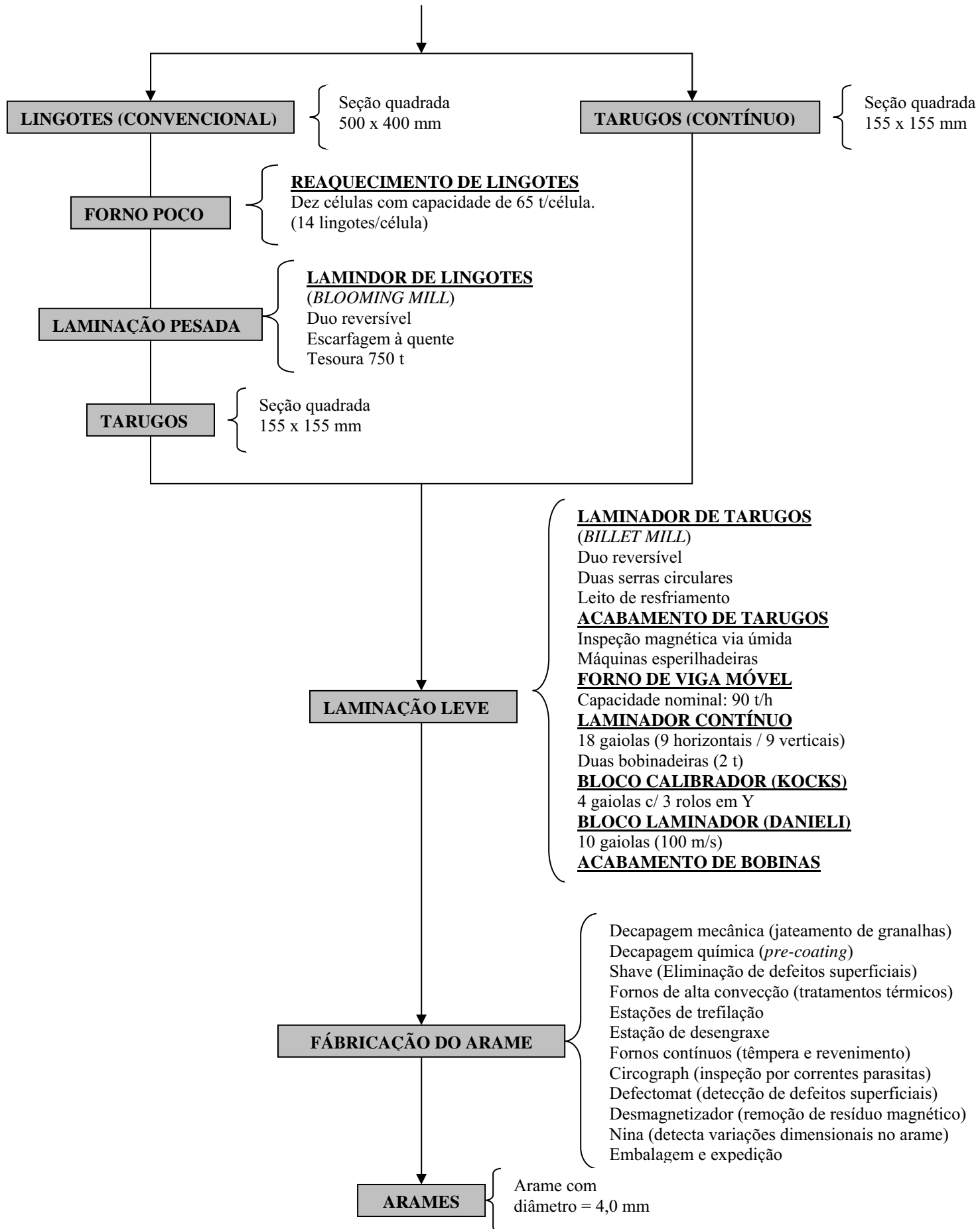


Figura 2.6 – Fluxograma do processo de fabricação de arames para molas de válvulas.

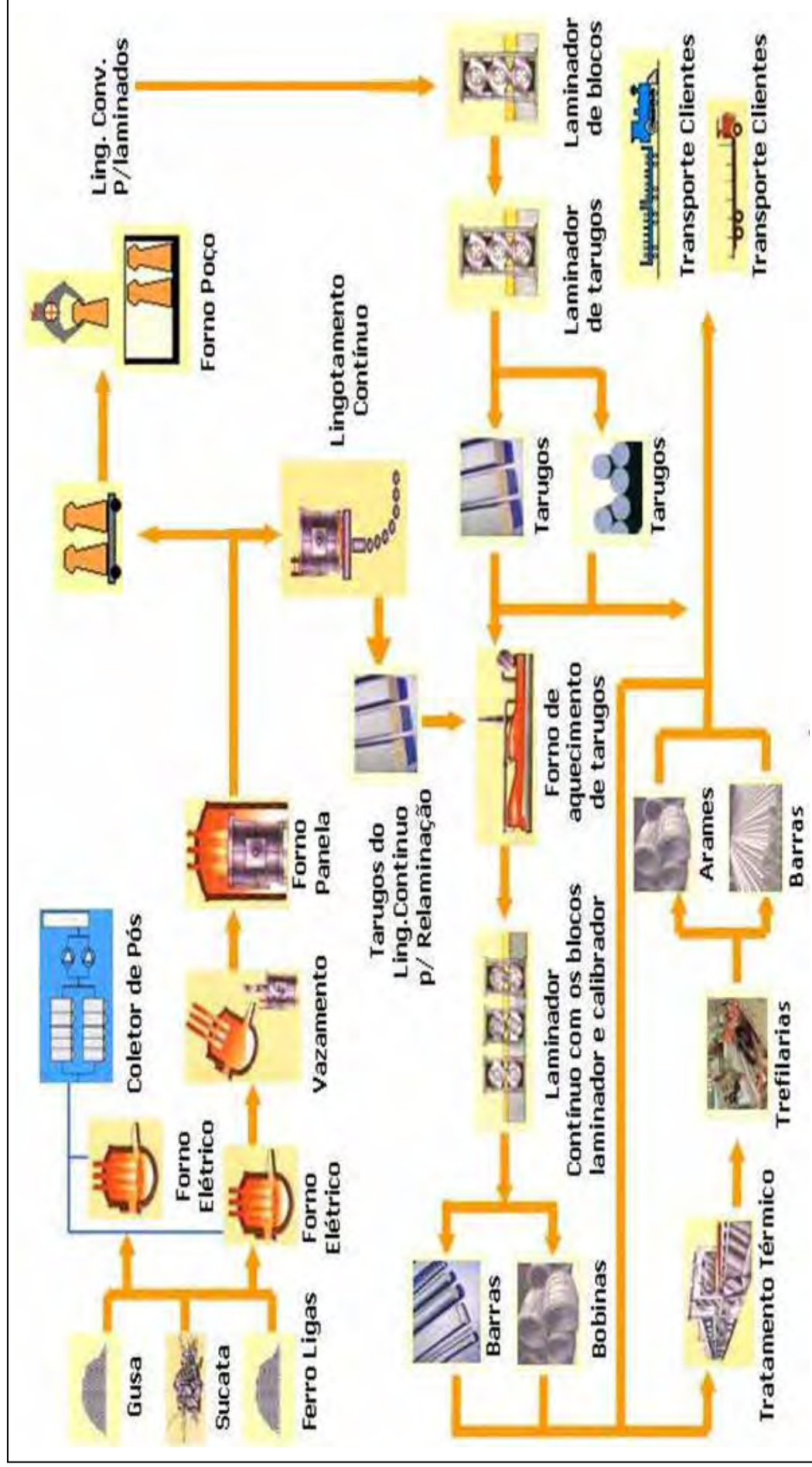


Figura 2.7 – Esquema ilustrativo do ciclo de produção de barras trefiladas e de arames para molas de válvulas de motores (cortesia, GERDAU AEB, 2008).

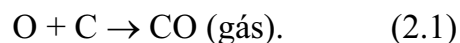
2.4 CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE A ELIMINAÇÃO DE IMPUREZAS, FORMAÇÃO DA ESCÓRIA E CONTROLE DAS INCLUSÕES EM AÇOS PARA MOLAS DE VÁLVULAS

O conhecimento dos princípios básicos de físico-química em aplicações metalúrgicas são importantes para o bom entendimento das reações que ocorrem durante o processo de refino secundário dos aços, descritos a seguir.

2.4.1 Desoxidação

Na prática, por razões econômicas, a desoxidação do aço líquido é realizada pela adição dos seguintes elementos: Al, Si e Mn, em uma escória com baixas quantidades de FeO, MnO e SiO₂. Importante ressaltar o fato de que o uso combinado de Si e Mn na desoxidação é mais eficiente do que o uso isolado do Si ou Mn. A razão para essa maior eficiência é a formação de um composto chamado de silicato de manganês, que também é líquido nas temperaturas usuais do aço líquido, não formando inclusões e sendo absorvido pela escória. Essa contínua remoção do silicato de manganês por dissolução no aço líquido leva o equilíbrio das reações químicas constantemente para a direita (eliminação de CO pela atmosfera do forno), aumentando muito a eficiência da desoxidação.

Os formadores de óxidos estáveis, como o Ca e o Mg, além do alto custo, trazem dificuldades no manuseio em sua forma pura ou metálica, não sendo, portanto, utilizados para desoxidação em processos industriais. A desoxidação também pode ser feita por meio da reação química, mostrada na equação 2.1 (BOLOTA, 2005):



Neste caso, o equilíbrio químico não se dá entre o aço e a escória, mas entre o aço e a atmosfera, com o equilíbrio se deslocando para a direita (formação de CO, com desoxidação do aço), aumentando o teor de carbono dissolvido no aço ou reduzindo o teor de CO na atmosfera. A redução de CO na atmosfera do forno panela pode se dar

pela diluição constante do CO em outros gases, muitas vezes gases, inertes, como o argônio, ou pela constante remoção do CO gerado no processamento a vácuo.

2.4.2 Descarbonetação

Utilizando-se a mesma equação de equilíbrio químico da desoxidação por carbono (equação 2.1), pode-se entender o mecanismo de remoção do carbono do aço (BOLOTA, 2005).

Da mesma maneira, a remoção ou diluição contínua do CO na atmosfera do forno desloca o equilíbrio no sentido da formação do CO, ou seja, da descarbonetação. Idem para a entrada de oxigênio no aço líquido, que pode ser feita por injeção de O₂ gasoso ou entrada de FeO na escória, conforme a seguinte equação de equilíbrio:

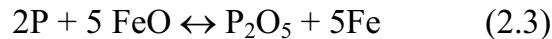


A entrada de FeO na escória desloca o equilíbrio para a esquerda, ou seja, aumenta o teor de oxigênio dissolvido no aço líquido, que por sua vez desloca o equilíbrio da equação 2.1 para a formação de CO, ou seja, a descarbonetação. Essa prática é mais utilizada na fabricação de aços comuns com teores de carbono muito baixos (abaixo de 0,05% de carbono), que também exige uma certa descarbonetação durante o refino secundário.

O carbono é um desoxidante fundamental para a metalurgia, seu produto de desoxidação é gasoso e não é solúvel no aço, portanto, não forma inclusões. Quanto mais se utiliza o recurso da desoxidação pelo carbono, melhor é a qualidade do aço produzido. Dessa forma, se o teor de carbono durante o vazamento for baixo e adicionado qualquer outro desoxidante, a diferença adicional de oxigênio é transformada em inclusões.

2.4.3 Desfosforação

A remoção do fósforo do aço líquido segue uma equação de equilíbrio mais complexa (BOLOTA, 2005).



A desfosforação é uma importante fase do processo de refino do aço para a eliminação do fósforo do metal líquido, que é uma impureza presente nos aços. O contato entre aço líquido e a escória deve ser o mais intenso possível, daí a importância da forte agitação do metal líquido por meio da insuflação de gases, nesse caso podendo ser o próprio oxigênio, que trará o benefício adicional de aumentar o teor de FeO na escória.

Nesse equilíbrio P e Fe estão dissolvidos no aço líquido e FeO e P_2O_5 estão na escória. Para se deslocar o equilíbrio da equação 2.3 para a direita (desfosforação) é necessário que haja muito FeO na escória (30 a 40% de preferência), condição facilmente obtida durante a fase de fusão, no forno elétrico a arco ou convertedor.

Em casos excepcionais, a desfosforação pode ser feita durante o refino secundário, mas é imprescindível que a escória remanescente do processo seja totalmente removida antes das sequências das operações de refino, pois a escória se encontrará contaminada com fósforo e qualquer redução do teor de FeO na escória pode reverter o fósforo para ao aço novamente (BOLOTA, 2005)

2.4.4 Dessulfuração

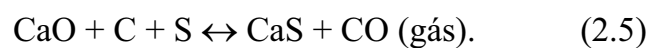
A reação de equilíbrio que representa o processo de dessulfuração é a seguinte (BOLOTA, 2005):



Analogamente às equações de equilíbrio mostradas anteriormente, o Al e S encontram-se dissolvidos no aço líquido e CaO, CaS e Al_2O_3 encontram-se na escória. Como o enxofre ficará fixado na escória na forma de CaS é essencial um contato

intenso entre o aço líquido e a escória; porém, nesse caso a agitação na panela deve ser feita por borbulhamento de gás inerte ou agitação eletromagnética, nunca por oxigênio, que levaria à formação de Al_2O_3 deslocando o equilíbrio para a esquerda, contra a dessulfuração.

O deslocamento do equilíbrio para a direita (dessulfuração) é obtido pela adição de alumínio no aço e por CaO na escória. Uma variante do equilíbrio químico na dessulfuração pode ser representada pela seguinte reação química (BOLOTA, 2005):



Esse equilíbrio explica a dessulfuração ocorrida em aços com alto carbono e a ocorrida sob vácuo, mesmo sem a presença significativa de alumínio no aço líquido, caso do aço para molas de válvulas.

2.4.5 Basicidade

O termo basicidade tem sido usado na prática e, em geral, expressa a diferença ou a relação entre as concentrações de óxidos denominados “ácidos” e “básicos” nas escórias. A definição geral do índice de basicidade é dada pela equação 2.6

$$B = \frac{\%Bases}{\%Ácidos} \quad (2.6)$$

sendo:

- Óxidos básicos: CaO, MgO;
- Óxidos básicos fracos: MnO, FeO;
- Óxidos ácidos fracos: Al_2O_3 , Fe_2O_3 e;
- Óxidos ácidos: SiO_2 .

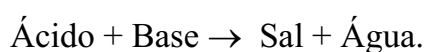
A noção de basicidade é totalmente experimental e arbitrária. As noções de óxido ácido e óxido básico surgiram da observação de que as escórias ricas em sílica atacam os refratários dolomíticos ou magnesianos e vice-versa. Escórias ricas em CaO e MgO

atacam refratários siliciosos. Nenhum outro fundamento explica a introdução destes termos em metalurgia e nenhuma relação existe com a noção precisa de ácidos e base de físico-química das soluções aquosas. Trata-se, portanto, de noção consagrada pelo uso, e tem sido útil na metalurgia. O valor do índice de basicidade, tal como definido, está relacionado com o comportamento das escórias nos seguintes casos (LEANDRO, 2005):

- Ataque das escórias sobre os refratários: A basicidade é um índice que permite julgar qualitativamente se uma dada escória é ou não apropriada para uso com um determinado refratário;
- Viscosidade das escórias: Existe uma relação entre a viscosidade de uma escória e sua basicidade;
- Desfosforação e dessulfuração: Ficou comprovado que as escórias básicas são essenciais para obtenção de aços dentro da classe “super-limpos”.

Devido à utilidade desse parâmetro, procurou-se um significado mais científico e que foi conseguido com a noção de ácido e base da físico-química das soluções aquosas. Uma solução aquosa é um líquido muito diferente das escórias. Tem-se então uma dispersão de íons e moléculas, mais ou menos bem definida, em um líquido molecular dielétrico. As moléculas desse dielétrico podem ser rompidas formando íons H^+ ou OH^- . Quando se predomina o primeiro tem-se uma solução ácida. Quando o domínio é de OH^- , tem-se uma solução básica (LEANDRO, 2005).

Substâncias que se dissolvem em água produzindo grande quantidade de H^+ são ácidas e substâncias que produzem grandes quantidades de OH^- são ditas bases. Naturalmente, ácidos tendem a neutralizar as bases.



Nessas soluções aquosas, os termos “ácido” e “base” têm definição clara e precisa, o que não ocorre com as escórias. Um significado preciso de basicidade nas

escórias foi obtido por meio da atração dos óxidos, que tem encontrado grande aplicação no estudo dos silicatos fundidos em geral e das escórias em particular.

A tabela 2.2 classifica os óxidos segundo as atrações crescentes do cátion para o íon de oxigênio. A tabela das atrações de oxigênio serve para interpretar um grande número de fenômenos relativos à química das escórias, em particular no que se refere ao caráter mais ou menos ácido ou básico dos óxidos. Com efeito, observando-se a tabela 2.2 verifica-se a série de basicidade decrescente ou acidez crescente dos óxidos. A partir do Na_2O ao MgO , a basicidade diminui. No meio da tabela encontram-se os óxidos anfóteros, que se comportam tanto como básico ou ácido. A partir do TiO_2 ao P_2O_5 estão os óxidos ácidos. Vê-se, portanto, que um óxido básico é um óxido de fraca atração por oxigênio, portanto sua tendência é liberar o oxigênio (LEANDRO, 2005).

Tabela 2.2 – Classificação dos óxidos segundo atrações do cátion para o íon de oxigênio (LEANDRO, 2005)

ÓXIDO	RAIO DO CÁTION	ATRAÇÃO DO OXIGÊNIO	BASICIDADE
Na_2O	0,98	0,34	BÁSICO
BaO	1,29	0,53	BÁSICO
CaO	0,94	0,70	BÁSICO
MnO	0,80	0,79	BÁSICO
FeO	0,75	0,83	BÁSICO
MgO	0,65	0,91	BÁSICO
BeO	0,30	1,31	BÁSICO
Al_2O_3	0,45	1,66	ANFÓTERO
TiO_2	0,60	1,90	ANFÓTERO
B_2O_3	0,20	2,20	ANFÓTERO
Cr_2O_3	0,55	1,50	ANFÓTERO
F_2O_3	0,53	1,53	ANFÓTERO
SiO_2	0,38	2,39	ÁCIDO
P_2O_5	0,35	3,17	ÁCIDO

2.5 FORMAÇÃO DA ESCÓRIA

Nos processos de fabricação do aço, a escória tem papel fundamental. Nas reações de refino, a escória influencia tanto a cinética das reações quanto a composição final do aço, devido ao equilíbrio escória-banho. Esse subproduto também é importante no desempenho dos refratários do forno, que são sensíveis a qualquer

alteração efetuada tanto nas propriedades físicas quanto nas propriedades químicas da escória. Portanto, pode-se dizer que a escória tem os seguintes objetivos principais:

- Proteger o metal do contato com o ambiente;
- Minimizar as perdas térmicas do metal;
- Reter compostos formados a partir das impurezas que se deseja remover dos metais sendo refinados.

2.5.1 Formação de escórias

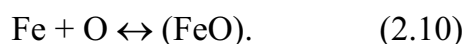
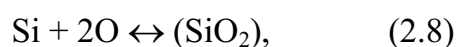
Os óxidos constituintes da escória têm origens distintas, segundo Pimentel (1999):

- CaO: Provém da cal ou dolomita;
- MgO: Pode se originar da cal, dolomita e refratários;
- SiO₂, MnO, FeO (Fe₂O₃), Cr₂O₃, TiO₂, etc, provêm principalmente da oxidação dos elementos do banho.

Durante a fabricação do aço, o controle da composição química da escória é muito importante. Pela composição química da escória, consegue-se agir sobre a dessulfuração, desfosforação, ataque aos refratários, etc.

2.5.2 Oxidação dos elementos do banho na formação da escória

Grande parte dos óxidos constituintes da escória é oriunda da transferência de elementos do metal para a escória por processos de oxidação. No caso mais simples, a oxidação de alguns desses elementos, por exemplo, pode ser representada pelas seguintes reações (PIMENTEL, 1999):



A observação destas equações indica que o processo de oxidação do silício, manganês e ferro é função do potencial de oxigênio reinante no local, dos teores de silício, manganês e ferro, da composição da escória já formada e da temperatura. No que se diz respeito aos óxidos CaO e MgO, o primeiro provém exclusivamente da cal e o segundo provém da cal, de outros fundentes adicionados junto das matérias-primas ou dos refratários. A incorporação desses óxidos modifica as atividades do SiO₂, FeO e do MnO, no sentido de abaixar a atividade da SiO₂ (favorecendo a oxidação do silício) e de aumentar a atividade do FeO e do MnO (favorecendo o retorno do ferro e do manganês ao banho metálico).

2.5.3 Dissolução da cal

A cal é o componente essencial da escória na fabricação do aço. A sua presença provoca uma série de efeitos de significado econômico:

- Cria condições para eliminação de impurezas tais como o fósforo e o enxofre; e
- Retarda e diminui o ataque aos refratários (principalmente MgO) pelas escórias.

Em vista disso, objetiva-se que a cal seja incorporada à escória o mais rapidamente possível, de tal forma a manter a trajetória de composição da mesma dentro de um campo de alta basicidade, a maior parte do tempo (PIMENTEL, 1999).

2.6 INCLUSÕES NÃO METÁLICAS

2.6.1 Classificação das inclusões dos aços

As inclusões não metálicas são partículas, em geral, de pequenas dimensões (da ordem de micrometros), dispersas na matriz metálica. As inclusões presentes na matriz metálica, acarretam em concentração de tensões, por extinguir a distribuição uniforme da tensão. A forma e o tamanho das inclusões têm efeito sobre a concentração de tensões.

As inclusões podem ser classificadas sob vários aspectos, por exemplo, quanto à origem, composição química e finalidade (PIMENTEL, 1999).

Quanto à origem, as inclusões são classificadas em exógenas e endógenas:

- Exógenas: São as inclusões de origem externa, resultantes da entrada de escória juntamente com o metal, da erosão mecânica do refratário do forno ou do material do molde e de reações químicas entre o refratário do forno, o metal e (ou) a escória;
- Endógenas: São as inclusões de origem interna, resultantes de reações químicas, transformações e precipitações que ocorrem no metal, em sua fase líquida, por exemplo, a formação de óxidos, sulfetos, fosfetos, nitretos e carbonetos.

Quanto à composição química, as inclusões são classificadas em metálicas e não metálicas:

- Metálicas: Quando as inclusões estão sob a forma de elemento puro, como no caso do chumbo e do cobre;
- Não Metálicas: Quando as inclusões estão sob a forma combinada, por exemplo, óxidos, sulfetos, fosfetos, nitretos e carbonetos.

Quanto à finalidade, as inclusões são classificadas em desejáveis e indesejáveis (PIMENTEL, 1999):

- Desejáveis: As inclusões são desejáveis quando produzidas propositadamente com algum fim específico, como no caso do chumbo e do sulfeto de manganês, para proporcionar melhoria da usinabilidade ou, como no caso do nitreto de alumínio, para evitar crescimento dos grãos austeníticos dos aços. Portanto, as inclusões nem sempre são maléficas;
- Indesejáveis: Quando as inclusões surgem não intencionalmente.

No caso dos aços para molas de válvulas, focados neste trabalho, a designação “inclusões menos indesejáveis” é utilizada para denominar as inclusões com baixo ponto de fusão, que são deformadas durante a laminação. Mais especificamente, “inclusões menos indesejáveis”, neste caso, é sinônimo de inclusões com baixo percentual de alumina.

O tipo, tamanho e a composição das inclusões não metálicas variam nos diversos estágios que compõem o processo de fabricação do aço. Pequenas mudanças nas variáveis das operações que possibilitam a produção do aço podem ter um grande efeito sobre as inclusões não metálicas resultantes. Na análise da formação das inclusões não metálicas, as seguintes características do processo de fabricação do aço são importantes: composição do refratário, prática de desoxidação, composição das ligas desoxidantes e procedimentos das operações de vazamento e lingotamento.

2.6.2 Controle das inclusões não metálicas

A retirada da maior quantidade possível das inclusões provenientes da desoxidação é imprescindível para obtenção de aços de qualidade. A quantidade de inclusões não metálicas presentes no aço caracteriza seu grau de limpeza interna. A limpeza interna é um fator importante na ductilidade, vida em fadiga, conformabilidade, tenacidade, entre outras propriedades do aço. Além da eliminação da maior quantidade possível de inclusões, é necessário o controle do tipo, do tamanho e da quantidade das inclusões remanescentes no metal líquido, assim como das inclusões que precipitarão durante a solidificação, pois estes fatores são decisivos no desempenho do produto final (LEANDRO, 2005).

As inclusões ricas em alumina possuem alto ponto de fusão, visto que a alumina pura apresenta um ponto de fusão da ordem de 2050°C. Essas inclusões podem ser iniciadoras de fratura por fadiga, por serem duras e não se deformarem junto com a matriz metálica durante o processo de laminação, criando concentradores de tensões. Desta forma, inclusões com ponto de fusão menor são desejadas. Uma opção viável é evitar a formação de inclusões sólidas, em especial alumina, formando, ao invés, inclusões de baixo ponto de fusão, em geral, no sistema $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$. Para isto, são necessários teores de CaO e SiO_2 suficientes para a formação de compostos com mais baixo ponto de fusão (PIMENTEL, 1999).

No caso dos aços para molas de válvulas, as inclusões que se desejam obter são aquelas cuja composição química se situa na região $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ do diagrama da figura 2.8, compreendida entre a pseudo-volastonita e a anortita. Na tabela 2.3

encontram-se as fórmulas químicas e os pontos de fusão das fases pseudo-volastonita e anortita.

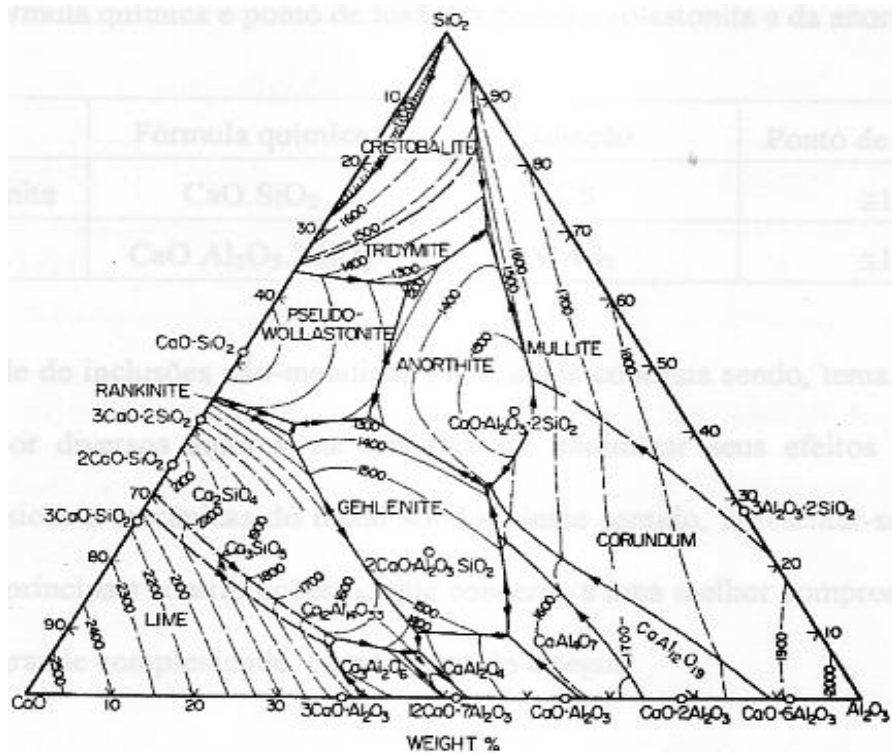


Figura 2.8 – Curvas *liquidus* do sistema $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ (PIMENTEL, 1999)

Tabela 2.3 – Fases pseudo-volastina e anortita (PIMENTEL, 1999).

Fases	Fórmula Química	Notação	Ponto de Fusão (°C)
Pseudo-volastonita	CaO-SiO_2	CS	1125°C
Anortita	$\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$	CAS ₂	1550°C

2.6.3 Eliminação de inclusões não metálicas

Os mecanismos de eliminação de inclusões não metálicas estão intimamente ligados à sua capacidade de flotação. Por sua vez, a flotabilidade das inclusões está relacionada ao seu tamanho. A eficiência com a qual as inclusões são removidas decresce com a redução do tamanho da inclusão. Consequentemente, a aglomeração das inclusões favorece a sua flotação para a interface metal-escória (BOLOTA, 2005).

Assim, um dos pontos críticos do processo das inclusões é a aglomeração. A agitação do aço líquido, ou melhor, a turbulência provocada por essa agitação pode resultar em um contato mais frequente entre as inclusões, as quais são aglomeradas. A

aglomeração das inclusões também pode ocorrer nas superfícies de bolhas. Quando possuem velocidade de flotação menor do que aquela da recirculação do aço líquido, essas bolhas constituem excelentes sítios para aglomeração de inclusões.

A etapa controladora da eliminação de inclusões é, portanto, a flotação dessas inclusões para a escória, sendo o mecanismo controlador da limpeza interna dos aços no que diz respeito aos óxidos. Assim, do ponto de vista da escória é importante que ela tenha capacidade de absorver e dissolver as inclusões, quando estas chegam à interface metal-escória (BOLOTA, 2005).

2.7 ANÁLISE DOS PARÂMETROS DO PROCESSAMENTO FÍSICO-QUÍMICO UTILIZADO NA FABRICAÇÃO DO AÇO PARA MOLAS DE VÁLVULAS SAE 9258

Para que seja possível uma melhora consistente nas propriedades mecânicas e de fadiga das molas de válvula, são descritas a seguir as ações a serem tomadas, em metalurgia secundária, referentes ao balanceamento dos elementos de liga e à modificação das inclusões para silicatos deformáveis (LEANDRO, 2006).

a-) Balanceamento dos elementos de liga: Para aumentar igualmente o limite de resistência e a tenacidade do aço, um balanceamento dos elementos de liga torna-se fundamental. A figura 2.9 mostra os principais elementos de liga do aço para molas de válvulas e sua influência na resistência à tração (em MPa).

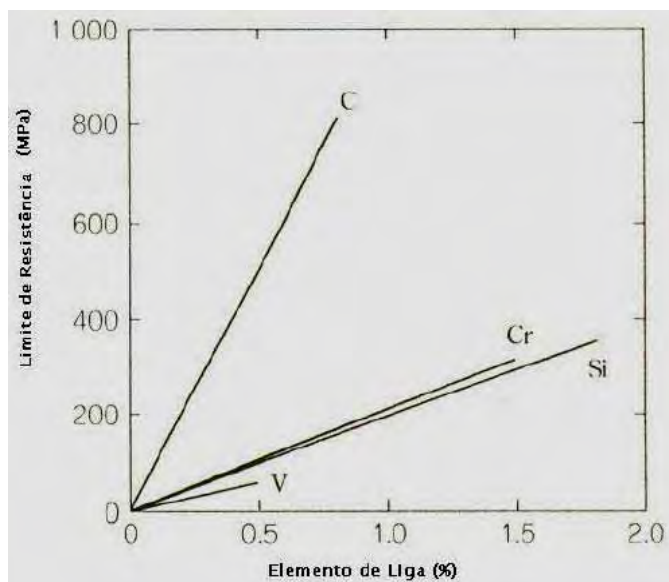


Figura 2.9 – Relação entre os elementos de liga e o limite de resistência à tração do aço SAE 9258, revenido a 450°C por 1 hora (OKI, 2000).

b-) Modificação das inclusões para silicatos deformáveis: Com a melhora progressiva das condições superficiais dos arames produzidos com a classe de aços super-limpos (*SuperClean*) as eventuais fraturas por fadiga podem ocorrer devido a formação de inclusões de óxidos indeformáveis e ao tamanho das inclusões. A figura 2.10 mostra o efeito da espessura das inclusões na resistência à fadiga do aço SAE 9258.

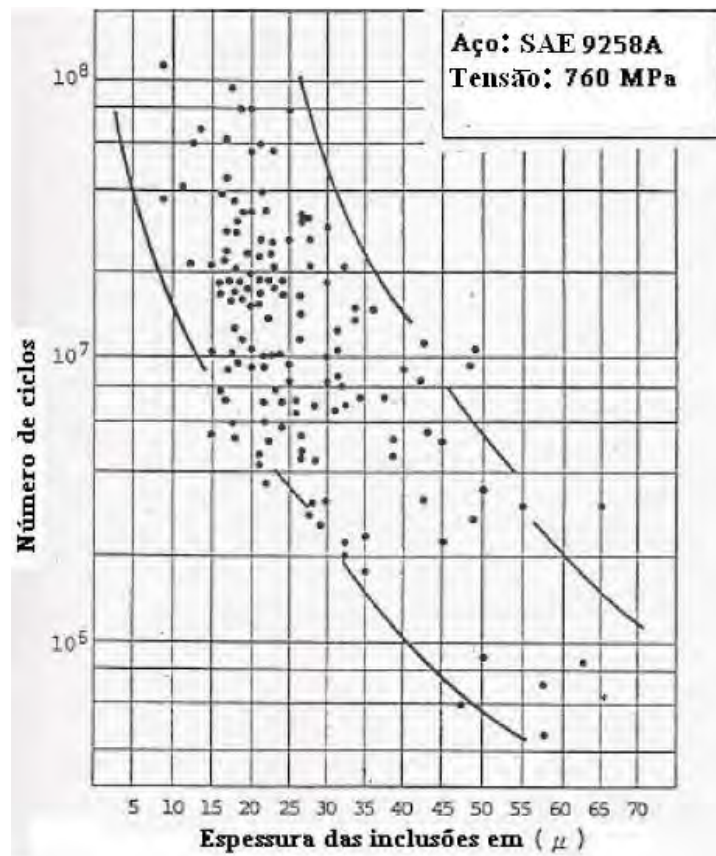


Figura 2.10 – Influência da espessura das inclusões no número de ciclos em um ensaio de fadiga (Nakamura), utilizando tensão de 760 MPa (KAWAHARA, 2000)

2.8 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS INCLUSÕES DE SILICATO DE ACORDO COM SUA DEFORMABILIDADE

A deformabilidade de uma inclusão não metálica é representada pelo índice de deformação v , de acordo com Malkieweiz (1963) e definido como sendo a razão da tensão de deformação da inclusão para a tensão de deformação da matriz, durante a

laminação a quente. O valor $v = 0$ indica que não houve deformação da inclusão. Esse comportamento entre inclusão e matriz provoca a formação de vazios na interface, resultando em uma nucleação de micro trincas durante a sollicitação por fadiga.

Quando a inclusão e a matriz deformam simultaneamente com $v = 1$, a inclusão e a matriz permanecem em perfeito contato sem a ocorrência de vazios na interface, evitando o aparecimento de micro trincas (MALKIEWEIZ, 1963).

As inclusões de silicato variam em deformabilidade em função da composição e temperatura do processo. A sílica pura é indeformável na faixa de temperatura de interesse, porém, à medida que o teor de sílica diminui, também diminui a temperatura na qual essas inclusões deformam plasticamente. A figura 2.11.a mostra as temperaturas para as quais os silicatos de ferro e manganês iniciam sua deformação. Pode-se verificar que um elevado teor de sílica, eleva consideravelmente essa temperatura. A figura 2.11.b mostra as relações entre a temperatura de fusão e o índice de deformabilidade da inclusão.

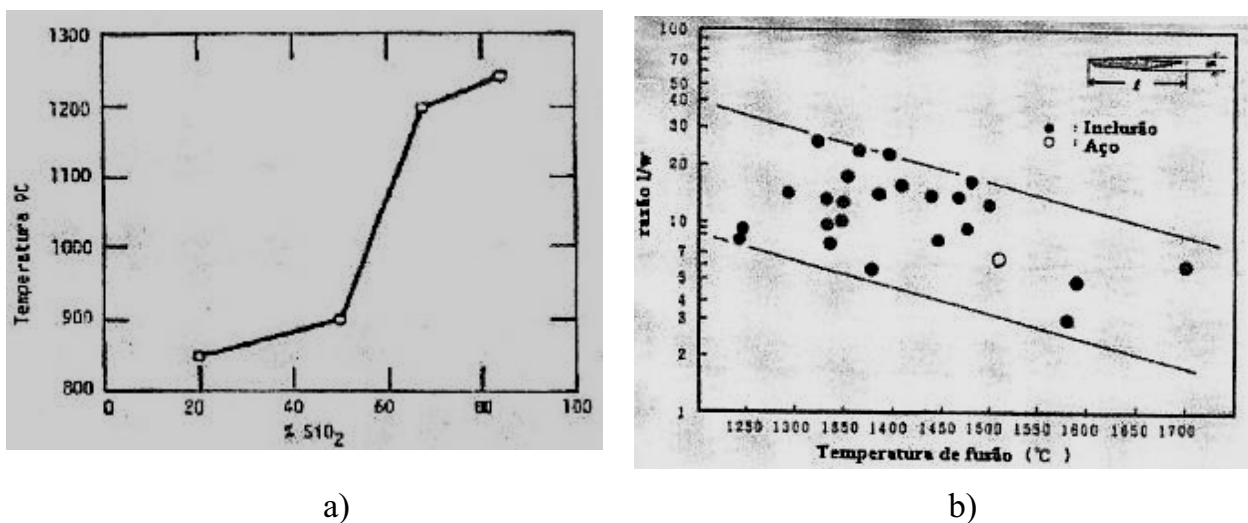


Figura 2.11 – a) Mínima temperatura para a qual as inclusões de silicato se deformam, de acordo com o teor de sílica (LEANDRO, 2006); b) Temperatura de fusão das inclusões em função de sua deformabilidade (KAWAHARA, 2000)

Portanto, é necessário obter durante o processo de elaboração do aço a formação de inclusões deformáveis, conforme apresentado no diagrama $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$, (figura 2.12.a) e as morfologias das inclusões em regiões distintas do diagrama (figura 2.12.b).

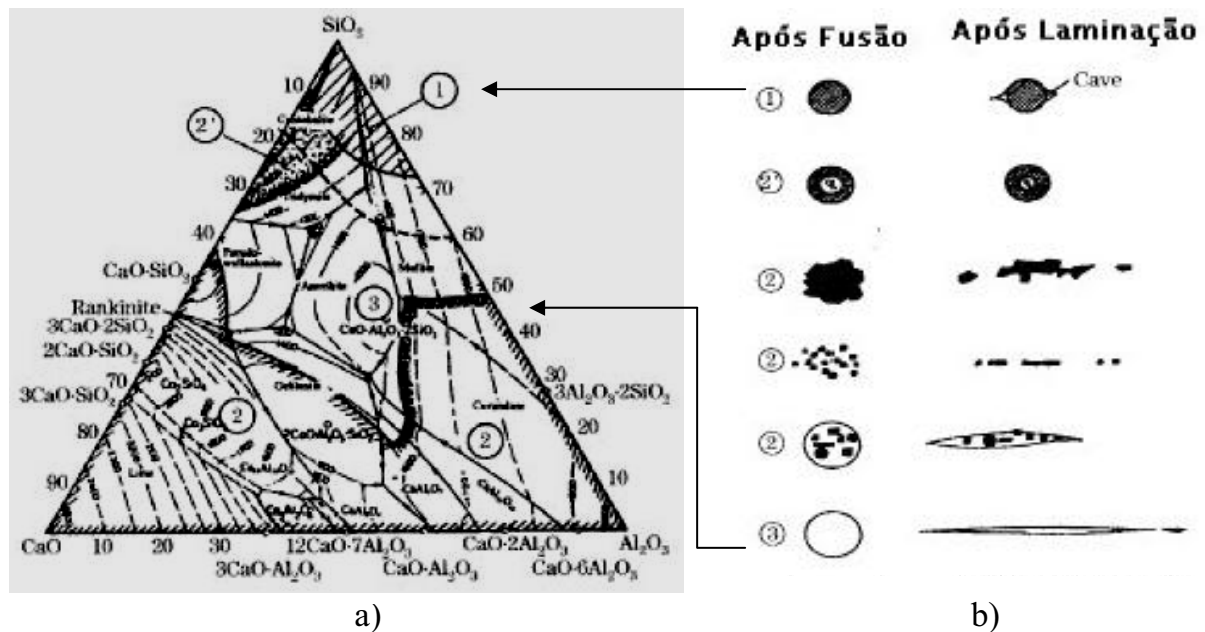


Figura 2.12 – a) Diagrama ternário CaO – Al₂O₃ – SiO₂, mostrando as regiões das inclusões com suas morfologias; b) Morfologia das inclusões não metálicas após fusão e laminação, referenciadas por sua região no diagrama ternário (LEANDRO, 2006)

Analisando as figuras 2.12a e 2.12b fica claro que a região (3) do diagrama ternário seria a melhor situação em relação a deformabilidade das inclusões. Essa região no diagrama ternário corresponde à formação da anortita. Para inclusões de silicato que contêm alumina à medida que seu conteúdo se eleva, o índice de deformabilidade é reduzido, conforme indicado na figura 2.13.

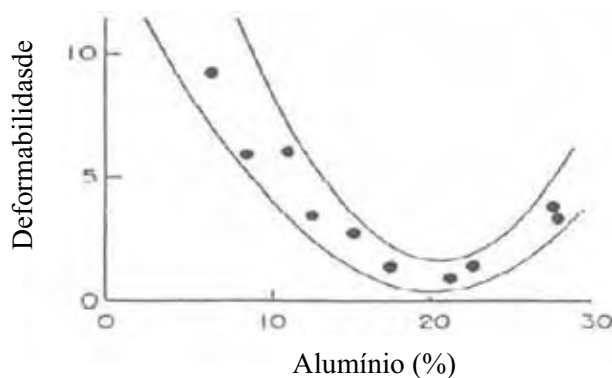


Figura 2.13– Índice de deformabilidade das inclusões de silicato contendo alumina, em função do teor de alumina (LEANDRO, 2006).

Pela figura 2.13, entende-se que quanto menos alumina melhor serão as características do aço quanto a fadiga, já que a presença de inclusões de silicatos

deformáveis e a ausência de inclusões indeformáveis, contribuirão para uma ampliação em sua vida em fadiga do aço. Portanto, o teor de alumínio no aço para essas condições deve ser o menor possível.

2.9 PRINCIPAIS PARÂMETROS DE ACIARIA

Os principais parâmetros de controles em termos de processo na aciaria, de maneira a promover a formação da anortita em equilíbrio no aço são: a) o teor de oxigênio em equilíbrio com a escória e o aço e b) a basicidade (LEANDRO, 2006).

a-) Teor de oxigênio em equilíbrio com a escória: De acordo com a figura 2.14, a anortita encontra-se estável para uma variação de atividade (relação entre pressão parcial a uma determinada temperatura do elemento puro) da sílica na escória de 0,2 a 0,6 no diagrama ternário. Portanto, deve-se encontrar para essa atividade o teor de oxigênio em equilíbrio com o aço.

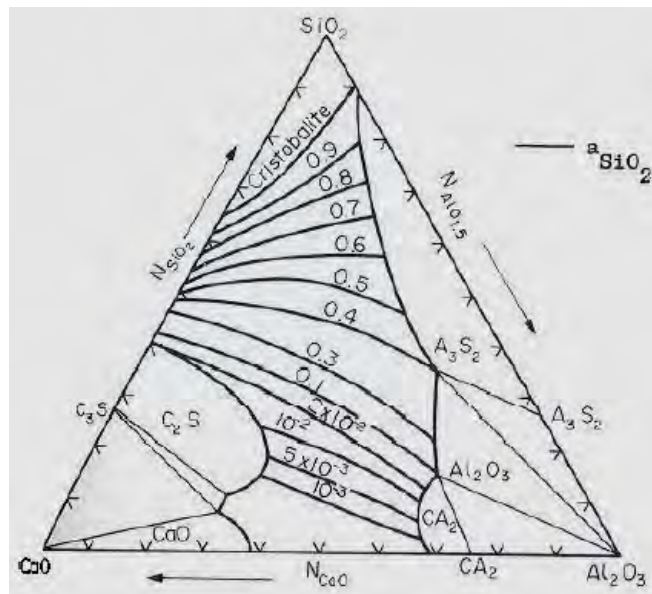


Figura 2.14 – Atividade da sílica (SiO_2) no diagrama ternário $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ na temperatura de 1550°C (LEANDRO, 2006).

Com isso, obtêm-se as relações entre a atividade da sílica e o oxigênio em equilíbrio (tabela 2.4), e a atividade do oxigênio com a porcentagem de alumínio (tabela 2.5), levando-se em consideração a composição química do aço SAE 9258.

Tabela 2.4 – Relação entre a atividade da sílica e o oxigênio em equilíbrio no aço.

Atividade do Oxigênio (ppm)	Atividade da Sílica
10	0,2
12	0,3
14	0,4
18	0,6

Tabela 2.5 – Relação entre o oxigênio em equilíbrio com a porcentagem de alumínio.

Atividade do Oxigênio (ppm)	Atividade da %Al
49	0,001
17	0,005

Como a atividade da sílica, para se ter a estabilidade da anortita, requer uma quantidade de oxigênio entre 10 a 18 ppm de acordo com a tabela 2.4, portanto, o teor de alumínio admissível será de no máximo 0,005% (tabela 2.5). Sabendo que durante a elaboração do aço pode existir contaminações dos ferros-liga, recomenda-se não adicionar alumínio.

b-) Basicidade: Em função da fração molar de SiO_2 , pode-se ter uma idéia da basicidade da escória para se produzir com a qualidade requerida o aço para molas SAE 9258. De acordo com estudos realizados por Leandro (2006), com base em análise físico-química, foi encontrada a seguinte equação da basicidade em função da fração molar da sílica:

$$B = \frac{56}{60} \left(\frac{1}{X_s} - 1 \right), \quad (2.11)$$

sendo:

B = Basicidade; e

X_s = Fração molar da sílica.

Uma relação entre a atividade da sílica, fração molar da sílica, basicidade e o inverso da basicidade, encontra-se na tabela 2.6.

Tabela 2.6 – Relação entre atividade da sílica, fração molar, basicidade e o inverso da basicidade (LEANDRO, 2006).

Atividade da Sílica	Fração Molar da Sílica	Basicidade	Inverso da Basicidade
0,2	40	1,40	0,70
0,3	42	1,30	0,71
0,4	45	1,10	0,87
0,6	49	0,97	1,03

Considerando que as escórias utilizadas na fabricação do aço apresentam os seguintes residuais: $\text{MgO} = 10\%$; $\text{MnO} = 1\%$; $\text{Al}_2\text{O}_3 = 2\%$; $\text{FeO} = 0,7\%$, a equação 2.11, corrigida de acordo com esses residuais, toma a seguinte forma (LEANDRO, 2006):

$$B = \frac{56}{60} \left(\frac{1}{X_s} - 1,137 \right). \quad (2.12)$$

Recalculando novamente a basicidade da escória de acordo com os residuais citados, encontra-se a basicidade objetivada para a aciaria, durante a elaboração do aço, conforme apresentado na tabela 2.7.

Tabela 2.7 – Relação entre basicidade e teor de oxigênio em equilíbrio no aço SAE 9258 (LEANDRO, 2006).

Fração Molar da Sílica	Basicidade	% em peso de Sílica	% peso de CaO	Atividade do Oxigênio
40	1,27	35	44,5	10
45	1,01	39	39	14

c-) Teor de FeO da escória: Devido ao FeO estar bastante diluído na escória, considera-se seu teor (% peso) igual a sua atividade. A tabela 2.8 apresenta uma comparação entre a fração molar e a porcentagem em peso de FeO na escória (LEANDRO, 2006).

Tabela 2.8 – Comparação entre fração molar e porcentagem em peso de FeO na escória (LEANDRO, 2006).

Fração Molar de FeO	% FeO na Escória
0,0053	0,53
0,0075	0,74

2.10 CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE A SOLIDIFICAÇÃO DOS AÇOS

O conhecimento das diversas transformações de fase envolvidas no processo de solidificação e resfriamento dos aços é de fundamental importância para o controle do processo de lingotamento. A análise do processo de solidificação dos metais apresenta fundamentalmente dois aspectos (RIZZO, 2005):

- O aspecto metalúrgico ligado à composição química do metal;
- O aspecto térmico relativo à história térmica anterior do metal, a forma pelo qual o calor é transferido e a distribuição de temperaturas no interior da peça a cada instante do processo.

As interações entre os diversos mecanismos que ocorrem em diferentes níveis, desde a escala atômica, passando pela escala das interfaces e pela escala dos grãos até a escala do sistema, conforme ilustra a figura 2.15, para o caso de uma solidificação do tipo dendrítica, tem sido um dos maiores desafios no estudo dos problemas relativos à solidificação dos metais e ligas.

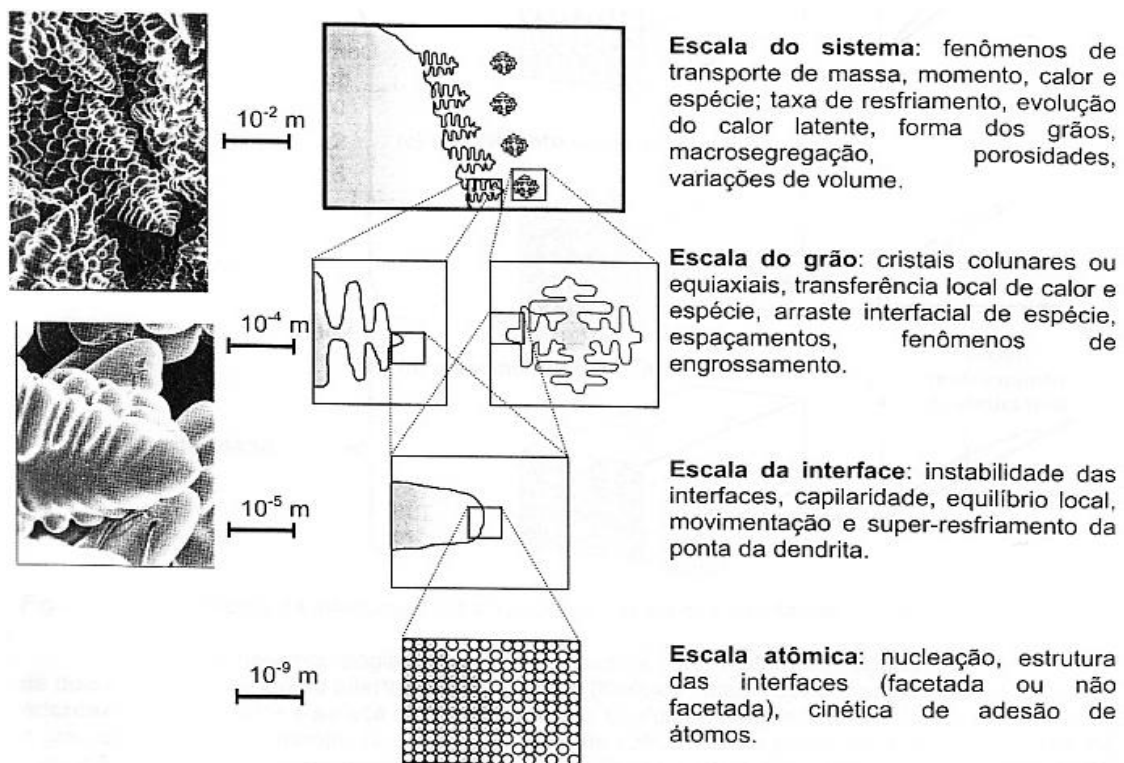


Figura 2.15 – Representação esquemática dos níveis dos diversos mecanismos que podem ocorrer durante o processo de solidificação do tipo dendrítica (RIZZO, 2005).

2.11 ESTRUTURA BRUTA DE SOLIDIFICAÇÃO NO PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONVENCIONAL

Na fabricação de componentes pelo processo de fundição, os metais fundidos são vazados em moldes onde se solidificam. O molde possibilita a obtenção de uma forma acabada, conhecida como fundido. Em outros casos, o molde produz formas simples, chamadas de lingote. O lingote é um produto intermediário, que normalmente requer conformação plástica para se chegar a um produto acabado. A macroestrutura, às vezes denominada estrutura do lingote, segundo Askeland (2008), consiste em três regiões ou zonas:

- **Zona coquilhada:** É uma faixa estreita de grãos orientados aleatoriamente na superfície do fundido. A parede do molde atua como substrato para a nucleação heterogênea. Dessa forma, o metal junto à parede do molde é a primeira região a resfriar até a temperatura de solidificação;
- **Zona colunar:** Contém grãos alongados orientados em uma dada direção cristalográfica. À medida que o calor é dissipado do fundido para o molde, os grãos na zona coquilhada crescem na direção oposta à do fluxo de calor, ou seja, crescem das áreas mais frias para as mais quentes. Essa tendência normalmente significa que os grãos colunares crescem perpendicularmente à parede do molde;
- **Zona equiaxial:** Apesar do sólido continuar a crescer de uma forma colunar até que todo o líquido esteja solidificado, frequentemente é formada uma região com grãos equiaxiais no centro do lingote. A zona equiaxial contém grãos novos, orientados aleatoriamente, geralmente associados a uma temperatura de vazamento baixa, presença de elementos de liga ou agentes refinadores ou inoculadores de grãos. Também é possível que grãos pequenos ou dendritas se soltem da região coquilhada em razão de fortes correntes de convecção, que são criadas quando o fundido começa a resfriar. Esses fragmentos também atuam como locais para a nucleação heterogênea na região equiaxial. Esses grãos crescem com forma aproximadamente esférica ou equiaxial, sem uma

orientação espacial específica, e barram o crescimento dos grãos colunares. A formação da zona equiaxial é um processo controlado pela nucleação e resulta num comportamento mecânico isotrópico que esta região apresenta. A figura 2.16 ilustra as três regiões da macroestrutura de um lingote solidificado.

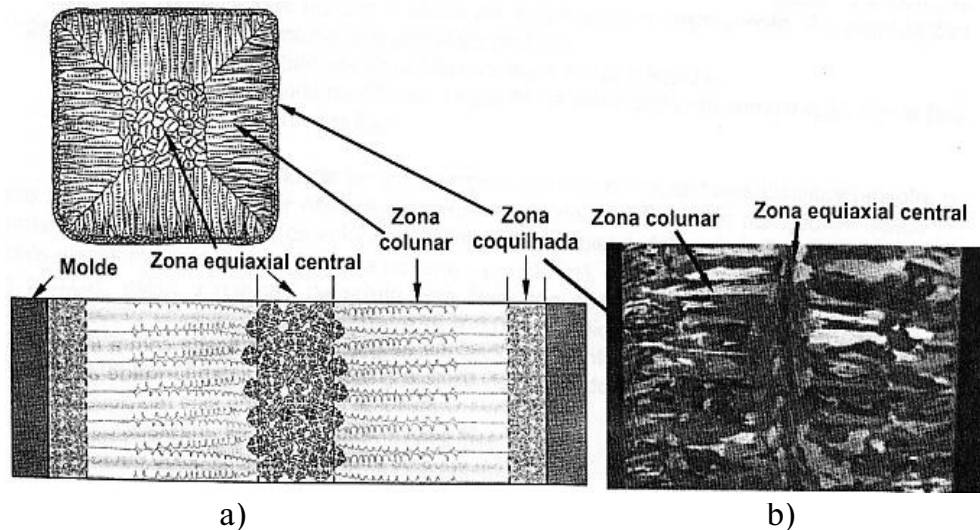


Figura 2.16 – a) Representação esquemática da variação do tipo de estrutura de um lingote solidificado; b) uma macroestrutura real (RIZZO, 2005).

Normalmente, o tempo para que um lingote se solidifique (em um processo de lingotamento convencional industrial, destinado a produção de aços para molas de válvulas), é de aproximadamente 120 minutos o que proporcionará a formação de uma estrutura dendrítica com grandes espaçamentos.

2.12 ESTRUTURA BRUTA DE SOLIDIFICAÇÃO NO LINGOTAMENTO CONTÍNUO

A qualidade do aço produzido no lingotamento contínuo é fortemente determinada pelas condições de resfriamento da casca sólida que contém o líquido. As diferentes etapas do processo de retirada de calor durante o processo de lingotamento contínuo objetivam assegurar um fluxo térmico adequado ao processo. A utilização de um molde refrigerado a água, seguido de um conjunto de chuveiros de resfriamento, são alguns pontos importantes de estudo, que devem preencher requisitos térmicos

importantes, caso se pretenda obter um produto com um mínimo de defeitos internos e externos.

O molde deve ser capaz de retirar uma quantidade de calor do metal, que permita a solidificação de uma camada suficiente para suportar a solicitação mecânica à qual estará submetida na saída do molde. A continuidade do processo de extração de calor é executada por um conjunto de chuveiros, os quais devem retirar calor do metal em solidificação de tal forma a praticamente completar a solidificação da seção do tarugo (GARCIA, 2005).

Devido as características do sistema de lingotamento contínuo (*billet-caster*), a solidificação ocorre de forma rápida, em torno de 15 minutos, o que favorece um maior refino da estrutura de solidificação e um menor espaçamento dendrítico para tarugos, de uma forma geral, obtidos no processo industrial de fabricação de aços.

2.13 ESTRUTURA DENDRÍTICA

Na grande maioria das situações práticas de fundição ou lingotamento, a estrutura de solidificação apresenta-se com morfologia dendrítica. Uma maneira conveniente e bastante utilizada para medir os efeitos das condições de solidificação sobre a estrutura dendrítica consiste na avaliação de um parâmetro conhecido como espaçamento interdendrítico, ou seja, os espaçamentos entre os braços dendríticos primários, secundários, ou de maior ordem.

É fato bastante conhecido que esses espaçamentos exercem uma influência significativa sobre as propriedades mecânicas das ligas em seu estado bruto de solidificação. Sabe-se também que o grau de homogeneização que se pode alcançar em uma liga através dos tratamentos industriais de homogeneização, normalmente utilizados, depende desses espaçamentos (GARCIA, 2005).

Uma série de investigações experimentais realizadas para uma grande variedade de ligas evidenciou que os espaçamentos interdendríticos são dependentes, para uma determinada composição química, somente da taxa de resfriamento. Nessas condições, o único modo que permite reduzir sensivelmente esses espaçamentos consiste em alterar as condições de fluxo de calor do sistema metal/molde, aumentando a taxa local

de resfriamento e reduzindo o tamanho da zona pastosa, resultando conseqüentemente numa redução dos espaçamentos interdendríticos e na incidência de macrosegregação.

Uma série de iniciativas de pesquisa foi proposta objetivando a criação de dispositivos operacionais que permitissem aumentar a taxa de solidificação para avaliar a influência em pelos menos duas importantes características dimensionais da estrutura metalográfica: o tamanho de grão e os espaçamentos interdendríticos. Esta segunda característica estrutural parece ter maior influência sobre as propriedades mecânicas do que a primeira, e é muito mais dependente da taxa de resfriamento.

Com o aumento da taxa de resfriamento, os espaçamentos interdendríticos tornam-se menores, mas o tamanho de grão pode eventualmente não ser alterado significativamente. O tamanho de grão depende, por outro lado, muito mais da história do metal, ou seja, da presença ou ausência de refinadores de grão no banho de metal líquido, grau de superaquecimento, entre outros fatores (GARCIA, 2005).

2.14 VANTAGENS DO PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO EM RELAÇÃO AO PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONVENCIONAL

Pode-se relacionar como principais vantagens do lingotamento contínuo, em relação ao lingotamento convencional, os seguintes aspectos (RIZZO, 2005):

- Aumento substancial no rendimento de metal na transformação do metal líquido em produtos semi-acabados;
- A menor dimensão dos semi-acabados lingotados continuamente em relação aos lingotes equivalentes obtidos por lingotamento convencional reduz a quantidade de deformação necessária para a geração de produtos acabados laminados;
- Extinção de diversos equipamentos e etapas do processo de obtenção de semi-acabados, por exemplo: lingoteiras, cabeças quentes, pontes estripadoras, laminadores desbastadores de semi-acabados, fornos-poço (vide figura 2.17).

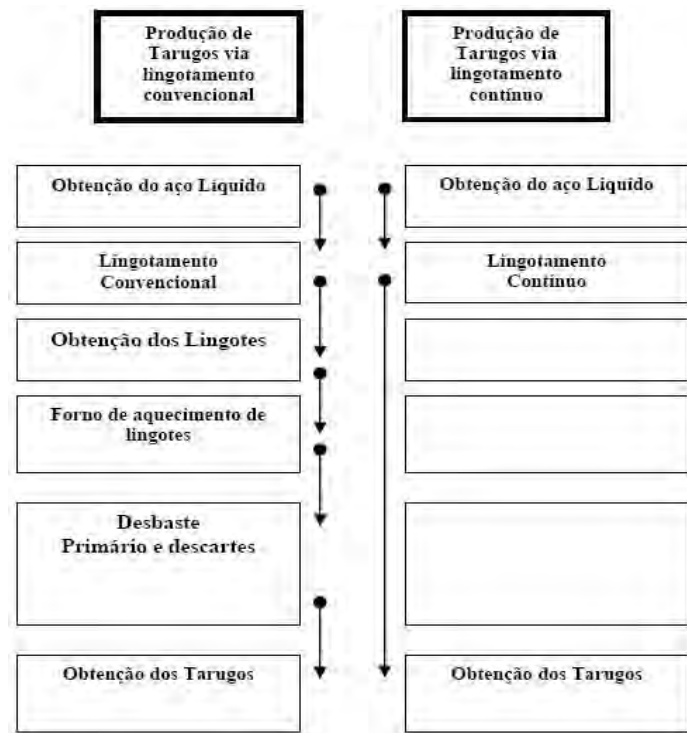


Figura 2.17 – Comparação entre os processos de produção de tarugos pelo processo convencional e por lingotamento contínuo (PIMENTEL, 2006).

- Na maior parte dos casos obtém-se uma melhoria na qualidade do aço, como resultado da maior velocidade de solidificação do tarugo em relação ao lingote.
- Melhoria da qualidade superficial do semi-acabado, eliminando as escamas e dobras, consequentes do vazamento e laminação primária;
- Diminuição da descarbonetação dos lingotes (convencional) devido à necessidade de reaquecimento em forno poço, pois o tempo de exposição do lingote é superior ao do tarugo (contínuo) durante este processo:
- Redução das emissões atmosféricas, prejudiciais à saúde dos funcionários e ao meio ambiente;
- É mais viável o controle do processo em função da maior flexibilidade para a instalação de sensores e atuadores para o monitoramento e comando dos equipamentos que constituem o equipamento;
- Rendimento metálico do processo (em relação ao aço líquido é de 100%): via lingotamento convencional é em torno de 80 a 82%; tarugos, via lingotamento contínuo, é em torno de 95 a 96%.

2.15 FADIGA DOS MATERIAIS

2.15.1 Considerações gerais

Conforme definido na norma ASTM E 1150, fadiga é o processo de alteração estrutural progressivo, localizado e permanente que ocorre em um material submetido a condições que produzem variações de tensões e deformações em um ou mais pontos do material e que pode culminar em trincas ou fratura completa após um número suficiente de flutuações, ou ciclos. O método básico de apresentação de dados experimentais de fadiga é pela curva S-N, onde é lançada em gráfico a tensão S contra o número de ciclos N necessários para a fratura (DIETER, 1986).

A fadiga em alto ciclo é controlada por tensões cíclicas caracterizadas por:

- Tensões nominais menores que o limite de escoamento;
- Vida (número de ciclos até a fratura) maior que 10^3 a 10^4 ciclos.

As falhas por fadiga representam cerca de 90% das falhas em serviço relacionadas com causas mecânicas. Para o fenômeno da fadiga ocorrer é necessário a ocorrência simultânea dos seguintes fatores, segundo Madayag (1969):

- Tensões cíclicas ou variáveis relativamente elevadas;
- Deformações plásticas localizadas (macro ou microscópicas);
- Tensões normais de tração;
- Número de ciclos de tensão relativamente grande.

O fenômeno da fadiga não ocorre se qualquer um desses três fatores for eliminado.

2.15.2 Propagação de trincas por fadiga

As trincas de fadiga iniciam-se, geralmente, em pontos de concentração de tensões que estão próximos e presentes na superfície desde o início, ou que se desenvolvem durante a deformação cíclica. O escorregamento persistente e irreversível de bandas de escorregamento, produzido por deformação cíclica, provoca microdeformações, formando ressaltos e reentrâncias que tendem a se agruparem, dando origens às denominadas extrusões e intrusões, respectivamente. O fenômeno da fadiga para materiais metálicos pode ser dividido em três estágios distintos, ou quatro etapas: (DIETER, 1986):

1ª) Etapa - Iniciação (ou nucleação) da trinca: Danos iniciais causados pela fadiga (carregamento cíclico) na microestrutura do material anterior ao aparecimento de uma microtrinca, e que podem ser removidos por tratamento térmico adequado, ou seja, é reversível;

2ª) Etapa: Crescimento de microtrincas em bandas de escorregamento com alta tensão de cisalhamento a aproximadamente 45° com a direção da tensão normal máxima. Corresponde ao estágio I da propagação de trincas por fadiga. Nesse estágio, as trincas se propagam da ordem de 2 a 5 tamanhos de grão (aproximadamente $100\mu\text{m}$);

3ª) Etapa: Crescimento da trinca na direção perpendicular à tensão de tração máxima, que corresponde ao estágio II de propagação da trinca por fadiga;

4ª) Etapa - Ruptura final: Ocorre a separação do componente em duas ou mais partes. Corresponde ao estágio III de propagação da trinca, que se dá de forma instável, até a fratura final.

A figura 2.18 ilustra as quatro etapas, ou três estágios do fenômeno da fadiga, sendo que a propagação das trincas de fadiga, segundo Dieter (1986), ocorre de forma transgranular.

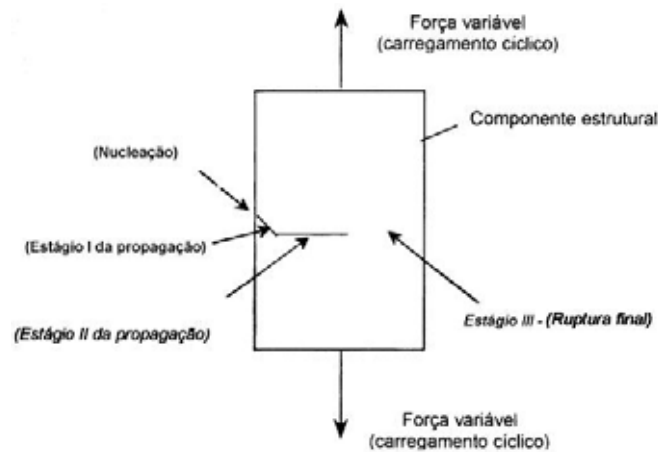


Figura 2.18 – Estágios da nucleação de trincas por fadiga (DIETER, 1986).

2.16 CORRELAÇÃO ENTRE LIMITE DE FADIGA E PROPRIEDADES MECÂNICAS ESTÁTICAS (RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E DUREZA)

A resistência à fadiga aumenta se a superfície estiver isenta de concentradores de tensão, como entalhes e “cantos vivos”. A resistência à fadiga é, aproximadamente, proporcional à resistência à tração, o que significa que, em geral, qualquer método de endurecimento do metal aumentará também a resistência à fadiga. Uma vez que a resistência à tração e a dureza estão correlacionadas, é possível estimar o limite de fadiga de muitos aços simplesmente pela determinação do nível de dureza.

A figura 2.19 mostra que, para os aços, existe uma boa correlação entre o limite de fadiga e dureza, até o nível de dureza em torno de 40 HRC. Acima desse valor ocorre uma dispersão dificultando a correlação. O limite de fadiga dos aços estruturais é frequentemente estimado como sendo a metade da resistência à tração, mas podendo ainda variar de 0,35 a 0,60 da resistência à tração (HERTZBERG, 1995)

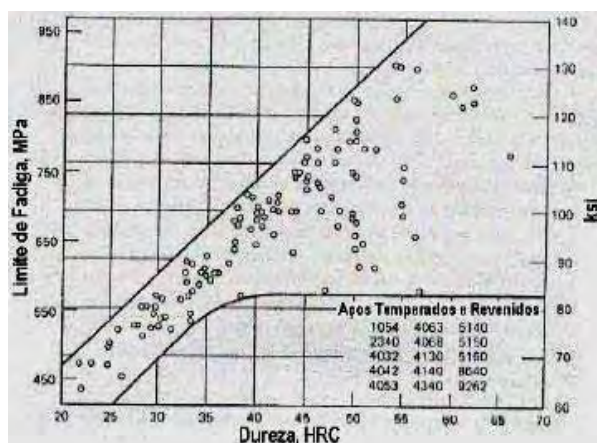


Figura 2.19 – Correlação entre limite de fadiga e dureza para diversos aços temperados e revenidos (HERTZBERG, 1995).

No caso dos aços para molas de válvulas para motores, na forma de arame e de produto acabado, que apresentam dureza da ordem de 48 a 50 HRC, de acordo com a figura 2.17, o limite de fadiga previsto desses aços está em torno de 820 a 850 MPa.

2.17 CURVAS S-N

O método básico para apresentação dos dados experimentais de fadiga é por meio da curva S-N, onde é lançada em gráfico a tensão S contra o número de ciclos necessários para a fratura N. Normalmente, emprega-se a escala logarítmica para N. O valor de tensão lançada no gráfico pode ser S_a , S_{max} ou S_{min} e são, geralmente, tensões nominais, isto é, não há um ajuste para concentração de tensões.

O limite de fadiga de um material é definido como sendo aquela tensão na qual o material teria vida infinita. Na prática, é considerada vida infinita para os materiais ferrosos como sendo $N = 10^7$ ciclos, conforme apresentado na figura 2.20 (DIETER, 1986).

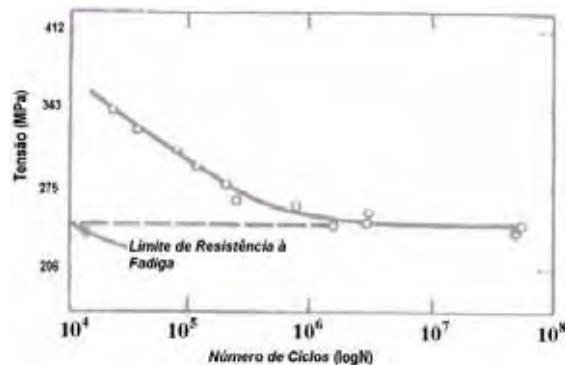


Figura 2.20 – Representação típica de uma curva S – N (MEYERS, 1982)

A construção da curva S-N utiliza como procedimento iniciar o ensaio com valor elevado de tensão máxima S_{max} , onde se espera que a fratura do corpo-de-prova ocorra para um número baixo de ciclos N. Em seguida, diminui-se, progressivamente, o valor da tensão até que não ocorra mais a fratura do corpo de prova em que, teoricamente, para valores abaixo dessa tensão, o material teria vida infinita. Em função da dispersão dos resultados do número de ciclos obtidos para uma mesma tensão, há a necessidade de se fazer vários ensaios repetindo a tensão máxima a fim de se obter um melhor valor estatístico (PASTOUKHOV, 1985).

O número de corpos-de-prova necessários para plotar uma curva S-N depende da finalidade a que se destina o ensaio. A tabela 2.9 mostra o número mínimo de corpos de prova recomendados para se construir uma curva S-N a partir de resultados de ensaios de fadiga, de acordo com a norma ASTM E 739.

Tabela 2.9 – Número mínimo de corpos-de-prova recomendados para ensaios de fadiga (ASTM E 739).

FINALIDADE DO ENSAIO	NÚMERO MÍNIMO DE CORPOS-DE-PROVA
Pesquisa preliminar e desenvolvimento de ensaios	6 a 12
Pesquisa e desenvolvimento de componentes e corpos de prova	6 a 12
Dados admissíveis para uso em projeto	12 a 24
Dados confiáveis para fins de projeto	12 a 24

2.18 FATORES QUE INFLUENCIAM A RESISTÊNCIA À FADIGA

A falha por fadiga quase sempre tem seu início a partir de uma superfície livre, de forma que a condição da superfície tem considerável efeito na resistência à fadiga. Em geral, uma trinca por fadiga inicia na superfície porque as tensões são normalmente maiores nesse local, mas também podem ocorrer falhas internas no material, devido a microinclusões, por exemplo. Na prática, geralmente, tem-se um efeito combinado de diversos fatores, tais como: a) rugosidade superficial, b) inclusões, c) descarbonetação, d) tensão média, e) tensão residual e f) dimensões.

A seguir são discutidos os fatores que mais influenciam a vida em fadiga de molas para válvulas de motores.

a) Rugosidade superficial:

A rugosidade exerce um efeito significativo na resistência à fadiga e que aumenta à medida que a rugosidade diminui. A redução da rugosidade da superfície tem sido um método de minimizar a concentração de tensão local.

b) Inclusões:

Inclusões são partículas de impurezas contidas num material metálico, sendo inerentes ao processo de fabricação desses materiais. As inclusões formadas de elementos não metálicos podem ser chamadas de inclusões não deformáveis, por

exemplo, Al_2O_3 , ou inclusões deformáveis, como MnS ou SiO_2 (FERNANDES NETO, 2001).

As inclusões não metálicas criam um campo de concentração de tensões ao seu redor, que propicia o início de fraturas sempre a partir dessas regiões. As impurezas que ficam em solução sólida se concentram ao redor das inclusões, aumentando a concentração de tensões e agravando ainda mais o efeito prejudicial das inclusões nos aços (FERNANDES NETO, 2002). A figura 2.21 é uma representação esquemática de como uma microinclusão pode se apresentar nos aços.

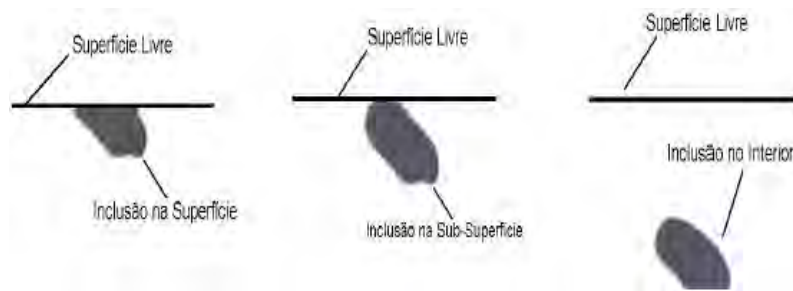


Figura 2.21 – Localização de inclusão nos aços: a) Inclusão localizada na superfície; b) inclusão localizada na subsuperfície; e c) inclusão interna. (SIQUEIRA, 2002).

A influência de inclusões não metálicas e de pequenos defeitos na resistência à fadiga dos materiais metálicos tem sido reconhecida por muito tempo, porém, a predição da sua influência é muito difícil. O aço destinado à fabricação de arames para a indústria de molas deve atender aos requisitos mostrados na tabela 2.10, em termos de quantidade, tamanho e localização das inclusões na seção transversal do arame com diâmetro até 7,00 mm.

Tabela 2.10 – Tamanho e quantidades máximas aceitáveis de inclusões por unidade de área (GERDAU AEB).










Quantidade de inclusões aceitáveis			
Tamanho μm	5 a 10	> 10 a 15	> 15
Máximo número de inclusões	50	7	0

O quadro 2.2 sintetiza como se apresentam as inclusões, em termos de tamanho e forma, nos diferentes estágios de fabricação do aço para molas de válvulas,

mostrando duas condições de qualidade no estágio de fusão do aço: aço desoxidado ao silício e aço desoxidado ao alumínio.

O processo de desoxidação ao alumínio está mostrado somente para comparação, uma vez que é não utilizado industrialmente no caso de aços para molas de válvulas. Observa-se, no quadro 2.2, que as inclusões de silício do aço desoxidado com silício no processo de fusão são deformadas nos diferentes estágios de conformação do lingote até a produção final do arame trefilado, resultando em inclusões muito pequenas. O mesmo não ocorre para as inclusões de alumínio do aço desoxidado com esse elemento no processo de fusão.

Quadro 2.2 – Representação esquemática da distribuição das inclusões nos estágios de deformação do aço até a condição de arame trefilado (VENDRAMIM, 2004).

Tipos		Propriedades da Inclusão	Estágios de fabricação		
			Lingote (fundido) 300x430mm x200	“Tarugo” 150mm x200	Arames Diâmetro 8mm x200
Aço Acal-mado ao Si	I	Composição Química			
		SiO ₂ -62%; CaO-15%; Al ₂ O ₃ -23%			
		Ponto Fusão: 1420°C			
Aço Acal-mado ao Al	II	Composição Química			
		SiO ₂ -44%; CaO-12%; Al ₂ O ₃ - 44%			
		Ponto Fusão: 1650°C			
Aço Acal-mado ao Al	III	Composição Química			
		SiO ₂ ; CaO; Al ₂ O ₃ -100%			
		Ponto Fusão: 1650°C			

c) Descarbonetação:

A descarbonetação é o processo de perda gradual do teor de carbono da superfície do aço devido ao seu aquecimento às temperaturas de tratamento térmico, em equipamento sem uma atmosfera protetora, ou neutra. Durante o tratamento térmico dos arames destinados à confecção de molas para válvulas, a atmosfera do forno contínuo é controlada para evitar a descarbonetação.

2.19 ENSAIOS DE FADIGA

A maneira mais simples e muito utilizada para determinar as propriedades de fadiga dos materiais são os ensaios conduzidos em corpos de prova padronizados. Quando cuidadosamente preparados com a superfície polida e sem variações bruscas de seções permitem a obtenção de resultados satisfatórios sobre o comportamento ou a resistência a fadiga dos materiais de uso geral na engenharia.

Geralmente, os ensaios de fadiga são realizados com carregamentos axiais ou com cargas de flexão, produzindo assim tensões de tração e de compressão. Durante os ensaios a amplitude das tensões é mantida constante. A amplitude das deformações não necessariamente são constantes, dependendo do material e do tipo de ensaio. O número de ciclos até a fratura depende de muitas variáveis, entre as quais o nível de tensão, o estado de tensão, a forma de variação da tensão cíclica entre o valor máximo e o mínimo, o meio em que se realiza o ensaio, as condições superficiais do corpo-de-prova, as condições metalúrgicas do material.

O ensaio de fadiga axial (ASTM E 466) é indicado quando o parâmetro a ser controlado no ensaio é a deformação, ou para aqueles casos em que a tensão ou a deformação devem ser uniformes na seção de ensaio do corpo-de-prova. Ensaios de fadiga com cargas axiais, de uma maneira geral, são indicados para avaliar a influência das condições metalúrgicas do material na resistência a fadiga.

O ensaio de fadiga por flexão rotativa atende propósitos gerais relacionados com a fadiga. O flexão plana repetida ou alternada é indicado para avaliar o efeito da superfície sobre a resistência a fadiga (DIN 50113). Nos ensaios por flexão (alternada ou rotativa) apenas a região próxima abaixo da superfície do corpo-de-prova é solicitada com a tensão máxima do ciclo de carregamento. Ensaios de fadiga por flexão rotativa, por serem ensaios mais simples e rápidos, são muito utilizados para a obtenção de curvas S-N.

2.20 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA SOBRE IMPORTANTES ESTUDOS RELACIONADOS AO AÇO SAE 9258 PARA MOLAS DE VÁLVULAS

A seguir, são descritas importantes contribuições sobre o aço SAE 9258, focado no estudo das características do arame, formação de inclusões de silicatos deformáveis, ensaios de fadiga (Nakamura) e procedimentos de aciaria.

2.20.1 Trabalho de AUCLAIR

Segundo Auclair (1998), a limpeza do aço quanto à presença de inclusões afeta diretamente a sua vida em fadiga. O efeito complexo das inclusões nos aços é melhor entendido, conhecendo-se o efeito de cada tipo de inclusão no desempenho em serviço do material, sendo possível determinar uma correlação ótima entre os níveis de limpeza e o desempenho em serviço. Auclair (1998) utilizou como estudo neste trabalho, o aço SAE 9254 (mesma classe do SAE 9258). A seguir, são descritas as diversas ações a serem tomadas para se obter aços dentro da classificação de super limpos:

a) Procedimentos em aciaria: As principais ações a serem realizadas para se evitar a presença de inclusões nocivas devem ser efetuadas na aciaria. Nos aços para molas de válvulas para motores, busca-se, num diagrama quaternário do sistema (Al_2O_3 , SiO_2 , CaO , MgO), a área indicada entre as linhas horizontais e verticais, na figura 2.19, que apresenta pontos de fusão entre 1400°C e 1500°C .

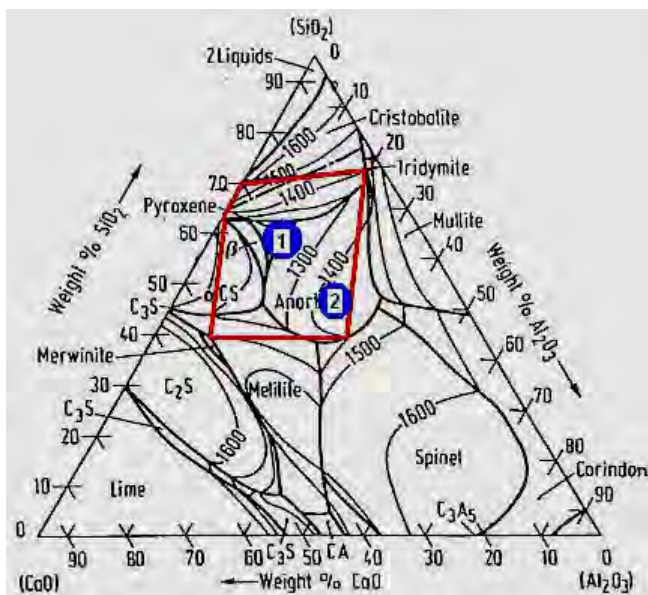


Figura 2.22 - Diagrama quaternário do sistema (Al_2O_3 , SiO_2 , CaO , MgO) (AUCLAIR, 1998).

No exemplo do procedimento mencionado por Auclair (1998), são utilizadas as seguintes especificações de equipamentos (Forno Elétrico a Arco com 120 t de capacidade, Forno Panela com plug poroso utilizando Ar ou N₂ e Lingotamento Convencional), junto das seguintes ações:

- Escolha de ferros-liga que não possuam teor de alumínio (Fe-Si, Fe-Cr, Fe-Mn, dentre outros);
- Preparação e utilização de refratários isentos da presença de Al₂O₃;
- Ajuste da composição química da escória (vide figura 2.22);
- Redução do tempo de tratamento em forno panela e ajuste do borbulhamento referente ao equilíbrio metal/escória;
- A qualidade da escória durante o refino em forno panela é o fator mais importante para se controlar a composição química das inclusões endógenas (vide item 2.6).

A figura 2.23 mostra como a basicidade da escória exerce uma grande influência para dissolver elementos químicos no aço como Al e O₂, que fazem parte da constituição das inclusões endógenas.

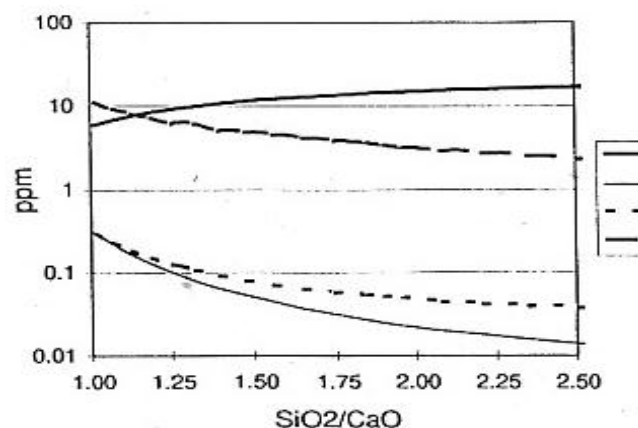


Figura 2.23 – Efeito da basicidade da escória no Al, Ca, Mg e O₂ em equilíbrio com o aço (AUCLAIR, 1998).

A basicidade da escória utilizada durante a elaboração de aços da classe super limpos, segundo Auclair (1998), deve estar situada entre 1,5 e 2,5, para minimizar o efeito residual do alumínio contido em equilíbrio.

b) Procedimento de reaquecimento: Auclair mostra que o controle dos parâmetros de reaquecimento e de laminação dos tarugos é importante para se obter aços mais limpos, pois a reologia das inclusões depende do estado de cristalização. O tempo de reaquecimento dos tarugos é muito importante para se obter sucesso na reologia das inclusões não metálicas. O objetivo só será alcançado se menos de 30% das inclusões não metálicas estiverem cristalizadas.

Por outro lado, o tempo de pré-aquecimento dos tarugos também tem grande influência no comportamento das inclusões nos aços durante as fases de transformação mecânica. O autor realizou diversos experimentos para se avaliar a influência desses fatores na ocorrência da cristalização das inclusões nos tarugos. A figura 2.24 mostra a variação do número de inclusões solidificadas versus tempo de reaquecimento em tarugos.

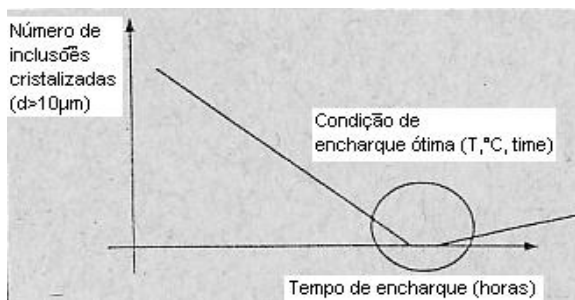


Figura 2.24 – Variação do número de inclusões solidificadas observadas em tarugos versus tempo de encharque. (AUCLAIR 1998).

Se o tempo de reaquecimento for muito curto, a temperatura do produto não estará suficientemente homogênea e algumas inclusões poderão permanecer a uma temperatura mais baixa que a esperada e se solidificam mais rapidamente. O contrario também poderá ser prejudicial (se o tempo de reaquecimento for muito longo), pois a exposição excessiva ao ambiente de reaquecimento poderá gerar certa descarbonetação nos tarugos. O gráfico da figura 2.25 ilustra melhor essas afirmações.

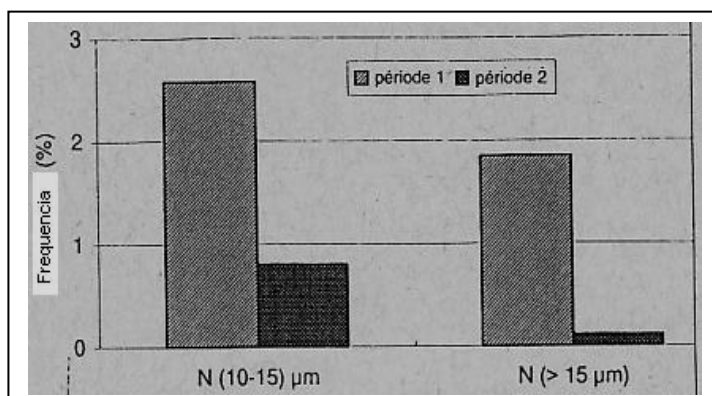


Figura 2.25 – Ocorrência de inclusões indeformáveis em tarugos em função do tempo de encharque. Período 1: tempo não otimizado. Período 2: Tempo otimizado (AUCLAIR 1998).

Quando a limpeza do aço estiver dentro dos parâmetros aceitáveis, os tarugos são reaquescidos e, posteriormente transformados em fio-máquina do tipo super-limos. Esses parâmetros podem ser verificados na tabela 2.11, onde estão indicadas as dimensões das inclusões não metálicas e a quantidade de inclusões.

Tabela 2.11 – Distribuição das inclusões não metálicas permitidas em fio-máquina (AUCLAIR, 1998).

	Diâmetro (μm)	Número de Inclusões permitidas (Unid. de área)
Classe 1	5 a 9	50
Classe 2	10 a 15	7
Classe 3	> 15	0

A figura 2.26 mostra como as variações no tempo de reaquescimento podem influenciar as dimensões das inclusões.

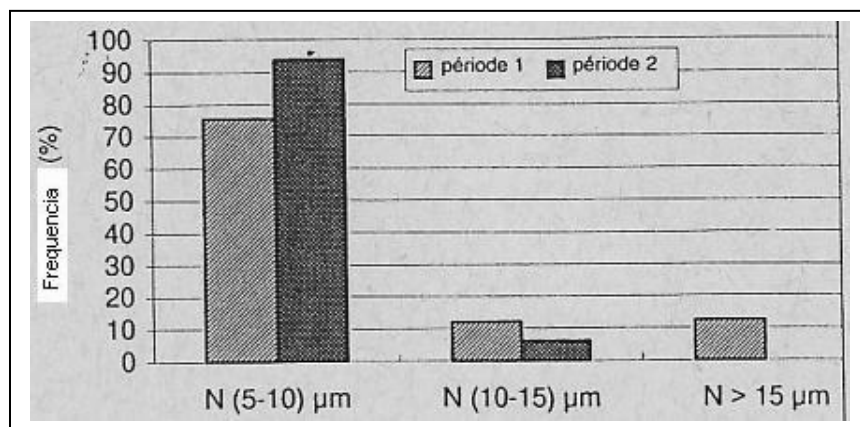


Figura 2.26– Ocorrência de inclusões indeformáveis medidas em fio-máquina em função do tempo de encharque. Período 1: tempo de encharque não otimizado. Período 2: tempo de encharque otimizado (AUCLAIR 1998).

c) Composição química das inclusões não metálicas: A figura 2.22 mostra a composição química das inclusões não metálicas durante duas fases distintas do processo de produção de aços para molas: área 1, referente ao tarugo; área 2, referente ao fio-máquina (AUCLAIR, 1998).

Segundo Auclair (1998) existe uma grande dificuldade em se observar as inclusões devido às transformações mecânicas (laminação e trefilação) que ocorrem no processo.

O que pode ser observado nas áreas 1 e 2 da figura 2.22 são as inclusões que não foram deformadas, ou seja, dois tipos de inclusões. O primeiro tipo de inclusões pode ser observada na (área 1), que corresponde à composição química dentro do vale eutético entre a pseudo-volastina (CaO-SiO_2) e anortita ($\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$). Na área 2 da figura 2.22, o segundo tipo de inclusões solidifica-se como anortita. Nos arames as inclusões não deformadas mais frequentes correspondem à anortita.

d) Ensaio de Fadiga: Auclair (1998) conduziu ensaios de fadiga, por flexão rotativa (*Nakamura Test*) em arames temperados e revenidos para uma resistência à tração de 1900 MPa, com diâmetro de 4,0 mm. Esses arames utilizados nos ensaios de fadiga foram obtidos pelo processo de acabamento por desbaste (*Shaving*) a partir de arames com diâmetro inicial de 5,5 mm. A qualidade superficial do arame foi descrita como excelente ($R_a < 0,9$). Os resultados desses ensaios estão mostradas na figura 2.27.

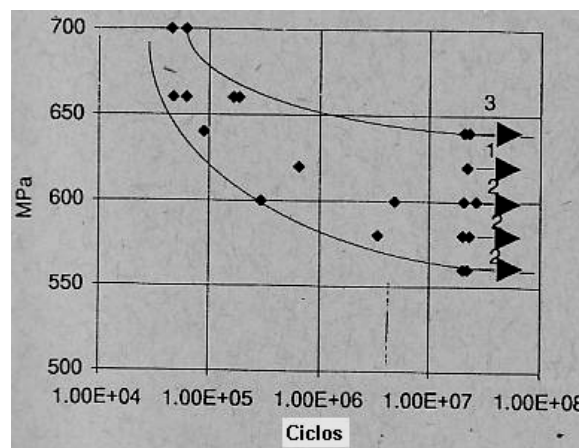


Figura 2.27 – Curvas S-N referentes aos ensaios de fadiga por flexão rotativa (*Nakamura Test*) (AUCLAIR, 1998)

Após analisar todas as ações de aciaria, Auclair (1998) apresentou as seguintes conclusões:

- As fraturas por fadiga apresentadas nos ensaios de flexão rotativa (período 1, tempo de encharque não otimizado, figuras 2.25 e 2.26) foram exclusivamente causadas devido às inclusões, sendo estas com dimensões superiores a 15 μm , ocorrendo sempre entre 100 e 300 μm da superfície;
- As amostras do período 2 (tempo de encharque não otimizado, figuras 2.25 e 2.26) não apresentaram fraturas (inclusões ou defeitos superficiais);
- O equilíbrio entre a escória e o metal fundido no final do tratamento de refino em forno panela tem que produzir inclusões com composição química dentro do vale eutético entre a pseudo-volastina e anortita;
- O reaquecimento dos lingotes deve ser realizado em tempo e temperatura otimizados, para se evitar a solidificação das inclusões;
- Durante o reaquecimento, uma atenção especial deve ser dada para se evitar a descarbonetação dos lingotes e outros defeitos superficiais.

2.20.2 Trabalho de OHSHIRO

Ohshiro (1987) estudou a relação entre inclusões não metálicas e propriedades de fadiga do aço para molas de válvulas de motores SAE 9254 (Cr-Si).

A figura 2.28 mostra cinco diferentes tipos de inclusões não metálicas, obtidas por diferentes processamentos metalúrgicos, cada grupo de amostras (arames com diâmetro de 4,0 mm) apresentou limite de resistência a tração de 1900 MPa.

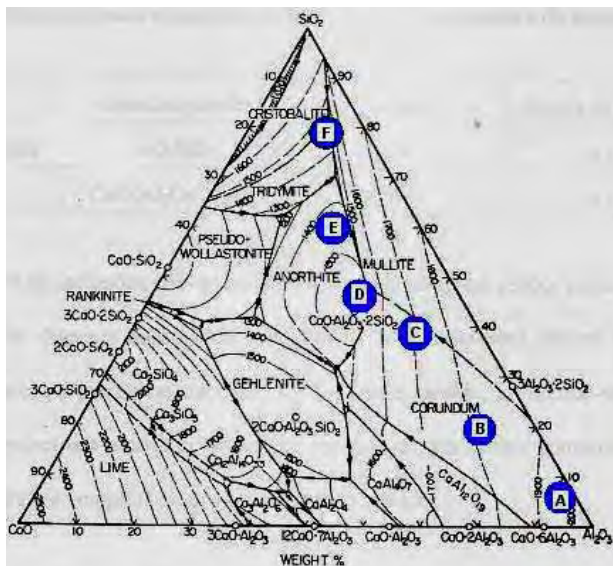


Figura 2.28 – Composição química das inclusões nas amostras de arames utilizados na preparação dos corpos-de-prova de fadiga por flexão rotativa (OHSHIRO, 1987).

Após o jateamento (*Shot Peening*), os arames foram ensaiados em fadiga por flexão rotativa (*Nakamura Test*). A Figura 2.29 mostra que a vida em fadiga aumenta com a diminuição do ponto de fusão das inclusões não metálicas (A para F).



Figura 2.29 – Relação entre composição das inclusões não metálicas e as propriedades de fadiga (OHSHIRO, 1987).

Ohshiro (1987) concluiu que as inclusões nocivas (causadoras das fraturas nos ensaios de fadiga) são indeformáveis tais como: Al_2O_3 , $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3$, SiO_2 e $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, o que torna absolutamente necessário o controle da composição química do aço para obter inclusões não metálicas deformáveis. A figura 2.30 mostra as rotas de lingotamento convencional e lingotamento contínuo de lingotes (*Bloom-Caster*), utilizadas pelo autor do trabalho na produção do aço SAE 9254 (Cr-Si).

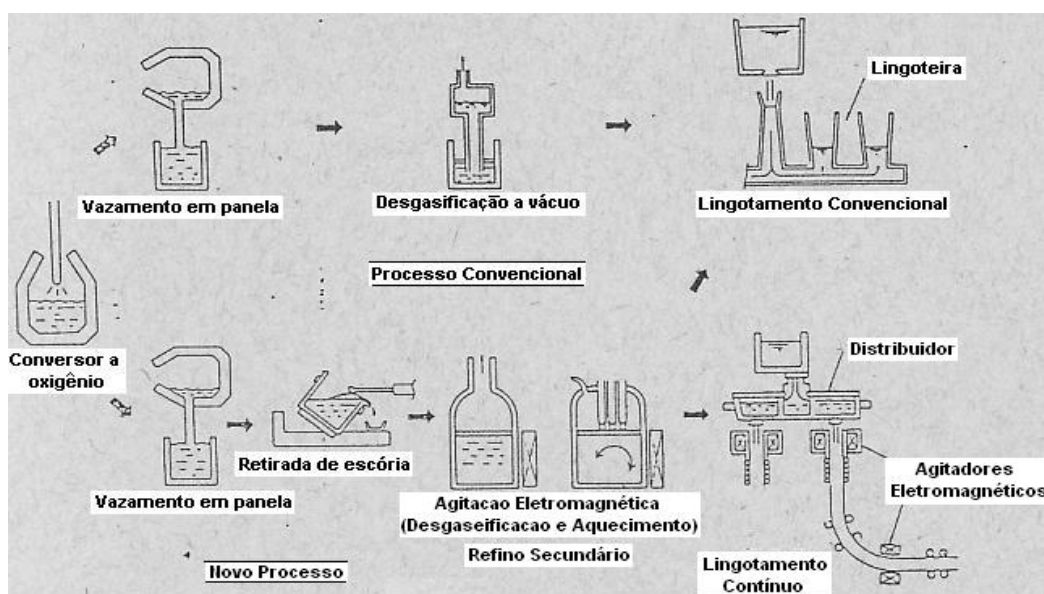


Figura 2.30 – Ilustração do processo de solidificação convencional e contínuo proposto e utilizado para fabricação do aço para molas SAE 9254 (OHSHIRO, 1987).

A seguir, é descrita a proposta de produção de aços para molas de válvulas pelo processo do lingotamento contínuo:

a) Lingotamento contínuo: Utilizando o processo de lingotamento contínuo, o processo de refino de escória feito por ajuste da composição das inclusões do aço.

Para se produzir o aço SAE 9254V por essa rota, utilizou-se o equipamento caracterizado como *Bloom-Caster*, ou seja, o molde possui uma seção com dimensões de 300 x 430 mm. Por apresentar essas características dimensionais, haverá uma maior facilidade na flotação das inclusões não metálicas na superfície do lingote e que poderão ser eliminadas durante o processamento seguinte (laminação e trefilação). O equipamento também é provido de agitadores eletromagnéticos localizados ao lado dos moldes, que são destinados a redução das inclusões não metálicas, pelo alinhamento das frentes de solidificação e na contribuição com a flotação das inclusões.

b) Refino Secundário: Nesse novo desenvolvimento proposto por Ohshiro (1987), a composição das inclusões não metálicas deverá ser ajustada com um ponto de fusão mais baixo, pelo controle da composição da escória. Antes do refino em forno panela, as inclusões ricas em SiO_2 são formadas pela desoxidação do banho no refino primário. Como resultado de diferentes condições de refino, as composições das inclusões não metálicas foram se alterando, conforme mostrado na figura 2.28.

Ohshiro destaca que, se a basicidade da escória (CaO/SiO_2) é alta, o teor de oxigênio no metal fundido diminuirá de acordo com a reação:



Se o teor de Al_2O_3 contido na escória for alto, ou o oxigênio contido for baixo, o teor de alumínio aumentará de acordo com a reação:



Com isso, a quantidade de inclusões de Al_2O_3 aumentará.

Ohshiro (1987) destaca que, para se evitar um alto ponto de fusão das inclusões, e com isso se ter inclusões indeformáveis, o teor de oxigênio deverá ser controlado na composição da escória. A seguir, são apresentadas algumas conclusões extraídas pelo autor dos estudos.

1-) Inclusões: A figura 2.31 mostra a composição das inclusões não metálicas de cinco diferentes processamentos em refino secundário, para os aços SAE 9254 e SAE 9254V.

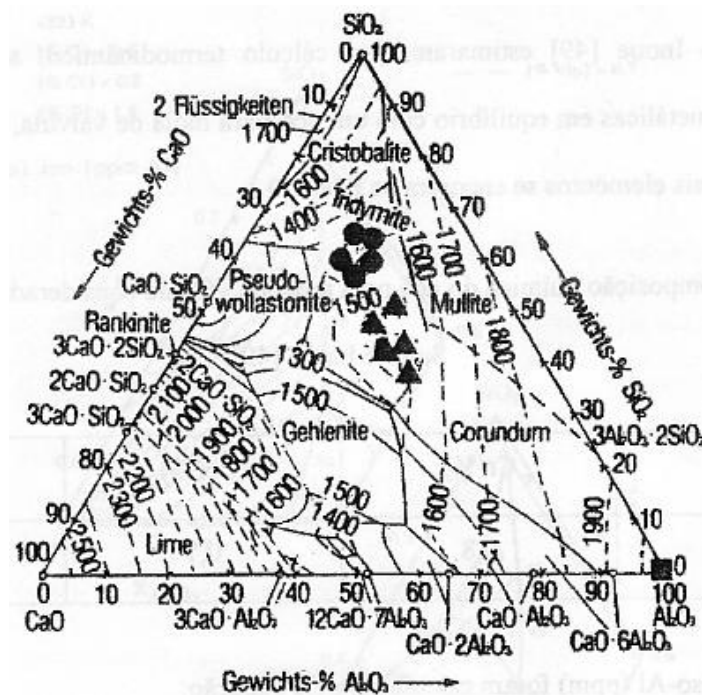


Figura 2.31 – Composição química das inclusões não metálicas encontradas nos aços: ▲ - SAE 9254, ● - SAE 9254V (Modificado) (OHSHIRO, 1987).

- Comparando com o aço convencional SAE 9254, as inclusões não metálicas do aço SAE 9254V apresentaram ponto de fusão inferior;
- As maiores espessuras das inclusões não metálicas encontradas, observadas por microscopia ótica, foram encontradas no SAE 9254, o que evidencia a maior limpeza do aço SAE 9254V.
- O tamanho das inclusões no aço SAE 9254V são menores que no SAE 9254, e também apresentam menor ponto de fusão, e por isso são mais facilmente deformáveis durante a laminação.

Ohshiro (1987) salienta que os tamanhos das inclusões deformáveis tornam-se ainda menores no estágio de laminação dos tarugos para a forma de fio-máquina.

b-) Propriedades de Fadiga: Ensaios de fadiga por flexão rotativa (*Nakamura Test*) foram conduzidos em amostras de arame com 4,2 mm de diâmetro. As composições químicas dos aços estão mostradas na tabela 2.12.

Tabela 2.12 – Composição química das amostras dos aços SAE 9254V e SAE 9254 utilizados nos ensaios de fadiga (OHSHIRO, 1987).

Material	Composição química (%)										
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	O	N
SAE 9254V	0,55	1,46	0,70	0,010	0,014	0,01	0,01	0,71	0,001	19 ppm	66 ppm
SAE 9254	0,56	1,47	0,71	0,018	0,009	0,01	0,02	0,71	0,002	18 ppm	60 ppm

Os resultados dos ensaios de fadiga (utilizando dois níveis de tensão) são apresentados na figura 2.32, na forma S-N.

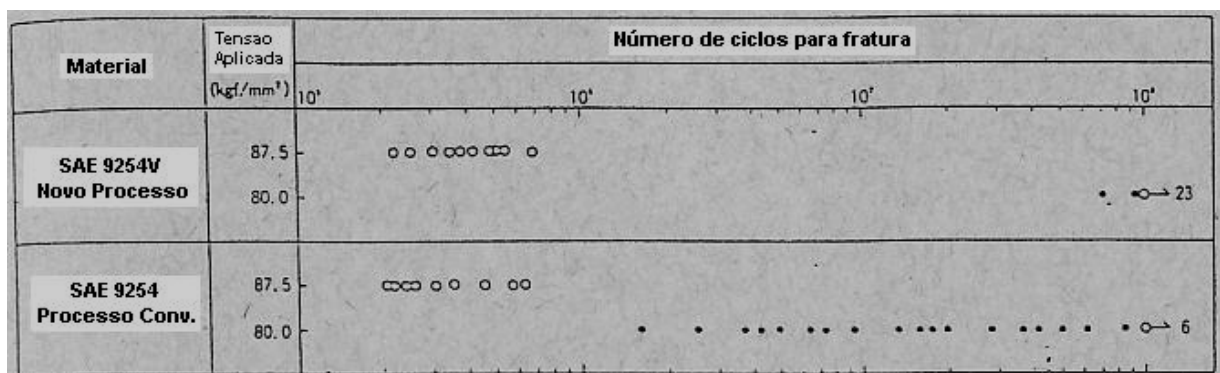


Figura 2.32 – Resultados dos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova (*Nakamura Test*) para os aços SAE 9254V e SAE 9254. • - Fratura por inclusões, o - Fratura a partir da superfície. (OHSHIRO, 1987).

A seguir, são apresentadas algumas observações quanto aos resultados de fadiga:

- Quando solicitados com tensões de 875 MPa, todas as fraturas dos corpos-de-prova ocorreram a partir da superfície, não apresentando diferenças entre os materiais;

- Por outro lado, quando solicitados a uma tensão de 800 MPa, todas as fraturas ocorreram a partir de inclusões não metálicas. O número de inclusões não metálicas que causaram fraturas nos corpos-de-prova dos aço SAE 9254V foi consideravelmente menor que nas amostras de SAE 9254;
- Com os resultados apresentados, fica claro que a vida em fadiga do aço SAE 9254V foi enormemente melhorada devido principalmente à diminuição no número de inclusões não metálicas. Com isso, essa nova proposta de produção de aços molas para válvulas por lingotamento contínuo de lingotes foi comparativamente melhor.

2.20.3 Trabalho de SUDA

Suda (2005) desenvolveu uma equação experimental para determinar a resistência à fadiga de aços para molas de válvulas, considerando a ausência de defeitos superficiais e que a fratura por fadiga, se ocorrer, é causada por inclusões não metálicas maiores que 10µm. Suda estima que a resistência à fadiga (σ_f), na presença de defeitos internos como inclusões, pode ser definida pela equação 2.15:

$$\sigma_f = \frac{1,56(HV + 120)}{\sqrt{(area)}^{1/6}} * \left(\frac{(1 - R)}{2} \right)^a, \quad (2.15)$$

sendo:

σ_f = resistência à fadiga;

$R = (\sigma_m - \sigma_f) / (\sigma_m + \sigma_f)$;

σ_m = tensão média;

$a = 0,226 + HV \times 10^{-4}$;

HV = dureza Vickers;

área = área com defeitos.

A equação 2.15 indica que um aumento na dureza e a redução no tamanho das inclusões são importantes para se melhorar a vida em fadiga do material. Suda (2005)

descreve os detalhes dos métodos que podem ser utilizados para aumentar a resistência à fadiga dos aços para molas de válvulas.

a-) Nitretação: A figura 2.33 mostra os efeitos da temperatura de nitretação na dureza superficial e dureza no centro do material, para o SAE 9254.

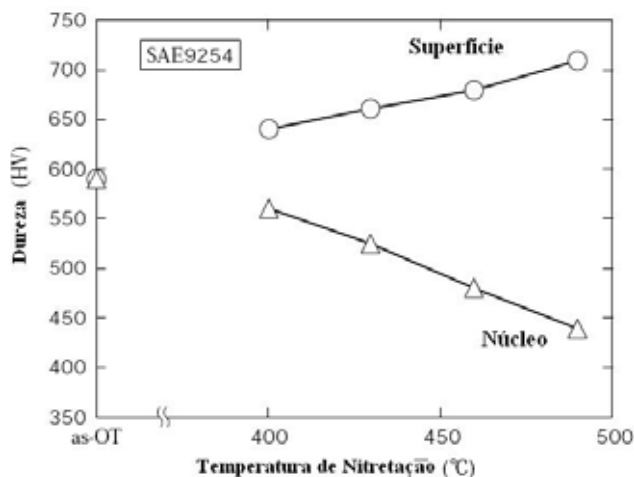


Figura 2.33 – Dureza superficial e do núcleo em função da temperatura de nitretação, para o aço SAE 9254 (SUDA, 2005).

A nitretação, geralmente, é realizada entre 400 e 600°C, aumentando a dureza superficial e a resistência à compressão da mola, o que melhora significativamente a sua vida em fadiga; no entanto, a nitretação tende a reduzir a dureza do núcleo.

b-) Jateamento: O jateamento (*shot-peening*) aumenta as tensões de compressão na superfície e a dureza superficial do material, contribuindo para o aumento da resistência à fadiga. Estudos recentes de Hayes (2006) informam que múltiplos passes de jateamento, quando aplicados, melhoraram a vida em fadiga do material. Suda relata uma nova técnica de jateamento, onde se utilizam nano cristais, que melhoram a resistência à fadiga do material pela maior área de cobertura do processo.

c-) Controle das inclusões e basicidade: Inclusões de Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ e SiO_2 são conhecidas como causadoras de fratura em molas de válvulas. Suda recomenda que a composição química das inclusões devem ser controladas para que essas possuam baixo ponto de fusão. Seguindo-se ao controle da composição química das inclusões, o autor informa que o controle da basicidade da escória é importante para o processo, de acordo com os teores de Si e Al (que devem ser evitados).

De acordo com Suda (2005), os requisitos mais importantes a serem considerados no desenvolvimento atual dos aços para molas de válvulas são:

1-) Conceito da composição química: Adições complementares de Cr e V ao aço Cr-Si-V contribuem para melhorar os efeitos da nitretação e o refino de grãos. O aumento do teor de Si melhora a relaxação do aço e inibe a redução da dureza interna no material durante a nitretação.

2-) Propriedades Mecânicas: A tabela 2.13 mostra as propriedades mecânicas e o tamanho de grão obtido após um tratamento térmico de têmpera e revenimento. Uma microestrutura de grãos austeníticos superfinos (nº14) foi obtida devido a adições complementares de elementos como vanádio, que favorece o refino de grãos.

Tabela 2.13 – Propriedades do aço para molas de válvulas temperado e revenido (SUDA, 2005)

	Resistência Tração (MPa)	Redução de Área (%)	Tamanho de Grão N°
Aço em Desenvolvimento	2157	46,4	14

Para esse novo aço em estudo, o arame foi temperado em uma temperatura mais baixa (não mencionada pelo autor), por 20 minutos, obtendo as seguintes propriedades, conforme mostra a figura 2.34.

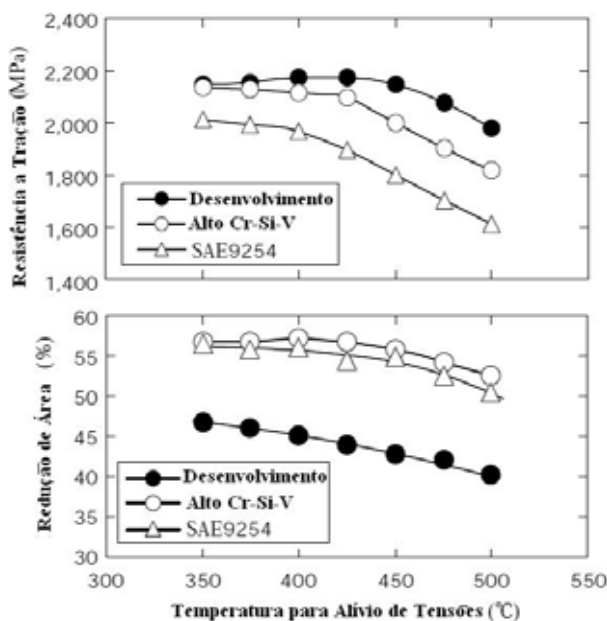


Figura 2.34 – Propriedades mecânicas do aço em desenvolvimento em função da temperatura de alívio de tensões (SUDA, 2005).

3-) Propriedades de fadiga: As propriedades de fadiga deste novo aço em estudo (com nitretação) é mostrado na figura 2.35, comparando-se com outros aços para molas de válvulas disponíveis no mercado. Comparando-se com o aço SAE 9254 a resistência a fadiga é aumentada de um fator de 1,6.

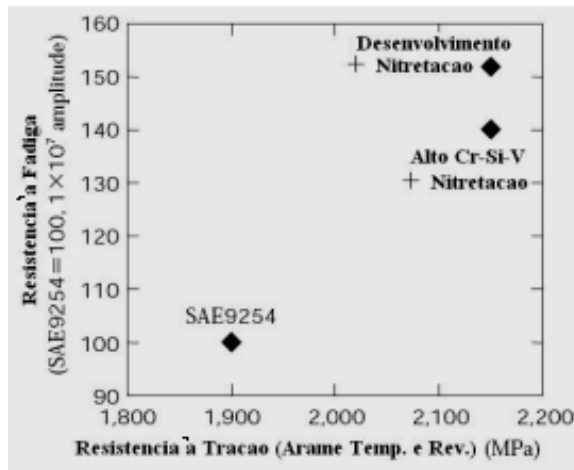


Figura 2.35 – Relação entre a resistência à fadiga e a resistência à tração de arames temperados e revenidos para os aços Cr-Si-V, SAE 9254 e o aço em estudo (SUDA, 2005).

De acordo com a figura 2.35, essa ampliação no fator de resistência à fadiga permite uma redução no número de espiras da mola, consequentemente, uma diminuição em seu peso.

2.20.4 Trabalho de FURUYA

Segundo Furuya (2004), as inclusões que causam uma maior diminuição da vida em fadiga nos aços para molas de válvulas são principalmente os óxidos, sulfetos e nitretos, descritos a seguir:

- Óxidos: Al_2O_3 ou $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{CaO}$ (morfologia globular);
- Nitretos: TiN ;
- Sulfetos: MnS .

As inclusões de sulfetos do tipo MnS que possuem a capacidade de se deformarem durante o processo de laminação a quente, acredita-se que são menos nocivas à fadiga. Entretanto, quando se apresentam muito alongadas, podem causar fratura do tipo “olho de peixe”. De acordo com Furuya (2004), é fundamental o controle do tamanho das inclusões para se melhorar a vida em fadiga nos aços de alta resistência.

Furuya (2004) realizou ensaios mecânicos de tração em corpos de prova cilíndricos (usinados e polidos) de duas classes de aços (JIS SUP 12) e (JIS SWOSC-V), cujas composições químicas são mostradas na tabela 2.14, provenientes de tarugos (B2, C2 e E2) e barras laminadas (B1, C1 e E1), obtidas dos respectivos tarugos. Os corpos de prova foram tratados termicamente (normalização, têmpera e revenimento) segundo normas estabelecidas pela JASO (*Japan Automotive Standards Organization*), nas condições B, C e E, indicadas na tabela 2.15.

Tabela 2.14 – Composição química dos aços para molas estudados (FURUYA, 2004).

Tipo de Aço	Similaridade	Tratamento Térmico	Elementos (%)							
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
SUP 12	SAE 9254	B1,2	0,56	1,5	0,67	0,014	0,008	0,01	0,01	0,72
		C1,2	0,56	1,48	0,72	0,012	0,009	-	-	0,71
SWOSC-V	SAE 9258	E1,2	0,57	1,46	0,68	0,008	0,006	0,01	0,01	0,68

Tabela 2.15 – Condições de tratamento térmico (Adaptação – FURUYA, 2004).

Condições do Tratamento Térmico		
Normalização	Têmpera	Revenimento
845°C / 30 min. Resfriado ao Ar	845°C / 30min Temperado em Óleo	430°C / 60 min Resfriado em Água

A microestrutura encontrada, após os tratamentos térmicos, foi a martensita revenida. Os resultados dos ensaios de tração encontram-se na tabela 2.16.

Tabela 2.16 – Propriedades mecânicas dos aços para molas avaliados neste trabalho (Adaptação – FURUYA, 2004).

Tipo de Aço	Tratamento Térmico	Propriedades de Tração			Dureza (HRC)
		(0,2%) Limite Convencional de Elasticidade (MPa)	Resistência à Tração (MPa)	Redução em Área (%)	
SUP 12	B1	1600	1770	47	51,0
	B2	1609	1761	48	51,0
	C1	1559	1721	39	49,8
	C2	1571	1764	44	50,2
SWOSC-V	E1	1579	1752	41	50,0
	E2	1586	1743	46	51,3

O autor conduziu também ensaios de fadiga axial em corpos-de-prova cilíndricos, de acordo com a ASTM E 466, utilizando frequência de 120 Hz, $R = -1$, obtendo os resultados indicados na tabela 2.17.

Tabela 2.17 – Resultados dos ensaios de fadiga para condições diferentes de tratamentos térmicos (Adaptação – FURUYA, 2004).

Tipo de Aço	Tratamento Térmico	Limite de Resistência à Fadiga (MPa)
SUP 12	B1	660
	B2	-
	C1	770
	C2	790
SWOSC-V	E1	780
	E2	-

Nos corpos-de-prova B1 e B2 (após tratamento térmico), Furuya (2004) encontrou inclusões do tipo A (MnS) e D (ricas em Al_2O_3). Os resultados revelaram que as inclusões ricas em Al_2O_3 eram de morfologia globular, que é indeformável nas fases de laminação a quente, o que favorece fraturas durante solicitações mecânicas de fadiga. Nas amostras C1, C2, E1 e E2, foram detectadas inclusões do tipo A (contendo MnS), C e D contendo inclusões ricas em SiO_2 , de morfologia alongada, ou seja, apresentaram certa deformação durante o processo de conformação a quente. A seguir, são apresentadas as principais conclusões dos estudos realizados pelo autor:

- As inclusões do tipo SiO_2 nunca apresentaram fratura do tipo “olho de peixe” e possuem boas características de deformação durante a laminação a quente;
- A diferença em relação aos resultados de fadiga entre os ensaios com os corpos-de-prova E1 e E2, provenientes dos tarugos, e das barras laminadas foram independentes do alongamento das inclusões.

2.20.5 Trabalho de HAYES

Hayes (2006) realizou estudos de fadiga em diferentes tipos de aços para molas e tratamentos superficiais, levando-se em conta principalmente o fator custo.

Para os estudos Hayes elencou diversas matérias-primas, segundo o critério de custo: aços ao carbono normalizados e patenteados, aço de corda de piano, aço Cr-Si temperado e revenido, aço Cr-Si-V, aço Cr-Si-Ni e inox 17/17PH.

Hayes (2006) considerou que o principal fundamento para se obter uma ótima resistência à fadiga é a condição da superfície das amostras dos materiais analisados. Para isso, foram considerados os seguintes tratamentos superficiais segundo seu custo: jateamento (*shot-peening*), duplo jateamento (*duplex-peening*), jateamento com granalhas de vidro, nitretação e eletropolimento. Foram feitos diversos testes para se determinar qual a melhor relação custo/benefício dos aços para molas segundo os seguintes critérios:

a-) Qualidade superficial: Segundo Hayes (2006), a completa ausência de defeitos superficiais como descarbonetação (em fio de corda de piano e no Cr-Si) é altamente desejável para um máximo desempenho dinâmico. Para Hayes, a melhor forma para se obter o arame totalmente isento de defeitos superficiais seria pelo processo de acabamento por desbaste (*shaving*), que é o método mais utilizado pelas empresas do ramo.

b-) Limpeza: Molas para válvulas de motores são normalmente fabricadas a partir de aços Cr-Si, que passam por processo de acabamento por desbaste (*shaving*) e são produzidas pelos processos de aços super-limpos. Isto envolve desoxidar o aço com Fe-Si, que não contém alumínio, promovendo ao produto durante a fase de laminação, inclusões de silicatos deformáveis menores que 15µm. Segundo Hayes (2006), se não existirem inclusões acima desse tamanho crítico, elas não contribuirão na iniciação de trincas por fadiga.

c-) Tratamento superficial: Hayes (2006) estudou diversos tratamentos superficiais para melhorar a vida em fadiga de aços para molas. Dentre os métodos apresentados, o jateamento é o que apresentou uma relação custo/benefício melhor que os demais. O melhor tratamento superficial para se ampliar a vida em fadiga é a nitretação, sendo que este processo pode ser aplicado para qualquer forma ou tamanho de mola. Entretanto, a temperatura do processo é acima das utilizadas para revenir alguns dos aços citados. De acordo com Hayes (2006), mesmo com algum desenvolvimento nesse processo, a temperatura necessária é de aproximadamente

450°C, por isso, o aço corda de piano não poderá ser nitretado. Os aços Cr-Si só poderão ser nitretados se forem também ligados com níquel. O autor ressalta que a nitretação sozinha não é suficiente para melhorar a vida em fadiga de aços para molas, como faz o jateamento. Invariavelmente, o jateamento é aplicado após a nitretação para melhorar as propriedades de fadiga.

d-) Ensaios de fadiga: Foram realizados ensaios de fadiga em um aço para molas (inox 302), cujos resultados podem ser vistos na figura 2.36, obtidos a partir de diversos tratamentos superficiais e sem tratamento.

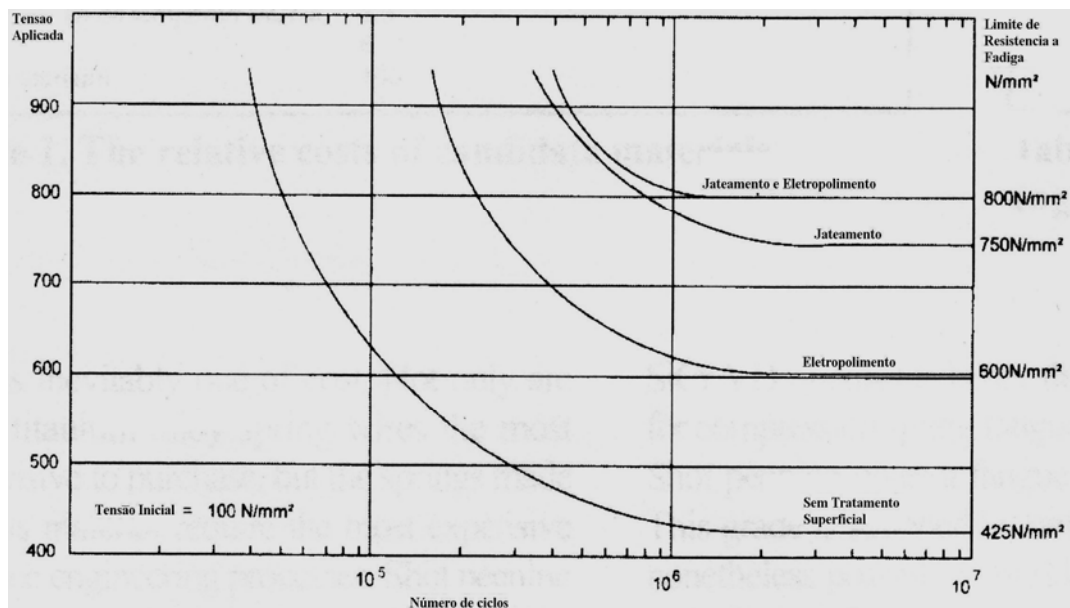


Figura 2.36 – Curvas S-N para um aço inox 302 utilizado para molas com diversos tipos de acabamento superficial (HAYES, 2006).

e-) Custo: As tabelas 2.18 e 2.19 mostram, respectivamente, os custos relativos dos materiais e os custos relativos dos tratamentos superficiais.

Tabela 2.18 – Custos relativos dos materiais para molas (HAYES, 2006).

Aço ao carbono normalizado e patenteado	0,5
Fio de corda de piano	1,0
Cr-Si temperado e revenido	2,0
Cr-Si-Ni temperado e revenido	2,5
Inox 17/7PH	6,0

Tabela 2.19 – Custos relativos dos tratamentos superficiais (HAYES, 2006).

Jateamento	1,0
Duplo jateamento	2,0
Jateamento (granalhas de vidro)	3,5
Nitretação	10,0
Eletropolimento	20,0

Hayes (2006) conclui que a melhor combinação custo do material/tratamento superficial é obtida para aço ao carbono e jateamento. Melhores desempenhos em fadiga são obtidos com os aços fio de corda de piano e aço Cr-Si (mas com elevação dos custos). Se o aspecto corrosão for levado em consideração, a melhor escolha é pelo inox 17/7PH (utilizado em molas para motores diesel). Para molas que devam apresentar vida em fadiga superior a 10 milhões de ciclos, os aços Cr-Si são essenciais.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Atualmente, o aço SAE 9258 utilizado para molas de válvulas de motores é produzido pelo processo de lingotamento convencional. Para desenvolver o estudo proposto neste trabalho sobre o comportamento em fadiga associado à microestrutura do aço produzido pelo processo de lingotamento convencional e lingotamento contínuo, foi realizada uma corrida experimental em lingotamento contínuo, onde foram realizados novos procedimentos metalúrgicos em refino primário e secundário.

Para analisar e comparar as propriedades mecânicas do aço produzido pelas duas rotas de lingotamento (contínuo e convencional), foram realizados os seguintes ensaios:

- Ensaios de tração;
- Ensaios de fadiga axial;
- Ensaio de fadiga por flexão rotativa (*Nakamura Test*) e,
- Ensaio de fadiga em molas helicoidais.

Para os ensaios de tração (ASTM E 8M) e de fadiga axial (ASTM E 466) foram utilizados corpos-de-prova cilíndricos, obtidos na condição laminada e trefilada. Os corpos-de-prova foram usinados e tratados termicamente em condições de laboratório, onde todos os parâmetros foram mantidos em relação ao tratamento realizado industrialmente.

Nos ensaios de fadiga por flexão rotativa e fadiga em molas, foram utilizados corpos-de-prova provenientes de arames (seguindo a rota industrial de produção e tratamento térmico). Metalografias de importantes fases do processo de obtenção deste aço foram obtidas para ambas as rotas e são utilizadas nas análises dos resultados.

Foram realizadas também análises das superfícies de fratura dos corpos-de-prova de fadiga axial, produzidos por lingotamento contínuo e convencional, por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

3.2 PROCESSO DE OBTENÇÃO DO AÇO PARA MOLAS SAE 9258

A produção de aços para molas de válvulas exige muitos cuidados operacionais para que seja possível a obtenção de um produto isento de defeitos, e que atenda às rigorosas exigências dos clientes. A seguir descreve-se, resumidamente, o processo de produção dos aços para molas de válvulas.

Inicialmente, carrega-se um tamborão com sucata, ferro-gusa e cal. Através de ponte rolante, esse primeiro tamborão é deslocado e posicionado exatamente sobre o forno elétrico. O fundo do tamborão é aberto e o forno elétrico é carregado. Após o carregamento, a abóboda é fechada e o forno é acionado. Os eletrodos iniciam a descida até tocar na carga metálica, quando se dá a abertura do arco elétrico.

Durante a fusão, insufla-se oxigênio e injeta-se carburante, através de lanças posicionadas junto à porta do forno. Após a fusão completa da carga mede-se a temperatura do banho, retira-se uma amostra de aço líquido para análise química e a escória é removida. A figura 3.1 ilustra melhor as etapas descritas. Após a fusão, tem-se a etapa de refino, onde são feitas adições de ferro-ligas, fundentes e fluxantes, basicamente com dois objetivos:

- Fazer os acertos finais na composição química do produto;
- Obter uma escória com características adequadas ao processo de refino.

Durante todo o processo de refino, insufla-se oxigênio, através de duas lanças, visando-se elevar a temperatura da carga metálica líquida. Mede-se a temperatura do banho e retira-se uma amostra do aço, em seguida bascula-se o forno no sentido da bica de vazamento, para retirada do metal líquido. O metal líquido é transferido para uma panela, no fundo da qual foram feitas adições de ferros-liga. Durante o vazamento, borbulha-se argônio pelo fundo da panela, objetivando-se uma mistura eficiente da escória com o aço líquido.

Após o término do vazamento, faz-se um borbulhamento complementar de argônio, sob baixa pressão, por mais alguns minutos, para se obter uma homogeneização térmica e química do banho, mede-se novamente a temperatura e retira-se uma amostra do aço líquido. A panela é transferida para um tanque, onde o metal é submetido a um processo de desgaseificação a vácuo. Após desgaseificação, o aço é liberado para o

processo de lingotamento (contínuo ou convencional). A figura 3.2 ilustra o processo de refino secundário e as figuras 3.3 e 3.4 ilustram os processos de lingotamento contínuo e convencional.

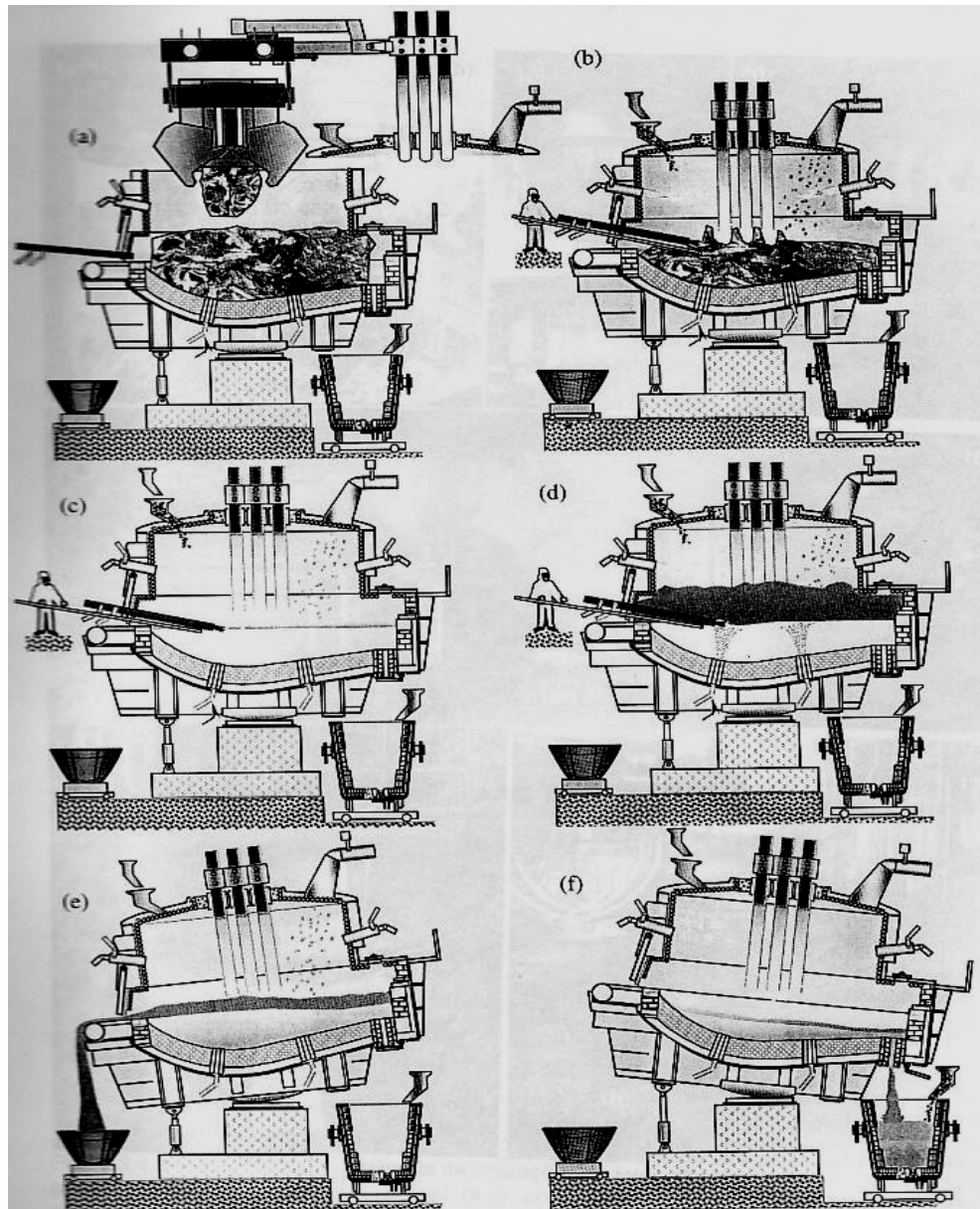


Figura 3.1 – Representação esquemática das etapas do processo de elaboração do aço no forno elétrico a arco: (a) carregamento da carga metálica; (b) início da fusão; (c) fim da fusão; (d) refino; (e) retirada da escória e amostragem; e (f) vazamento (RIZZO, 2005).

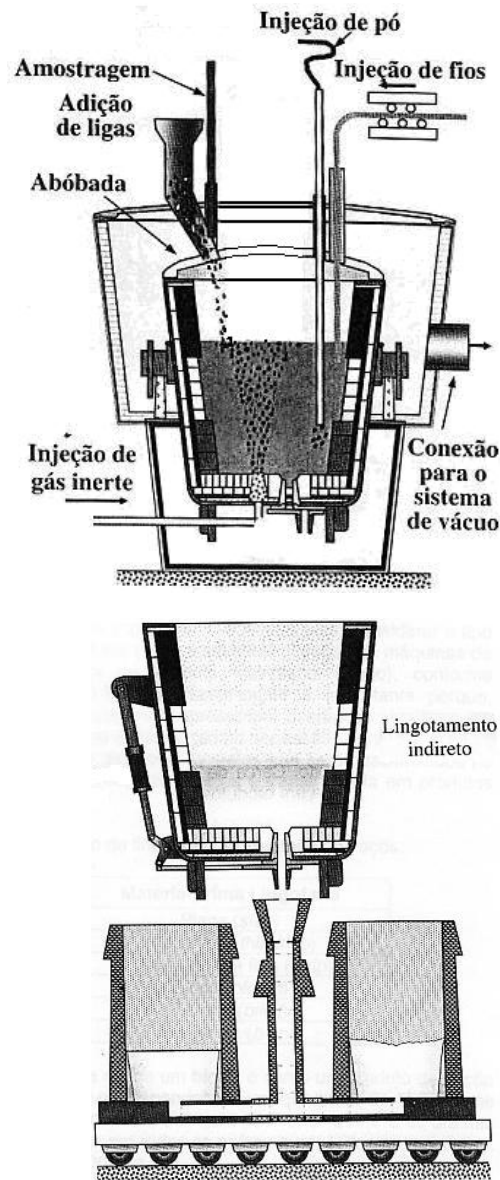


Figura 3.3 – Processo de lingotamento convencional indireto, utilizado para se produzir aços para molas de válvulas (RIZZO, 2005).

Figura 3.2 – Representação esquemática de uma estação de refino secundário (estação de vácuo). Após este estágio, o metal líquido é transferido para a estação de aquecimento por eletrodos de grafite (RIZZO, 2005).

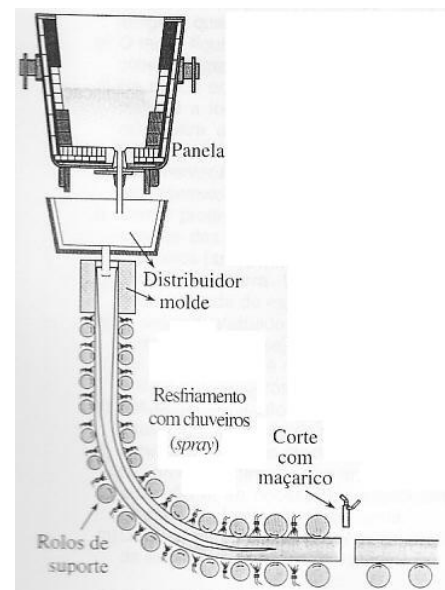


Figura 3.4 – Processo de lingotamento contínuo (rota experimental para produção de aços para molas de válvulas (RIZZO, 2005).

A continuidade do processo, até a obtenção dos arames, pode ser melhor acompanhada no capítulo 2.3.

Salienta-se que os aços produzidos, que geraram os corpos-de-prova analisados, não pertenciam à mesma corrida, somente o produzido por lingotamento contínuo. Como as características de preparação do aço, seleção de matérias-primas, confiabilidade e estabilidade do processo são elevadas, não se encontraram quaisquer

alterações referentes às etapas de refino primário, refino secundário, lingotamento, laminação, trefilação e tratamento térmico.

3.3 MATERIAL

O aço Cr-Si (SAE 9258) utilizado neste trabalho é comercializado com diâmetros que podem variar de 2,00 a 6,50 mm e tolerância de $\pm 0,025$ mm. O material foi produzido por lingotamento convencional (rota comercial) e contínuo (rota experimental), com as composições químicas mostradas na tabela 3.1.

As amostras com diâmetro de 7,94 mm foram retiradas de bobinas de fio-máquina e preparadas para as análises químicas. A tabela 3.2 mostra as especificações mínimas e máximas dos elementos químicos no aço SAE 9258.

Tabela 3.1 – Composição química média obtida a partir de amostras das rotas de lingotamento convencional e contínuo do aço SAE 9258.

	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu	%Al	%Ti	%V	%Nb
Convencional	0,56	1,29	0,63	0,011	0,014	0,02	0,68	0,01	0,02	0,001	0,0005	0,003	0,002
Contínuo	0,60	1,29	0,70	0,009	0,014	0,04	0,69	0,01	0,05	0,002	0,0007	0,004	0,004

Tabela 3.2 – Especificação da composição química do aço SAE 9258 (ETI-024)

	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu	%Al	%Ti	%Sn	%N ₂	%O ₂
Mín.	0,57	1,25	0,65	0	0	0	0,65	0	0	0	0	0	0	0
Max.	0,59	1,35	0,75	0,012	0,020	0,10	0,75	0,06	0,040	0,002	0,002	0,015	0,01	0,003

Pode ser observado que não ocorreram diferenças quanto às composições químicas dos aços produzidos pelas duas rotas de produção.

3.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS CORPOS-DE-PROVA PROVENIENTES DAS ROTAS DE LINGOTAMENTO CONVENCIONAL E CONTÍNUO

São descritos os tratamentos térmicos realizados nos arames (rota industrial) e nos corpos-de-prova (obtidos pela rota experimental de lingotamento contínuo).

3.4.1 Tratamentos térmicos dos arames

O tratamento térmico no arame de aço SAE 9258 consistiu no aquecimento e resfriamento controlado (de acordo com o ciclo de tratamento térmico descrito a seguir), com o objetivo de manter os parâmetros metalúrgicos e as propriedades mecânicas exigidos pelos clientes. O ciclo de tratamento térmico foi realizado da seguinte forma: O forno contínuo, de atmosfera controlada (para se evitar possível descarbonetação) é constituído por cinco zonas de temperaturas, ajustadas nas seguintes temperaturas (850°C, 860°C, 870°C, 890°C e 910°C). Passando por essas zonas o material sai a uma temperatura aproximada de 860°C (medida no arame), que em seguida é mergulhado em polímero com concentração de 20 a 25% a uma temperatura de 40°C, para promover a têmpera. Na sequência, o material é revenido em chumbo fundido a uma temperatura que varia de 450 a 470°C. A microestrutura resultante desse tratamento térmico é a martensita revenida, e a dureza encontra-se na faixa de 48 a 50 HRC. As figuras 3.5, 3.6 e 3.7 ilustram o procedimento utilizado.



Figura 3.5 – Área de desbobinamento do arame trefilado para o tratamento térmico, e ao fundo, forno de têmpera e revenimento (cortesia, GERDAU AEB, 2008).



Figura 3.6 – Saída dos arames austenitizados do forno e sua imersão no tanque com polímero, para o tratamento de têmpera. (cortesia GERDAU AEB, 2008).



Figura 3.7 – Entrada dos arames no tanque de chumbo líquido, onde ocorre o revenimento. (cortesia GERDAU AEB, 2008).

Os tratamentos térmicos (têmpera e revenimento) foram realizados para os arames produzidos pela rota de lingotamento convencional (rota comercial) e por lingotamento contínuo (rota experimental), mantendo-se os mesmos parâmetros para os dois casos.

3.4.2 Tratamentos térmicos dos corpos-de-prova

O tratamento térmico dos corpos-de-prova (destinados aos ensaios de fadiga axial e aos ensaios de tração, provenientes das rotas de lingotamento convencional e contínuo) foi realizado em laboratório, devido à impossibilidade de se acondicionar as amostras no sistema do forno contínuo. As condições encontradas no forno industrial foram replicadas em laboratório, para a obtenção das mesmas características do produto comercialmente tratado.

Como o forno não possuía atmosfera controlada, foram adicionados cubos de grafite, para que o fenômeno da difusão do carbono da superfície das amostras de aço (descarbonetação) fosse atenuada. O ciclo de tratamento térmico empregado foi calculado para que os corpos-de-prova apresentassem as mesmas características de dureza e microestrutura dos arames tratados da rota industrial.

O ciclo foi realizado da seguinte forma: os corpos-de-prova foram austenitizados a 910°C por 10 minutos, seguido de têmpera em óleo e revenidos a uma temperatura de 380°C por 120 minutos, obtendo-se martensita revenida e dureza na faixa de 48 a 50 HRC.

O forno utilizado para os tratamentos de têmpera e revenimento possui as seguintes características: forno tipo mufla, 22kW, 22V, temperatura máxima de 1100°C, marca F.E.L. O controle da temperatura é realizado por controlador Precys.

3.5 CRITÉRIOS DE QUALIDADE DO AÇO PARA MOLAS DE VÁLVULAS

Um aspecto importante para a qualidade do arame utilizado na fabricação de molas para válvulas de motores é quanto à presença de inclusões e imperfeições superficiais. A seguir são descritos os métodos utilizados para a garantia das condições ótimas de qualidade do produto.

3.5.1 Análise da ocorrência de inclusões: método Max-T

Para esse controle, utiliza-se o procedimento de análise conhecido como Max-T (*Maximum Thickness*), similar à norma sueca (SS-111116), que tem como objetivo investigar a frequência de inclusões de maiores espessuras em aços para molas de válvulas. A inspeção das inclusões é realizada quando o aço laminado está na forma de fio-máquina, com diâmetro de 7,94 mm. Bobinas desse fio-máquina são selecionadas, com descarte de duas espiras (equivalente a aproximadamente 1 m de produto), correspondentes à “cabeça” e “pé” (em relação aos produtos semi-acabados da aciaria). Em seguida, são retiradas pequenas amostras (25 mm de comprimento) para a inspeção metalográfica da inclusão. A identificação e classificação das inclusões são realizadas

numa amostra polida (espelhada), sem ataque por reagentes químicos, e com aumento de 100 X. A área analisada é mostrada na figura 3.8.

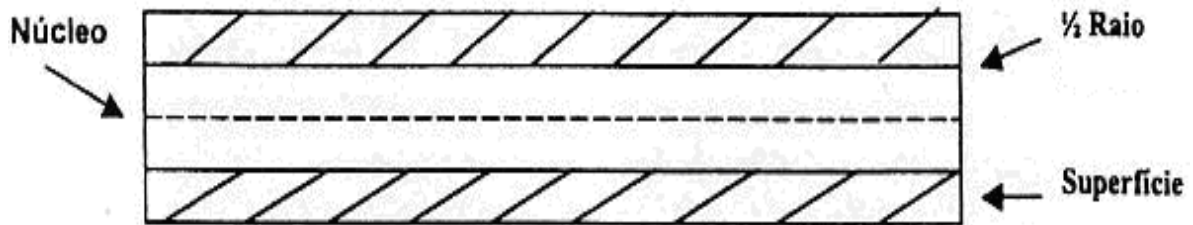


Figura 3.8 – Superfície e núcleo da amostra utilizada para análise de inclusões pelo método Max-T. Corte longitudinal da amostra com 25 mm. (cortesia, GERDAU AEB).

Posteriormente à preparação da amostra, segue-se a metodologia mostrada a seguir:

- a-) Mede-se a máxima espessura de inclusão, na superfície e no núcleo de cada amostra;
- b-) Medem-se as máximas espessuras de inclusões que são maiores do que 5 μ m;
- c-) Detecta-se a máxima espessura de inclusão por amostra (numa área mínima de 15mm x diâmetro)

A tabela 3.3 mostra os índices de frequência (porcentagens) de inclusões aceitáveis para aprovação dos resultados de Max-T no caso de aços para molas de válvulas.

Tabela 3.3 – Frequência de espessuras máximas de inclusões aceitáveis para aprovação dos resultados teste Max-T (SS-111116).

Superfície (μ m)				Núcleo (μ m)			
< 5	5 a 9	10 a 14	> 15	< 5	5 a 9	10 a 14	> 15
80%	20%	0%	0%	70%	20%	10%	0%

Se forem encontradas inclusões com espessuras superiores a 10 μ m (superfície), a corrida é reprovada, o mesmo acontecendo se o percentual localizado no núcleo for acima de 10% para inclusões dentro da faixa de 10 a 14 μ m.

3.5.2 Análise da ocorrência de defeitos superficiais e controle dimensional

O arame de aço SAE 9258, após trefilado e tratado termicamente, é submetido a inspeções de qualidade para detectar defeitos superficiais (trincas, dobras e inclusões). A superfície do arame (correspondendo a 100% da bobina) é duplamente inspecionada, em linha nos seguintes processos:

- Circograph: Detecta defeitos longitudinais com profundidade superior a 40 μm ;
- Defectomat: Detecta defeitos transversais com profundidade superior a 100 μm .

Na sequência da inspeção em linha, ainda são realizadas as seguintes verificações de qualidade do arame:

- Pintura de defeitos: O equipamento identifica, através de pintura, arames inspecionados que apresentam defeitos localizados. Com isso, o cliente identificará na bobina de arame comprada os locais que apresentam defeitos, que devem ser descartados;
- Desmagnetizador: Remove o magnetismo residual gerado no processo;
- Dimensional óptico (Nina): Equipamento que examina o dimensional (diâmetro) com precisão de 0,001 mm;

3.5.3 Análise da rugosidade superficial dos arames e corpos-de-prova

A rugosidade superficial do arame utilizado neste trabalho foi medida, pois como mencionado na revisão bibliográfica, a superfície do material, se não estiver isenta de defeitos, poderá ser um iniciador de trincas por fadiga. A rugosidade do arame de aço SAE 9258 (no estado temperado e revenido), utilizado neste trabalho, foi medida utilizando-se um rugosímetro Mitutoyo, modelo SS 201.

O mesmo procedimento foi adotado para medir a rugosidade superficial dos corpos-de-prova destinados aos ensaios de fadiga axial, onde foi mantido o mesmo grau de acabamento dos arames produzidos industrialmente.

3.6 ENSAIO DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA NO ARAME (ENSAIO NAKAMURA)

O ensaio de flexão rotativa (*Nakamura Test*) é utilizado para testes de fadiga em arames. A Figura 3.9 mostra uma representação de um ensaio de fadiga em arames.

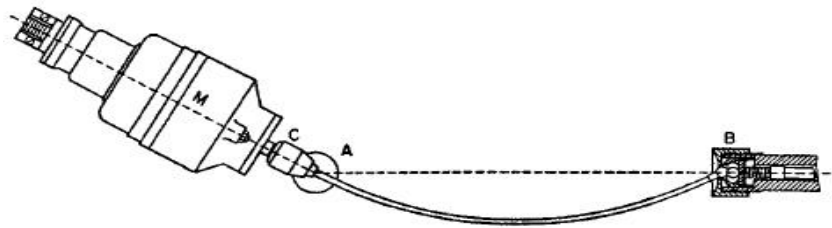


Figura 3.9 – Representação esquemática do ensaio de fadiga em arames (DIN 50113).

Foram utilizados, nesse ensaio, amostras de arames com 400 mm de comprimento e 4,0 mm de diâmetro, obtidos pelos processos de lingotamento convencional (rota comercial) e por lingotamento contínuo (rota experimental). A seguir, são descritas as etapas de preparação do ensaio de fadiga por flexão rotativa pelo método Nakamura.

- Uma ponta do arame A é fixada no mandril C do motor M e a outra ponta do arame está livre em B, apoiada em rolamentos. O arame é acionado pelo motor e pode girar livremente ao longo da linha A-B, sem aplicação de tensão, ou flexionado pela aplicação de uma tensão, conforme mostrado na figura 3.10, produzindo tensões de compressão e tração ao longo do arame.

Os ensaios de fadiga por flexão rotativa foram conduzidos em laboratório na máquina de ensaio Nakamura, que apresenta as seguintes características (figura 3.10):

- Equipamento: *Rotating-Bending Fatigue Tester* – Nakamura,
- Classificação: DWB7- 75969-05-95,
- Fabricante: Zarian (Alemanha).

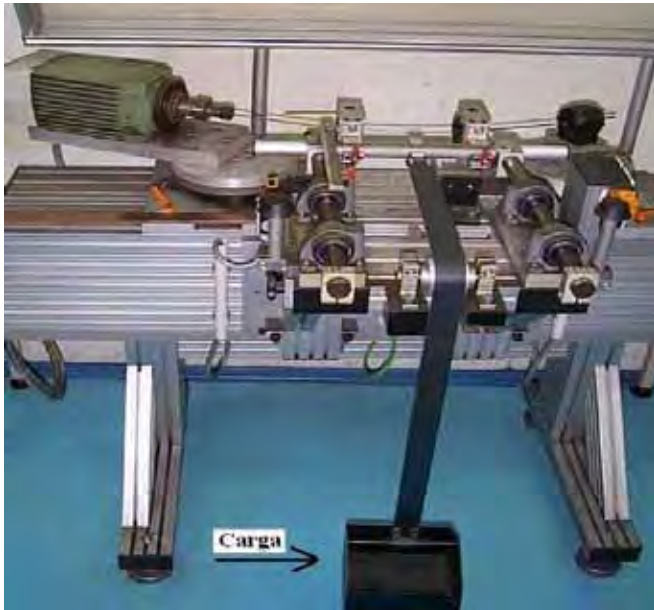


Figura 3.10 – Equipamento para ensaios de fadiga por flexão rotativa em arames (Nakamura) (cortesia GERDAU AEB, 2009).

O motor da máquina de fadiga opera com uma rotação de 5.000 RPM, dispondo de um dispositivo para registrar os tempos dos ensaios (em minutos). O ensaio termina quando ocorre a fratura do arame, ou quando é atingido o limite de ciclos preestabelecido. A quantidade de ciclos é dada pela expressão:

$$\text{Número de ciclos} = (5.000 \text{ RPM}) \times (\text{horas registradas de ensaio}) \times (60 \text{ minutos}). \quad (3.1)$$

A carga indicada na figura 3.10 é constituída por esferas de aço. Descontando-se o peso do dispositivo, a carga de ensaio é determinada pelas seguintes expressões:

$$F = \frac{\sigma \cdot \pi \cdot d^3}{16 \cdot a} (N) \quad (3.2) \quad \text{e} \quad m = \frac{F}{9,81} (kg), \quad (3.3)$$

sendo:

F = força [N];

σ = tensão [MPa];

d = diâmetro do arame [mm];

a = distância entre o motor e o primeiro rolamento [mm];

m = peso a ser incluído na caixa [kg].

No ensaio de fadiga por flexão rotativa (Nakamura), os arames são submetidos a tensões variadas, e podem apresentar as seguintes situações no final do ensaio:

- Romper por fadiga;
- Não romper (apresentando vida infinita);
- Romper prematuramente, independente da tensão, devido a defeitos como inclusões e acabamento superficial.

Quando ocorre a ruptura do corpo-de-prova, o equipamento interrompe a contagem de giros, registrando a quantidade de ciclos que o arame suportou com a tensão aplicada. Desta forma, executando ensaios com diferentes tensões, pode-se construir a curva S-N e obter o limite de resistência a fadiga. A figura 3.11 mostra como os dados do ensaio são registrados na tela do equipamento de fadiga.

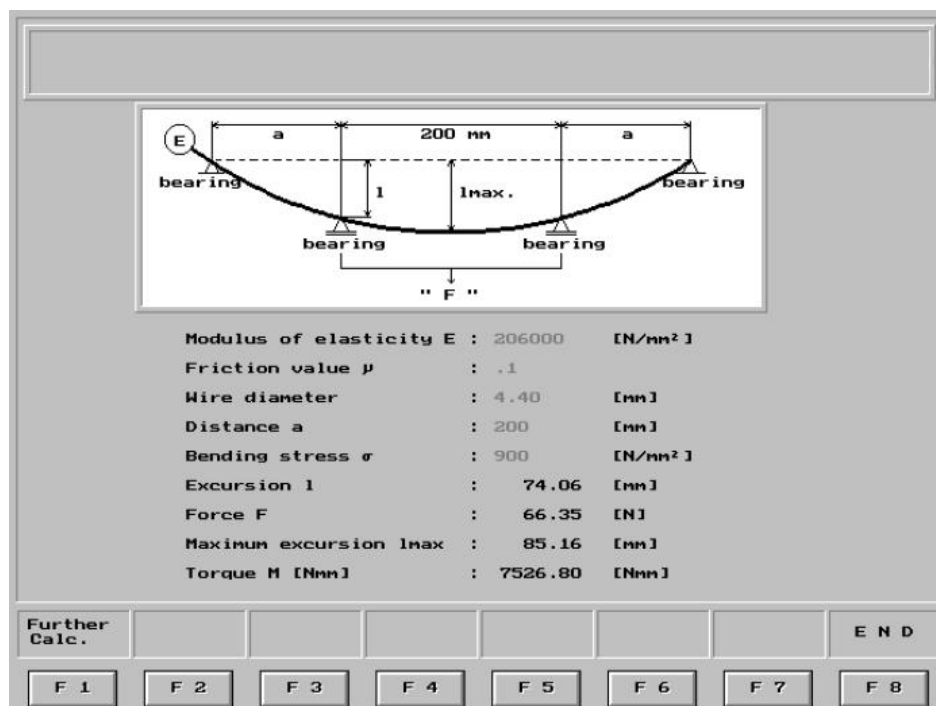


Figura 3.11 – Exibição dos resultados dos ensaios de fadiga realizados pelo equipamento Nakamura (cortesia, GERDAU AEB 2009)

3.7 ENSAIO DE FADIGA EM MOLAS HELICOIDAIS PARA VÁLVULAS DE MOTORES

O ensaio de fadiga em molas helicoidais para válvulas de motores visa simular, de forma acelerada, o número de acionamentos que esse componente sofrerá durante sua

vida útil, determinando as características reais de fadiga da mola. São utilizados como dados de entrada para o ensaio a constante da mola, o comprimento livre e o comprimento em bloqueio (mola totalmente comprimida). Foram utilizadas, nesse ensaio, molas produzidas a partir de arames obtidos pelos processos de lingotamento convencional (rota comercial) e por lingotamento contínuo (rota experimental).

O equipamento para o ensaio de fadiga em molas, da marca Bosch, permite comprimir a mola em degraus, utilizando no primeiro degrau uma compressão máxima na fileira de molas que ainda não as bloqueia. Nos degraus seguintes, cada fileira de molas é submetida a compressões sucessivamente menores. Dessa forma é possível determinar quantas molas quebram e o número de ciclos em vários níveis de tensões simultaneamente. Com esses dados, é possível a construção da curva S-N. A figura 3.12 ilustra a máquina de ensaios de fadiga em molas.



Figura 3.12 – Máquina para ensaios de fadiga em molas de válvulas (cortesia, LUK).

A máquina Bosch possui oito níveis de tensões e cada nível tem a capacidade de ensaiar seis molas simultaneamente, gerando um total de 48 molas ensaiadas.

Normalmente, utilizam-se seis níveis de tensões, com 36 molas ensaiadas no total. A máquina é ajustada levando-se em conta um acionamento máximo, acima do bloqueio, e que corresponde à tensão máxima. As carreiras subsequentes de molas terão

tensões sucessivamente menores. O círculo indicado na figura 3.12 está representado com ampliação maior na figura 3.13, para ser melhor visualizado.



Figura 3.13 – Detalhe da máquina de fadiga indicado na figura 3.12: A) representa o local do equipamento onde a mola é comprimida com uma solicitação máxima (próximo de seu ponto de travamento); e B) representa a menor solicitação, devido à distância em relação a (A). (cortesia LUK, 2008).

A máquina é acionada e um operador verifica de tempos em tempos para registrar o número de ciclos quando uma mola quebra. O teste prossegue até se atingir um número de ciclos definido ou até que todas as molas se quebrem. O equipamento, quando em funcionamento, apresenta movimentos no sentido vertical, similar a uma “boca de jacaré”. São verificadas todas as molas que quebraram e avaliadas quais representam quebras condizentes com a durabilidade do material (resultados válidos para a construção das curvas S-N), ou seja, quebras normais por fadiga causadas por microinclusões e defeitos superficiais. São descartadas as quebras causadas por outros fatores (quebras na ponta da mola, quebras por algum problema de produção, como enrolamento não adequado, dentre outros). Os resultados obtidos devem totalizar um número suficiente de quebras válidas, para se construir a curva representativa da vida em fadiga da mola.

3.8 ENSAIOS DE TRAÇÃO E FADIGA AXIAL EM CORPOS-DE-PROVA

Para os ensaios de tração e de fadiga axial foram utilizados corpos-de-prova obtidos das duas rotas de lingotamento (contínuo e convencional) conforme mostrado no fluxograma da figura 3.14.

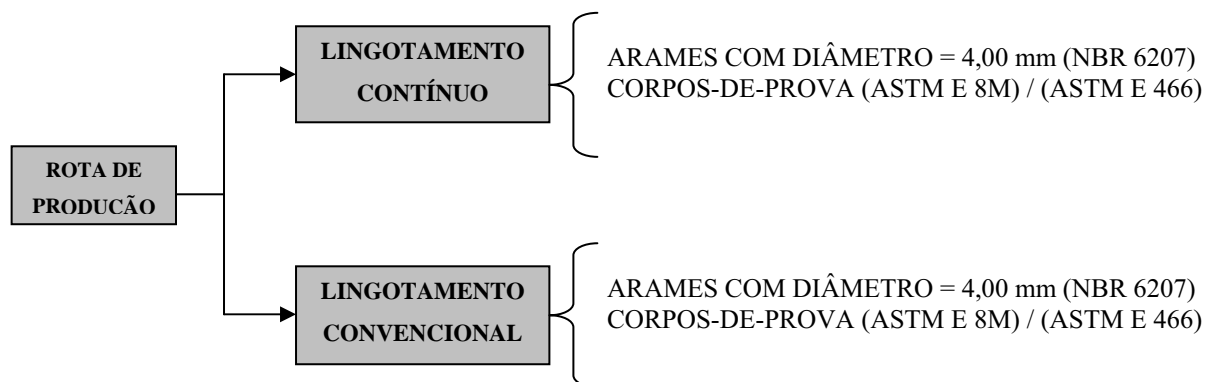


Figura 3.14 – Fluxograma mostrando a origem dos corpos-de-prova de tração e fadiga

As normas utilizadas para a confecção dos corpos-de-prova e a realização dos ensaios de tração e fadiga foram as seguintes:

- Corpos-de-prova para ensaios de tração: ASTM E 8M;
- Amostras para ensaios de tração em arames: NBR 6207;
- Corpos-de-prova para ensaios de fadiga: ASTM E 466.

3.8.1 Ensaio de tração em corpos-de-prova (ASTM E 8M)

Os ensaios de tração foram realizados numa máquina Instron 8801 (100 kN), figura 3.15, utilizando extensômetro (25 mm de comprimento útil), para facilitar a obtenção de dados importantes do ensaio, como a tensão de escoamento e o módulo de elasticidade, já que, os corpos-de-prova foram temperados e revenidos. Foram utilizados 10 corpos-de-prova confeccionados de acordo com a norma ASTM E 8M, cujas dimensões estão mostradas figura 3.16, sendo cinco de cada rota de produção mostrada no fluxograma da figura 3.14.

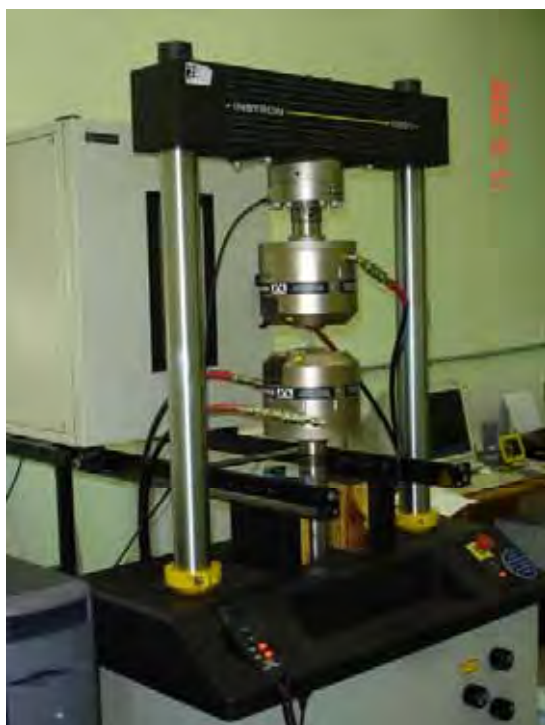


Figura 3.15 – Máquina Instron 8801 utilizada nos ensaios de tração. (UNESP – Campus de Guaratinguetá).

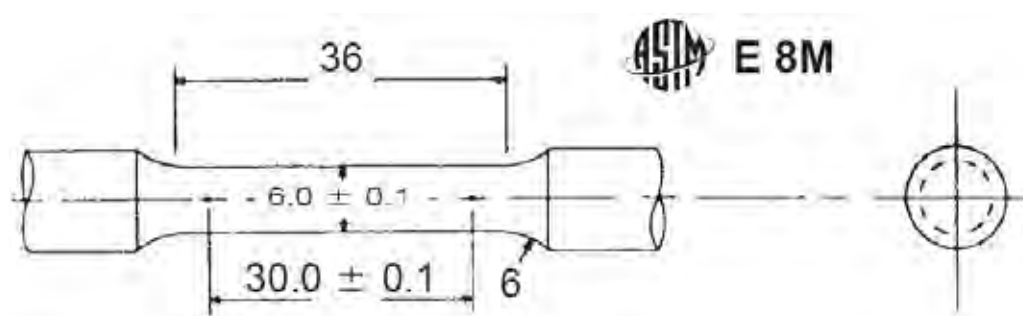


Figura 3.16 – Dimensões (em mm) dos corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração. (ASTM E 8M).

3.8.2 Ensaio de tração em arames (ABNT NBR 6207)

Os ensaios de tração no arame foram realizados numa máquina de tração adaptada para esse tipo de produto. Foram utilizados cinco corpos-de-prova de cada rota de produção (mostrada na figura 3.14), com diâmetro de 4,0 mm, preparados de acordo com a norma NBR 6207. A figura 3.17 mostra a máquina para ensaio de tração utilizada nos ensaios de arame.



Figura 3.17 – Máquina para ensaio de tração em arames (cortesia, GERDAU AEB, 2008).

As amostras para esse tipo de ensaio não necessitam de qualquer preparação anterior, por isso são realizados com grande rapidez.

3.8.3 Ensaio de fadiga axial (ASTM E 466)

Os ensaios de fadiga axiais ($R = 0,1$) foram realizados em máquina Instron 8801 (figura 3.15), utilizando-se corpos-de-prova confeccionados de acordo com a ASTM E 466 (figura 3.18). Foram realizados três ensaios de fadiga para cada nível de tensão (80%, 70%, 60% e 50% da tensão de escoamento encontrada no ensaio de tração), para cada rota de produção mostrada no fluxograma da figura 3.14.

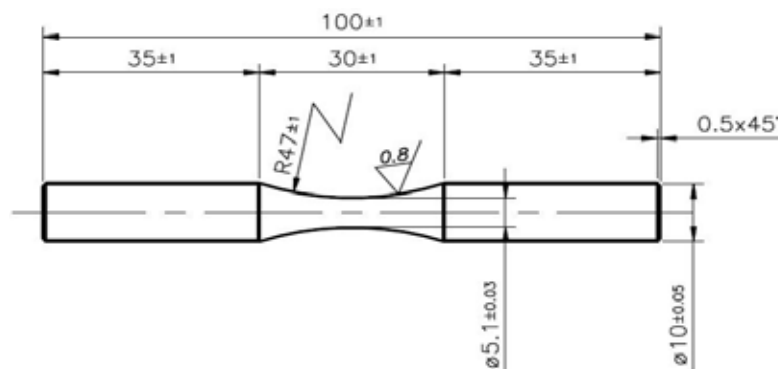


Figura 3.18 – Corpo-de-prova para ensaio de fadiga axial (ASTM E 466).

Os corpos-de-prova foram preparados de acordo com a norma ASTM E 466 e o acabamento superficial foi mantido similar ao do arame produzido industrialmente.

Inicialmente, foram medidos todos os diâmetros da menor seção dos corpos-de-prova. Durante a execução dos ensaios, assim que foram rompidos os corpos-de-prova, as superfícies de fratura foram protegidas com verniz, para evitar a oxidação e proteger a superfície para posterior análise da fratura.

3.9 ANÁLISE METALOGRÁFICA

A preparação das amostras (embutimento, lixamento e polimento) seguiu rotinas laboratoriais e todos os ataques químicos realizados foram com Nital 2%.

3.10 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

As superfícies de fratura dos corpos-de-prova de fadiga axial, ensaiados em máquina Instron 8801, foram examinadas com auxílio de microscopia eletrônica de varredura, utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura (MEV) Jeol JSM-6490 LV *Scanning Electron Microscope – Oxford Instruments*, do Laboratório Metalúrgico da Gerdau AEB.

O objetivo dessas análises foi observar mais detalhadamente as superfícies de fratura, para tentar identificar os mecanismos envolvidos no processo de fratura por fadiga e se houve alguma diferença entre as rotas de produção por lingotamento contínuo e lingotamento convencional.

Foram utilizados seis corpos-de-provas, sendo três de cada rota de produção, de diferentes níveis de tensão.

As superfícies de fratura foram limpas com acetona para retirar o verniz protetor, antes de serem colocadas na câmara de vácuo do MEV.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

São apresentados, neste capítulo 4, os resultados das análises microestruturais e dos diversos ensaios mecânicos realizados de acordo com os procedimentos experimentais descritos no capítulo 3, para se analisar e comparar o desempenho do aço para molas de válvulas para motores SAE 9258, produzido pelos processos de lingotamento convencional e contínuo, com este processo apresentando as mesmas características mecânicas e metalúrgicas do material produzido por lingotamento convencional.

4.1 RESULTADOS DOS CRITÉRIOS DE QUALIDADE DO AÇO PARA MOLAS DE VÁLVULAS

Neste item, são descritos os resultados obtidos sobre a qualidade do aço destinado à fabricação de arames para molas de válvulas de motores utilizado neste trabalho.

4.1.1 Resultados das análises da ocorrência de inclusões: Método Max-T

Levando-se em consideração os parâmetros físico-químicos mostrados no item 2.7, seguem-se os resultados das corridas (lingotamento contínuo e convencional), aprovadas quanto à quantidade e espessura das inclusões, de acordo com o método de análise Max-T (teste metalográfico), realizado nas amostras após a laminação. A tabela 4.1 mostra os resultados do Max-T para a corrida de lingotamento contínuo e a tabela 4.2 mostra os resultados para a corrida de lingotamento convencional, ambos aprovados de acordo com a especificação do teste Max-T.

Tabela 4.1 – Resultados encontrados após medição das espessuras das inclusões das amostras produzidas por lingotamento contínuo.

Superfície (μm)				Núcleo (μm)			
< 5	5 a 9	10 a 14	> 15	< 5	5 a 9	10 a 14	> 15
90%	10%	0%	0%	80%	20%	10%	0%

Tabela 4.2 – Resultados encontrados após medição das espessuras das inclusões das amostras produzidas por lingotamento convencional.

Espessura das Inclusões (Superfície e Núcleo) (μm)			
< 5	5 a 9	10 a 14	> 15
80%	20%	0%	0%

Fica evidente, de acordo com os resultados das tabelas 4.1 e 4.2, que os aços produzidos pelas rotas de produção de lingotamento contínuo e convencional apresentam níveis de limpeza dentro das especificações, o que valida o processamento realizado durante o refino secundário, quanto ao controle da quantidade e morfologia das inclusões.

4.1.2 Resultado das medições da rugosidade dos arames e corpos-de-prova

A tabela 4.3 apresenta os resultados da rugosidade superficial dos arames, utilizando-se três parâmetros de avaliação (Ra, Rz e Rt).

Tabela 4.3 – Rugosidade superficial do arame de aço SAE 9258 (temperado e revenido).

Rugosidade (μm)	Resultados	Média
Ra	0,93; 0,87; 0,86	0,88
Rz	5,21; 5,24; 5,13	5,19
Rt	6,26; 6,29; 6,41	6,32

Foi realizada uma medida de cada parâmetro de rugosidade, para três amostras de arame, não sendo observada variação significativa na rugosidade do arame utilizado neste estudo.

Para os corpos-de-prova utilizados nos ensaios de fadiga axial, foram encontrados os perfis de rugosidade mostrados na tabela 4.4.

Tabela 4.4 - Rugosidade superficial dos corpos-de-prova para ensaios de fadiga axial (aço SAE 9258 temperado e revenido).

Rugosidade (μm)	Resultados	Média
Ra	0,70; 0,75; 0,76	0,74

Não foi detectado qualquer defeito longitudinal (com profundidade superior a 40 μm) ou transversal (com profundidade superior a 100 μm), nos arames com diâmetro de 4,0 mm, sendo que todas as bobinas analisadas receberam aprovação.

4.2 RESULTADOS DAS METALOGRAFIAS REALIZADAS EM AMOSTRAS DOS ARAMES E DOS CORPOS-DE-PROVA

A figura 4.1a mostra a metalografia da seção transversal do arame com 4,0 mm de diâmetro produzido pela rota convencional, e a figura 4.2b do arame produzido pela rota contínua. Em ambos os casos, as amostras foram retiradas do arame na condição temperada e revenida e apresentaram microestrutura típica de martensita revenida.

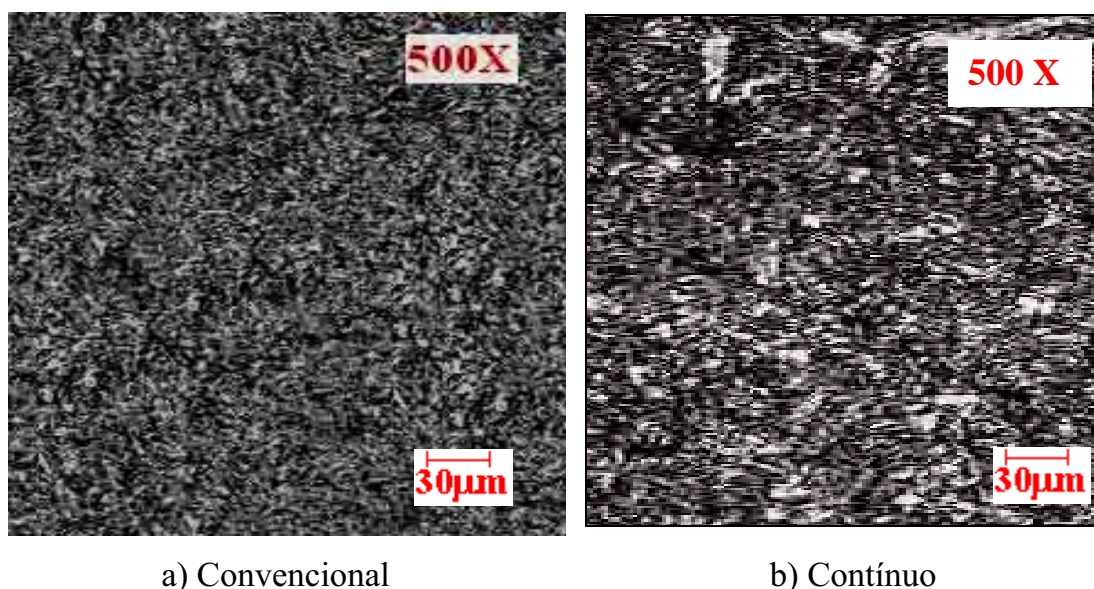


Figura 4.1 – Metalografia realizada em amostras do arame para molas: a) produzido por lingotamento convencional e b) produzido por lingotamento contínuo, mostrando o aspecto da martensita revenida em ambos os casos. Ataque: Nital 2%.

Observa-se, além da martensita revenida, a presença de grande quantidade de carbonetos globulizados, finamente distribuídos em matriz ferrítica para ambas as condições de produção do aço. É também possível observar as diversas direções de crescimento da martensita. Nessa fase de processamento do material (arame com 4,0 mm de diâmetro), não foram observadas quaisquer diferenças relevantes em relação à morfologia das microestruturas, evidenciando a homogeneidade dos resultados.

As figuras 4.2 e 4.3 apresentam a metalografia das seções transversais de amostras de barras com 13,0 mm de diâmetro utilizadas na confecção dos corpos-de-prova, produzidas pela rota de lingotamento convencional e contínuo, respectivamente. Essas amostras foram obtidas na fase final do processo de laminação, para as duas rotas de lingotamento, com o material na forma de bobinas de fio-máquina com diâmetro de 14,79 mm, que posteriormente foram trefilados para o diâmetro de 13,00 mm. Os tratamentos térmicos de têmpera e revenido foram realizados em condições laboratoriais, diferentemente dos tratamentos de têmpera e revenimento realizados nos arames (processo industrial), porém, as temperaturas e tempos foram os mesmos. A microestrutura obtida é a martensita revenida.

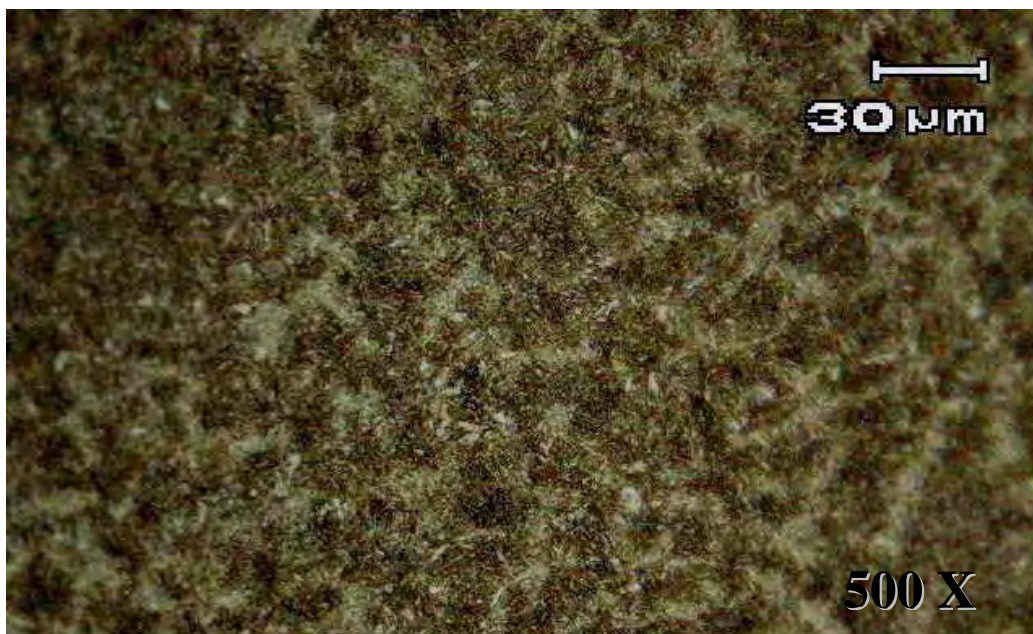


Figura 4.2 – Metalografia realizada em amostra da barra utilizada na confecção dos corpos-de-prova, produzida por lingotamento convencional, mostrando o aspecto da martensita revenida. Ataque: Nital 2%.

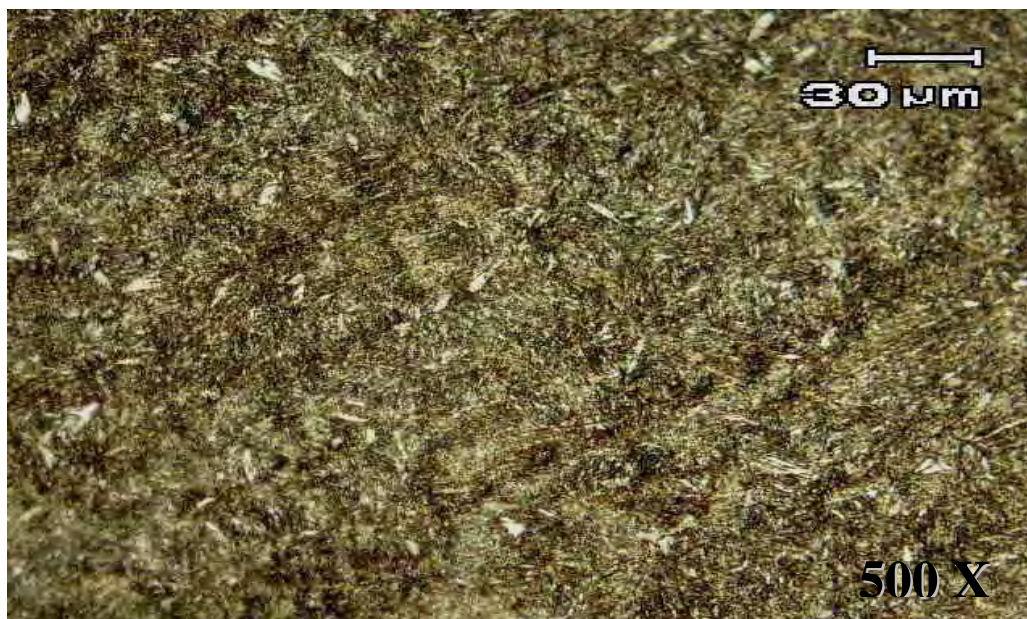


Figura 4.3 – Metalografia realizada em amostra da barra utilizada na confecção dos corpos-de-prova, produzida por lingotamento contínuo, mostrando o aspecto da martensita revenida. Ataque: Nital 2%.

Nas figuras 4.2 e 4.3 são observadas diferenças com relação à quantidade de carbonetos, isto é, a amostra proveniente do lingotamento convencional (figura 4.2) apresenta uma quantidade de carbonetos distribuídos na matriz menor que na amostra produzida por lingotamento contínuo (figura 4.3). Uma explicação lógica para esta ocorrência é o fato de que, no processo de lingotamento convencional, obrigatoriamente o material (lingote) passa por reaquecimento em forno poço, em temperatura superior a 1000°C, por algumas horas (tempo de encharque), além do processamento mecânico de laminação. Essas duas fases do processamento em que o material é submetido fazem com que os carbonetos se dissolvam, o que resulta em menor quantidade do que no caso do lingotamento contínuo, onde não ocorrem o reaquecimento e a laminação.

Foram também realizadas metalografias em amostras dos corpos-de-prova sem tratamento térmico (obtidos por lingotamento contínuo e convencional), para verificar possíveis diferenças quanto à microestrutura nessa condição. As figuras 4.4 e 4.5 apresentam as metalografias das amostras dos corpos-de-prova (sem tratamento térmico) das rotas de lingotamento contínuo e convencional, respectivamente.



Figura 4.4 – Metalografia de amostra do corpo-de-prova da rota de lingotamento contínuo (sem tratamento térmico). Ataque: Nital 2%.



Figura 4.5 – Metalografia de amostra do corpo-de-prova da rota de lingotamento convencional (sem tratamento térmico). Ataque: Nital 2%.

Observam-se, nas metalografias das figuras 4.4 e 4.5, diferenças quanto às microestruturas, devido às condições de solidificação. Na amostra obtida a partir do fio-máquina produzido por lingotamento convencional (figura 4.5) observa-se uma melhor homogeneidade e menos carbonetos distribuídos na matriz. Na amostra de lingotamento contínuo (figura 4.4), observa-se no núcleo pouca quantidade de ferrita e carbonetos distribuídos, e, na superfície e em toda a amostra perlita lamelar e maior quantidade de carbonetos em relação ao convencional.

4.3 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO EM ARAMES (NBR 6207) E CORPOS-DE-PROVA (ASTM E 8M)

4.3.1 Resultados dos ensaios de tração nos arames (NBR 6207)

Foram realizados dez ensaios de tração em amostras de arames, sendo cinco ensaios para cada rota de produção (convencional e contínuo). As tabelas 4.5 e 4.6 mostram os resultados da resistência à tração (MPa) e da redução em área (%).

Analizando as tabelas 4.5 e 4.6 pode-se observar que a resistência à tração e a redução de área, para ambas as rotas de produção, apresentam valores muito próximos, com desvio-padrão muito baixo, evidenciando que, para essa fase do processamento (arame com diâmetro de 4,0 mm), as rotas de produção não tiveram influência sobre essas duas propriedades mecânicas do arame. Por terem sido realizados em ambiente industrial, os demais dados dos ensaios não foram considerados.

Tabela 4.5 - Resultados da resistência à tração e redução em área para os arames produzidos pela rota de lingotamento contínuo.

Arames SAE 9258 (Lingotamento Contínuo)		
Amostras	Resistência à tração (MPa)	Redução de área (%)
1	1891,0	49,0
2	1891,0	47,0
3	1891,0	47,0
4	1884,0	47,0
5	1884,0	50,0
Média	1888,2	48,0
Desvio-Padrão	3,8	1,4

Tabela 4.6 - Resultados da resistência à tração e redução de área para os arames produzidos pela rota de lingotamento convencional.

Arames SAE 9258 (Lingotamento Convencional)		
Amostras	Resistência à tração (MPa)	Redução de área (%)
1	1841,0	48,0
2	1850,0	48,0
3	1850,0	47,0
4	1838,0	48,0
5	1840,0	49,0
Média	1843,8	50,0
Desvio-Padrão	5,7	0,7

4.3.2 Resultados dos ensaios de tração nos corpos-de-prova (ASTM E 8M)

Foram realizados dez ensaios de tração em cinco corpos-de-prova para cada rota de produção (convencional e contínuo), cujos resultados da resistência à tração (MPa) e redução de área (%) estão apresentados nas tabelas 4.7 e 4.8.

Além da resistência à tração e da redução de área, foram obtidos também os valores da tensão de escoamento e do módulo de elasticidade, para ambas as rotas de produção a partir de dois corpos-de-prova (utilizando-se extensômetros), cujos resultados encontram-se na tabela 4.9.

Tabela 4.7 - Resultados da resistência à tração e redução de área para os corpos-de-prova produzidos pela rota de lingotamento contínuo.

CDP SAE 9258 (Lingotamento contínuo)		
Amostras	Resistência à tração (MPa)	Redução de área (%)
1	1800,4	24,0
2	1806,2	19,6
3	1824,1	18,1
4	1833,6	18,1
5	1823,9	19,3
Média	1817,9	19,8
Desvio-Padrão	13,8	2,4

Tabela 4.8 - Resultados da resistência à tração e redução em área para os corpos-de-prova produzidos pela rota de lingotamento convencional.

CDP SAE 9258 (Lingotamento Convencional)		
Amostras	Resistência à tração (MPa)	Redução em área (%)
1	1785,7	32,3
2	1771,1	42,7
3	1793,6	37,6
4	1805,8	40,2
5	1818,7	40,2
Média	1795,2	38,6
Desvio-Padrão	18,3	3,9

Analisando-se as tabelas 4.7 e 4.8 observa-se que os valores referentes à redução em área (RA) para os corpos-de-prova produzidos por lingotamento convencional e contínuo apresentam diferenças significativas.

Para ao aço proveniente do lingotamento contínuo encontram-se: para a média da RA o valor 19,87% contra o valor de 38,66% para a média da RA do aço proveniente do lingotamento convencional. Essa diferença pode ser justificada pela maior quantidade de carbonetos encontrada nas análises metalográficas do aço produzido pelo lingotamento contínuo, ou seja, quanto mais carbonetos, menor a ductilidade e, portanto, menor será a redução em área. Esse fato é diferente das amostras do lingotamento convencional, que apresentam menos carbonetos, e dessa forma um valor maior para a redução em área, ou seja, uma matriz mais dúctil, apesar de que as propriedades de tração e dureza encontradas para ambas as rotas tenham sido praticamente iguais.

Tabela 4.9 – Valores médios da tensão de escoamento e módulo de elasticidade encontrados nos ensaios de tração para os corpos-de-prova de ambas rotas.

Rotas de Produção	Tensão de escoamento (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
Contínua	1709,3	208,7
Convencional	1673,3	210,8

A partir dos valores das tensões de escoamento (média), foram estabelecidos os níveis de tensões utilizados nos ensaios de fadiga axial.

4.4 RESULTADO DOS ENSAIOS DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA (ENSAIO NAKAMURA) EM AMOSTRAS DE ARAMES PRODUZIDOS POR LINGOTAMENTO CONVENCIONAL E CONTÍNUO

Os ensaios de fadiga por flexão rotativa, realizados em arames produzidos pelas rotas de lingotamento convencional apresentam os resultados para o comportamento em fadiga, conforme mostra a tabela 4.10.

Tabela 4.10 – Resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa (Nakamura) em amostras de arames obtidos pela rota de lingotamento convencional.

Arames SAE 9258 (Rota convencional)			
Tensão (MPa)	Número de Ciclos	Média	Desvio padrão
1200	30.000	30.000	0,0
900	120.000	90.000	42426,4
900	60.000		
880	150.000	254.000	105014,2
880	360.000		
880	252.000		
870	29.000	37.333	7234,1
870	42.000		
870	41.000		
860	< 100.000.000	100.000.000	0,0
860	< 100.000.000		
860	< 100.000.000		
860	< 100.000.000		

Para a construção da curva S-logN, referente aos ensaios de fadiga realizados nas amostras dos arames produzidos pela rota de lingotamento convencional, foram utilizados os valores médios dos números de ciclos para cada nível de tensão, com o respectivo desvio-padrão, conforme indicados na tabela 4.10.

A figura 4.6 apresenta o gráfico construído com a média do número de ciclos e desvio-padrão mostrados na tabela 4.10.

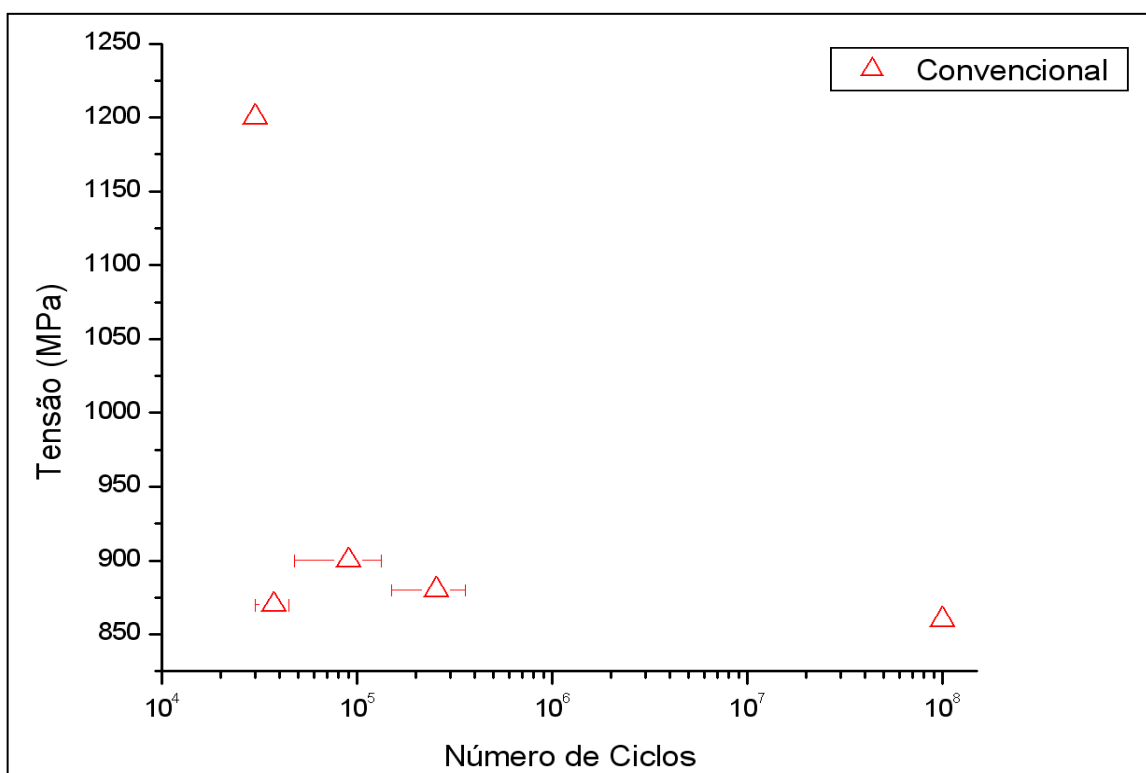


Figura 4.6 – Curva S-logN para o arame produzido por lingotamento convencional.

Os ensaios de fadiga por flexão rotativa, realizados em arames produzidos pelas rotas de lingotamento contínuo apresentam os resultados para o comportamento em fadiga, conforme mostrados na tabela 4.11.

Tabela 4.11 – Resultados do ensaio de fadiga por flexão rotativa (Nakamura) em amostras de arames produzidos pela rota de lingotamento contínuo.

Arames SAE 9258 (Rota lingotamento contínuo)			
Tensão (MPa)	Número de Ciclos	Média	Desvio-padrão
1200	8.100	8.100	0,0
900	813.000	706.500	150.613,7
900	600.000		
880	100.800.000	75.100.000	23.842.608,9
880	70.800.000		
880	53.700.000		
870	136.500.000	131.400.000	7.212.489,1
870	126.300.000		

Para a construção da curva S-logN, referente aos ensaios de fadiga realizados nas amostras dos arames produzidos por lingotamento contínuo, foram utilizados os valores médios dos números de ciclo para cada nível de tensão, com o respectivo desvio padrão, conforme indicados na tabela 4.11.

A figura 4.7 apresenta pontos obtidos com a média do número de ciclos e desvio padrão mostrados na tabela 4.11.

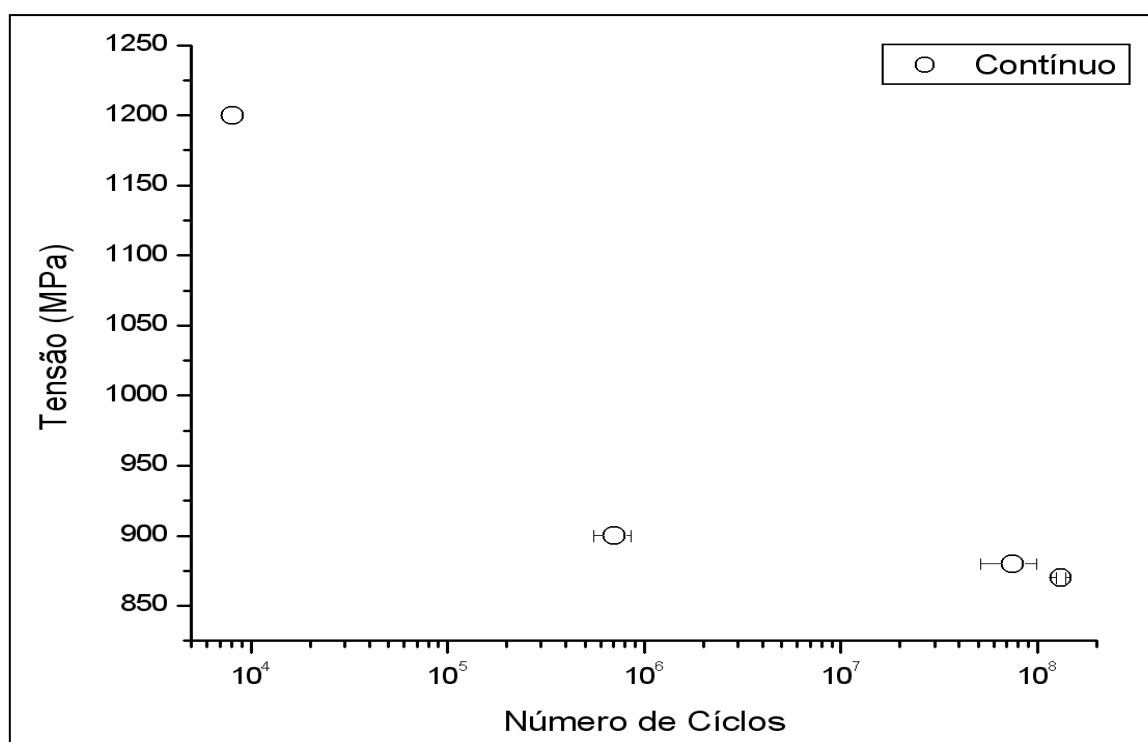


Figura 4.7 – Curva S-logN para o arame produzido por lingotamento contínuo

A tabela 4.12 mostra os limites de fadiga para as duas rotas de produção do arame. O arame produzido por lingotamento contínuo apresenta limite de fadiga ligeiramente maior em relação ao arame produzido por lingotamento convencional.

Tabela 4.12 – Limite de fadiga para os arames produzidos pelas rotas de produção por lingotamento convencional e contínuo.

Rota de Produção	Limite de fadiga para 10^8 ciclos (MPa)
Arame (Convencional)	860
Arame (Contínuo)	870

O gráfico da figura 4.8 compara os resultados dos ensaios de fadiga referentes aos arames produzidos por lingotamento convencional e contínuo, utilizando dados das tabelas 4.10 e 4.11.

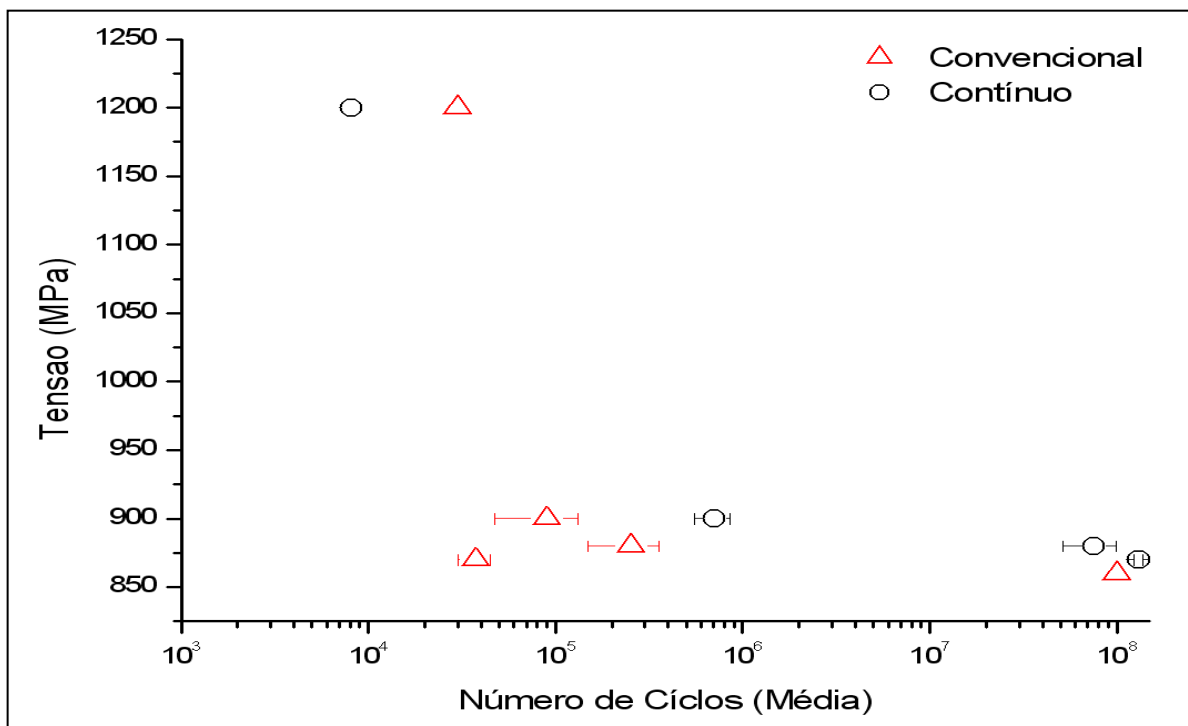


Figura 4.8 – Curvas S-logN comparativas com os dados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa (*Nakamura*) para as duas rotas de produção do arame.

O gráfico da figura 4.8 mostra que os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa (*Nakamura Test*) para ambas as rotas de produção foram praticamente iguais, evidenciando que as diferenças de processamento do material (lingotamento contínuo e convencional) não afetaram a vida em fadiga dos arames destinados à confecção de molas para válvulas.

4.5 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA REALIZADOS EM MOLAS OBTIDAS A PARTIR DE ARAMES PRODUZIDOS PELAS ROTAS DE LINGOTAMENTO CONVENCIONAL E CONTÍNUO

Os ensaios de fadiga realizados nas molas, obtidas a partir de arames produzidos pelas rotas de lingotamento contínuo e convencional apresentam os seguintes resultados médios (números de ciclos em função da tensão aplicada), conforme as tabelas 4.13 e 4.14.

Tabela 4.13 – Resultados dos ensaios de fadiga realizados em molas obtidas a partir de arames produzidos por lingotamento convencional.

Tensão (MPa)	Número de ciclos (Média)	Desvio Padrão
1153,3	2.691.086,6	1.589.958,7
1118,9	5.530.556,6	2.995.846,6
1083,3	6.401.916,6	3.997.644,8
1050,6	9.156.265,0	1.900.308,7
1014,4	9.971.375,8	70.114,6
980,0	9.003.790,0	2.440.206,1

Tabela 4.14 – Resultados dos ensaios realizados em molas obtidas a partir de arames produzidos por lingotamento contínuo.

Tensão (MPa)	Número de ciclos (Média)	Desvio Padrão
1155,6	4.388.887,5	3.490.735,9
1119,9	10.481.900,8	32.639,1
1083,1	10.503.581,6	22.398,7
1049,3	9.330.315,8	1.908.898,2
1013,1	10.518.040,0	0,0
976,8	10.518.040,0	0,0

O gráfico da figura 4.9 apresenta as duas curvas S-logN referentes aos ensaios de fadiga realizados nas molas obtidas de arames produzidos por lingotamento convencional e lingotamento contínuo.

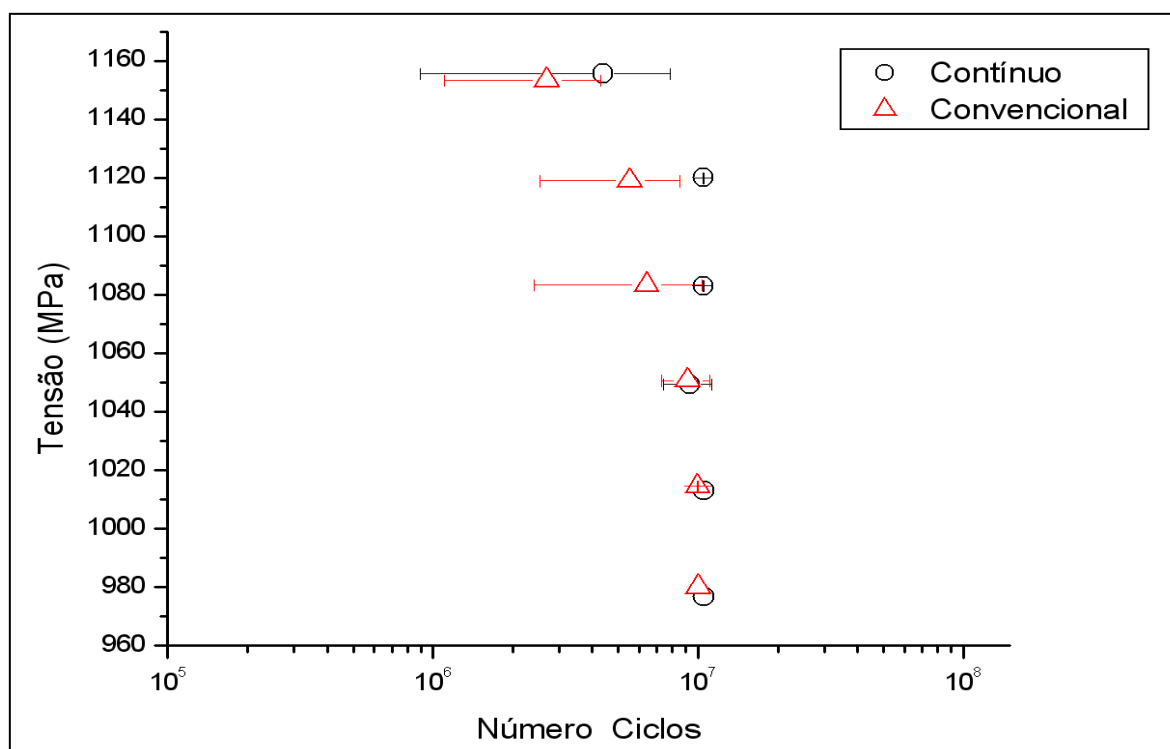


Figura 4.9 – Curvas S-logN comparando o comportamento em fadiga das molas feitas com os arames produzidos pelas duas rotas de produção (contínua e convencional).

Analisando a figura 4.9 observa-se que as molas produzidas com arames provenientes das rotas de lingotamento contínuo e convencional não apresentam diferenças significativas, quanto ao comportamento em fadiga, podendo, neste caso, ser considerados praticamente iguais. A curva encontrada não é uma curva típica de fadiga S-logN, mas pode ser considerada como sendo uma referência limitante para a vida útil das molas, ou seja, as molas devem apresentar vida em fadiga da ordem de 10^7 ciclos, para um determinado nível de tensão.

4.6 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA AXIAL REALIZADOS NOS CORPOS-DE-PROVA OBTIDOS A PARTIR DE FIO-MÁQUINA PRODUZIDO PELAS ROTAS DE LINGOTAMENTO CONVENCIONAL E CONTÍNUO

Os ensaios de fadiga axial foram realizados em corpos-de-prova padronizados, com acabamento superficial similar ao do arame industrialmente produzido pelas rotas de lingotamento convencional e contínuo. Foram utilizados níveis de tensões de 80%, 70%, 60% e 50% da média da tensão de escoamento encontrada nos ensaios de tração.

As tabelas 4.15 e 4.16 apresentam os resultados dos ensaios de fadiga axial para os corpos-de-prova produzidos pela rota convencional e contínuo, respectivamente.

Tabela 4.15 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova produzidos a partir da rota de lingotamento convencional.

CDP SAE 9258 (Rota convencional)			
Tensão (MPa)	Número de Ciclos	Média	Desvio-padrão
1338,4	6.815	20.012	15.295,4
1338,4	14.626		
1338,4	16.536		
1338,4	42.071		
1171,1	122.995	87.140	37.468,9
1171,1	46.038		
1171,1	114.493		
1171,1	65.035		
1003,8	52.606	138.287	94.236,3
1003,8	61.691		
1003,8	207.877		
1003,8	230.972		
836,7	407.193	452.961	108.917,9
836,7	591.099		
836,7	478.000		
836,7	335.549		

Para a construção da curva S-logN (figura 4.10), referente aos ensaios de fadiga axial para os corpos-de-prova produzidos por lingotamento convencional, foram utilizados os valores médios dos números de ciclo para cada nível de tensão, com o respectivo desvio padrão, conforme indicados na tabela 4.15.

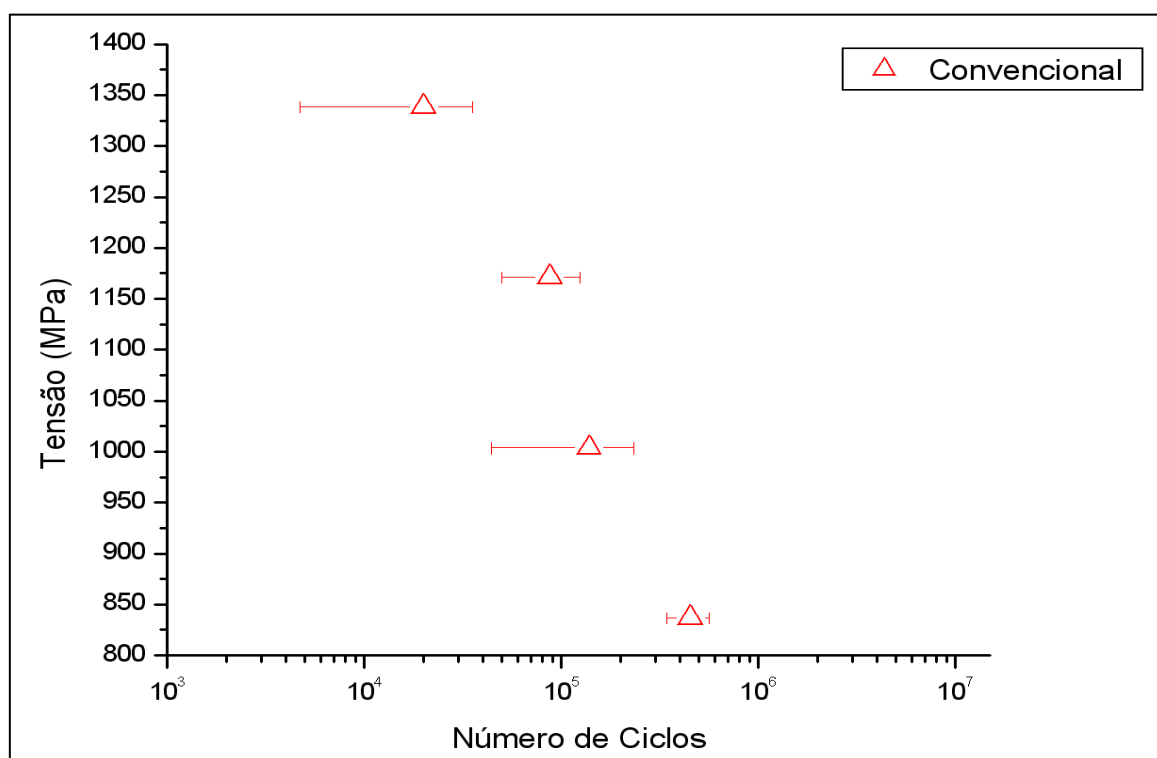


Figura 4.10 – Curva S-logN referente aos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova obtidos de fio-máquina produzido por lingotamento convencional.

Tabela 4.16 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova produzidos a partir da rota de lingotamento contínuo.

CDP SAE 9258 (Lingotamento contínuo)			
Tensão (MPa)	Número de Ciclos	Média	Desvio-padrão
1367,4	15.090	28.022	34.146,8
1367,4	8.085		
1367,4	9.866		
1367,4	79.048		
1196,5	62.909	38.050	17.145,8
1196,5	24.678		
1196,5	48.154		
1196,5	31.940		
1196,5	22.567		
1025,6	45.674	41.968	3.277,6
1025,6	39.450		
1025,6	40.780		
854,6	241.080	299.441	50.776,0
854,6	323.750		
854,6	333.492		

Para a construção da curva S-logN (figura 4.11), referente aos ensaios de fadiga axial para os corpos-de-prova produzidos por lingotamento contínuo, foram utilizados os valores médios dos números de ciclo para cada nível de tensão, com o respectivo desvio padrão, conforme indicados na tabela 4.16.

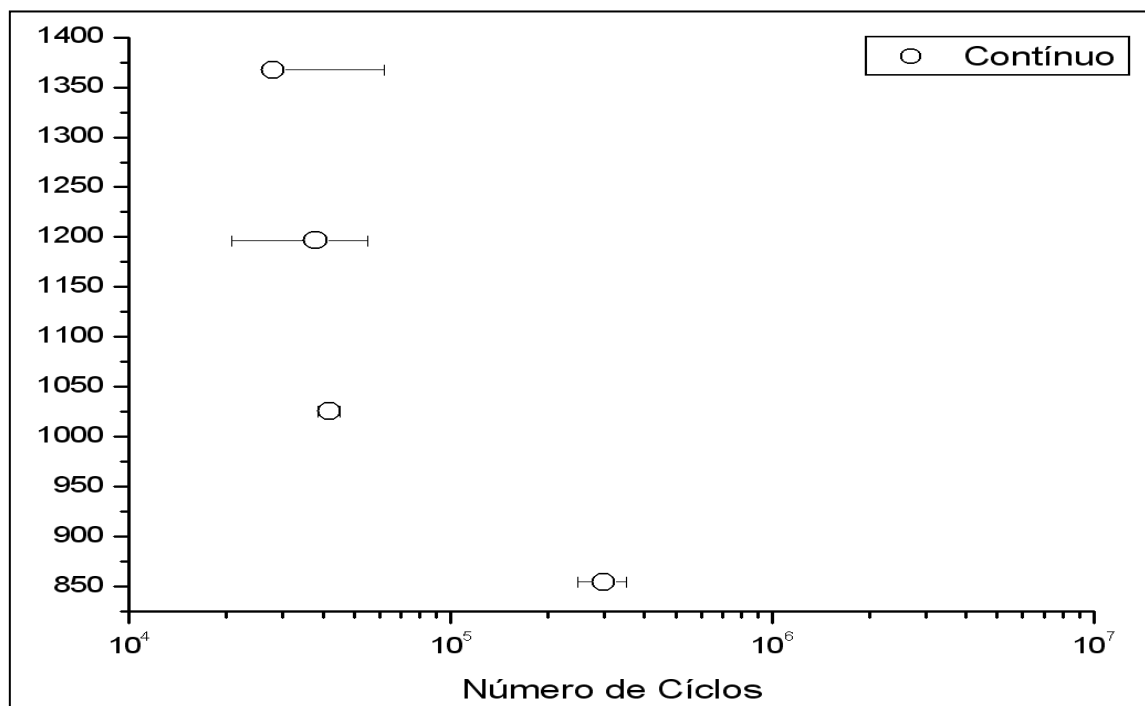


Figura 4.11 – Curva S-logN referente aos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova obtidos de fio-máquina produzido por lingotamento contínuo.

A figura 4.12 mostra as duas curvas S-logN construídas com os dados das tabelas 4.15 e 4.16, referentes aos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova obtidos de fio-máquina produzido por lingotamento convencional e contínuo, respectivamente, para facilitar a comparação entre os comportamentos em fadiga do aço SAE 9258 na forma de fio-máquina, que representa uma fase intermediária do processamento do arame para molas.

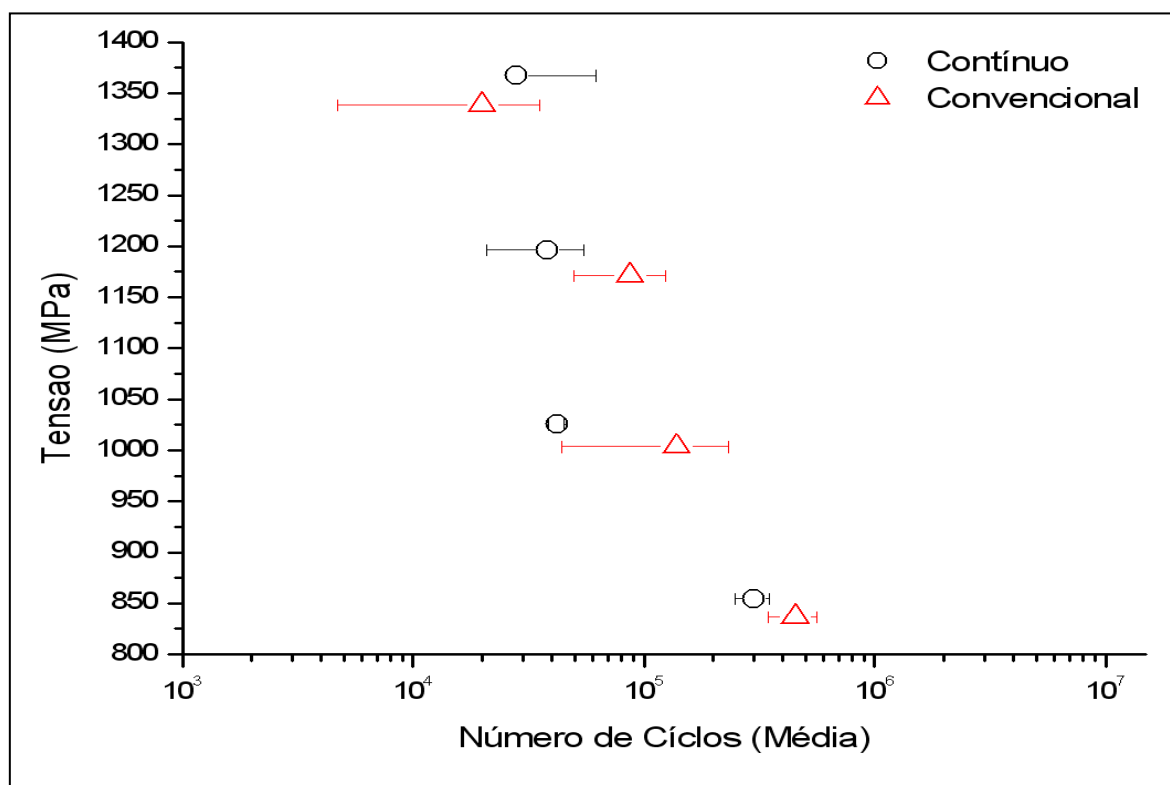


Figura 4.12 – Curvas S-logN comparando o comportamento em fadiga axial para os corpos-de-prova obtidos de fio-máquina pelas duas rotas de produção (contínua e convencional).

Foram observados nos ensaios de fadiga axial para os corpos-de-prova produzidos por lingotamento convencional e contínuo diferenças quanto aos resultados da vida em fadiga. Os corpos-de-prova obtidos do processo de lingotamento convencional apresentam uma melhor vida em fadiga do que os produzidos pela rota contínua. Essa diferença nos resultados pode ser explicada a partir das análises metalográficas e dos ensaios mecânicos de tração. O valor médio da redução de área dos corpos-de-prova do lingotamento contínuo ($RA = 19,87\%$) é menor que do lingotamento convencional ($RA = 38,66\%$). Sendo menor a redução área para o lingotamento contínuo, a matriz torna-se menos dúctil e, conseqüentemente, apresentará uma menor resistência a propagação de trincas por fadiga (menor resistência à fadiga), o que foi realmente obtido nos resultados de fadiga axial.

Foram realizados também ensaios de fadiga axial num lote de corpos-de-prova (lingotamento convencional) com rugosidade superficial ($Ra = 1,2$) maior que a

rugosidade do arame produzido industrialmente, para verificar o efeito do acabamento superficial na resistência à fadiga do aço na forma de fio-máquina. A tabela 4.17 apresenta os resultados encontrados nos ensaios de fadiga para rugosidade $R_a = 1,2$.

Tabela 4.17 – Resultados do ensaio de fadiga axial realizados em corpos-de-prova produzidos a partir da rota de lingotamento convencional com acabamento superficial ($R_a = 1,2$) diferente do comercial.

CDP SAE 9258 (Rota convencional) ($R_a = 1,2$)			
Tensão (MPa)	Número de Ciclos	Média	Desvio-padrão
1505,7	4.605	7.122	2.795,1
1505,7	10.130		
1505,7	6.630		
1338,4	8.822	9.623	757,5
1338,4	10.328		
1338,4	9.719		
1171,1	15.176	14.124	1.488,4
1171,1	13.071		
1003,8	55.581	55.581	0,0
836,7	219.886	219.886	0,0

A figura 4.13 mostra a curva S-logN com as médias dos números de ciclos e o desvio padrão indicados na tabela 4.17.

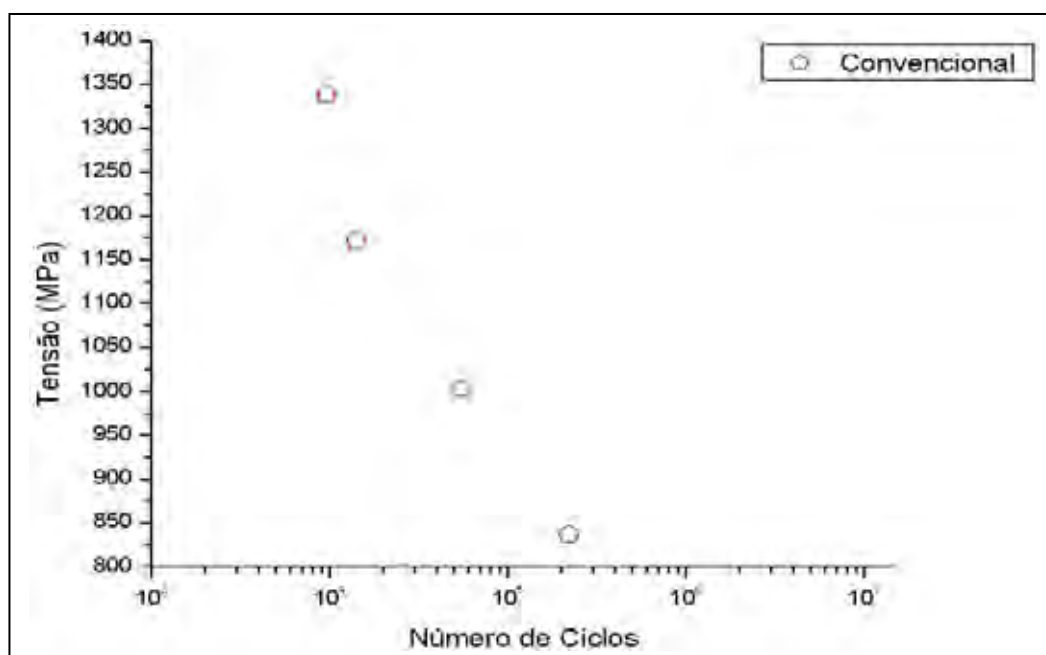


Figura 4.13 – Curva S-logN para corpos-de-prova com rugosidade superficial $R_a = 1,2$.

A figura 4.14 mostra graficamente o resultado do comportamento em fadiga axial para os corpos-de-prova obtidos de fio-máquina com rugosidade superficial ($R_a = 1,2$) maior que a rugosidade superficial média do arame obtido industrialmente ($R_a = 0,8$; tabela 4.3) e dos corpos-de-prova de fio-máquina utilizados nos ensaios de fadiga deste trabalho ($R_a = 0,7$; tabela 4.4).

Na construção da figura 4.14 foi utilizada a média do número de ciclos da tabela 4.15 ($R_a = 0,74$) e a média do número de ciclos da tabela 4.17 ($R_a = 1,2$).

Analisando-se a figura 4.14 verifica-se que o comportamento em fadiga para os corpos-de-prova produzidos por lingotamento convencional (com acabamento superficial melhor), que representa o acabamento industrial do arame, é ligeiramente maior em relação ao acabamento mais grosseiro, para todos os níveis de tensões.

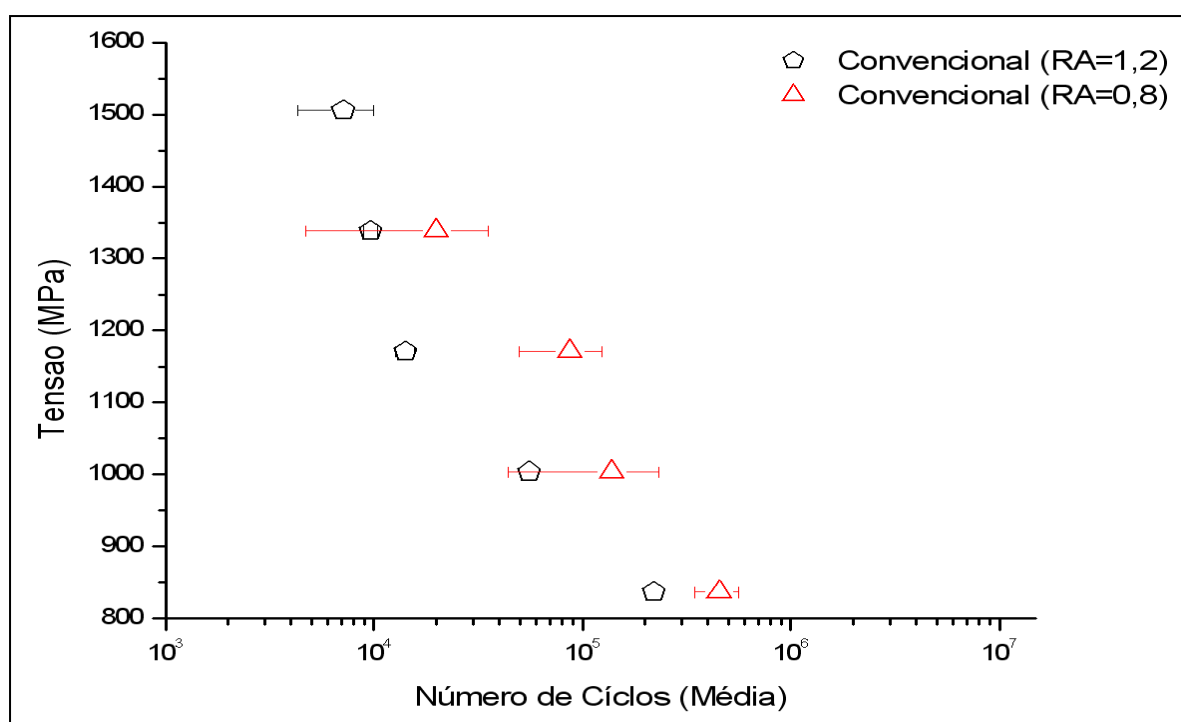


Figura 4.14 – Curvas S-logN mostrando o efeito da rugosidade superficial no comportamento em fadiga axial para corpos-de-prova obtidos de fio-máquina produzido por lingotamento convencional.

4.7 RESULTADOS DAS FRACTOGRAFIAS OBTIDAS COM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA (MEV) DA SUPERFÍCIE DE CORPOS-DE-PROVA FRATURADOS POR FADIGA AXIAL

Foram obtidas as imagens da região fraturada durante os ensaios de fadiga axial (com auxílio de MEV), para as duas condições de fabricação do fio-máquina (lingotamento convencional e contínuo) e para os quatro níveis de tensões estudados.

As figuras 4.15 a 4.18 referem-se às superfícies de fratura por fadiga dos corpos-de-prova (produzidos por lingotamento contínuo e convencional) solicitados com nível de tensão de 50% da tensão de escoamento.

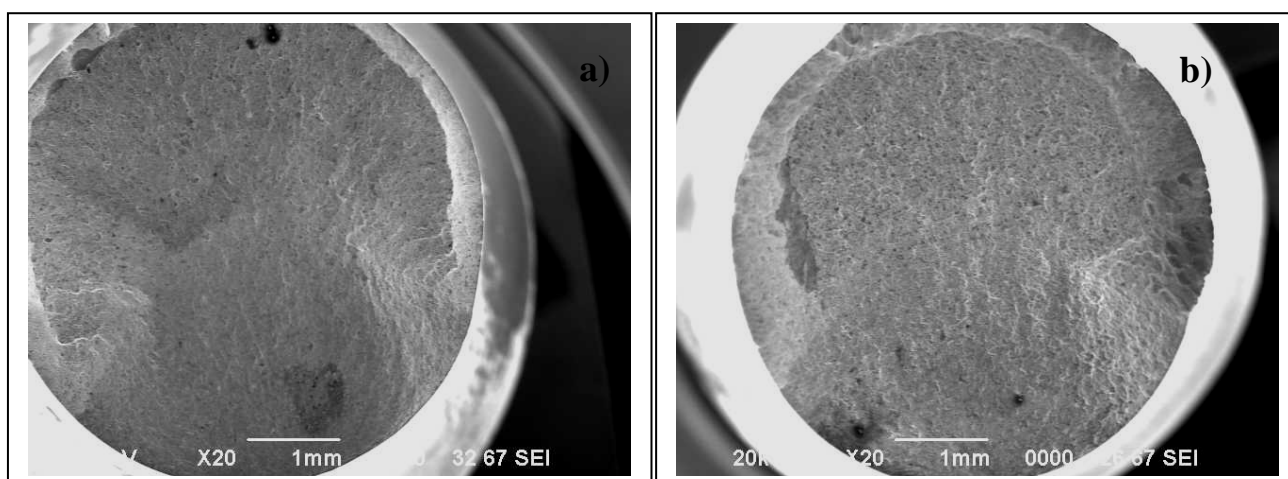


Figura 4.15 – Fratura para 50% da tensão de escoamento, mostrando as regiões de início da trinca de fadiga: a) CDP (contínuo); b) CDP (convencional). Aumento: 20X.

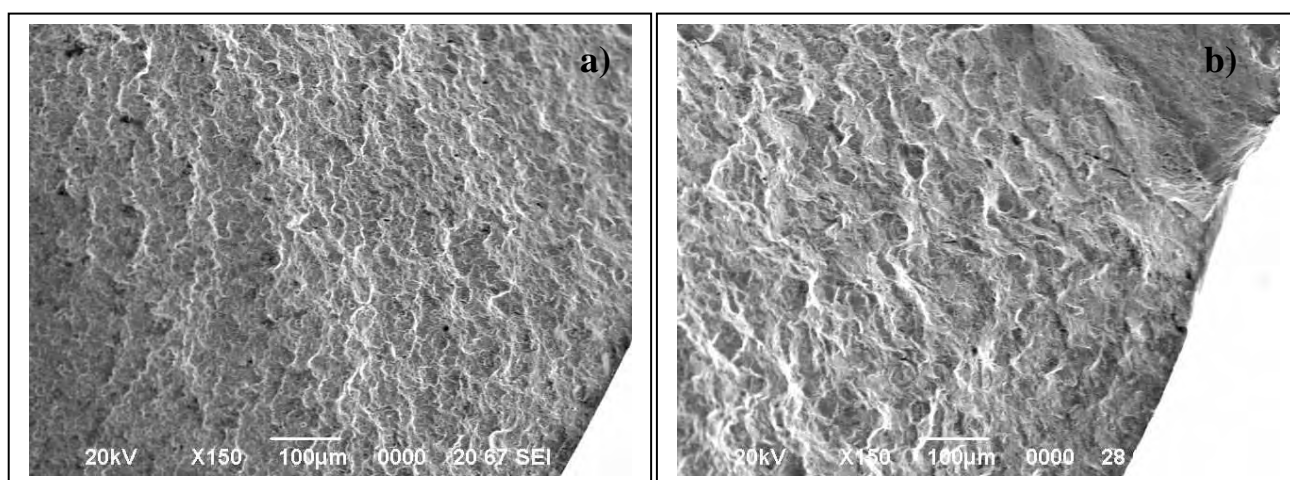


Figura 4.16 – Fratura para 50% da tensão de escoamento, mostrando as superfícies de fratura por fadiga: a) CDP (contínuo); b) CDP (convencional). Aumento: 150X.

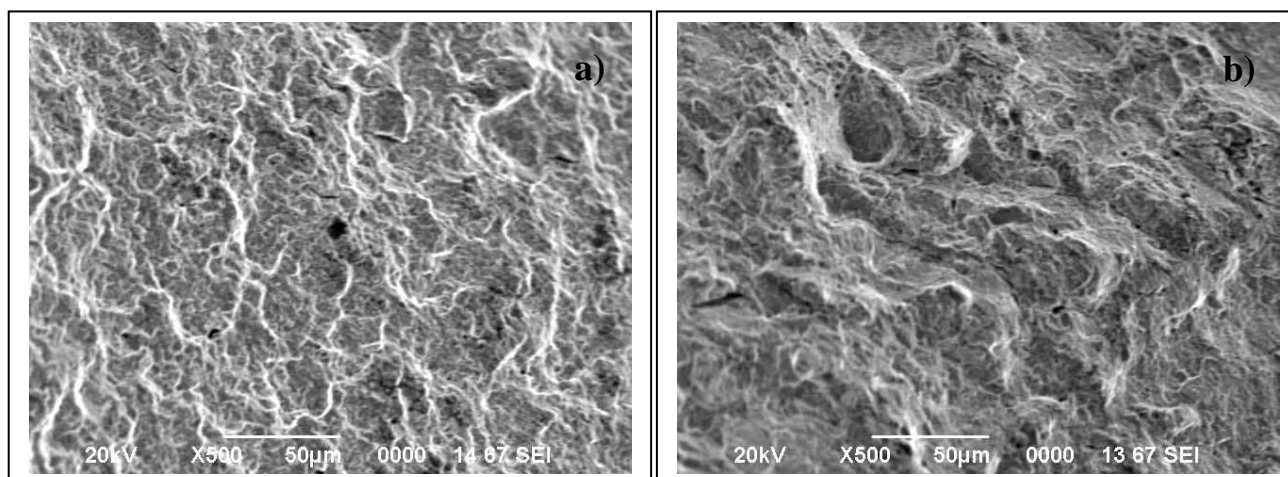


Figura 4.17 – Fratura para 50% da tensão de escoamento, mostrando as superfícies de fratura por fadiga: a) CDP (contínuo); b) CDP (convencional). Aumento: 500X.

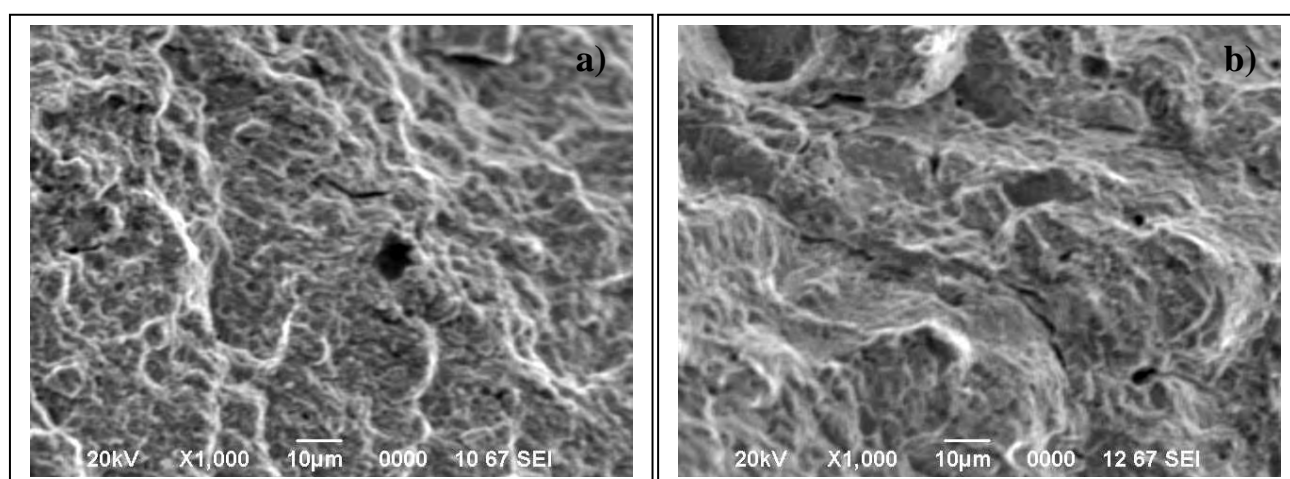


Figura 4.18 – Fratura para 50% da tensão de escoamento, mostrando as superfícies de fratura por fadiga: a) CDP (contínuo); b) CDP (convencional). Aumento: 1000X.

As imagens obtidas com auxílio do MEV (figuras 4.15 a 4.18) não apresentam quaisquer diferenças quanto às superfícies de fratura, lembrando que os corpos-de-prova avaliados foram obtidos a partir de rotas de produção diferentes.

Observa-se o aspecto dúctil da superfície de fratura do material, com a presença de microcavidades. Nota-se também a presença de trincas dispersas nas superfícies de fratura. Em ambos os casos, a fratura originou-se a partir de pontos distintos na superfície dos corpos-de-prova, não ocorrendo fratura devido a inclusões.

As figuras 4.19 a 4.21 referem-se às superfícies de fratura por fadiga dos corpos-de-prova (produzidos por lingotamento contínuo e convencional) solicitados com nível de tensão de 60% da tensão de escoamento.

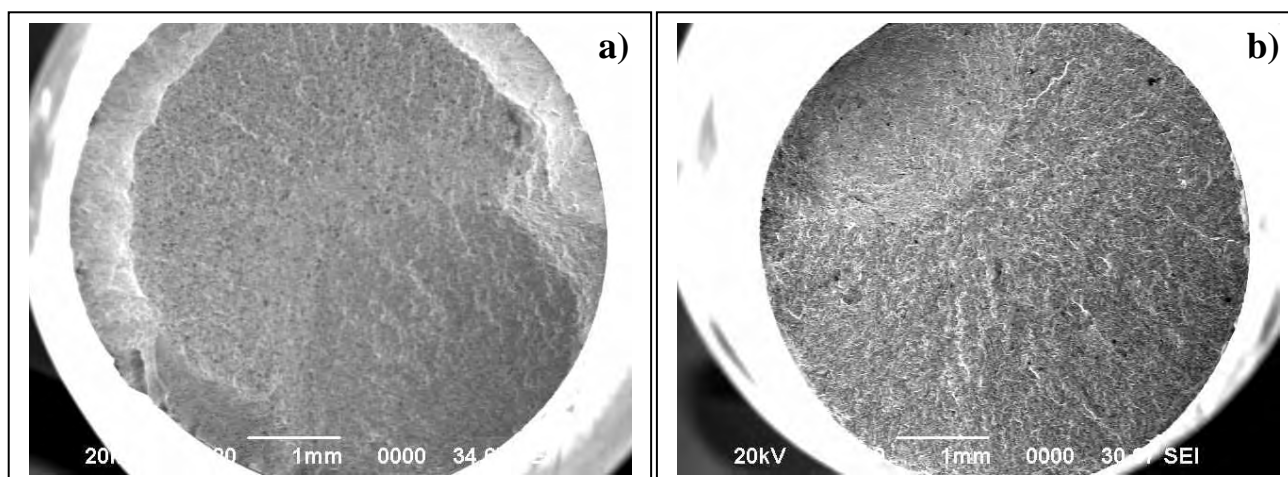


Figura 4.19 – Fratura para 60% da tensão de escoamento, mostrando as regiões de início da trinca de fadiga: a) CDP (contínuo); b) CDP (convencional). Aumento: 20X.

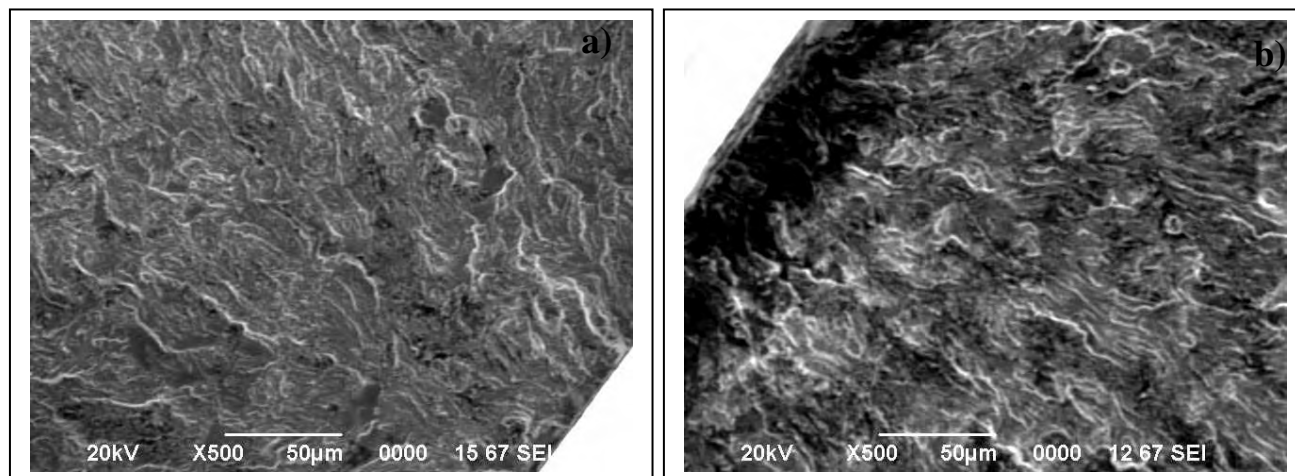


Figura 4.20 – Fratura para 60% da tensão de escoamento, mostrando as superfícies de fratura por fadiga: a) CDP (contínuo); b) CDP (convencional). Aumento: 500X.

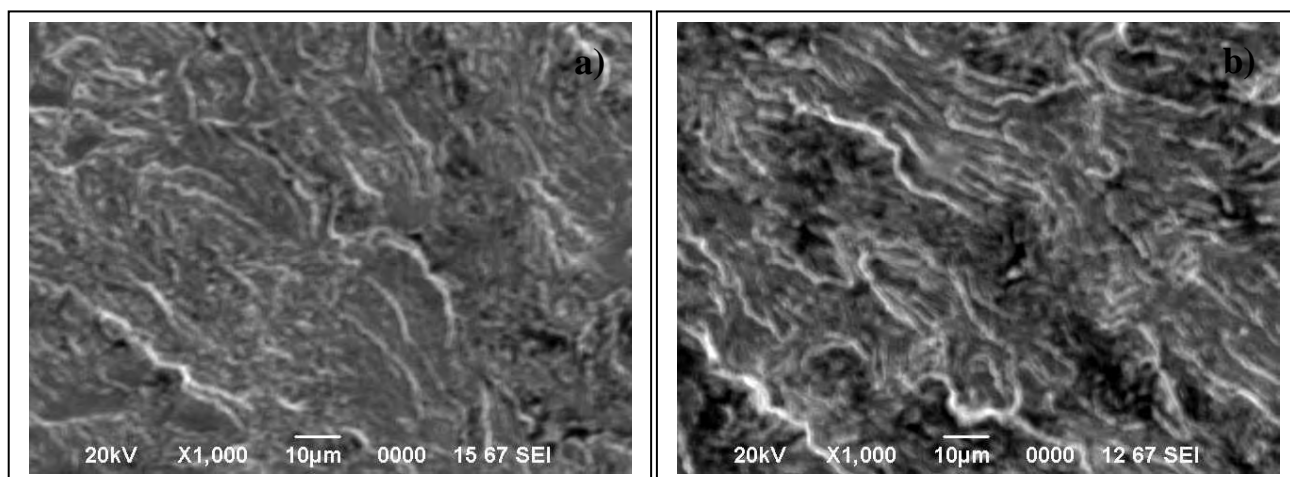


Figura 4.21 – Fratura para 60% da tensão de escoamento, mostrando as superfícies de fratura por fadiga, detalhes para as estrias de fadiga: a) CDP (contínuo); b) CDP (convencional). Aumento: 1000X.

A figura 4.22 mostra as regiões do centro e o início da fratura por fadiga, para um corpo-de-prova (convencional) ensaiado com 60% da tensão de escoamento.

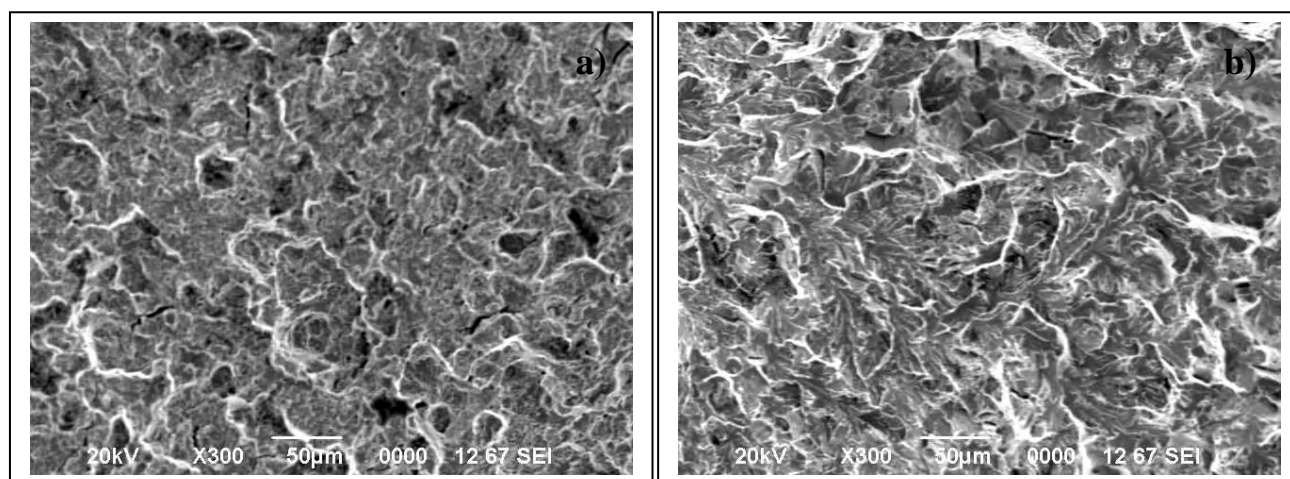


Figura 4.22 – Superfícies de fratura: a) Aspecto da superfície lisa; b) Aspecto da superfície rugosa (aspecto dúctil da fratura, microcavidades). Aumento: 300X.

As figuras 4.23 a 4.25 referem-se às superfícies de fratura por fadiga dos corpos-de-prova (produzidos por lingotamento contínuo e convencional) solicitados com níveis de tensão de 70% e 80% da tensão de escoamento.

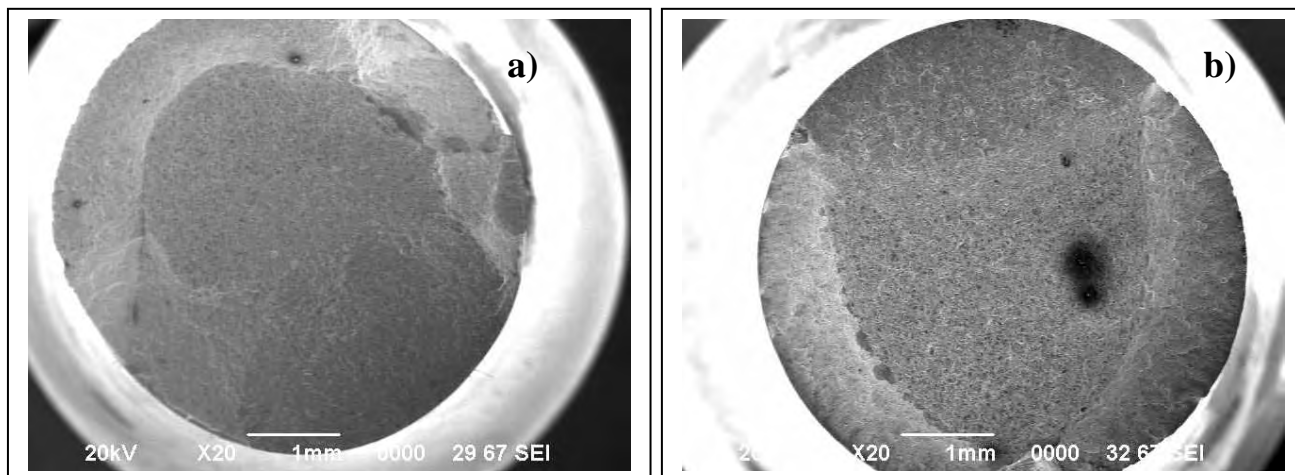


Figura 4.23 – Superfícies de fratura por fadiga, mostrando as regiões de início da trinca: a) CDP (contínuo, 70%); b) CDP (convencional, 80%). Aumento: 20X.

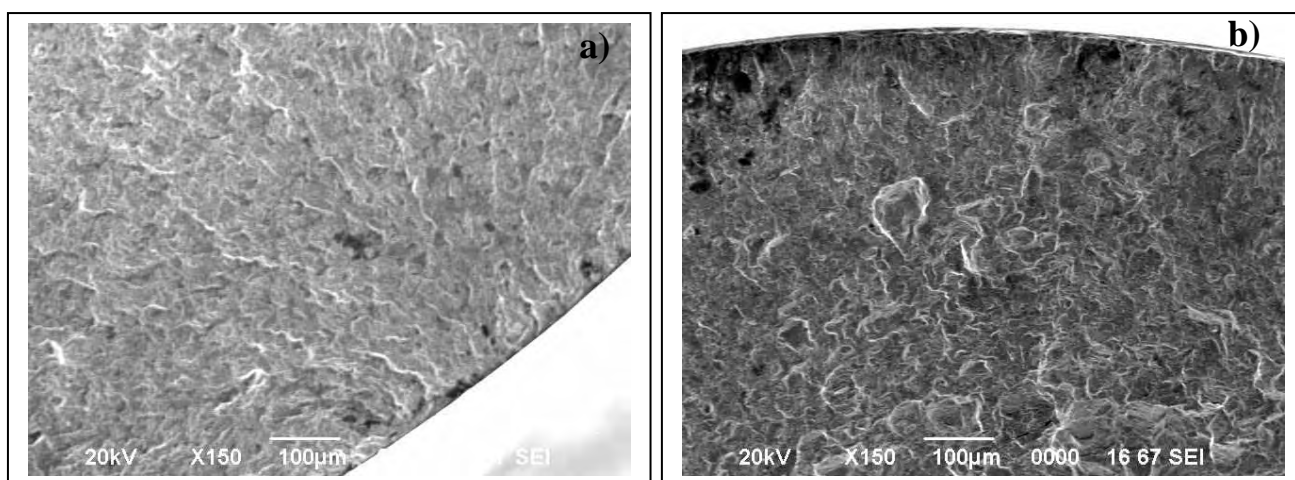


Figura 4.24 – Superfícies de fratura por fadiga, mostrando as regiões de início da trinca: a) CDP (contínuo, 70%); b) CDP (convencional, 80%). Aumento: 150X.

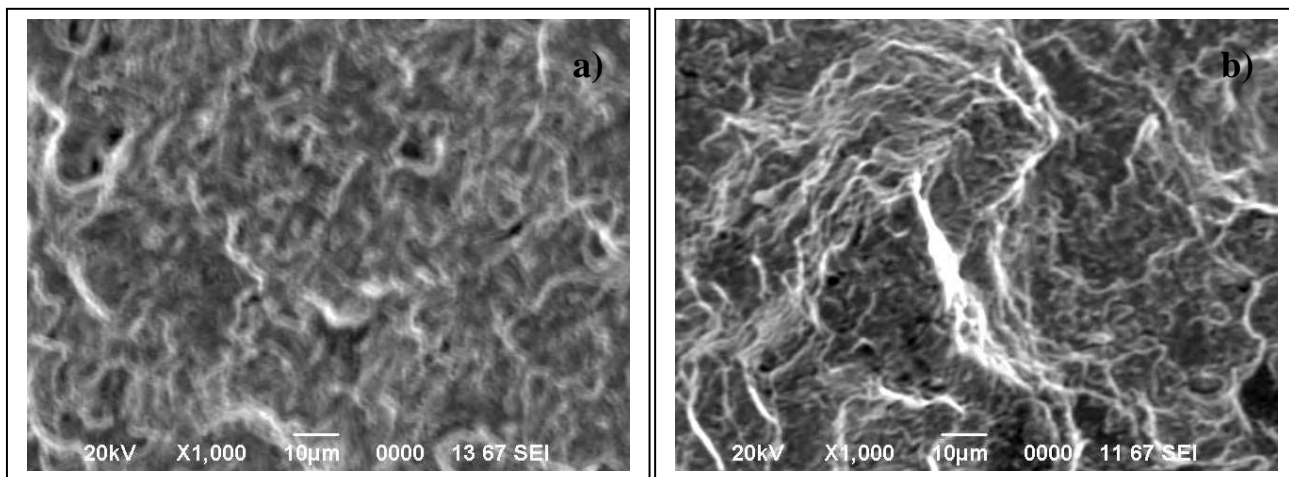


Figura 4.25 – Superfícies de fratura por fadiga, mostrando os aspectos de fratura dúctil: a) CDP (contínuo, 70%); b) CDP (convencional, 80%). Aumento: 1000X.

Os resultados dos ensaios de fadiga axial mostram que a vida em fadiga do fio-máquina não atingiu 10^6 ciclos, conforme mostra a tabela 4.15 e figura 4.10 (para a rota convencional) e a tabela 4.16 e figura 4.11 (para a rota contínua). Em todos os casos analisados por microscopia eletrônica de varredura (MEV), observa-se que as fraturas tiveram início em pontos da superfície dos corpos-de-prova.

Essa característica das fraturas, segundo Bathias (2001), é típica dos ensaios de fadiga realizados entre baixo ciclo (10^4 ciclos) e alto ciclo (10^6 ciclos). Os aspectos de iniciação das trincas de fadiga obtidos neste trabalho apresentaram-se morfolologicamente similares aos estudos de Bathias (2001), ou seja, para baixos números de ciclos, a iniciação da fratura partiu de várias frentes de propagação, conforme pode ser observado nas figuras 4.15, 4.19 e 4.23.

Segundo Bathias (2001), essa constatação sobre o início de fraturas por fadiga não é uma regra, mas é um consenso geral, de que trincas iniciadas a partir de 10^9 ciclos (giga ciclos), têm início geralmente a partir de defeitos internos.

Como o aço para molas de válvulas SAE 9258 pertence a uma classe de aços super limpos, a predominância para o início de trincas de fadiga na superfície do material torna-se maior que internamente.

Em nenhuma das análises com MEV foram encontradas fraturas com início em inclusões, o que valida os resultados obtidos com Max-T (ausência de inclusões maiores que 10 μm), comprovando-se que, para ambas as rotas de produção, os resultados de limpeza do aço foram compatíveis com os índices esperados.

Segundo Bathias (2001), no regime de giga ciclos, defeitos internos ou variações no tamanho de grão do material competem com defeitos superficiais, para serem os causadores de fraturas por fadiga. Do ponto de vista probabilístico, fica claro que a maior presença de defeitos concentra-se no interior do material, em relação a sua superfície. Entretanto, se a densidade de defeitos for mais alta na superfície, uma competição pode ocorrer entre a superfície e o interior do material, e a iniciação da fratura poderá ocorrer pela superfície. É o que foi observado neste trabalho.

A figura 4.26 mostra o aspecto da fratura por fadiga causada por inclusão numa mola de válvula produzida por lingotamento convencional. A corrida na qual este aço foi produzido não tem qualquer relação com as corridas estudadas neste trabalho, sendo as imagens mostradas para efeito de ilustração.

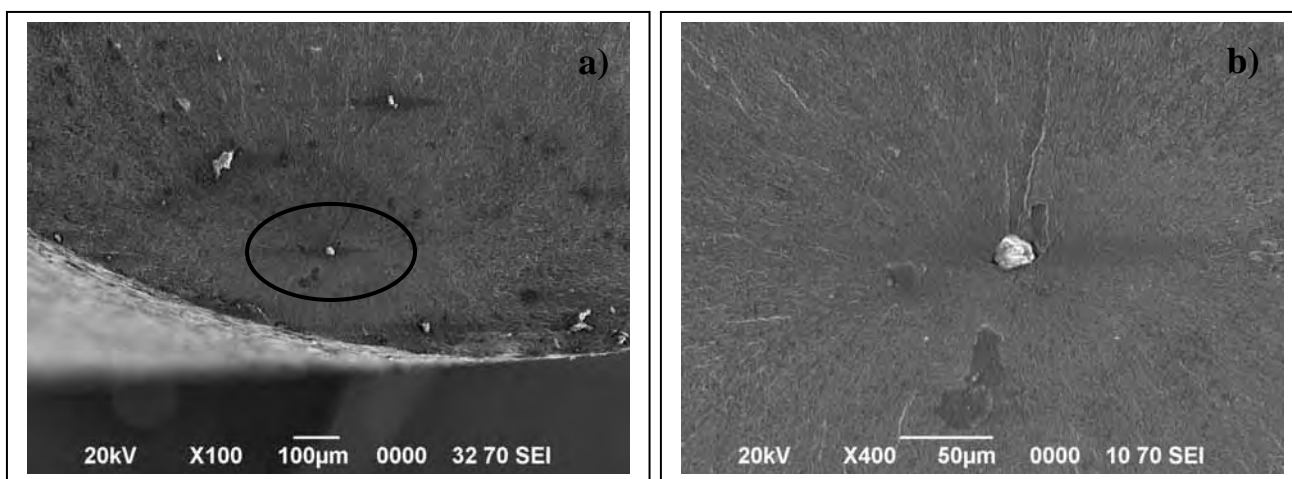


Figura 4.26 – Fratura por fadiga causada por inclusão em mola de válvula: a) Início da fratura (linhas radiais a partir da inclusão); MEV. Aumento: 100X; b) Inclusão maior que a permitida pelo método de controle Max-T, MEV. Aumento: 400X.

A figura 4.27 mostra o resultado EDS (*Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy*) realizada na inclusão da figura 4.26, onde podem ser observadas as quantidades relativas dos principais elementos químicos da inclusão. A tabela 4.18 mostra os resultados completos desta análise.

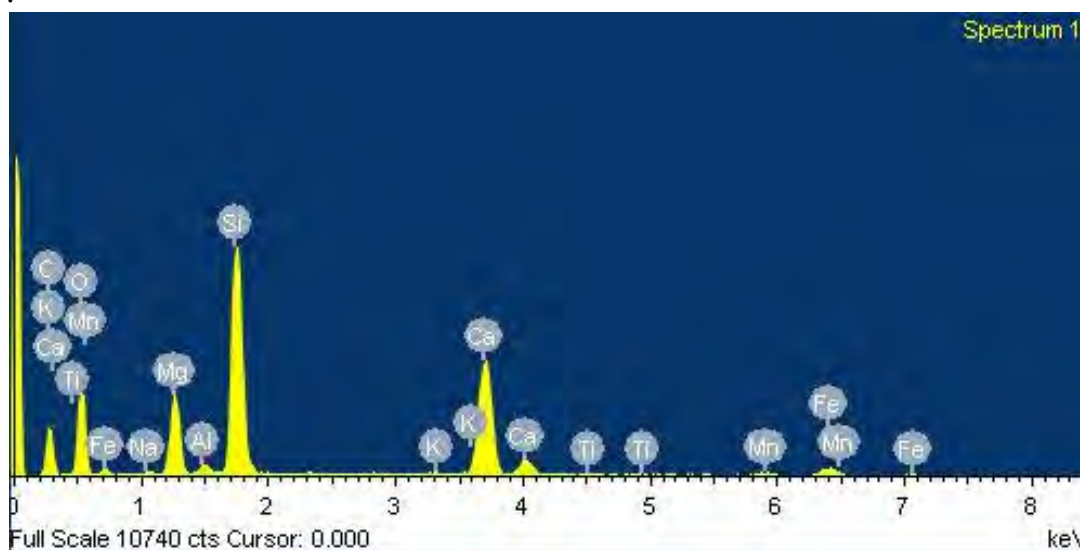


Figura 4.27 – Resultado do EDS realizado na inclusão da figura 4.26.

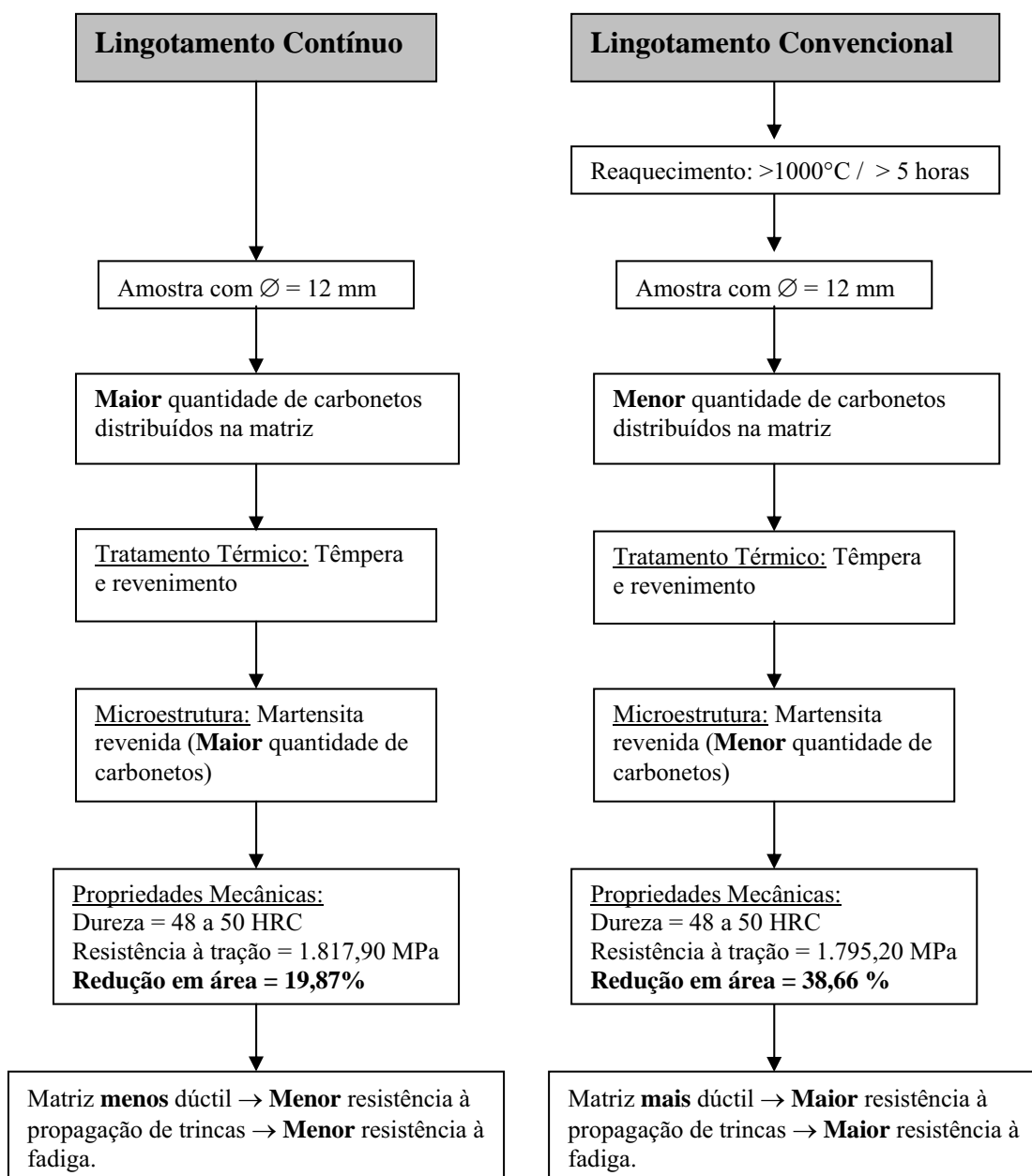
Tabela 4.18 – Análise química por EDS da inclusão causadora da fratura da mola de válvula. (Tabela extraída do software do MEV/EDS).

Elemento	Peso(%)	Atômico(%)
C	29,36	42,65
O	34,47	37,59
Na	0,16	0,12
Mg	5,50	3,94
Al	0,46	0,30
Si	14,46	8,98
K	0,11	0,05
Ca	12,33	5,37
Ti	0,15	0,05
Mn	0,68	0,22
Fe	2,33	0,73
Total	100,00	100,00

Neste caso, de acordo com os resultados de EDS, possivelmente esta inclusão foi originada a partir de um descontrole na quantidade de fluxantes adicionados durante o processo de lingotamento convencional, juntamente com um descarte de material insuficiente (descarte da cabeça e pé após a laminação do lingote).

4.8 CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE OS RESULTADOS DO TRABALHO

A seguir é apresentado um fluxograma mostrando, resumidamente, os resultados obtidos nesta dissertação.



Para o material com diâmetro de 12 mm (corpos-de-prova) percebe-se que são perceptíveis às diferenças quanto a redução em área e quantidade de carbonetos distribuídos na matriz de uma rota para outra.

O mesmo não ocorre quando o material se apresenta com diâmetro de 4,0 mm (arames), por este ter uma área menor. As temperaturas de tratamento térmico são suficientes para homogeneizar sua estrutura, deixando-a com uma quantidade de carbonetos distribuídos praticamente iguais, mesmo apresentando diferença em relação a rota de produção.

Outro fato importante é referente ao tempo de permanência em forno poço (reaquecimento) do material produzido por lingotamento convencional e seu posterior processamento (laminação) dos lingotes até se atingir uma seção quadrada de 155 mm, que não ocorrem com o material produzido por lingotamento contínuo.

Considerando-se que o material produzido convencionalmente passa por reaquecimento em forno poço com temperatura superior a 1000°C por várias horas (até se atingir o tempo de encharque), esse aquecimento permite que muitos dos carbonetos gerados sejam dissolvidos, fato esse que não ocorre com o material produzido continuamente, pois seu tempo de pré-aquecimento em forno de soleira móvel é muito inferior ao dos lingotes, sendo portanto, insuficiente para que uma grande quantidade de carbonetos se dissolva.

5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

5.1 CONCLUSÕES

O conjunto de resultados obtidos nesse estudo permite as seguintes conclusões:

- O aço para molas de válvulas SAE 9258 utilizado neste trabalho foi aprovado segundo os critérios Max-T para ambas as rotas de produção (lingotamento convencional e contínuo), comprovando a eficiência do método e o bom controle da formação e eliminação de inclusões durante o processo de refino secundário, independente da rota.
- Os perfis de rugosidade do arame produzido por lingotamento convencional e contínuo não apresentam diferenças, o mesmo ocorrendo com os corpos-de-prova utilizados nos ensaios mecânicos de tração e fadiga axial, que utilizaram os mesmos padrões de rugosidade industriais.
- As durezas dos arames produzidos por lingotamento contínuo e convencional apresentam-se dentro dos padrões estabelecidos, entre 48 a 50 HRC, o mesmo acontecendo com os corpos-de-prova que foram tratados termicamente em condições laboratoriais.
- As metalografias obtidas dos arames produzidos por lingotamento contínuo e convencional apresentam-se idênticas, homogêneas em relação à distribuição de carbonetos na matriz ferrítica (provavelmente carbonetos do tipo Fe-Cr-C por conter Cr em sua composição química). Também quanto à formação da estrutura martensítica revenida, não há diferenças, evidenciando que nesta fase do processamento dos arames os processos de solidificação não apresentam qualquer influência no produto.

- As metalografias obtidas numa fase intermediária do processo de produção dos arames (no caso, após a laminação, com o material em forma de fio-máquina), mostram que os materiais produzidos por lingotamento convencional e contínuo, apresentam diferenças quanto às quantidades de carbonetos distribuídos na matriz. O fio-máquina produzido por lingotamento contínuo apresentou quantidade maior de carbonetos em relação ao produzido convencionalmente.
- As mesmas diferenças com relação à quantidade de carbonetos distribuídos foram encontradas nas amostras dos corpos-de-prova de ambas as rotas de produção, mas neste caso, sem tratamento térmico.
- Os resultados dos ensaios de tração nos arames produzidos por ambas as rotas de produção não apresentam diferenças quanto aos valores da resistência à tração e redução de área.
- Os resultados dos ensaios de tração nos corpos-de-prova produzidos por ambas as rotas de produção não apresentam diferenças significativas quanto aos valores da resistência à tração, tensão de escoamento e módulo de elasticidade, mas com relação à redução em área, a diferença é significativa. O material produzido por lingotamento contínuo apresentou uma redução em área cerca de 20% inferior em relação ao material produzido convencionalmente e, portanto, menos dúctil. Justifica-se tal fato considerando-se que o material produzido por lingotamento contínuo, nesta fase do processo (fio-máquina), apresentou uma maior quantidade de carbonetos distribuídos, tornando o material menos dúctil que o convencional.
- Os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa (*Nakamura Test*) realizados nos arames produzidos por lingotamento contínuo e convencional não apresentam diferenças significativas, quanto aos comportamentos em

fadiga, podendo se considerar como praticamente idênticos, evidenciando a homogeneidade dos processos.

- Os resultados dos ensaios de fadiga realizados nas molas helicoidais para válvulas de motores, produzidos por ambas as rotas de produção também não apresentam diferenças quanto aos comportamentos em fadiga. A curva obtida a partir dos ensaios não pode ser considerada como uma típica curva S-N, mas sim uma referência limitante para a vida útil das molas.
- Os resultados dos ensaios de fadiga axial realizados em corpos-de-prova de ambas as rotas de produção apresentam diferenças em seus resultados. A rota convencional apresenta resultados superiores à rota contínua. Justifica-se este comportamento, novamente, pela presença superior de carbonetos distribuídos no material obtido por lingotamento contínuo, nesta fase do processo (fio-máquina), em relação ao convencional.
- Foram também realizados ensaios de fadiga axial em corpos-de-prova de lingotamento convencional em dois lotes com diferenças quanto ao seu acabamento superficial ($R_a = 0,74$ e $R_a = 1,2$). Os resultados confirmam o que já se sabe da literatura, mostrando que, quanto melhor for o acabamento superficial, melhor será a vida em fadiga.
- Foram realizadas análises fractográficas utilizando microscópio eletrônico de varredura (MEV) em alguns corpos-de-prova de ambas as rotas de produção, ensaiados em fadiga axial. Em todas as imagens obtidas, não são encontradas diferenças quanto ao aspecto da fratura dos corpos-de-prova de uma rota de produção para outra, ensaiadas em um mesmo nível de tensão. Fica evidente também a ausência de inclusões nas análises realizadas para as duas rotas de produção, o que novamente faz validar o critério Max-T e a homogeneidade do aço, durante o refino secundário.

- Devido ao nível de limpeza interna deste aço, todas as fraturas ocorridas durante o ensaio de fadiga axial, iniciaram-se a partir da superfície do material, o que faz validar de acordo com Bathias (2001), as teorias e métodos apresentados nesta dissertação.
- Com base nos resultados obtidos pode-se concluir finalmente que o aço para molas de válvulas SAE 9258, em sua fase final de processamento (arame) não apresenta quaisquer diferenças significativas quanto a sua microestrutura, propriedades mecânicas e comportamento em fadiga, o mesmo ocorrendo com o produto acabado (a mola). Mas o que fica evidente é a diferença de microestrutura e do comportamento em fadiga do material em uma fase intermediária do processamento (fio-máquina), devido aos fatores comentados no capítulo 4 e resumidos nesta conclusão.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O autor sugere as seguintes linhas de pesquisa para prosseguimento deste trabalho

- Estudar o efeito da temperatura e do tempo de reaquecimento dos lingotes sobre as inclusões para o processo de lingotamento convencional de produção do aço para molas de válvulas SAE 9258;
- Desenvolver uma metodologia para o estudo quantitativo sobre as inclusões no aço produzido por lingotamento contínuo e quantificar seus efeitos no comportamento em fadiga;
- Investigar a partir de que fase do processamento mecânico desaparecem as diferenças de microestrutura entre a rota de lingotamento convencional e contínuo e os consequentes efeitos sobre as propriedades mecânicas e de fadiga do aço.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AÇOS VILLARES. **Procedimento de análise de microinclusões – “Max-T Method”**. Brasil, 1996.

AMAURO, G. **Solidificação - Fundamentos e aplicações**. Brasil, Unicamp, 2.ed, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 45**: Standard test methods for determining the inclusion content of steel, United States, 1997.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 407**: Standard specification for steel wire, cold-draw, for coiled-type springs, United States, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 232/A232M**: Standard specification for chromium-vanadium alloy steel valve spring quality wire, United States, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 878/A878M**: Standard specification for steel wire, modified chromium vanadium valve spring quality, United States, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 877/A877M**: Standard specification for steel wire, chromium-silicon alloy valve spring quality, United States, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 230/A230M**: Standard specification for steel wire, oil-tempered carbon valve spring quality, United States, 1999.

ARAUJO, Luiz Antonio. **Manual de siderurgia – vol. 2, Transformação**. Brasil, 1997.

ASKELAND, D.R; PHULÉ, P.P. **Ciência e engenharia dos materiais**. Brasil, Cengage Learning, 2008.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6207**: Arame de aço para ensaio de tração. Rio de Janeiro, 1982.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 8381**: Arame redondo de aço-cromo-silício beneficiado para molas de solicitação dinâmica. Rio de Janeiro, 1987.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 8356**: Arame redondo de aço-carbono beneficiado para molas de solicitação dinâmica. Rio de Janeiro, 1987.

AUCLAIR, Gilles, *et al.* **Superclean steel for spring applications**. France, Wire Journal, 1998.

BARTHOLD, Gisela. **Recent developments in spring steel materials**. Germany, Springs, 1996.

BARTHOLD, Gisela. **New developments in material in valve spring steel**. Germany, DATEC, 1998.

BATHIAS, C; *et al.* **How and why the fatigue s-n curve does not approach a horizontal asymptote**. France, International Journal of Fatigue, Elsevier, 2001.

BOLOTA, José Roberto; LEANDRO, César. **Forno Panela – Refino secundário dos aços**. Brasil, ABM, 2005.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. Brasil, ABM, 7. edição, 2002.

CHIAVERINI, Vicente. **Tratamento térmico das ligas metálicas**. Brasil, ABM, 2003.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN 17223**: Round steel wire for springs, Germany, 1984.

DIETER, George. **Mechanical Metallurgy**. United States, McGraw Hill. 1986

ERIKSSON, Leif. **Super clean steel improves the fatigue properties of valve springs**. Sweden, Garphyttan, 1994.

FERNANDES NETO. **Análise de inclusões não metálicas em aço de baixo carbono desoxidado ao alumínio produzido por lingotamento contínuo**. (Tese de Doutorado), Unicamp, 2002.

FONTANA, Antônio; *et al.* **Refino da estrutura de arames temperados e revenidos para molas de válvula**. Brasil, Metalurgia e Materiais, 2006.

FRUEHAN, Richard. **Course on clean steel Technologies**. Brasil, ABM, 2003.

FURUYA, Yoshiyuki. **Inclusion-controlled fatigue properties of 1800 MPa-class spring steel**. Japan, Metallurgical and Materials Transactions A, 2004.

GATELLIER, C; *et al.* **Contrôle inclusionnaire d'aciers à basse teneur en aluminium**. France, La Revue de Métallurgie, 1992.

GOLIS, B; *et al.* **Indicators of quality of wire and ropes in wire industry**. Poland, Wire Journal International, 2005.

GOLIS, B; *et al.* **Quality of spring wires – effect of decarburization of a wire rod and application of pressure dies**. Poland, Wire Journal International, 2006.

HAGIWARA, T; *et al.* **Super-clean steel for valve spring quality.** Japan, Wire Journal International, 1991

HAYES, Mark. **On the selection of wires and surface engineering for maximum spring fatigue performance.** England, Wire Journal, 2006.

HERTZBERG, R.W.; **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials.** USA, 4. ed.,1995

ICHIDA, Yataka. **21st century trends in steel wire Rod and bar.** Japan, Kobelco, 2002.

JAPAN INDUSTRIAL STANDARD. **JIS G 4801: Spring Steels,** Japan, 2005.

KAWAHARA, Jun; *et al.* **Advance of valve spring steel.** Japan, Nippon Steel, 2000.

KOBE STEEL. **Wire Rod for suspension and valve springs.** Japan, Kobelco, 2002.

KOBE-STEEL. **Super clean steel for valve spring.** Japan, Kobe Steel, 1998.

LEANDRO, César. **Desenvolvimento do aço SAE 9258 para mola dinâmica de válvula.** Brasil, 2006 – Não Publicado.

MADAYAG, A.F.; **Metal Fatigue: Theory and design.** USA, Wiley & Sons, University of Southern California, 1969.

MALKIEWICZ, T. **Deformation of non.metallic inclusions during rolling of steel.** Poland, Journal of the Iron and Steel Institute, 1963.

MATSUMOTO, Sadamu; *et al.* **Influence of surface finishing and chemical composition on fatigue strength of steel wire for valve springs.** Japan, SAE Technical Paper Series, 1997.

MILLMAN, Stuart. **Clean steel – Basic features and operating practices.** England, Corus, 1999.

MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K.; **Princípios de metalurgia mecânica.** Brasil, Ed.Edgard Blücher; 1982

MUHR, Thomas. **New Technologies for engine valve springs.** Germany, 2000.

NAGAO, Mamoru; *et al.* **Technologies for strengthening wire Rod products.** Japan, Kobelco, 2001.

NAUMANN, Karl. **Prematurely broken valve spring.** Germany, Max-Planck-Institute for Eisenforschung Düsseldorf, 1992.

NAUMANN, Karl. **Fractured valve spring.** Germany, Max-Planck-Institute for Eisenforschung Düsseldorf, 1992.

OHSHIRO, Takehiko; *et al.* **Improvement of fatigue life of valve spring wire by morphology of nonmetallic inclusions.** Japan, Kobelco, 1987.

OKA, Eiichi; *et al.* **Development of wire rods for high-quality automotive suspension springs.** Nippon Steel Technical Report, 1986.

OKI, Yasuhiro; *et al.* **High strength valve spring steel with excellent fatigue life.** Japan, Kobelco, 2002

OLIVEIRA, Denise Corrêa; *et al.* **Fabricação de aço para mola dinâmica na Villares – Qualidade Superclean.** Brasil, 58º Congresso Anual da ABM, 2003.

OLIVEIRA, Denise Corrêa, LEANDRO, César. **Deformabilidade das inclusões em aços para mola dinâmica.** Brasil, 62º Congresso Anual da ABM, 2007.

OLIVEIRA, Denise Corrêa, LEANDRO, César. **Desenvolvimento e evolução do aço para mola na Aços Villares.** Brasil, 62º Congresso Anual da ABM, 2007.

PASTOUKHOV, V.A.; VOORWARD, H.J.; **Introdução à mecânica da integridade estrutural.** Brasil, Ed.Universidade Estadual Paulista, 1995.

PIMENTEL, Marcelo. **Efeito das práticas de elaboração do aço sobre a limpeza interna dos aços para mola de válvula (SAE 9254 e SAE 6150).** Brasil, Universidade Federal Fluminense, 1999.

PIMENTEL, Marcelo; *et. al.* **Comparação entre as rotas de lingotamento convencional e contínuo.** Brasil, 61º Congresso Anual da ABM, 2006.

PIMENTEL, Marcelo; *et. al.* **Efeito das práticas de elaboração do aço sobre a limpeza interna dos aços para mola de válvula (SAE 6150 e SAE 9254).** Brasil, 54º Congresso Anual da ABM, 1999.

RIZZO, Ernandes. **Introdução aos processos siderúrgicos.** Brasil, ABM, 2005.

RIZZO, Ernandes. **Introdução aos processos de lingotamento dos aços.** Brasil, ABM, 2006.

SIQUEIRA, C.P.; **Influência da nitretação na resistência á fadiga do aço ABNT 4340.** (Dissertação de Mestrado) UNESP – Campus de Guaratinguetá, 2002

SHIWAKU, Kiyoshi; *et al.* **Improvement of fatigue life of valve spring wire by reducing non-metallic inclusions.** Japan, SAE Technical Paper Series, 1985.

SOUZA, Sérgio. **Ensaaios mecânicos de materiais metálicos.** Brasil, Edgard Blücher, 1982.

SUDA, Sumie; *et al.* **The past and future of high-strength steel for valve spring.** Japan, Kobelco, 2005.

SUDA, Sumie, *et al.* **Super high strength valve spring with excellent fatigue and sag resistance.** Japan, Kobelco, 2007.

SUITO, Hideaki; INOUE, Ryo. **Thermodynamics on control of inclusions composition in ultra clean steels.** Japan, ISIJ International, 1996.

TOSHIAKI, Hagiwara; *et al.* **Super-clean steel for valve spring quality.** Japan, Wire Association International, 1990.

VARO, R.A, *et al.* **Thermomechanical processing of spring steel rod with reducing sizing mills for improved properties and microstructure.** United States, Wire Journal International, 2007.

VENDRAMIM, J.C. **Efeito da nitretação na resistência à fadiga do aço CrSiV utilizado na fabricação de molas para a indústria automotiva.** 2004. 153f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Unicamp, 2004.

VILELA, Antônio; *et al.* **Lingotamento contínuo de blocos e tarugos.** Brasil, ABM, 2005.