

AFONSO CELSO FERNANDES REIS

CARACTERIZAÇÃO DAS INCLUSÕES E DA ESTRUTURA BRUTA DE
FUSÃO DE AÇO *SUPERCLEAN* PARA APLICAÇÕES EM MOLAS
DINÂMICAS

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: Tomaz Manabu Hashimoto

Guaratinguetá
2012

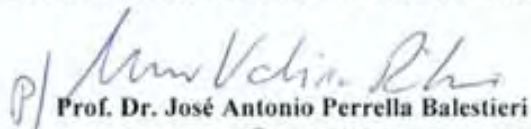
R375c	Reis, Afonso Celso Fernandes Caracterização das inclusões e da estrutura bruta de fusão de aço superclean para aplicação em molas dinâmicas / Afonso Celso Fernandes Reis – Guaratinguetá : [s.n], 2012. 102 f : il. Bibliografia: f. 97-99 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012. Orientador: Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto 1. Aço 2. Molas (Mecanismo) I. Título CDU 669.14(043)
-------	---

AFONSO CELSO FERNANDES REIS

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

**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS**

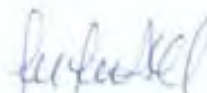
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. José Antonio Perrella Balestieri
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
Unesp-Feg


Prof.ª. Dr.ª. CRISTINA DE CARVALHO ARES ELISEI
Fatec-Pindamonhangaba

Outubro de 2012

DADOS CURRICULARES

AFONSO CELSO FERNANDES REIS

NASCIMENTO	28.05.1969 – OURO PRETO / MG
FILIAÇÃO	Edemar Reis Eni Fernandes Reis
1985/1987	Curso técnico Técnico em metalurgia – CEFET Ouro Preto
1988/1993	Curso de Graduação Engenharia metalúrgica - Universidade Federal de Ouro Preto

DEDICATÓRIA

de modo especial, à minha filha Julia, que com os seus meses de vida foi a grande incentivadora para que eu continuasse no curso; e à minha esposa Ana Cristina. Também aos meus pais e minha irmã que sempre me apoiaram e incentivaram muito.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos,

ao meu orientador, *Prof. Dr. Alfeu Saraiva Ramos* que sempre me incentivou. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria de difícil conclusão;

ao meu co-orientador, *Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto* que assumiu minha orientação com muita dedicação e incentivo, quando houve dificuldades da continuidade do orientador;

às funcionárias da Biblioteca do Campus de Guaratinguetá pela dedicação, presteza e principalmente pela vontade de ajudar,

à secretária da pós-graduação Regina Célia Galvão Faria Alves pela dedicação e alegria no atendimento;

ao *Prof. Dr. Hugo Ricardo Zschommler Sandim*- DEMAR/USP pela condução inicial dos trabalhos;

REIS, A. C. F. **Caracterização das inclusões e da estrutura bruta de fusão de aço superclean para aplicação em molas dinâmicas.** 2012. 102 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

RESUMO

A liga de aço SAE 9254 é bastante utilizada na manufatura de molas dinâmicas e, em especial, em molas de válvulas automotivas. O presente trabalho visa identificar as principais características metalúrgicas deste material após o processo de laminação primária, bem como o comportamento e a distribuição das inclusões deformáveis presentes no material. As amostras analisadas foram obtidas por meio de laminação a quente, em vários graus de redução, partindo de um lingote obtido por processo de lingotamento convencional. A caracterização de propriedades mecânicas e microestrutural foram realizadas por meio de ensaio de tração monotônico e ensaio de dureza, microscopia óptica convencional, macroataque e determinação de tamanho de grãos. Para caracterizar as inclusões foram utilizados métodos qualitativos MAX-T, análise de fração volumétrica e mapeamento dos elementos através de difração de raios X e EDS- elétrons secundários na direção normal ao plano de laminação. Os estudos de morfologia e concentração destas inclusões deformáveis constataram que elas se apresentam cada vez em menores tamanhos e em menores frações volumétricas à medida que são realizadas as reduções no processo de laminação.

PALAVRAS-CHAVE: SAE 9254. Estrutura bruta de fusão. Aço *Superclean*. Molas dinâmicas. Caracterização de inclusões.

REIS, A. C. F. **Characterization of the inclusions and primary structure of superclean steel for use in dynamic springs**. 2012. 102 f. Thesis (Master's degree in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

ABSTRACT

SAE 9254 steel is used a great deal to produce dynamic springs and especially, automotive valves springs. The present study seeks to identify the principal metallurgical characteristics of this material after the primary rolling mill, as well as the behavior and distribution of the deformable inclusions in the material. The analysed samples were obtained through the hot holling mill, in several degrees of reduction, starting with an ingot obtained by the conventional ingot casting process. Mechanical and microstructural characterization was accomplished by conventional tests for each property, such as monotonic tensile strength tests and hardness, conventional optic microscopy, chemical catching and grain size determination. To characterize the inclusions, MAX-T qualitative methods and volumetric fraction analysis, and element mapping through X-rays and EDS-electron diffraction secondary in the normal direction to the lamination plan were used. The morphological and concentration studies of these deformable inclusions determined that they show smaller size and smaller concentrations of volume as the reductions in the hot rolling mill process are made.

KEYWORDS: SAE 9254. Primary microstructural. *Superclean* steel. Dynamic springs. Characterization of inclusions.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Principais etapas do processo de produção do arame para molas automotivas	19
Figura 2 – Diagrama de fases binário para Al_2O_3 e CaO	23
Figura 3 – Molas helicoidais: (a) de tração, (b) de compressão e (c) de torção	27
Figura 4 – Molas espirais: (a) espiral e (b) devoluta	27
Figura 5 – Molas planas: (a) lâmina e (b) lâminas múltiplas	28
Figura 6 – Molas de anel ou “Belleville”: (a) em série e (b) em paralelo	28
Figura 7 – Ilustra as molas a) hidráulica e b) pneumática	28
Figura 8 – Tipos e tamanhos de molas automotivas.....	29
Figura 9 – Ilustração das regiões características após fratura por fadiga	33
Figura 10 – Equipamento de teste de fadiga por flexão rotativa, ensaio Nakamura	34
Figura 11 – Gráfico de evolução do limite de resistência à tração dos aços com a adição de elementos de liga	36
Figura 12 – Teste Nakamura comparativo de ligas microligadas	37
Figura 13 – Efeito da espessura das inclusões na resistência à fadiga de um aço Cr-Si	38
Figura 14 – Diagrama ternário $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ - caminho ideal para a formação das inclusões óxidas deformáveis	40
Figura 15 – Influência da deformabilidade em função das temperaturas de início de laminação.....	41
Figura 16 – Relação entre a forma das inclusões (l/w) e as variações da temperatura de fusão das inclusões	42
Figura 17 – As curvas a), b) e c) representam as curvas isotérmicas para o sistema quaternário $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MnO}$ para um aço com $\text{C} = 0,6$; $\text{Cr} = 0,8$; $\text{Mn} = 0,7$ e $\text{Si} = 1,5$ (% em massa)	44
Figura 18 – Relação entre a quantidade de Al_2O_3 e o ponto de fusão no sistema $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$	47
Figura 19 – Superfície liquidus do sistema $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ para 10 % de Al_2O_3 ...	48
Figura 20 – Evolução da área da superfície líquidus em função da variação de Al_2O_3 no sistema $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$	49
Figura 21 – Superfície liquidus do sistema $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ para 10 % de CaO	50
Figura 22 – Evolução da área da superfície líquidus em função da variação de CaO no sistema $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ a 1.400°C	51

Figura 23 – Evolução da área da superfície liquidus em função da variação de SiO_2 no sistema $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$	52
Figura 24 – Superfície liquidus do sistema $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ para 10 % de MnO	53
Figura 25 – Evolução da área da superfície liquidus em função da variação de MnO no sistema $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$	54
Figura 26 – Superfície liquidus do sistema $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ para basicidade 1,4 a 1.400°C	55
Figura 27 – Evolução da área da superfície liquidus para basicidades diferentes no sistema $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ a 1.400°C	56
Figura 28 – Curva TTT típica representante da família de aços para mola automotiva.....	57
Figura 29 – Fluxograma de produção de arames e barras para fabricação de molas automotivas.....	58
Figura 30 – Determinação da fração volumétrica pelo cálculo de fração de pontos.....	60
Figura 31 – Esboço ilustrativo do tarugo após laminação e da posição de retirada de amostras após o experimento.....	61
Figura 32 – Fluxograma de retirada de amostras e ensaios realizados.....	62
Figura 33 – Esboço ilustrativo do corpo de prova para ensaio de tração e o local de retirada do mesmo nas amostras	64
Figura 34 – Esquema indicativo das retiradas de amostras para os ensaios realizados, durante estudo.....	65
Figura 35 – Exemplo real do método via fração de pontos, utilizado para determinação da fração volumétrica das inclusões (MO, campo claro, ampliação de 100 X)	71
Figura 36 – Esquema representativo de um lingote obtido por processo convencional de lingotamento	72
Figura 37 – Resultado do ensaio de macroataque realizado na amostra 1	75
Figura 38 – Micrografia na seção transversal da amostra 1, laminada a quente a 1.150°C , com redução de até 77,8 % em área, caracterizando tamanho de grão ASTM 3 (MO, campo claro, ampliação de 100X)	76
Figura 39 – Micrografia na seção transversal da amostra 5, laminada a quente a 1.070°C , com redução de até 91,1 % em área, caracterizando tamanho de grão ASTM 5 (MO, campo claro, ampliação de 100X)	76

Figura 40 – Micrografia na seção transversal da amostra 6, laminada a quente a 1.050°C, com redução de até 93,7 % em área, caracterizando tamanho de grão ASTM 6 (MO, campo claro, ampliação de 100X)	77
Figura 41 – Análise estatística dos resultados de dureza das amostras retiradas durante o experimento	78
Figura 42 – Microestrutura encontrada no material do experimento (MO, campo claro, ampliação de 100X). Grãos perlíticos (escuras) e ferríticos (claras) podem ser identificados na estrutura do aço SAE 9254. Nital 3%. Amostra 1	79
Figura 43 – Microestrutura encontrada no material do experimento (MO, campo claro, ampliação de 200X). Grãos perlíticos (escuras) e ferríticos (claras) podem ser identificados na estrutura do aço SAE 9254. Nital 3%. Amostra 1	79
Figura 44 – Microestrutura encontrada no material do experimento (MO, campo claro, ampliação de 500X). Grãos perlíticos (escuras) e ferríticos (claras) podem ser identificados na estrutura do aço SAE 9254. Nital 3%. Amostra 1	80
Figura 45 – Micrografias de MEV, espectros e teores obtidos por espectrometria por dispersão de energia de diferentes regiões em inclusões contidas na amostra 6	85
Figura 46 – Micrografia, espectro e teores obtidos por espectrometria por dispersão de energia, de uma inclusão típica encontrada na amostra 1, identificada como ponto 1	86
Figura 47 – Micrografia, espectro e teores obtidos por espectrometria por dispersão de energia, de uma inclusão típica encontrada na amostra 1, identificada como ponto 2	87
Figura 48 – Micrografia, espectro e teores obtidos por espectrometria por dispersão de energia, de uma inclusão típica encontrada na amostra 2, identificada como ponto 1	88
Figura 49 – Micrografia, espectro e teores obtidos por espectrometria por dispersão de energia, de uma inclusão típica encontrada na amostra 2, identificada como ponto 2	89
Figura 50 – Micrografias de MEV mostrando a presença de inclusões aleatórias encontradas na amostra 2.....	90
Figura 51 – Micrografias de MEV mostrando a presença de inclusões aleatórias encontradas na amostra 1	91

Figura 52 – Micrografias de MEV mostrando a presença de inclusões aleatórias encontradas na amostra 2.....	91
Figura 53 – Mapeamento por EDS dos elementos químicos (Si, O, Al, Ca e Mn) presentes na inclusão 1	92
Figura 54 – Mapeamento por EDS dos elementos químicos (Si, O, Al, Ca e Mn) presentes na inclusão 2	93

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Métodos de fabricação, principais aplicações e propriedades especiais de molas de aço em fios enrolados a frio	31
--	----

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química básica para os principais aços utilizados na fabricação de molas automotivas	24
Tabela 2 – Parâmetros utilizados nas análises das microinclusões	69
Tabela 3 – Propriedades mecânicas do tarugo laminado a quente 94 % de redução (em relação ao lingote)	73
Tabela 4 – Composição química do lingote utilizado nos experimentos	74
Tabela 5 – Resultado da distribuição das inclusões finas e grossas no ensaio MAX-T, na amostra 1.....	81
Tabela 6 – Resultados da distribuição das inclusões contidas nas amostras em estudo, a partir do ensaio MAX-T	82
Tabela 7 – Resultados da distribuição das inclusões a partir do ensaio MAX-T, em amostras de arames de 8 mm (amostras 1 e 2) e 6 mm de diâmetro (amostras 3, 4 e 5), do mesmo aço	82
Tabela 8 – Distribuição obtida no ensaio MAX-T, das inclusões de sulfetos, alumina, silicatos e óxidos, nas amostras analisadas no estudo, por faixa de espessuras e comprimentos das inclusões	83
Tabela 9 – Distribuição das inclusões de sulfetos, alumina, silicatos e óxidos obtida no ensaio MAX-T método A, em amostras aleatórias de arames de 8 mm de diâmetro, de um mesmo aço, por faixa de espessuras e comprimento das inclusões	84
Tabela 10 – Número de inclusões coincidentes e número de nós total da grade durante análise da fração volumétrica da amostra 6, retirada durante a laminação	94

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABM	- Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração
AL	- Alongamento em tração
ASTM	- American Society for Testing and Materials
DR	- Dureza
EDS	- Espectroscopia de Energia Dispersiva
HB	- Dureza Brinell
HRC	- Dureza Rockwell C
LE	- Limite de Escoamento
LMP	- Low Melting Point
LR	- Limite de Resistência
MEV	- Microscopia Eletrônica de Varedura
MO	- Microscopia óptica
RA	- Redução de Área em tração
SAE	- Society of Automotive Engineers
SEM	- Scanning Eletronic Microscope
TR	- Tração
TTT	- Transformação Tempo Temperatura

LISTA DE SÍMBOLOS

T	Tempo	s
T	Temperatura	°C
f	Fração volumétrica	%
e	Espessura das inclusões	μm
L	Comprimento	μm
R	Basicidade	
LT	Comprimento total das inclusões	μm

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS	18
1.1	Objetivos e justificativas	19
2	REVISÃO DA LITERATURA	20
2.1	A indústria do aço no Brasil	20
2.2	Arames para molas e conceito de aços Superclean para molas.....	21
2.3	Aspectos importantes durante processos de conformação mecânica	25
2.4	Molas – características gerais e aplicações	26
2.4.1	Tipos de molas	27
2.4.2	Molas automotivas de alto desempenho	28
2.5	Propriedade de fadiga e a fadiga em aços para molas automotivas	32
2.5.1	Fadiga em aços para molas automotivas	34
2.5.2	Influência da composição química na resistência à fadiga das molas	35
2.5.3	Influência da espessura das inclusões na resistência à fadiga	37
2.6	Características, mecanismo de formação e deformabilidade de inclusões.....	38
2.6.1	Conceitos e caracterização de inclusões	38
2.6.2	Mecanismo de formação das inclusões deformáveis	39
2.6.3	Deformabilidade das inclusões	41
2.6.4	Controle da composição das inclusões.....	42
2.6.5	Comportamento termodinâmico das inclusões.....	43
2.6.6	Distribuição das inclusões.....	44
2.6.7	Morfologia das inclusões deformáveis	45
2.7	Termodinâmica do diagrama CaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂	46
2.7.1	Efeito da Al ₂ O ₃ na zona LMP do sistema CaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂	46
2.7.2	Efeito da CaO na zona LMP do sistema CaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂	49
2.7.3	Efeito da SiO ₂ na zona LMP do sistema CaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂	51
2.7.4	Efeito da MnO na zona LMP do sistema CaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂	52
2.7.5	Efeito da basicidade na zona LMP do sistema CaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂	54
2.8	Perfil da microestrutura de aços para molas automotivas	56
2.9	Procedimentos de Fabricação de Tarugos Laminados a Quente.....	57
2.10	Método de análise volumétrica.....	58
3	MATERIAIS E MÉTODOS	61
3.1	Materiais.....	62
3.2	Corpos de prova.....	63
3.3	Métodos	64
3.3.1	Ensaio de tração	65
3.3.2	Macrografia.....	66
3.3.3	Ensaio de dureza Brinell	66
3.3.4	Caracterização microestrutural	67
3.3.4.1	Microscopia ótica.....	67
3.3.4.2	Microscopia eletrônica de varredura.....	67
3.3.5	Ensaio de determinação de tamanho de grão austenítico	68
3.3.6	Ensaio MAX-T	68
3.3.7	Método de análise volumétrica.....	70
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	72
4.1	Caracterização do bloco após laminação a quente	73
4.1.1	Ensaio de tração esperado e obtido (DIN 50125: Ø 5,00 x 25 mm)	73
4.1.2	Composição química	74

4.1.3	Análise de macroataque (seção transversal)	74
4.1.4	Determinação do tamanho de grão	75
4.1.5	Resultados dos ensaios de dureza.....	77
4.1.6	Análise da microestrutura do bloco após laminação primária	78
4.2	Caracterização das inclusões em aço “superclean” SAE 9254	80
4.2.1	Classificações e análises das inclusões pelo ensaio MAX-T	80
4.2.2	Análise dos resultados MAX-T durante o experimento.....	81
4.2.3	Análise das inclusões por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectrometria por dispersão de energia (EDS)	84
4.2.4	Determinação da Morfologia e Tamanho das Inclusões	90
4.2.5	Mapeamento dos elementos por EDS	92
4.2.6	Determinação da fração volumétrica das inclusões	93
5	CONCLUSÕES.....	95
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	96
	REFERÊNCIAS	97
	BIBLIOGRAFIA CONSULTADA	99

1 – INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS

Os aços SAE 9254, utilizados na fabricação de molas automotivas, são ligas maleáveis, com boa temperabilidade, altas resistências à tração e à fadiga. Geralmente trabalhados a quente, os aços contêm elementos de liga e são conhecidos como aços ligados ou aços especiais, caracterizados como aço de baixa liga, por ter menos de 5% de elementos de liga [OLIVEIRA; IMOTO; CAETANO, 2003].

São ligas metálicas constituídas de ferro, carbono, cromo, silício e manganês, às vezes designados aços Cr-Si, podendo conter outros elementos de liga tais como níquel, molibdênio e vanádio (os mais usuais) que, adicionados, possibilitam a otimização das propriedades características dos aços e um rigoroso controle de elementos residuais e contaminantes.

O aço é elaborado em forno elétrico a arco e forno panela, utilizando-se matéria-prima selecionada. As principais etapas do processo são: aciaria, laminação e trefilação. Os aços atualmente mais utilizados pelo mercado em molas automotivas são os aços Cr-Si. Também tem-se verificado a tendência à utilização do aço Cr-Si+V nestas aplicações, em função do excelente desempenho em fadiga que apresenta. O aço Cr-Si é o que tem maior volume de produção [OLIVEIRA et al., 2003].

Sabe-se que é muito difícil produzir aços isentos de impurezas e inclusões, para o que se necessita de processos muito complexos, e que os torna inviáveis economicamente para o mercado. Levando-se em conta estes fatores, é necessário desenvolver ligas com quantidades e formas de inclusões controladas e, neste caso, as inclusões podem ser formadas de maneira menos prejudicial ao material.

Após muitos anos de trabalho e pesquisas intensas, surgiram os aços especiais *Superclean*, voltados para molas automotivas de alto desempenho. Este conceito implica a combinação de composição química, superfície com baixo nível de defeitos e inclusões pequenas ($< 15 \mu\text{m}$) e bem distribuídas. Tanto a elaboração do aço, quanto o processo de laminação devem garantir a deformação e a quebra destas inclusões.

A análise da espessura e quantidade destas inclusões é feita rotineiramente no arame, que é a matéria-prima da mola. Para isto, utiliza-se o método MAX-T, ensaio metalográfico e observação em microscópio óptico. Ainda não há muitas referências do comportamento das inclusões e da estrutura bruta deste material nas etapas de laminação primária, o que ainda pode revelar muitas informações importantes que aumentarão o domínio deste processo de fabricação.

Os arames produzidos com estes aços, atualmente, exigem menos peso e, portanto, alta resistência. Estes projetos impuseram mudanças às molas, e elas passaram a serem menores, fabricadas com arames temperados, aços cada vez mais ligados (ao cromo, vanádio e silício), com diâmetros cada vez menores e, em muitos casos, com formatos transversais não arredondados. Após laminados, os arames passam por um processo *shaving* de descascamento, trefilação e tratamento térmico, fundamentais para serem obtidas as características finais do arame, processo esse ilustrado na Figura 1.

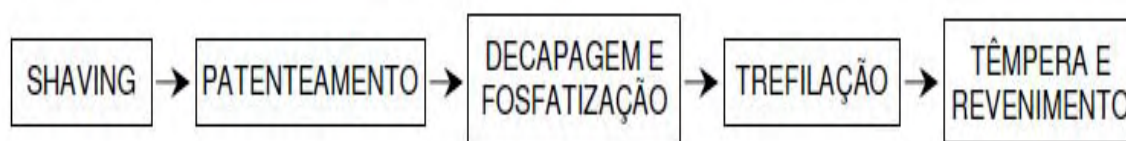


Figura 1 – Principais etapas do processo de produção do arame para molas automotivas.

1.1 – Objetivos e justificativas

O objetivo fundamental desta dissertação é o estudo, após várias reduções, da estrutura bruta de fusão deste aço durante a laminação primária e, principalmente, a caracterização das inclusões deformáveis existentes nesta etapa de laminação. Características como morfologia, espessura, fração volumétrica, dentre outras características das inclusões, são importantíssimas, e também possibilitam avaliar o quanto elas se deformam durante o processo produtivo. Esta laminação ocorre após o lingotamento por processo convencional e reaquecimento do lingote para a homogeneização da estrutura a ser analisada.

Neste trabalho, as microestruturas são observadas utilizando-se microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), este tanto no modo de elétrons retroespalhados como por elétrons secundários.

A caracterização microestrutural das amostras permitirá determinar a natureza da microestrutura e tamanho de grão do material no estágio de laminação primária em vários estágios de redução durante o experimento, etapa importante para a qualidade e características mecânica e microestruturais do produto final, as molas automotivas.

Todas estas informações ajudarão a melhor caracterizar a estrutura bruta de fusão e o comportamento das inclusões neste estágio de produção, informações estas até então, pouco conhecidas e estudadas.

2 - REVISÃO DA LITERATURA

2.1 – A indústria do aço no Brasil

As primeiras décadas do século XX foram de avanços para a siderurgia brasileira, impulsionados pelo surto industrial verificado entre 1917 e 1930. Decretos governamentais concederam às empresas de ferro e aço diversos benefícios fiscais. Na ocasião, a produção brasileira era de apenas 36 mil toneladas anuais de gusa.

O parque siderúrgico nacional cresceu significativamente na década de 1990, contando com 43 empresas estatais e privadas, cinco delas integradas a coque, nove a carvão vegetal, duas integradas a redução direta e 27 semi-integradas, além de produtores independentes de ferro-gusa e carvão vegetal, que somavam cerca de 120 altos-fornos. A instalação dessas unidades produtoras se concentrou principalmente no Estado de Minas Gerais e no eixo Rio-São Paulo. Hoje, o parque produtor de aço brasileiro, um dos mais modernos do mundo, é constituído de 25 usinas, sendo 11 integradas (produção a partir de minério de ferro) e 14 semi-integradas (produção a partir da reciclagem de sucata), administradas por sete grupos empresariais [TOMAZ, 2011].

Em 1991, começou o processo de privatização das siderúrgicas. Dois anos depois, em 1993, oito empresas estatais, com capacidade para produzir 19,5 milhões de toneladas (70% da produção nacional), tinham sido privatizadas. Entre 1994 e 2004, as siderúrgicas investiram US\$ 13 bilhões, dando prioridade para modernização e atualização tecnológica das usinas. Em 1999, a produção brasileira de aço era de 25 milhões de toneladas no ano. Em 2010, a produção foi de 31,6 milhões de toneladas.

O parque produtor é relativamente novo e passa por um processo de atualização tecnológica. Ele está apto a entregar ao mercado qualquer tipo de produto siderúrgico, desde que sua produção se justifique economicamente.

Em função dos produtos que preponderam em suas linhas de produção, as usinas podem ser assim classificadas:

- De semi-acabados (placas, blocos e tarugos);
- De planos aços carbono (chapas e bobinas);
- De planos aços especiais / ligados (chapas e bobinas);
- De longos aços carbono (barras, perfis, fio máquina, vergalhões, arames e tubos sem costura);

- De longos aços especiais / ligados (barras, fio-máquina, arames e tubos sem costura).

O parque siderúrgico brasileiro tem a indústria automobilística como um dos principais consumidores desta produção, e o segmento de molas é o grande consumidor dos aços em estudo [TOMAZ, 2011].

2.2 – Arames para molas e conceito de aços *Superclean* para molas

Há algumas décadas, o arame produzido com aço ao carbono, patenteado e trefilado, era considerado adequado para a produção de molas para a maioria das aplicações industriais e para a fabricação de molas de válvulas e embreagens para automóveis. Naquela época, os veículos eram pesados, tinham motores ineficientes, em relação aos atuais, de baixa potência e baixa rotação [OLIVEIRA et al., 2003].

Mas o mundo evoluiu e a indústria se modernizou, principalmente a indústria automobilística, obrigada a produzir veículos cada vez mais eficientes e limpos. Hoje, a indústria automobilística vem assumindo a liderança nesse processo, passando a ser a grande mola propulsora de mudanças em vários segmentos, incluindo o de arames de alta resistência.

O foco central tem sido a redução do peso dos veículos e a redução do consumo de combustível, sem prejuízo de seu desempenho. Neste contexto, os motores passaram a ser mais leves e eficientes, exigindo alterações radicais nas especificações dos arames de aço utilizados para as molas automotivas. Os projetos destas molas sofreram muitas mudanças, passaram a ser fabricadas com arames temperados e aços cada vez mais ligados (ao cromo, vanádio e silício), com diâmetros cada vez menores e, com formatos transversais não arredondados [OLIVEIRA et al., 2003].

O mercado acompanhou de perto este processo de evolução industrial, sendo que toda experiência adquirida em setenta anos de trabalho e pesquisas intensas culminou no lançamento dos arames especiais *Superclean*, voltados para molas dinâmicas de alto desempenho para a indústria automobilística.

A fabricação do aço com qualidade *Superclean*, para aplicação em molas automotivas, requer cuidados específicos durante sua produção, que garantam o excelente desempenho desses componentes aplicados em regime de trabalho de alta solicitação cíclica.

Para obter tais características são fundamental que o processo produtivo do aço seja conduzido de modo a atender a requisitos fundamentais como limpeza interna, qualidade de

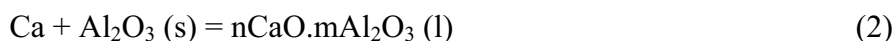
superfície e alta resistência à fadiga, peças leves e de alto desempenho [OLIVEIRA et al., 2003].

Estes aços são acalmados ao alumínio, ou seja, no refino secundário, há uma etapa na qual se deve diminuir a quantidade de oxigênio no banho metálico. Uma das técnicas utilizadas neste processo é a adição de alumínio que tende a oxidar-se preferencialmente a outros elementos. O produto deste processo é o óxido de alumínio, ou alumina (Al_2O_3).

Com o objetivo de minimizar o problema, adiciona-se cálcio, pois este elemento forma aluminatos de cálcio ($12\text{CaO} \cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3$), que possuem temperaturas de fusão inferiores à da alumina. No diagrama mostrado na Figura 2, observa-se que a temperatura de fusão da alumina pura é 2.050°C , bem superior a temperatura de fusão do composto formado com a adição do CaO , e apresentando-se, assim, no estado solidificado no momento do lingotamento, pois a temperatura do aço durante o lingotamento contínuo é de aproximadamente 1.560°C [OLIVEIRA et al., 2003].

Observando-se o diagrama da Figura 2, percebe-se que, com a adição de CaO , atingindo-se aproximadamente 50% de cada elemento $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$, é possível a obtenção de produtos com temperatura de fusão abaixo dos 1.530°C , encontrando-se o material, desta forma, na fase líquida durante o vazamento. Levando-se em conta estes fatores, devem-se desenvolver ligas com quantidades e formas de inclusões controladas, pois a presença destas inclusões está intimamente ligada ao desempenho final do produto e ao processo de produção da peça [OLIVEIRA et al., 2003].

É fácil de entender as reações que ocorrem com a adição do CaO :



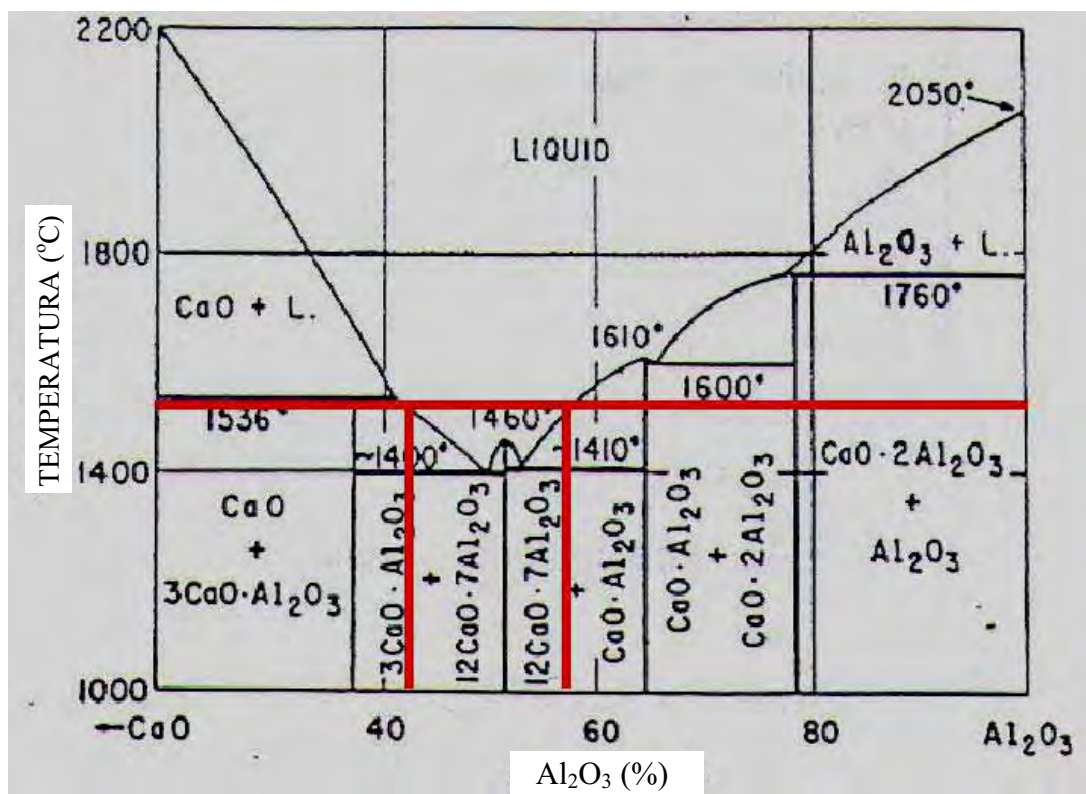


Figura 2 - Diagrama de fases binário para Al_2O_3 e CaO [OLIVEIRA et al., 2003].

Os aços para mola dinâmica possuem requisitos de qualidade diferenciados, devido à sua aplicação, para componentes automotivos de alta solicitação em fadiga. Para atingi-los, são necessários desenvolvimentos de uma rota exclusiva de fabricação, que envolve desde o processo de aciaria até o acabamento na dimensão final requerida pelo cliente.

Inicialmente utilizavam-se os aços carbono, mas, com a evolução da tecnologia dos motores, a exigência de um desempenho cada vez melhor de seus componentes e a necessidade de molas cada vez mais leves foram desenvolvidos novos materiais, como os aços Cr-V, Cr-Si e Cr-Si+V (Tabela 1). As micro-adições no aço Cr-Si proporcionaram aumento de limite de resistência à fadiga, preservando-se a tenacidade [DEKKERS,R. et al., 2004].

O processo tem sido aprimorado continuamente, avaliando-se a qualidade do aço e a resposta em fadiga do arame final. As melhorias de processo introduzidas em cada etapa do desenvolvimento traduziram-se na melhoria da qualidade do aço para mola de válvula.

TABELA 1 – Composição química básica para os principais aços utilizados na fabricação de molas automotivas [DEKKERS,R. et al., 2004]

Composição química								
Aço	C	Mn	Si	Cr	V	P	S	LR
	(% peso)	(% peso)	(% peso)	(% peso)	(% peso)	(% peso)	(% peso)	(MPa)
Aço Carbono	0,55	0,3	0,15	-	-	< 0,040	< 0,050	1520
	0,85	1,2	0,35					1620
Cr-V	0,6	0,55	0,15	0,4	0,12	< 0,025	< 0,020	1620
	0,7	0,85	0,3	0,6	0,2			1720
Cr-Si	0,5	0,5	1,2	0,5	-	< 0,020	< 0,015	1860
	0,6	0,8	1,6	0,8				1960
Cr-Si+V	0,6	0,5	1,3	0,5	0,15			
	0,65	0,8	1,5	0,7	0,25	< 0,025	< 0,060	2060
								2160

A resistência à fadiga é bastante prejudicada quando o aço apresenta inclusões duras e, também, quando a superfície apresenta descarbonetação ou defeitos como trincas, dobras, e riscos. Estes são concentradores de tensão e causadores de falha prematura. Sendo assim, o baixo nível de defeitos de superfície e as inclusões são pontos fundamentais para se obter um produto final de alto desempenho. O conceito de aço com qualidade *Superclean* para aplicação em molas dinâmicas implica a combinação de [OLIVEIRA et al., 2007]:

- Composição química;
- Superfície com baixo nível de defeitos;
- Inclusões pequenas (< 15 µm) e bem distribuídas.

A elaboração do aço é realizada de forma a se obter inclusões deformáveis. Além disso, o processo de laminação a quente deve garantir a deformação e quebra das inclusões. É fundamental considerar características como dimensões, composição e ponto de fusão das mesmas. Quanto menores forem as dimensões obtidas, maior a vida em teste de fadiga.

O ponto de fusão das inclusões é determinado pela sua composição segundo o diagrama de fases Al_2O_3 - CaO - SiO_2 , representado pela Figura 14. A $CaO.Al_2O_3.2SiO_2$ (anortita) e a $2CaO.Al_2O_3.SiO_2$ (gehlenita), têm pontos de fusão inferiores, da ordem de 1300°C, e têm efeito diferenciado em relação ao da alumina. O controle objetiva também a diminuição da dureza das inclusões, tornando seu efeito nos aços menos prejudicial [OLIVEIRA et al., 2007].

As bobinas do fio-máquina, para a fabricação de molas de válvula, são inspecionadas verificando-se o nível de inclusões e classificando-as quanto à espessura (e) destas inclusões em quatro faixas de dimensões:

- $e \leq 5\mu\text{m}$;
- $5 < e \leq 10\mu\text{m}$;
- $10 < e \leq 15\mu\text{m}$;
- $e > 15\mu\text{m}$.

2.3 – Aspectos importantes durante processos de conformação mecânica

Ao analisar-se um processo de conformação de metais, seja qual for, observam-se a inter-relação de uma série de fatores que influem diretamente na qualidade do produto obtido, como matéria-prima (composição química, microestrutura, propriedade mecânicas, acabamento de superfície), ferramentas (geometria, dimensões, material empregado, acabamento de superfície), equipamentos (capacidades, velocidades, forma de atuação), processo utilizado (temperatura, lubrificação, taxa de deformação, grau de deformação) e produto (microestrutura, propriedade mecânica, acabamento de superfície, geometria, dimensões) [PADILHA, 2002].

Quanto à temperatura de trabalho, podem-se separar dois grandes grupos de processos:

1- Frio - quando a temperatura de trabalho é menor que a temperatura que provoca a recristalização do metal, aumentando a dureza e a resistência dos materiais, mas diminuindo a ductilidade. Permite a obtenção de dimensões dentro de tolerâncias estreitas e produz melhor acabamento de superfície.

2- Quente - quando a temperatura de trabalho é maior que a temperatura que provoca a recristalização do metal. A deformação plástica é realizada numa faixa de temperatura e durante um determinado tempo, em que o encruamento é eliminado pela recristalização do metal.

A conformabilidade dos metais está intimamente relacionada à capacidade de promover-se a modificação da forma de um material metálico sem acarretar defeitos que inviabilizem seu uso. Assim, associa-se o termo conformabilidade a condições limites de deformação nas quais o material mantém-se íntegro [PADILHA, 2002].

Também a morfologia dos grãos ferríticos é determinante na conformabilidade. No caso de estruturas brutas, os grãos apresentam-se grandes em relação ao tamanho do lingote. Assim, podem surgir trincas ao longo dos contornos de grão, o que inviabiliza o trabalho a frio desses materiais. Os metais trabalhados e recristalizados apresentam granulação mais fina e uniforme, bem como uma distribuição mais homogênea de impurezas e elementos de liga.

As variáveis que influem na conformabilidade de um material metálico podem ser divididas em dois grandes grupos [PADILHA, 2002]:

1- As relacionadas com o material trabalhado: composição química, tamanho e forma granular, porcentagem, distribuição, morfologia, tamanho e natureza de precipitados e soluções sólidas.

2- As relacionadas ao processo de conformação: grau de deformação, taxa de deformação, temperatura, atrito e estado de tensão.

2.4 – Molas – características gerais e aplicações

Pode-se definir mola como sendo um único elemento ou uma associação de elementos capaz de assumir notáveis deformações elásticas quando submetida a forças ou momentos, em condições de armazenar energia potencial elástica.

As molas são utilizadas nas máquinas para exercer força em aplicações como molas de válvulas de motores de explosão e molas de balanças, para fornecer flexibilidade em aplicações como molas de uniões flexíveis de veios e molas dos discos das embreagens de automóveis e para armazenar ou absorver energia em aplicações como molas de mecanismos de relógio e molas de suspensões de máquinas ou de veículos [SILVA JR, 2001].

Para selecionar o tipo de mola é preciso levar em conta certos fatores como espaço ocupado, peso e durabilidade. Há casos em que se deve considerar a observação das propriedades elásticas e relações especiais entre força aplicada e deformação.

Na construção de máquinas empregam-se, principalmente, molas helicoidais de arame de aço. Estas, em geral, são de baixo preço, de dimensionamento e montagem fáceis e podem ser aplicadas em forças de tração e compressão.

2.4.1 – Tipos de molas

Existem diversos tipos de molas, sendo as mais comumente encontradas em aplicações mecânicas, as helicoidais, que apresentam secção transversal circular. A necessidade desta diversidade de molas deriva do fato de existirem aplicações com restrições particulares, como o espaço útil para a utilização da mola e de especificações próprias dos projetos, como a necessidade de utilizar uma mola com a constante de elasticidade variável [MENDES, 2003].

A Figura 3 mostra modelos de molas helicoidais (a) de tração, (b) de compressão e (c) de torção. Na Figura 4 temos as molas espirais (a) espiral e (b) devoluta. A Figura 5 ilustra as molas planas (a) lâmina e (b) lâminas múltiplas.

Na Figura 6, temos as molas de anel ou Belleville (a) em série e (b) em paralelo, e a Figura 7 ilustra os tipos de molas a) mola hidráulica e b) mola pneumática.

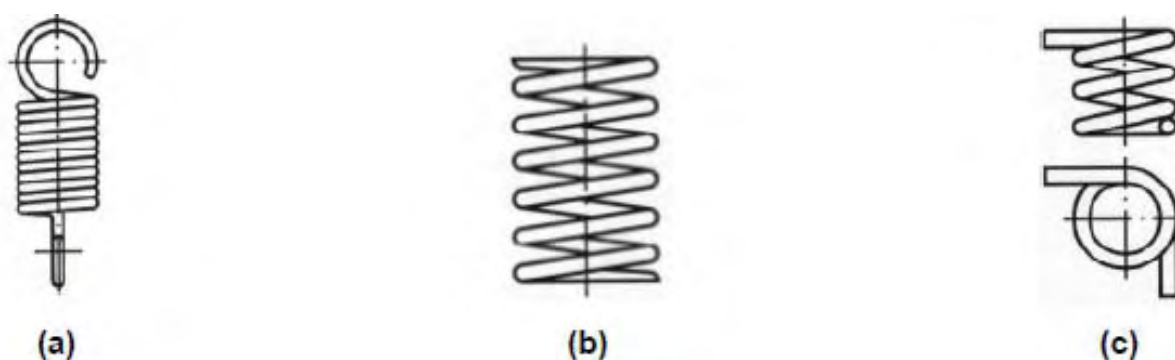


Figura 3 – Molas helicoidais: (a) de tração, (b) de compressão e (c) de torção [MENDES, 2003].



Figura 4 – Molas espirais: (a) espiral e (b) devoluta [MENDES, 2003].



Figura 5 – Molas planas: (a) lâmina e (b) lâminas múltiplas [MENDES, 2003].



Figura 6 – Molas de anel ou Belleville : (a) em série e (b) em paralelo [MENDES, 2003].



Figura 7 – Ilustra as molas a) hidráulica e b) pneumática [MENDES, 2003].

2.4.2 – Molas automotivas de alto desempenho

Estas molas constituem elementos de máquina que exigem cuidados excepcionais tanto no que se refere ao seu projeto, como em relação aos materiais de que são fabricadas. De fato, as condições de serviços das molas são, muitas vezes, extremamente severas, quer pelas cargas, quer pelos tipos de esforços que irão suportar, ou ainda pelas temperaturas, meios corrosivos, vibração, etc., a que podem estar sujeitas. A Figura 8 ilustra tipos e tamanhos de molas automotivas [PIMENTEL et al. 1999].



Figura 8 – Tipos e tamanhos de molas automotivas

De um modo geral, há dois tipos de molas: molas helicoidais ou em espiral e molas semi-elípticas. As helicoidais compreendem as seguintes subdivisões:

- a) Molas de extensão, caracterizadas por serem de bobina fechada, destinadas a suportar esforços de tração;
- b) Molas de compressão, de bobina aberta, destinadas a suportar esforços de compressão e choque;
- c) Molas de torção, caracterizadas por serem de bobina fechada, destinadas a suportar esforços laterais de torção.

Existem dois métodos básicos de fabricação de molas:

- As molas são obtidas a partir de tiras ou fios de aço-carbono ou aço-liga no estado recozido; estes materiais, depois de conformados na forma de molas, são temperados em óleo e revenidos.
- As molas a partir de tiras ou fios de aços já endurecidos, isto é, no estado temperado e revenido, ou patenteados e estirados a frio ou encruados, incluindo-se a corda de piano que, depois de conformados em molas, sofrem usualmente um tratamento térmico a baixa temperatura para alívio de tensões originadas no trabalho a frio. As molas obtidas nestas condições são suficientemente endurecidas de modo a apresentar um limite de proporcionalidade elevado, que resiste satisfatoriamente às cargas de serviço. As molas não devem, entretanto, ser excessivamente duras, para não romperem ao serem conformadas [PIMENTEL et al. 1999].

Os aços-liga apresentam melhores propriedades de fadiga e limites elásticos mais elevados do que os aços carbono, sendo, portanto, preferidos em algumas aplicações. São, contudo, mais suscetíveis a certas imperfeições de superfície.

Por outro lado, o emprego de molas à temperatura acima da ambiente cria problemas, devido à possibilidade de se produzir deformação permanente, mesmo a cargas inferiores.

As molas helicoidais de pequena secção, com diâmetro máximo de 0,125 mm são geralmente obtidas enrolando-se a frio arames e fios de aço, numa das três condições seguintes:

- Temperadas e revenidas;
- Trefilada a frio;
- Patenteada e encruada (fio de música ou corda de piano).

O tipo designado fio de mola trefilado duro é encruado, é de custo mais baixo, de qualidade relativamente inferior e não apresenta a garantia de completa isenção de certas imperfeições de superfície. Esse fio, no estado trefilado duro e não revenido, é indicado geralmente em condições de esforços estáticos ou quando as tensões de serviço não forem muito severas. O Quadro 1 associa os vários materiais, aplicações e propriedades [PIMENTEL et al. 1999].

O fio designado pela expressão temperado e revenido é idêntico ao temperado em óleo e revenido em banho de chumbo, e é um material para aplicações gerais, de custo ligeiramente superior ao primeiro e melhor no que se refere às qualidades da superfície e à resistência à fadiga.

O tipo fio de música (ou corda de piano) é considerado, dentre os aços-carbono, o de melhor qualidade para molas de pequenas dimensões. Apresenta superfície com acabamento excelente e é pouco afetado por revestimentos de superfície eletrolíticos. Entretanto, essas molas não devem ser expostas a temperaturas superiores a 120° C, pois que sofrerão, já a 120° C, uma perda de carga da ordem de 5%, quando solicitada a 70 kgf/mm² (690 MPa), aproximadamente, e tal perda de carga aumenta rapidamente com a temperatura.

Esses três tipos de aços compreendem a maioria das aplicações de molas de pequenas dimensões. Na indústria automobilística americana, por exemplo, dentre os tipos de molas enroladas a frio, cerca de 35%, são do tipo fio temperado e revenido, 35% do tipo fio de música e 25% do tipo trefilado duro.

QUADRO 1 – Métodos de fabricação, principais aplicações e propriedades especiais de molas de aço em fios enrolados a frio [PIMENTEL et al. 1999].

Material	Grau e especificação	Método de fabricação	Aplicações	Propriedades especiais
Fio trefilado a frio Aço alto carbono	Fio de música ASTM A228	-	Molas de alta qualidade e perfis de fio	-
	Trefilado duro classes I e II ASTM 227	-	Aplicações de tensão média; molas e perfis de baixo custo	-
	Trefilado duro de alta resistência ASTM A679	-	Molas e perfis de fios de alta qualidade	-
	Temperado e revenido ASTM A229 classes I e II	Tratada termicamente antes da fabricação	Molas de válvula	Resistência à tração uniforme e boa condição de superfície
	Carbono VSQ ASTM A230	Tratada termicamente antes da fabricação	Para cargas de choque e temperaturas moderadamente elevadas	-
Aço-liga	Cr-V ASTM A231, A232	Tratada termicamente antes da fabricação	Para cargas de choque e temperaturas moderadamente elevadas	-
	Cr-Si ASTM A401	Tratada termicamente antes da fabricação	Para cargas de choque e temperaturas moderadamente elevadas	-

O fio de aço designado para mola de válvula tem o menor custo dentre os tipos empregados em molas de válvulas, e se caracterizam pela qualidade excelente da superfície. O do tipo Cr-V é, entretanto, superior ao anterior para serviços a temperaturas de 120° C ou acima. Já as molas de fio de aço Cr-Si podem ser usadas a temperaturas da ordem de 230° C.

Os aços-liga, entre os quais os mais importantes para molas são os tipos Cr-V e Cr-Si, classes SAE 6150 e SAE 9260, respectivamente, assim como o tipo Si-Mn, são recomendados sempre que se desejam molas para suportar tensões mais elevadas, principalmente a temperaturas superiores à ambiente, visto que apresentam melhores valores de limite de resistência à tração, de limite de elasticidade e limite de fadiga [PIMENTEL et al. 1999].

Os aços para molas são, de certo modo, semelhantes aos aços comerciais comuns, com a diferença que geralmente apresentam maiores teores de carbono e manganês e requerem muito maior cuidado e maior número de operações para a sua fabricação.

Os principais fatores na sua seleção são os seguintes:

- Composição química;
- Propriedades mecânicas;
- Qualidade de superfície;
- Disponibilidade;
- Custo.

Das propriedades mecânicas, as mais críticas dizem respeito aos limites de elasticidade e de fadiga, que devem ser muito elevados. O primeiro é conseguido mediante bem estudados e cuidadosos tratamentos mecânicos e térmicos, e o segundo pela obtenção de uma superfície perfeita, tanto quando possível, isenta de irregularidades, tais como decarbonetação de superfície, marcas de ferramentas, riscos de matrizes ou fieiras de trefilação, pequenas fissuras, etc.

A melhor condição tem-se em arames que, antes de serem enrolados, são retificados de modo a eliminar toda e qualquer falha de superfície. Tal procedimento, entretanto, só se justifica para aplicações especiais, devido ao elevado custo da operação de retificação [PIMENTEL et al. 1999].

Dentre os defeitos de superfície mencionados, a decarbonetação apresenta o inconveniente de aumentar a tendência da mola a adquirir uma deformação permanente, além de reduzir o limite de fadiga.

2.5 – Propriedade de fadiga e a fadiga em aços para molas automotivas

Em condições normais de uso, os produtos devem sofrer esforços abaixo do limite de proporcionalidade, ou limite elástico, que corresponde à tensão máxima que o material pode suportar. Em geral, os fabricantes especificam o produto para suportar esforços acima desse

limite, ensaiam os materiais, controlam o processo de produção e tomam todos os cuidados para que o produto não apresente qualquer problema.

Apesar de todas essas precauções, é possível que, após algum tempo de uso normal, de repente, sem aviso prévio e sem motivo aparente, o produto simplesmente venha a falhar. Essa falha é típica de um fenômeno chamado fadiga [CALLISTER, 2008].

O processo de ruptura por fadiga começa a partir de uma trinca (nucleação) ou pequena falha de superfície, que se propaga ampliando seu tamanho devido às solicitações cíclicas. De maneira geral, peças sujeitas à fadiga estão submetidas a esforços que se repetem com regularidade. Quando a trinca aumenta de tamanho, o suficiente para que o restante do material não suporte mais o esforço que está sendo aplicado, a peça se rompe repentinamente. A fratura por fadiga geralmente apresenta-se fibrosa na região da propagação da trinca e cristalina na região da ruptura repentina, como ilustra a Figura 9 [CALLISTER, 2008].

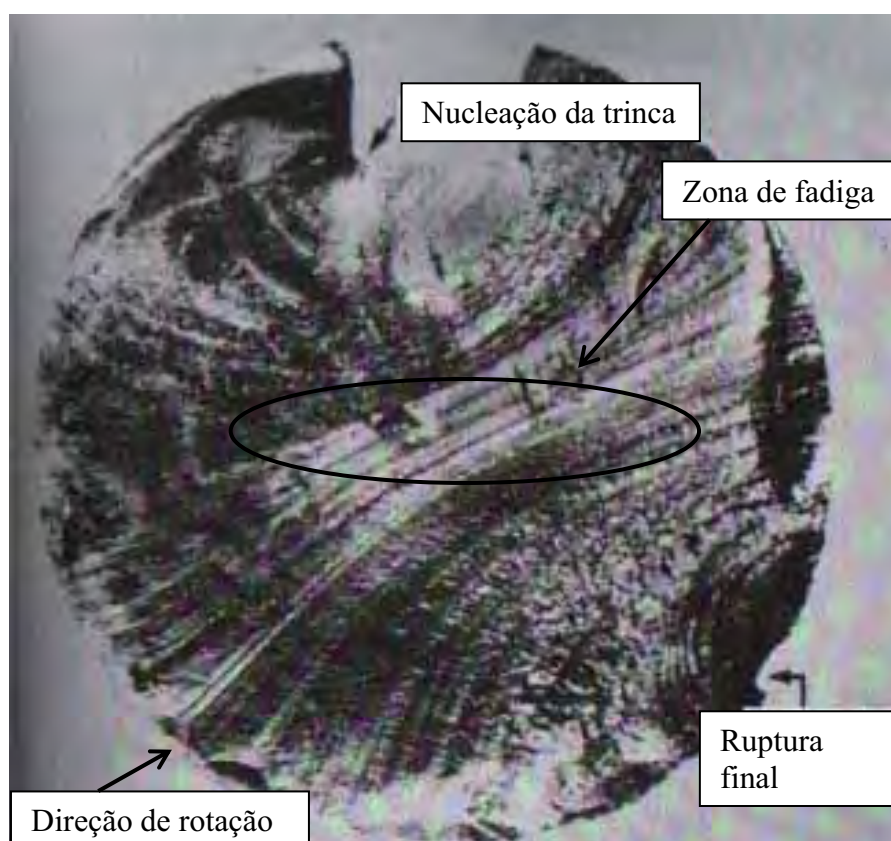


Figura 9 – Ilustração das regiões características após fratura por fadiga [CALLISTER, 2008].

2.5.1 – Fadiga em aços para molas automotivas

No Brasil, a concorrência entre fabricantes de molas está cada vez mais acentuada, e o mesmo ocorre com relação às exigências das montadoras. A redução de peso nos veículos tornou-se um ponto chave para diminuição de preço nas montadoras. Portanto, os fornecedores que se destacam são aqueles que oferecem produtos de acordo com as reivindicações das montadoras, produzem peças leves, com altas solicitações de fadiga, garantindo a qualidade final do produto. Para tanto, torna-se indispensável a aplicação de novos conceitos de acabamentos de superfície.

Os diagramas de fadiga em molas helicoidais são baseados em tensão mínima e tensão máxima que a mola suporta. Isso se deve ao fato de que uma mola deve ser projetada para trabalhar entre um valor de carga mínimo e um máximo, permitindo mais facilmente o cálculo destas tensões.

Quando a fratura tem início abaixo da superfície, devido ao endurecimento desta, a carga de tensão é menor que a da superfície [ARCANJO, 2008].

O ensaio de fadiga por flexão rotativa, Nakamura Test, é um dos testes industriais utilizados em arames a serem transformados em molas. O ensaio consiste em fixar uma ponta do arame no motor, para execução do giro, e a outra ponta do arame é apoiada, permanecendo livre. A carga é apoiada no meio do arame, e podem ser utilizadas cargas variadas. A Figura 10 ilustra este ensaio.

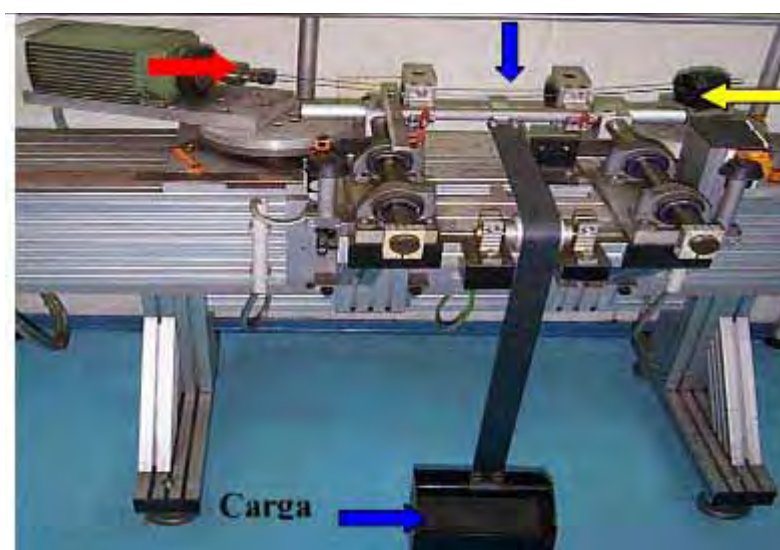


Figura 10 – Equipamento de teste de fadiga por flexão rotativa, ensaio Nakamura.

Desta forma, executando ensaios com cargas diferentes, pode-se construir a curva de *Whöler*, que relaciona o número de ciclos por tensão, e conhecer o limite de resistência à fadiga do material.

2.5.2 – Influência da composição química na resistência à fadiga das molas

Os aços inicialmente destinados à aplicação em mola dinâmica eram aços carbono submetidos a extrema redução a frio, para incremento do limite de resistência. Posteriormente, utilizou-se aços Cr-V, Cr-Si e Cr-Si+V, na condição beneficiada. A Figura 11 mostra a influência dos elementos de liga no limite de resistência destes diversos aços [OKI et al., 2002].

Este aprimoramento na composição química visava principalmente aumentar a resistência à relaxação (*slag resistance*) e o limite de resistência à tração, propriedades fundamentais para os crescentes níveis de solicitação das molas. A resistência à fadiga aumenta com o aumento do limite de resistência à tração até cerca de 1.800 MPa, para fadiga de alto ciclo. Para valores de resistência à tração acima de 1.800 MPa, o limite de fadiga apresenta valores dispersos, configurando um comportamento não mais regular [OLIVEIRA et al., 2007].

Isto ocorre porque, além do balanceamento químico, são importantes também fatores como ductilidade, tenacidade, acabamento de superfície e limpeza do aço, que passam a ser mais significativos. Para este tipo de aço desenvolveu-se o conceito de *Superclean*, que implica a ausência de inclusões não deformáveis (possíveis pontos de nucleação de trincas na fadiga).

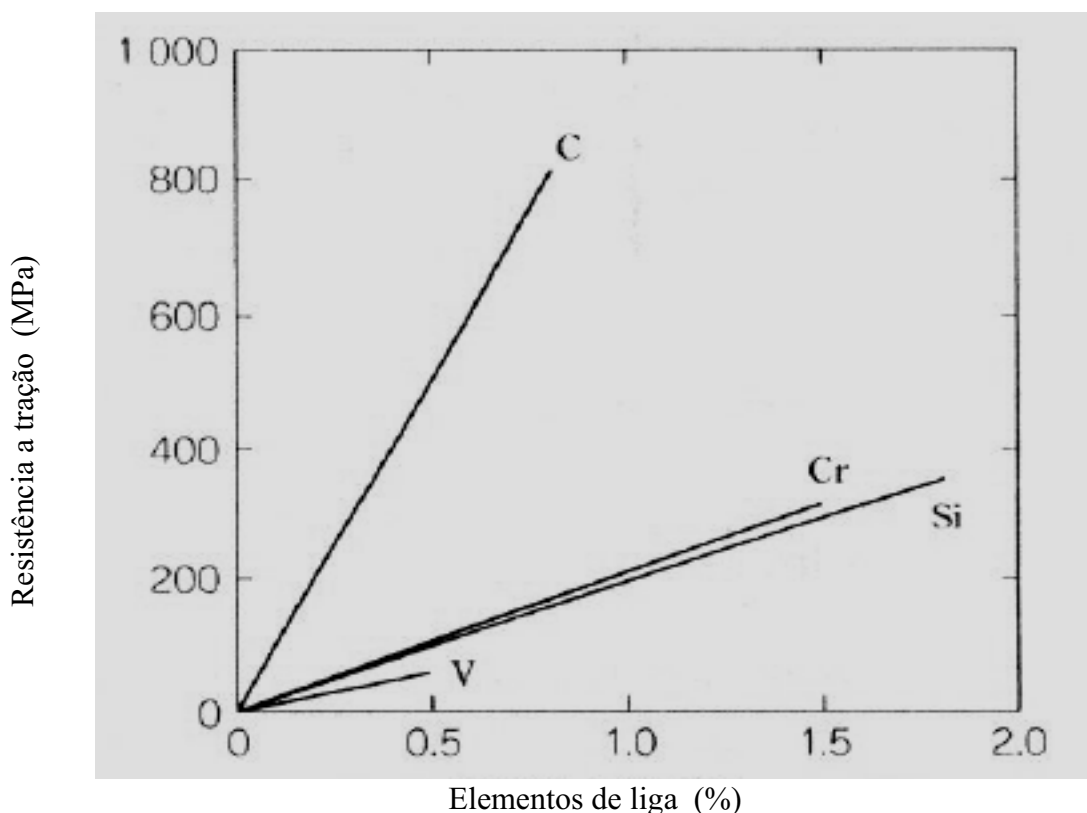


Figura 11 – Gráfico de evolução do limite de resistência à tração dos aços com a adição de elementos de liga [OKI et al., 2002].

Estes resultados são obtidos com pequenas adições de ligas, mantendo-se a limpeza do aço. O uso de novas ligas, junto à adequação de novos processos, permite aumento do limite de resistência, de vida em fadiga e a utilização de tratamento de superfície de nitretação, que aumenta a vida em fadiga. A Figura 12 apresenta alguns resultados do teste Nakamura para aços Cr-Si, Cr-Si+V e Cr-Si+V_{modificado}, teste este que mede a resistência à fadiga dos materiais. Pode-se constatar que a adição de vanádio ao aço aumenta esta resistência, o que é o principal diferencial entre os três aços da Figura 12 [OLIVEIRA et al., 2003].

O tratamento térmico de têmpera, seguido de revenimento, visa a obtenção da martensita revenida, que irá garantir as propriedades de resistência mecânica e à fadiga, necessárias para bom desempenho da mola.

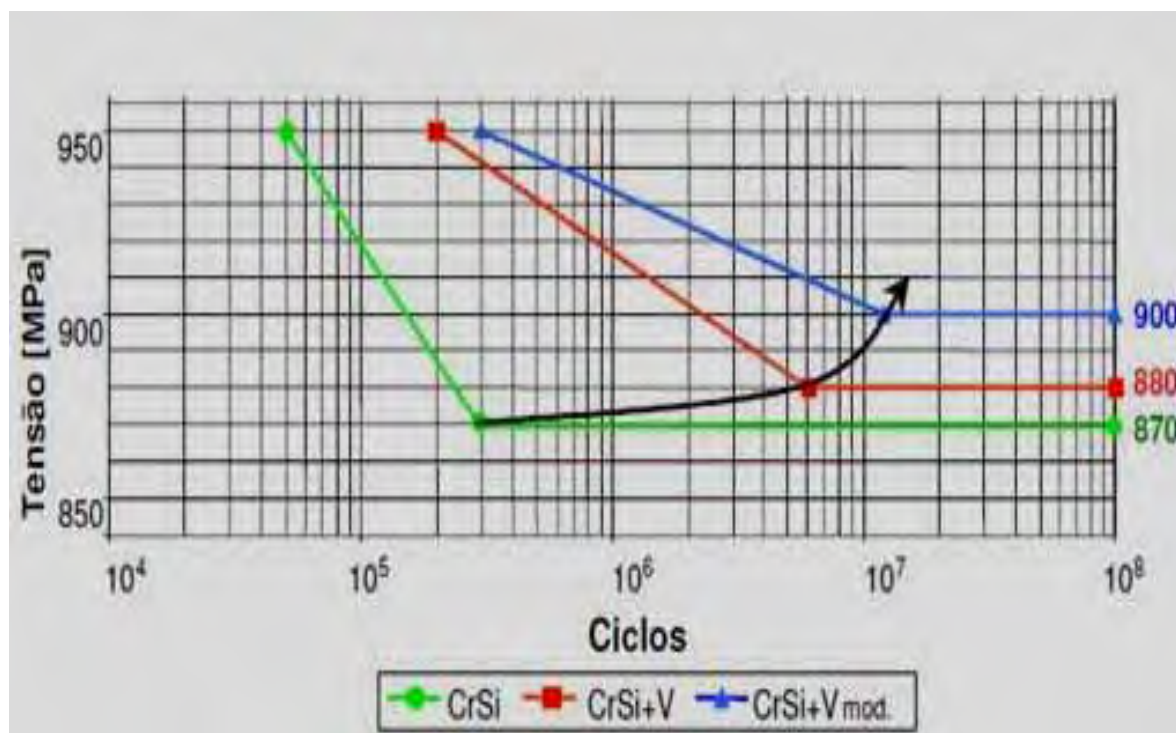


Figura 12 – Teste Nakamura comparativo de ligas microligadas [OLIVEIRA et al., 2003].

2.5.3 – Influência da espessura das inclusões na resistência à fadiga

O processo de elaboração do aço líquido é fundamental para a obtenção de inclusões modificadas, evitando a formação de óxidos não deformáveis. E quanto menores forem as dimensões obtidas, maior a vida em fadiga. A Figura 13 mostra o efeito da espessura das inclusões na resistência à fadiga, utilizando uma única tensão máxima de 760 MPa em um aço Cr-Si [adaptado de SUI TO; INOUE, 1996].

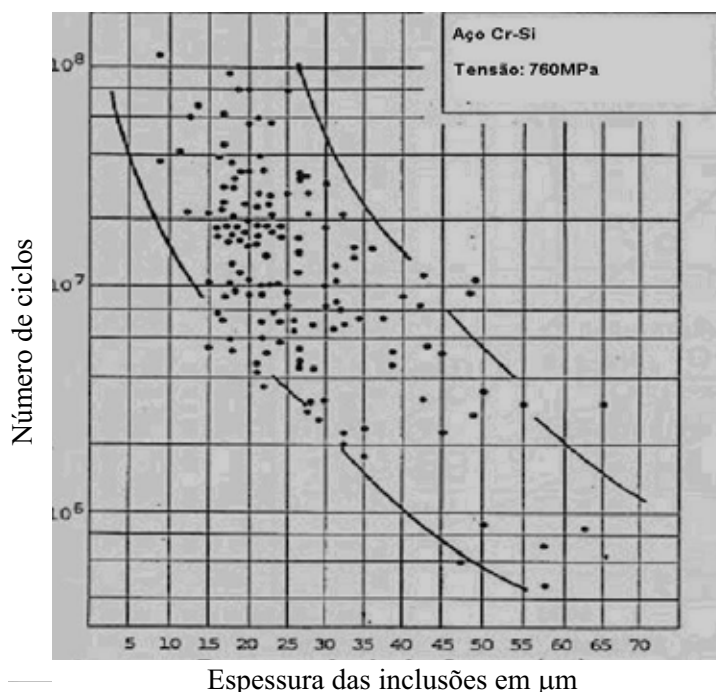


Figura 13 – Efeito da espessura das inclusões na resistência à fadiga de um aço Cr-Si [adaptado de SUI TO; INOUE, 1996].

2.6 – Características, mecanismo de formação e deformabilidade de inclusões

2.6.1 – Conceitos e caracterização de inclusões

É muito significativo o efeito das inclusões não metálicas nas propriedades de aços, dependendo do tipo, da quantidade, da forma e distribuição das mesmas. O tipo da inclusão é determinado pelo desoxidante utilizado. Aços desoxidados por silício apresentam inclusões vítreas de silicato de ferro, e os aços desoxidados por silício e manganês contêm inclusões vítreas de silicatos de ferro-manganês e os desoxidados por alumínio formam spinélio e silicatos de alumínio [PIMENTEL et al., 1999].

O processo de elaboração do aço é, portanto, fundamental para a obtenção de inclusões deformáveis, e quanto menores forem as dimensões obtidas, maior a vida em fadiga, como mostra a Figura 13 [adaptado de SUI TO; INOUE, 1996].

A composição e, conseqüentemente, as propriedades das inclusões podem ser controladas pela composição química do metal e da escória. Controlando as propriedades das inclusões, pode ser feito aço de qualidade mais alta, porém, apesar dos avanços principais em controle de inclusão, não houve nenhum método rápido e preciso para determinar o tipo, tamanho e número de inclusões presentes em amostras de aço.

As inclusões não metálicas vêm de muitas fontes, que incluem:

1 - produtos de desoxidação como inclusões de alumina: são a causa da maioria de inclusões endógenas, que são aquelas que formam precipitados como resultado de reações químicas, em aço *Superclean*. Eles são gerados pela reação entre o oxigênio dissolvido e o desoxidante adicionado, como alumínio. Inclusões de alumina são dendríticas quando formadas em um ambiente rico em oxigênio, ou podem ser o resultado da colisão de partículas menores.

2 - produto de reoxidação: como alumínio gerado quando o Al que permanece no aço líquido é oxidado por FeO na escória ou por exposição para a atmosfera;

3 – impurezas de escória: quando fluxos metalúrgicos são arrastados durante transferência entre recipientes de fusão de aço. Eles formam inclusões líquidas que são normalmente esféricas.

4 - inclusões exógenas: que são originadas de outras fontes, como sujeira, refratário quebrado e partículas cerâmicas de revestimento. Elas são geralmente grandes e irregulares. Elas podem agir como pontos de nucleação heterogênea de alumínio.

5 - reações químicas: como os produtos de modificação de inclusão, quando o tratamento com cálcio é imprópriamente executado.

2.6.2 – Mecanismo de formação das inclusões deformáveis

O desenvolvimento de ligas com quantidades e formas de inclusões controladas consiste na utilização das inclusões como meio de melhorar as propriedades mecânicas do aço, facilitar a usinagem, etc.

O diagrama $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--CaO--SiO}_2$ determina o ponto de fusão das inclusões, sendo que ele pode ser menor através do controle da composição das inclusões entre a anortita, a pseudo wollastonita e a gehlenita, uma região entre 1.200°C e 1.300°C. O óxido $\text{CaO}.\text{Al}_2\text{O}_3.2\text{SiO}_2$ (anortita) e o óxido $2\text{CaO}.\text{Al}_2\text{O}_3.\text{SiO}_2$ (gehlenita) têm pontos de fusão inferiores, da ordem de 1.300°C, e têm efeito diferenciado em relação ao da alumina. O produto deste processo é o óxido de alumínio, ou alumina (Al_2O_3). A Figura 14 ilustra a condição ideal deste processo [YU et al., 2003].

Pode-se minimizar este problema adicionando cálcio, propiciando a formação de aluminatos de cálcio ($12\text{CaO} - 7\text{Al}_2\text{O}_3$) e diminuindo a temperatura de fusão com relação à

alumina, pois a temperatura de fusão da alumina pura é de 2.050°C. A adição de cálcio resulta nas reações no metal líquido, como citado nas expressões (1), (2) e (3), à página 22.

Inclusões de Al_2O_3 , $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3$ e SiO_2 são conhecidas por causar a quebra de molas das válvulas. As composições químicas das inclusões devem ser controladas para tornar o ponto de fusão dos compostos mais baixos, como mostrado na Figura 14. A fim de controlar as composições na região, a basicidade da escória deve ser controlada de acordo com a quantidade de Si e uma pequena quantidade de Al deve ser adicionada em concentrações corretas [YU et al., 2003].

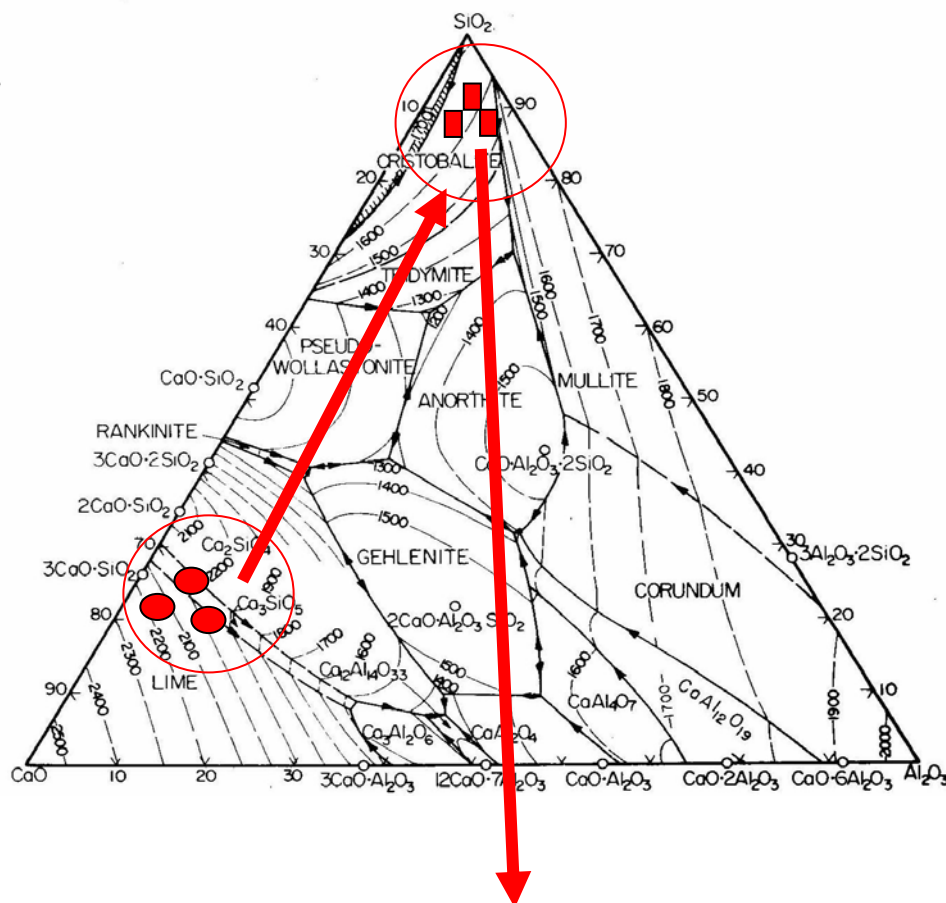


Figura 14 – Diagrama ternário $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ - caminho ideal para a formação das inclusões óxidas deformáveis [YU et al., 2003].

2.6.3 – Deformabilidade das inclusões

As inclusões resultantes da solidificação, tanto de lingotes (blocos tronco-piramidais) quanto de tarugos (blocos quadrados), tendem a ter a forma esférica e pode-se supor que, ao serem deformadas durante a fabricação de barras, elas assumam a forma de elipsóides.

A deformabilidade de uma inclusão depende de sua composição química, obtida durante a elaboração na aciaria, e de alguns parâmetros de processamento como a temperatura de início de laminação e o grau de deformação. A deformabilidade também pode ser relacionada com a temperatura de fusão do aço na aciaria.

Pode-se dizer que inclusões de menor ponto de fusão, como os silicatos de ferro-manganês, tendem a ser mais deformadas do que inclusões de mais alto ponto de fusão, como os silicatos de alumínio, cuja temperatura de fusão excede em muito as temperaturas de processamento a quente. A deformabilidade de inclusões de baixa plasticidade, como os silicatos de ferro, depende de seus tamanhos, e inclusões de maior tamanho deformam mais que as de menor tamanho [OLIVEIRA, 2006].

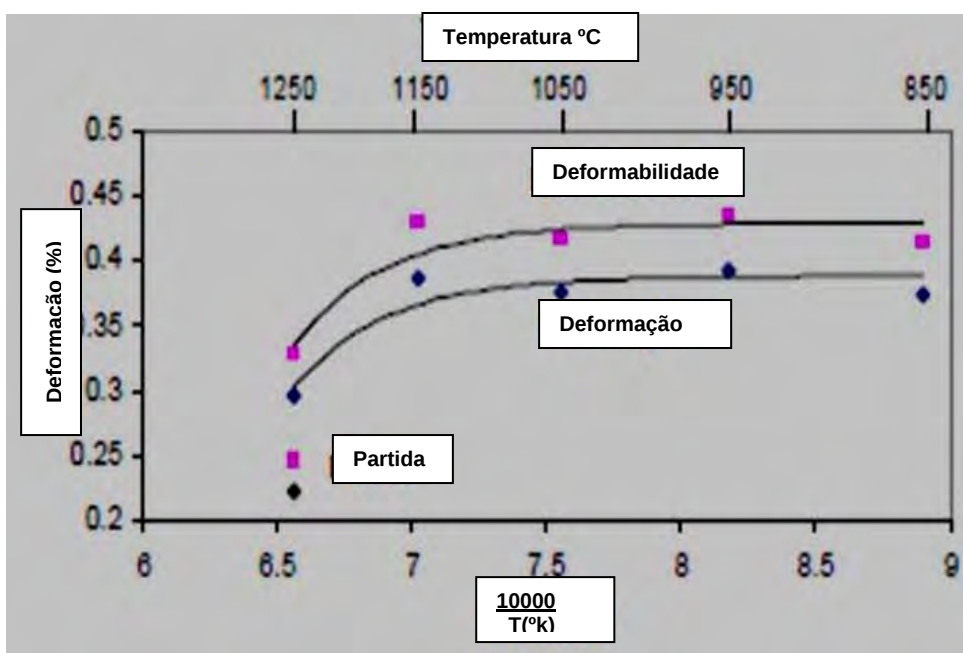


Figura 15 – Influência da deformabilidade em função das temperaturas de início de laminação [OLIVEIRA, 2006].

Pode-se verificar, na Figura 15, que a deformabilidade das inclusões aumenta, inicialmente, com o decréscimo da temperatura de início de deformação, porém permanece

constante para temperaturas próximas a 1.150°C e tende a não se alterar à medida que esta temperatura diminui [OLIVEIRA, 2006].

Conforme se pode constatar na Figura 16, partículas com áreas maiores são mais deformadas que as inclusões menores. Também, partículas com áreas iguais tendem a ter maior deformabilidade em temperaturas menores [MALKIEWICZ; RUDNICK, 1963].

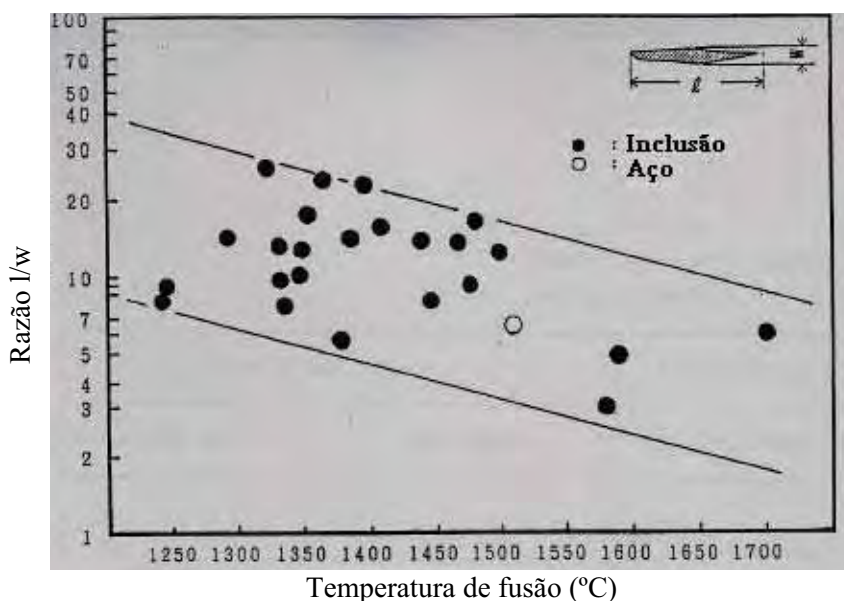


Figura 16 – Relação entre a forma das inclusões (l/w) e as variações da temperatura de fusão das inclusões [MALKIEWICZ; RUDNICK, 1963].

2.6.4 – Controle da composição química das inclusões

O controle de composição química de inclusões em aços *Superclean* tem como objetivos:

- a prevenção de entupimento de válvulas de controle de vazão de lingotamento e a promoção de aglomeração de inclusão, seguida pela assimilação para a fase de escória;
- a melhoria de processo de produção com a prevenção da quebra do arame de aço e prevenção na formação de trincas nas folhas de aço de ultra baixo carbono;
- a melhoria de qualidade de produto de aço final relativo à supressão de falha de superfície, falha por fadiga, quebra de óxidos por adição de oxigênio, temperatura baixa, e quebra sob esforço.

A composição química das inclusões pode ser controlada pela adição de elementos desoxidantes e pelo uso de escória de topo sintética e/ou por injeção de fluxantes. Porém, deve ser enfatizado que a composição química dos refratários também é importante para o controle de composição de inclusões [OLIVEIRA, 2006].

2.6.5 – Comportamento termodinâmico das inclusões

Inclusões não metálicas, em conformidade com o efeito desejado no aço, ganharam aceitação generalizada nas últimas décadas e tornaram-se conhecidas como a inclusão de engenharia. A inclusão de engenharia efetiva envolve três etapas:

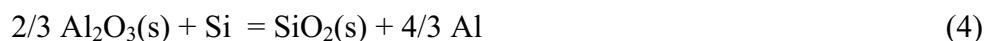
- a) conhecer como as inclusões influenciam nas propriedades dos produtos;
- b) entender qual é o efeito de cada tipo de inclusão sobre estas propriedades e, assim, qual é a inclusão mais desejável em um determinado produto;
- c) e a que melhor se adapta aos parâmetros de processo durante a obtenção dessas inclusões.

Compreender as relações entre a química do aço, as variáveis de transformação e a composição química das inclusões exige significativa compreensão da termodinâmica dos sistemas envolvidos. Estes cálculos complexos são executados, normalmente, utilizando-se termodinâmica computacional.

A composição química de inclusões pode ser determinada por cálculo termodinâmico em função de composição química e temperatura do aço, contanto que o equilíbrio entre aço e inclusão esteja estabelecido, e a composição de inclusões seja igual à composição de escória, ou seja, quando as três fases, aço, inclusão e escória de topo estejam em equilíbrio completo [SUITO; INOUE, 1996].

No caso de aços para molas automotivas, é encontrado o equilíbrio entre inclusão, aço e escória de topo com relação aos elementos Si e Mn.

É bem conhecido que a vida em fadiga de contato rolante suportada pelo aço é melhorada até mesmo com uma diminuição no teor de oxigênio total. Isto implica que os teores de oxigênio totais podem ser encontrados nas inclusões como Al_2O_3 . Em uma simulação do cálculo termodinâmico de material mola dinâmica com $\text{C} = 0,6$; $\text{Cr} = 0,8$; $\text{Mn} = 0,7$ e $\text{Si} = 1,5$ (% em massa), mostrado nas Figuras 17(a) e 17(b), ficam bem definidos os caminhos de oxidação do Al com o Si pelas equações (4) e (5), em um sistema $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ (Figura 17(c)) [SUITO; INOUE, 1996]:



As áreas hachuradas nas Figuras 17(a) e 17(b) correspondem às composições de escória de topo em equilíbrio com os aços. Quando as composições da escória de topo na linha pontilhada caminham em direção às áreas hachuradas, a quantidade de Al aumenta significativamente e a quantidade de oxigênio cai rapidamente. A Figura 17(c) é o resultado de todas as reações entre aço e escória [SUITO; INOUE, 1996].

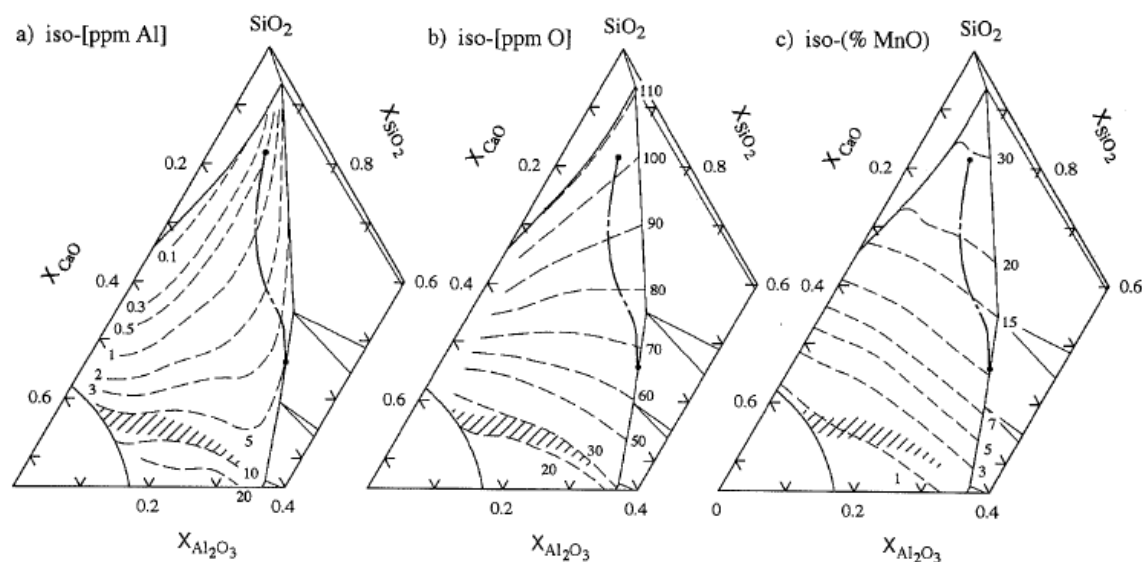


Figura 17 – As curvas a), b) e c) representam as curvas isotérmicas para o sistema quaternário CaO-SiO₂-Al₂O₃-MnO para um aço com C = 0,6; Cr = 0,8; Mn = 0,7 e Si = 1,5 (% em massa) [SUITO; INOUE, 1996].

2.6.6 – Distribuição das inclusões

O controle do tamanho e da distribuição de inclusões desempenha um papel fundamental na produção de aços *Superclean*.

A distribuição de tamanho de inclusão é muito importante porque as macro inclusões são tipos de inclusões muito prejudiciais às propriedades mecânicas de qualquer aço. Aliado ao conceito de tamanho, sempre é preciso avaliar também a fração volumétrica total. No caso de as inclusões serem grandes, mas se a quantidade delas é pequena, a fração de volume total pode ser pequena. Isto, ao longo de todo o processo de produção das molas pode significar

que as propriedades mecânicas do produto não são significativamente influenciadas pela presença das inclusões. Caso contrário, as propriedades do produto sofrerão influência pela presença das inclusões.

Às vezes, um defeito catastrófico é causado por uma única inclusão grande. Assim, um aço limpo é obtido não só controlando a quantidade da má inclusão no aço, mas, também, evitando inclusões maiores que o tamanho crítico prejudicial para o produto [WANG et al., 2006].

A falha por alto ciclo de fadiga de aços duros é dominada por uma fase de propagação de trinca longa e uma fase de propagação de trinca curta. Os locais de início de trincas são inclusões ou defeitos de superfície. Devido a isto, a probabilidade de resistência de uma peça de aço depende da sua trinca inicial e do tamanho da inclusão. Para estas probabilidades, podem ser previstos o limite de resistência à fadiga e os locais de início de trincas prováveis.

2.6.7 – Morfologia das inclusões deformáveis

Inclusões não metálicas são, principalmente, resultado de desoxidação de aço com alumínio, que requer prevenir a formação de bolhas de CO durante lingotamento.

As partículas que não são capturadas pela escória podem aparecer na fundição do aço, onde podem causar defeitos de superfície ou deteriorar as propriedades mecânicas do aço.

A sua morfologia depende das condições durante a sua formação e crescimento. Além disso, impurezas, sinterização e transformações de fase podem afetar sua morfologia. A fim de controlar a composição, a morfologia e distribuição do tamanho de óxido de inclusões, nos aços para mola dinâmica, a relação entre os teores de alumínio e de cálcio em aço fundido e composições de óxido de inclusão que precipitam a diferentes temperaturas precisam ser determinada com base no equilíbrio termodinâmico [WANG et al., 2006].

A distribuição do tamanho das inclusões não metálica eletroliticamente extraída de espécimes de aço para mola laminados a quente pode ser determinada por análise de imagem em microscópio eletrônico de varredura (Scanning Electron Microscopy - SEM).

2.7 – Termodinâmica do diagrama $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$

O sistema $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ é um item muito importante no controle das inclusões deformáveis. Um quarto elemento é indispensável neste processo de formação de inclusões, que é o Mn. As inclusões $\text{MnO-CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ são formadas com adição de ligas Fe-Mn e Fe-Si. Chamados de aços manganesianos, os mesmos são oxidados e a composição da escória de topo muda para um sistema $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-MnO}$. A composição de escória de topo também deve ser controlada [WANG et al., 2006].

Os efeitos de componentes óxidos no ponto de baixa fusão, LMP, Low Melting Point, no sistema de $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-MnO}$, precisam ser conhecidos e analisados termodinamicamente. Para isto, devem ser calculadas as quantidades de Si, Mn, O, e Al no aço líquido em equilíbrio com as inclusões de LMP no sistema de $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. Os resultados mostram que a zona de LMP fica mais larga com aumento em SiO_2 e MnO (dentro da faixa de 0 – 25%). Para se obter inclusões dentro da zona LMP (abaixo de 1.400°C), os elementos Si e Mn podem ser utilizados dentro de uma ampla faixa, mas Al e O devem ser controlados dentro de uma faixa de 0,5 - 5 ppm e 50 - 120 ppm, respectivamente.

2.7.1 – Efeito da Al_2O_3 na zona LMP do sistema $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$

Pode-se perceber que a quantidade de Al_2O_3 afeta as zonas de LMP dos sistemas $\text{MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ e $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, e quando o percentual de Al_2O_3 é 15 – 20%, o ponto de fusão é o mais baixo. Experimentos sobre o efeito do teor de Al_2O_3 na zona de ponto de fusão no sistema de $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ são ilustrados na Figura 18.

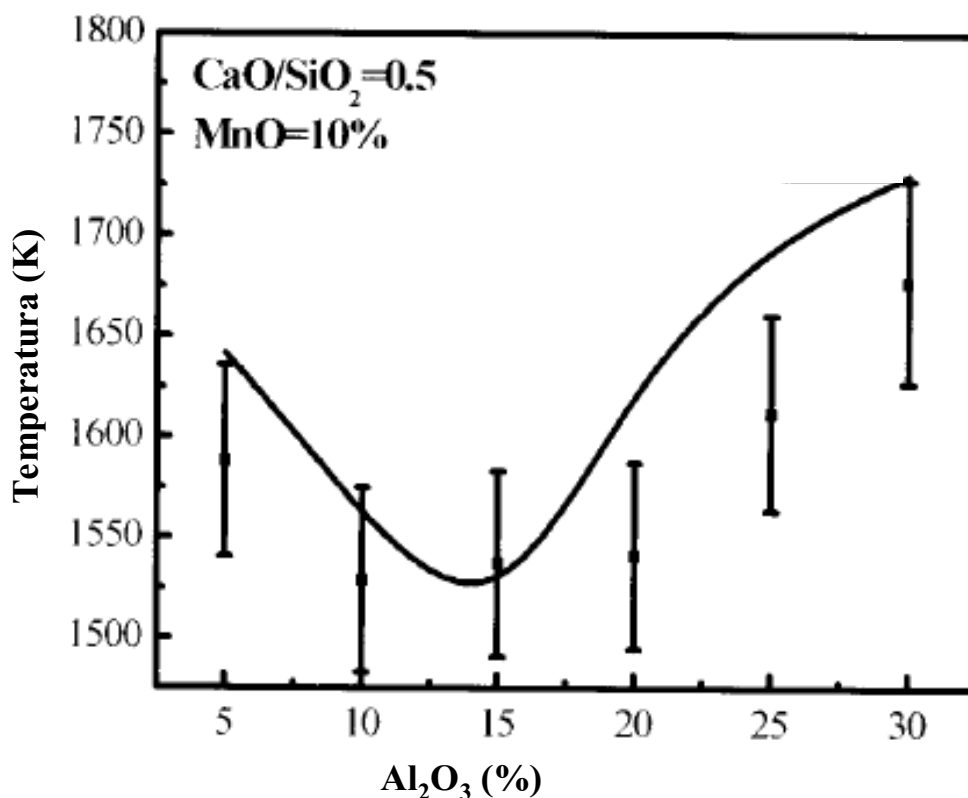


Figura 18 – Relação entre a quantidade de Al₂O₃ e o ponto de fusão no sistema CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ [WANG et al., 2006].

Na Figura 18, considerando $R = (\text{CaO} / \text{SiO}_2) = 0,5$ e $\text{MnO} = 10\%$, o LMP está próximo de 15% de Al₂O₃ (ponto de mais baixa temperatura da curva). Outros diagramas de fases de CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ devem ser calculados para Al₂O₃ = 0%, 5%, 10%, 15%, 20%, 25%, 30% para analisar o efeito de teor de Al₂O₃ na zona de LMP.

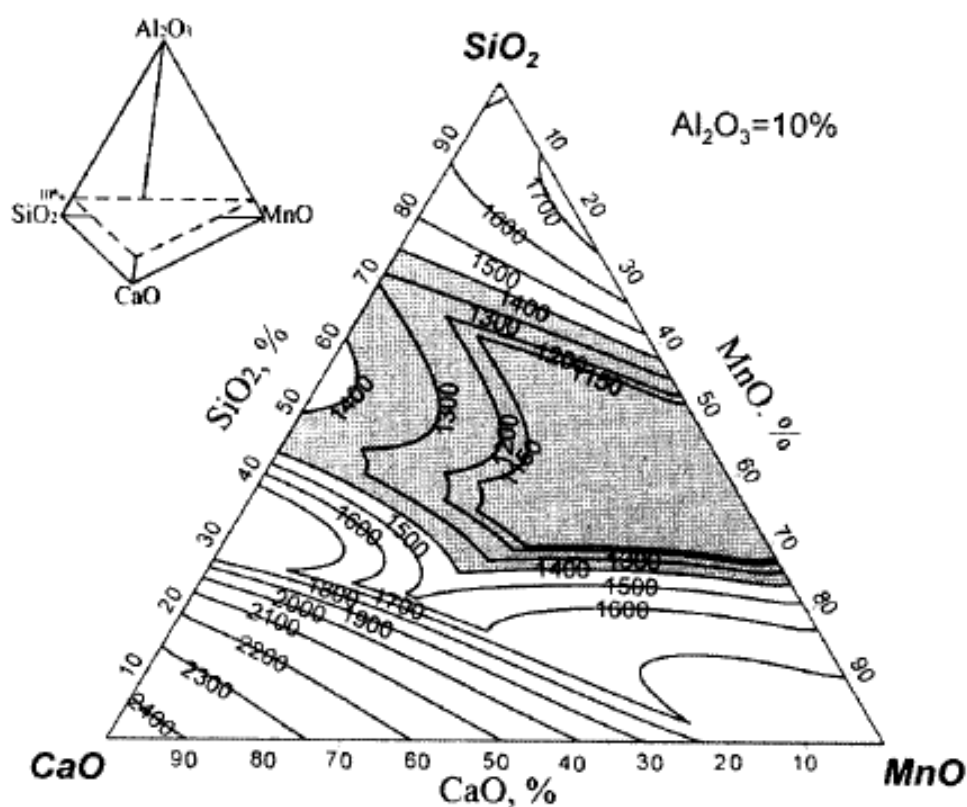


Figura 19 – Superfície liquidus do sistema CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ para 10% de Al₂O₃ [WANG et al., 2006].

A Figura 19 mostra um diagrama de fase do sistema de CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ para 10% de Al₂O₃, onde a zona sombreada é a zona líquidus a 1.400°C, e a relação geométrica da área de liquidus abaixo de 1.400°C para o diagrama ternário de fase (sistema de CaO-MnO-SiO₂) está descrita na Figura 20.

Pode-se constatar na Figura 20 que a maior largura da curva liquidus em zonas a 1.400°C e 1.200°C acontece na faixa de Al₂O₃ entre 20% e 15%, respectivamente.

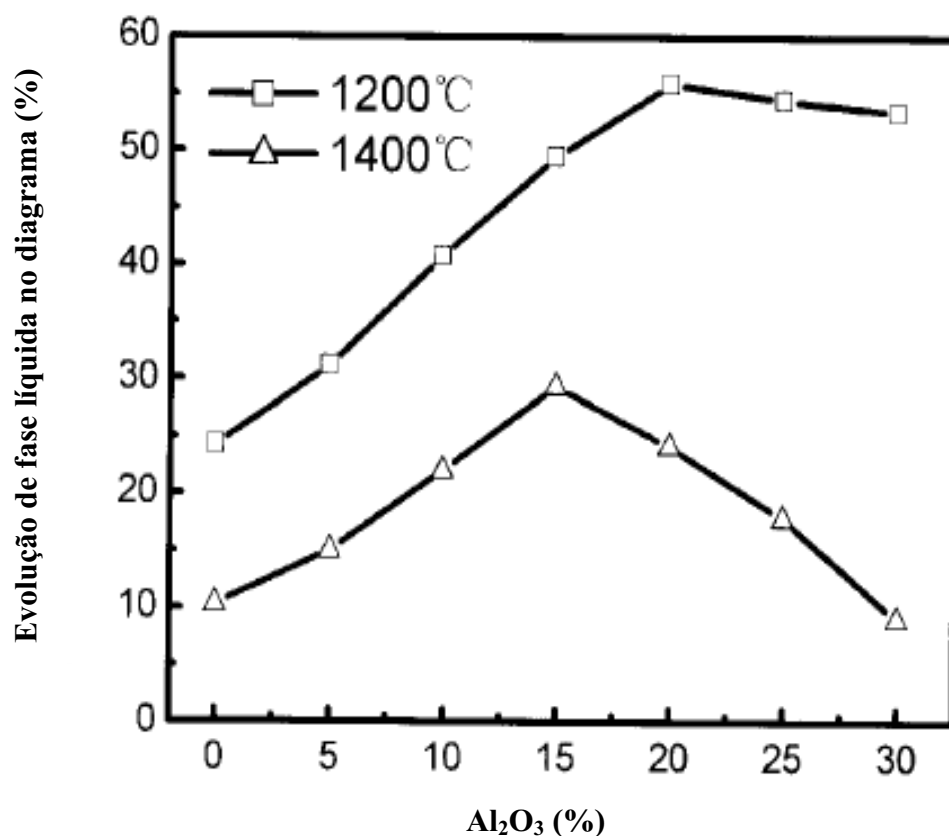


Figura 20 – Evolução da área da superfície líquida em função da variação de Al_2O_3 no sistema $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ [WANG et al., 2006].

2.7.2 – Efeito da CaO na zona LMP do sistema $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$

Uma vez que as inclusões foram geradas pela desoxidação, as composições das mesmas podem mudar gradualmente por interação, diretamente ou indiretamente, com a escória de topo. Considerando que CaO é um componente do sistema de $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, é necessário analisar o efeito do teor de CaO na curva liquidus do sistema de $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. As Figuras 21 e 22 ilustram o comportamento da LMP e o da curva liquidus para as condições em discussão. No caso da Figura 21, tem-se um exemplo do diagrama de fase a $\text{CaO} = 10\%$. A zona liquidus está a 1.400°C .

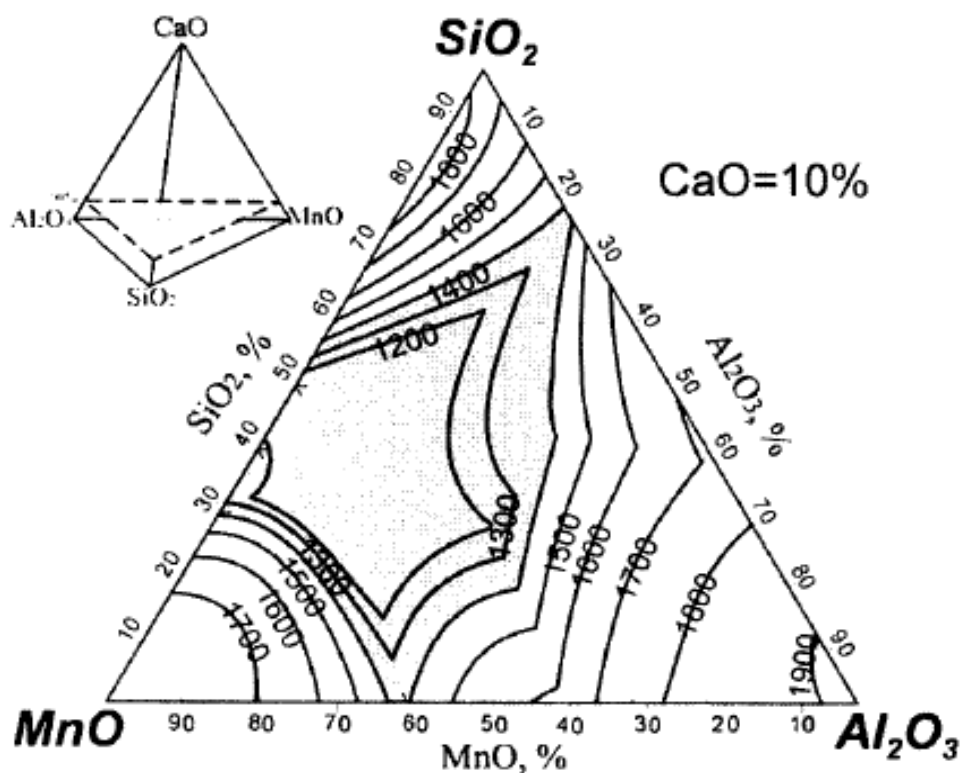


Figura 21 – Superfície liquidus do sistema CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ para 10% de CaO [WANG et al., 2006].

Na Figura 22, pode ser visto que a zona liquidus a 1.400°C aumenta com o aumento de CaO de 0 - 10% e quando o teor de CaO é de 10 – 15%, a zona de baixo ponto de fusão é a mais larga. Controlando o teor de CaO dentro da faixa de 10% a 15% é favorável obter inclusões de LMP [WANG et al., 2006].

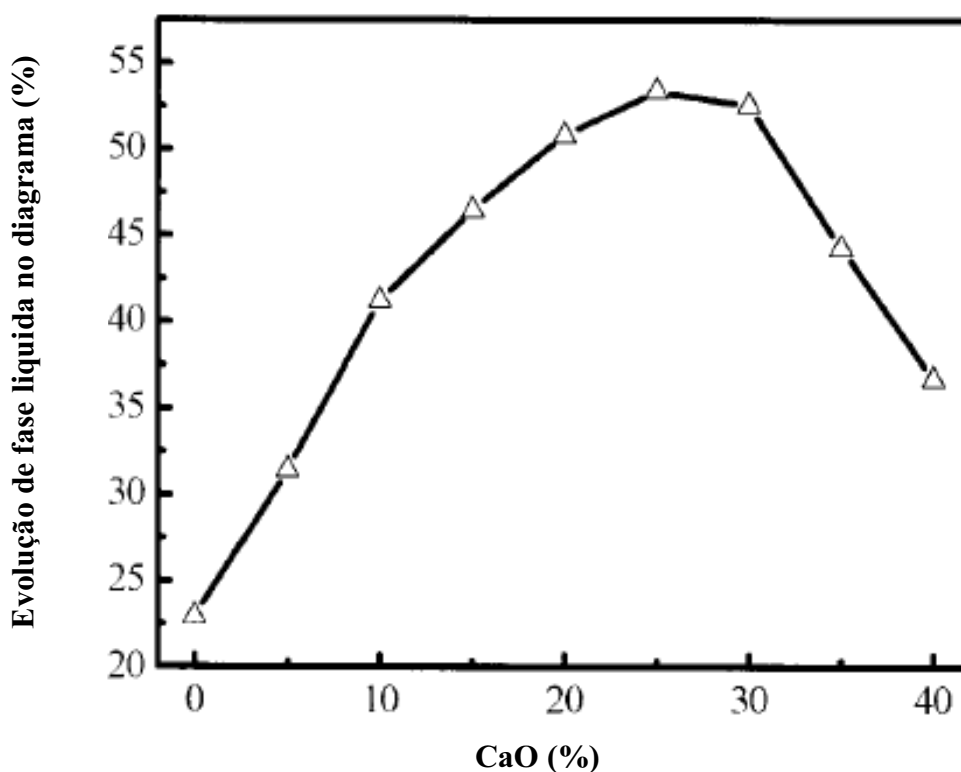


Figura 22 – Evolução da área da superfície líquida em função da variação de CaO no sistema CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ a 1.400°C [WANG et al., 2006].

2.7.3 – Efeito da SiO₂ na zona LMP do sistema CaO-Al₂O₃-SiO₂

O óxido SiO₂ é um produto de desoxidação de Mn/Si como MnO, e é visto frequentemente em inclusões. O teor de SiO₂ não mudará muito durante refino secundário já que Si tem uma mais baixa reductibilidade que Al ou Ca, mas tem mais alta reductibilidade que Mn. De um ponto de vista termoquímico, o teor de SiO₂ estando na escória ou em inclusões, quando equilibrado com aço líquido, é o mesmo. Então, a quantidade de SiO₂ em inclusões é determinada pelo teor de SiO₂ ou basicidade da escória. A quantidade de SiO₂ nas inclusões do sistema CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ afeta muito a zona liquidus do sistema, como ilustrado na Figura 23, onde a zona liquidus, abaixo de 1.400°C, continua aumentando com a elevação em quantidade de SiO₂ [WANG et al., 2006].

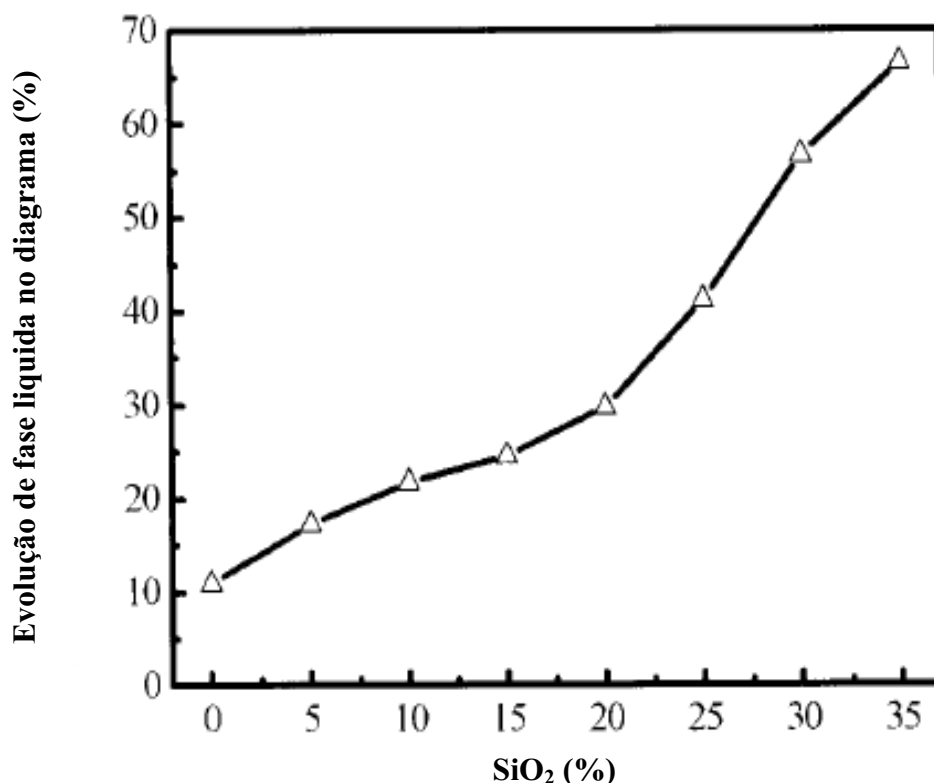


Figura 23 – Evolução da área da superfície liquidus em função da variação de SiO₂ no sistema CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ [WANG et al., 2006].

2.7.4 – Efeito da MnO na zona LMP do sistema CaO-Al₂O₃-SiO₂

O MnO irá transformar o Al e Ca em Al₂O₃ e CaO se os teores dos mesmos forem suficientemente altos para reduzir o MnO a inclusões. Aí então, o sistema MnO-Al₂O₃-SiO₂ será transformado em sistema CaO-Al₂O₃-SiO₂, e o MnO irá para a escória de topo. Caso a basicidade da escória de topo e o teor de Ca no aço fundido forem baixos, o MnO permanecerá nas inclusões.

Na Figura 24, pode-se ver o comportamento da zona liquidus a 1.400°C com teor de MnO = 10% [WANG et al., 2006].

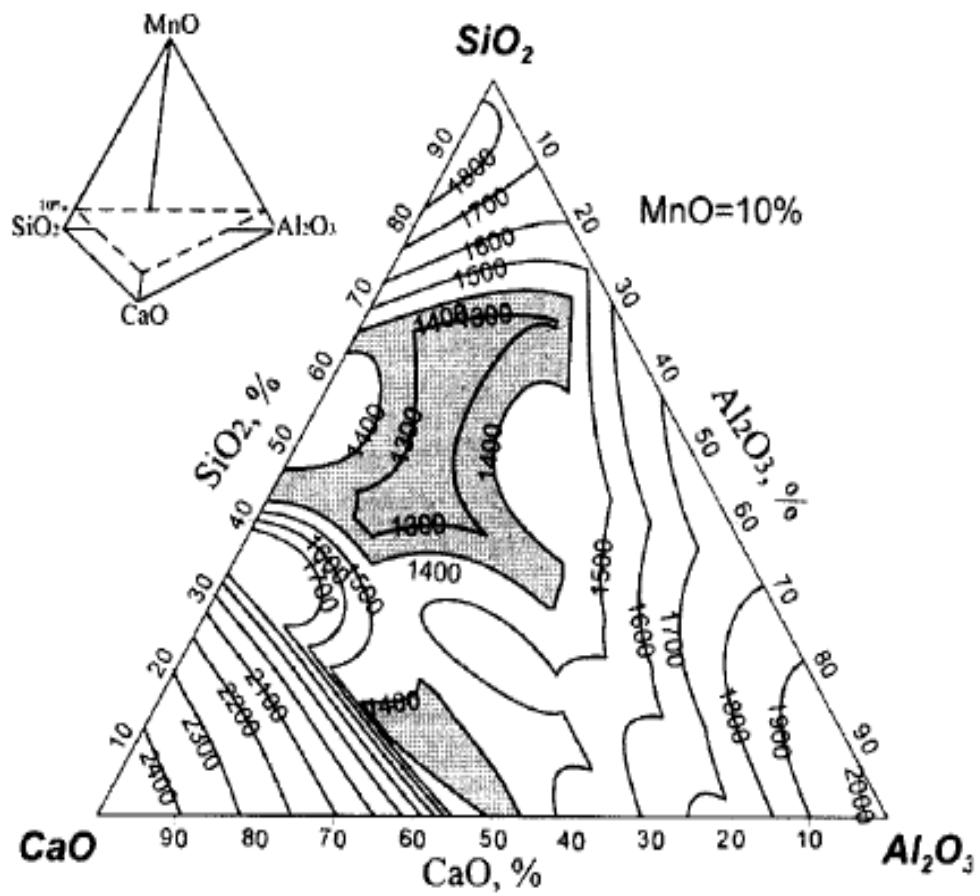


Figura 24 – Superfície liquidus do sistema $\text{CaO-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ para 10% de MnO [WANG et al., 2006].

A Figura 25 mostra que a zona liquidus a 1.400°C aumenta com o aumento de MnO.

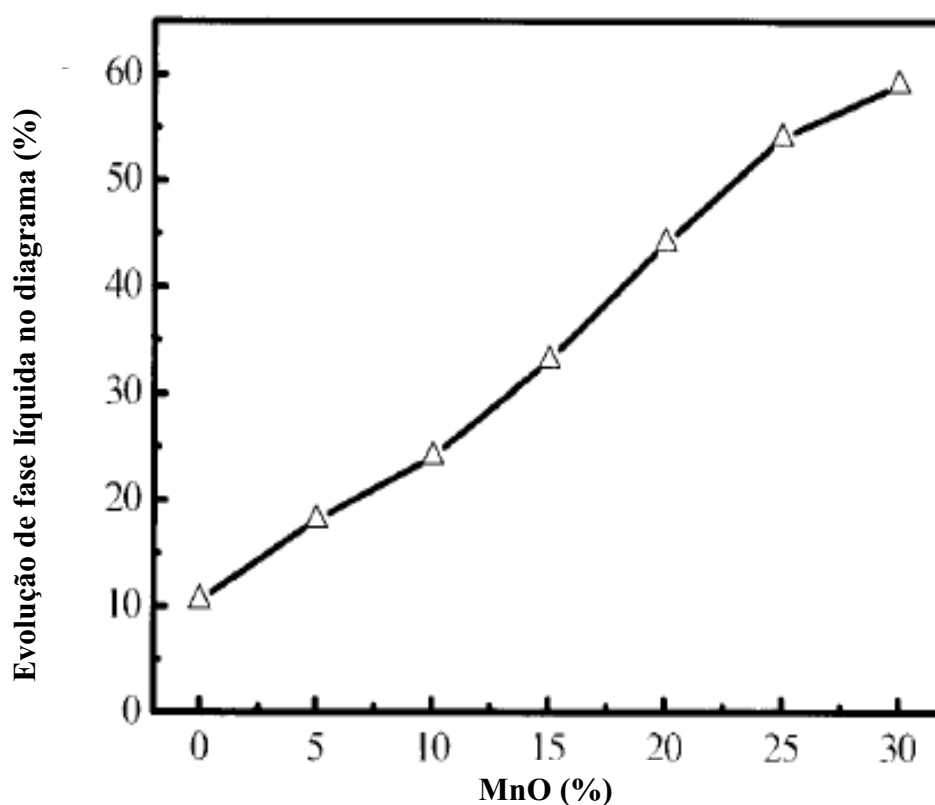


Figura 25 – Evolução da área da superfície liquidus em função da variação de MnO no sistema CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ [WANG et al., 2006].

2.7.5 – Efeito da basicidade na zona LMP do sistema CaO-Al₂O₃-SiO₂

Basicidade ($R = \text{CaO} / \text{SiO}_2$) é um índice importante de uma escória. Escória de basicidade alta é melhor para desoxidação e dessulfuração, mas elevará o teor de Ca no aço líquido. A basicidade da inclusão de CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ afeta a zona de LMP. Quatro basicidades diferentes (0,93; 1,40; 1,87; 2,80) de inclusões podem ser analisadas na Figura 26, que mostra um exemplo de $\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 1,4$ e zona liquidus a 1.400°C [WANG et al., 2006].

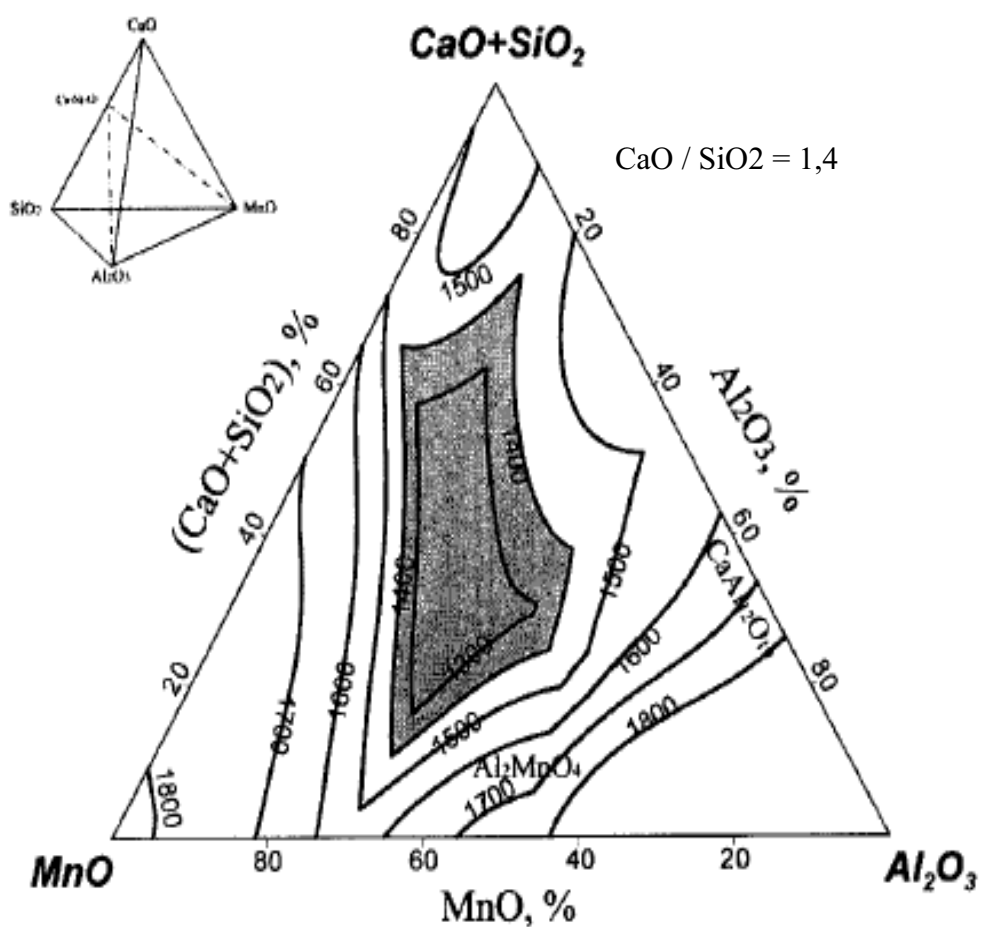


Figura 26 – Superfície liquidus do sistema CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ para basicidade 1,4 a 1.400°C [WANG et al., 2006].

Na Figura 27, pode ser visto que a zona liquidus é maior quando a basicidade das inclusões de CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ é de 0,93 a 1.400°C. Quando o basicidade é 1,40, a zona liquidus é muito menor que a R = 0,93. Com um aumento da basicidade de 1,4 a 2,8, a zona liquidus muda muito pouco. Para se obter inclusões de LMP é necessário controlar a basicidade [WANG et al., 2006].

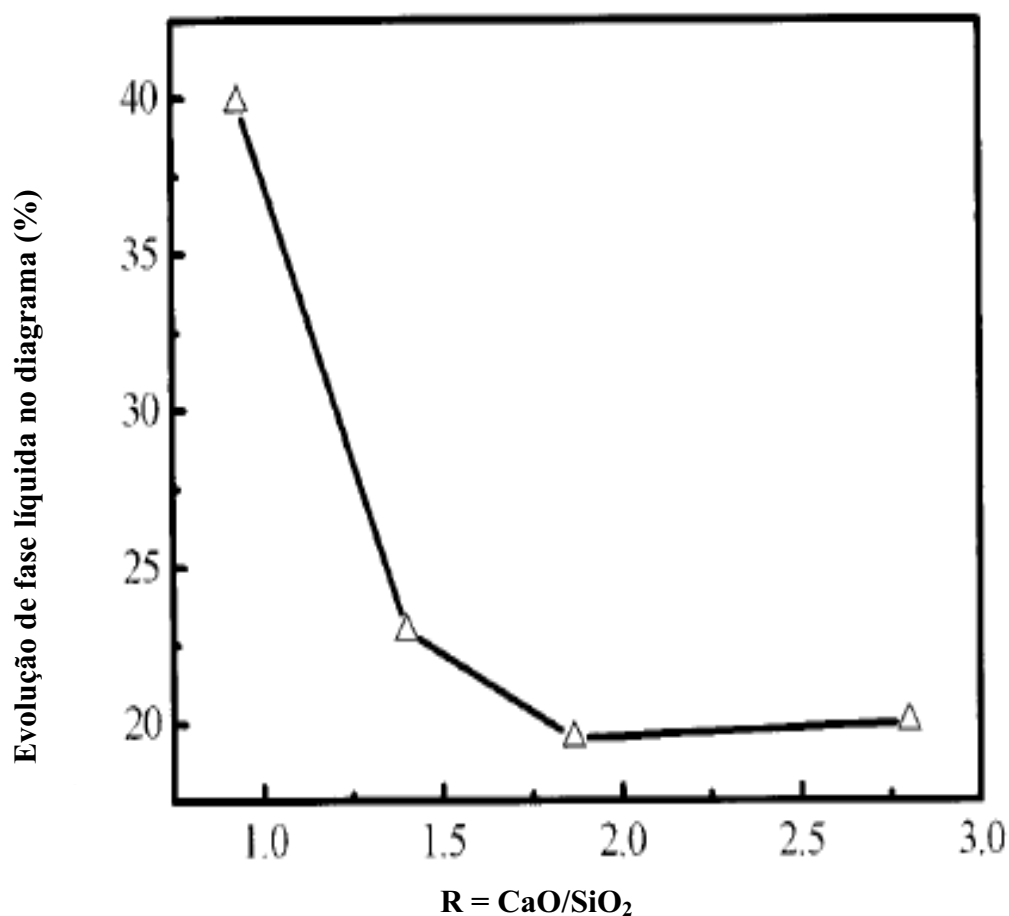


Figura 27 – Evolução da área da superfície liquidus para basicidades diferentes no sistema CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ a 1.400°C [WANG et al., 2006].

2.8 – Perfil da microestrutura de aços para molas automotivas

Analisando o diagrama típico do material utilizado na produção de aços para molas automotivas, com a ajuda do diagrama de transformação, Figura 28, em um resfriamento lento, espera-se que a estrutura resultante seja ferrita e cementita, com considerável chance de alguma pequena quantidade de austenita retida ou bainita, tanto no processo de solidificação do lingote, quanto após a sua laminação a quente, e resfriamento ao ar, como é normalmente o processo de laminação primária deste material [VOORT, 1991].

Aço Fe-C-Si-Cr

(0,55% Fe; 0,78% Mn; 1,62% Si; 0,77%Cr)

Tamanho de grão 6 austeniizado à 899°C

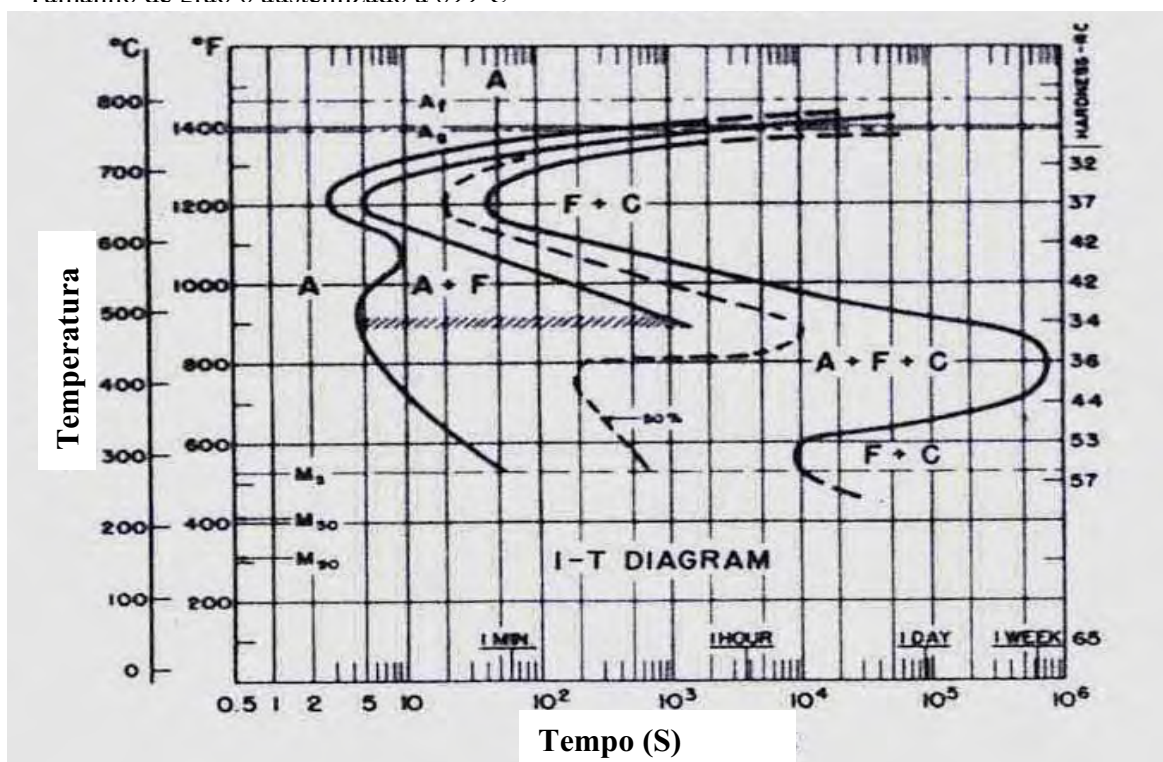


Figura 28 – Curva TTT típica representante da família de aços para mola automotiva [VOORT, 1991].

2.9 – Procedimentos de Fabricação de Tarugos Laminados a Quente

As principais etapas do processo industrial envolvem a elaboração do aço, seguida do vazamento do metal em lingoteiras, reaquecimento do lingote e laminação a quente. O aço é elaborado em forno elétrico a arco seguido de refino em forno panela, utilizando-se matéria-prima selecionada, principalmente a sucata com a melhor qualidade.

Os aços utilizados na fabricação de molas são produzidos a partir de um tarugo laminado a quente, o qual é obtido de acordo com o seguinte procedimento industrial:

1) Fusão de sucata em forno elétrico a arco, e refino em forno panela. Nessa etapa define-se a composição final do aço e o tipo de inclusão a ser formada. É importante o controle da escória e do teor de oxigênio do aço;

2) Lingotamento do aço líquido por processo convencional, que utiliza lingoteiras, a temperatura de cerca de 1.535°C , tendo, o lingote, peso aproximado de 3.300 kg e com dimensões aproximadas de 560 mm x 470 mm x 1.650 mm;

3) Reaquecimento do lingote até cerca de 1.260°C , tendo sido enfiado a aproximadamente 700°C , e com vários patamares de temperaturas para homogeneização estrutural, até atingir 1.260°C ;

4) Laminação de desbaste do lingote até a obtenção do tarugo nas seis dimensões das quais foram retiradas as amostras, utilizando uma sequência de aproximadamente 22 passes. As seis amostras retiradas sofreram resfriamento lento até a temperatura ambiente.

A Figura 29 representa as principais etapas de fabricação dos arames e barras utilizados como matéria-prima para a produção de molas automotivas [OLIVEIRA, D.C. et al., 2003].

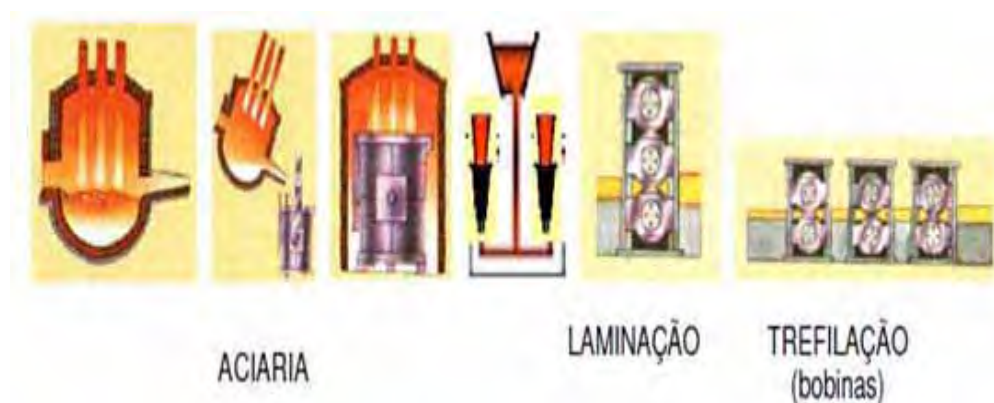


Figura 29 – Fluxograma de produção de arames e barras para fabricação de molas automotivas [OLIVEIRA, D.C. et al., 2003].

2.10 – Método de análise volumétrica

A quantidade das fases presentes em uma microestrutura é geralmente dada pelas suas frações volumétricas, e as determinações, visando quantificar a microestrutura, chamada de metalografia quantitativa, são realizadas em superfícies opacas. A partir destas medidas devem ser obtidos parâmetros que caracterizem tridimensionalmente a microestrutura.

Para obtenção de parâmetros tridimensionais, a partir de medidas realizadas no plano, são utilizadas as equações básicas [PADILHA, 2002]:

$$V_V = A_A = L_L = P_P \quad (6)$$

$$S_V = 4L_A/\pi = 2 P_L \quad (7)$$

$$L_V = 2 P_A \quad (8)$$

$$P_V = (L_V \times S_V)/2 = 2 P_A \times P_L \quad (9)$$

Onde:

$V_V(\text{m}^3/\text{m}^3)$ representa a fração volumétrica, ou o volume dos objetos por unidade de volume-teste;

$A_A(\text{m}^2/\text{m}^2)$ representa a fração de área, ou a área dos objetos interceptados por unidade de área-teste;

$L_L(\text{m}/\text{m})$ representa a fração linear, ou o comprimento dos interceptos lineares por unidade de comprimento de linha-teste;

P_P representa a fração de pontos, ou número de pontos incidentes no objeto de interesse pelo número total de pontos da grade;

$S_V(\text{m}^2/\text{m}^3)$ representa a área de superfície por unidade de volume-teste.

$L_A(\text{m}/\text{m}^2)$ representa o comprimento dos interceptos lineares por unidade de área-teste;

$P_L(\text{m}^{-1})$ representa o número de intersecções por unidade de linha-teste;

$L_V(\text{m}/\text{m}^3)$ representa o comprimento dos interceptos lineares por unidade de volume-teste;

$P_A(\text{m}^{-2})$ representa o número de pontos por unidade de área-teste;

$P_V(\text{m}^{-3})$ representa o número de pontos por unidade de volume-teste.

O número de pontos que incide sobre as áreas de interesse dividido pelo número total de pontos da grade fornece o valor de P_P , conforme ilustra a Figura 30. O processo deve ser repetido em diferentes regiões da amostra, para que a medida seja estatisticamente representativa.

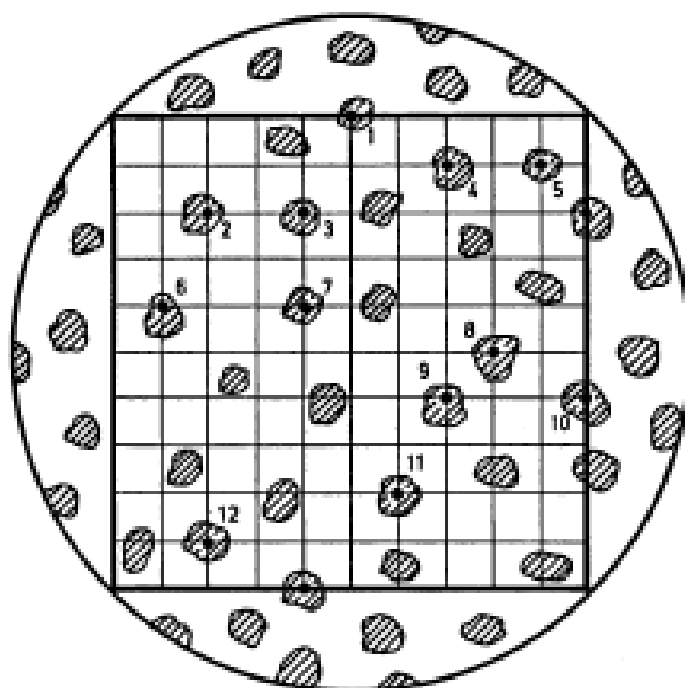


Figura 30 – Determinação da fração volumétrica pelo cálculo de fração de pontos [PADILHA, 2002].

3 – MATERIAIS E MÉTODOS

O lingotamento do aço líquido para produção de molas automotivas é feito pelo processo convencional, utilizando-se lingoteiras.

O lingote é resfriado dentro da lingoteira por aproximadamente duas horas e, depois de retirado deste molde, o mesmo é enfornado para reaquecimento em aproximadamente 700°C. Este processo de aquecimento consiste em várias etapas, sendo que na primeira etapa é feita a equalização até atingir 900°C e permanência por 1,5 h. Em seguida, é feita uma segunda etapa de aquecimento até 1.300°C a uma taxa de 100°C/h, com permanência por 1,5 h e a etapa final de encharque é de 2 h a 1.260°C.

A laminação ocorre a temperatura inicial de 1.260°C, em um laminador desbastador duo reversível a quente tipo *Blooming Mill* em sequencial de aproximadamente 20 passes, chegando à temperatura próxima de 1.030°C no último passe, e sendo que as amostras analisadas no experimento foram retiradas durante esta sequência em tesoura tipo faca cisalhante. A Figura 31 ilustra o formato do tarugo laminado e a posição de retirada das amostras durante o experimento. Estas amostras resfriaram à temperatura ambiente, antes de serem analisadas.

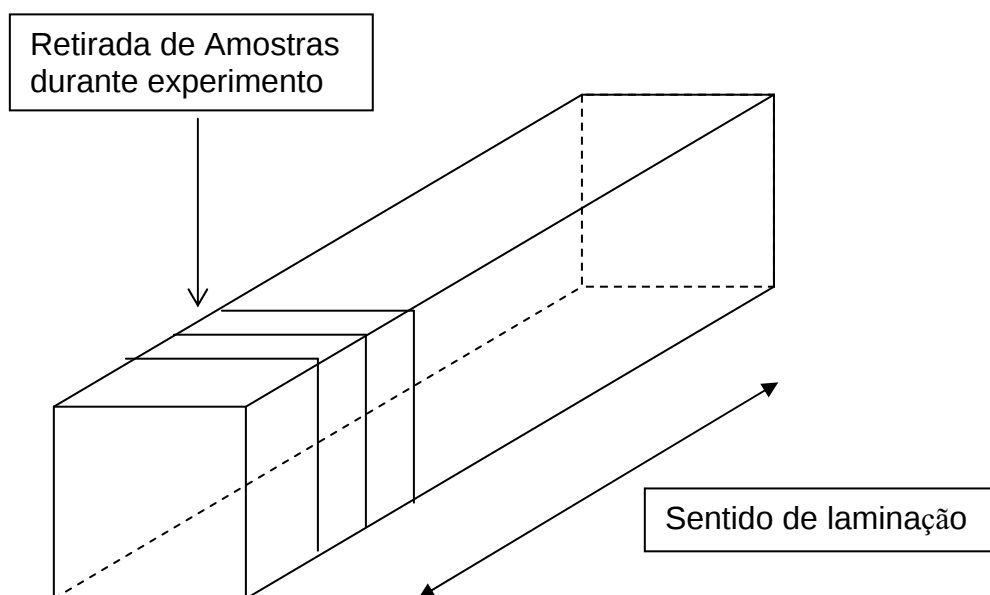


Figura 31 – Esboço ilustrativo do tarugo após laminação e da posição de retirada de amostras após o experimento.

A Figura 32 descreve a relação dos ensaios realizados em cada amostra retirada no tarugo, durante a laminação do lingote.

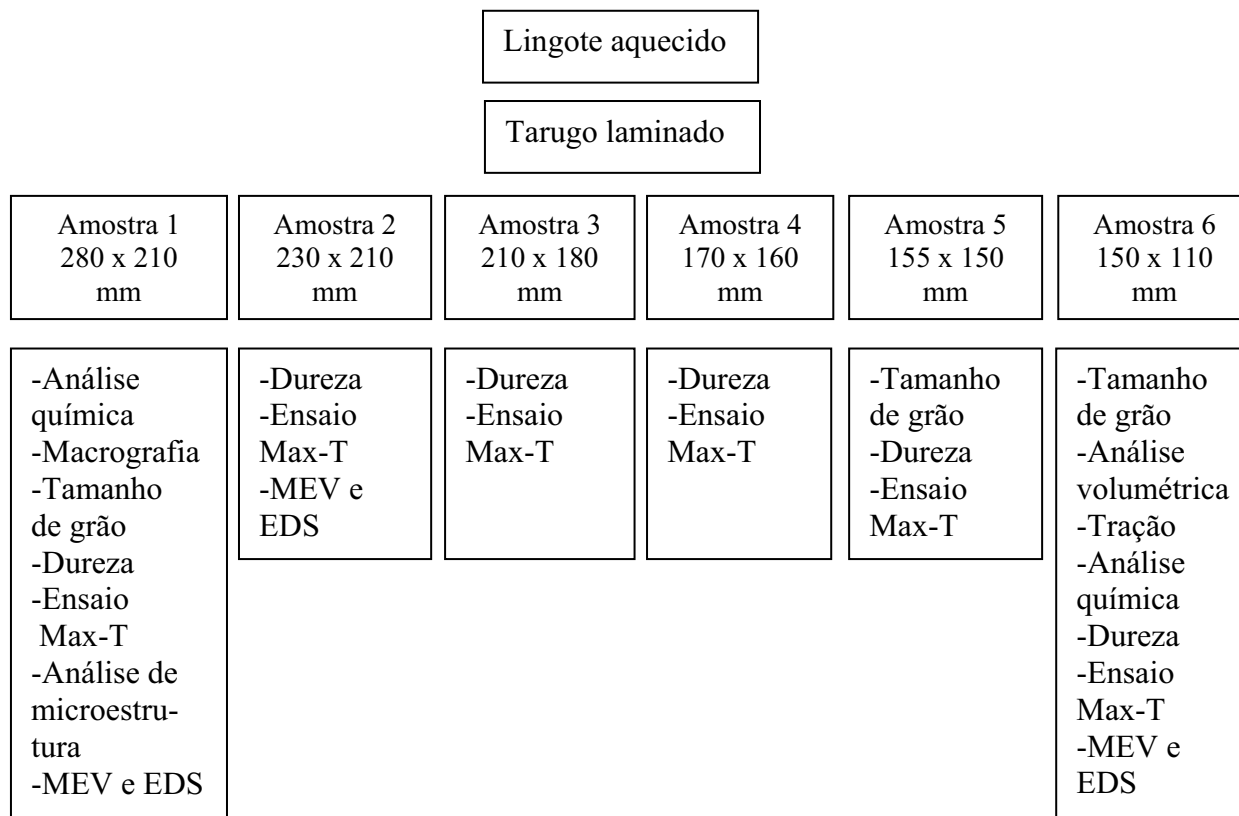


Figura 32 – Fluxograma de retirada de amostras e ensaios realizados.

3.1 – Materiais

As amostras utilizadas neste trabalho foram retiradas de um tarugo laminado de um aço SAE 9254, muito utilizado na fabricação de molas automotivas. Estes aços são ligados ao Cr e Si, e possuem as características de boa conformabilidade a frio, boa temperabilidade, alta resistência à tração e à fadiga. Este material possui baixa soldabilidade, e as molas são muito dúcteis e muito solicitadas, apesar de suas pequenas dimensões.

A análise de composição química da liga foi realizada com as amostras 1 e 6, com o objetivo de verificar a homogeneidade da composição ao longo de todo o tarugo utilizado no experimento.

A análise foi realizada conforme ASTM E 415, utilizando espectrômetro ótico, modelo 4460, marca ARL. Os teores de carbono e enxofre foram determinados por meio de um aparelho LECO, modelo CS-444.

3.2 – Corpos de prova

Foram coletadas três amostras de secção retangular, sendo uma em cada uma das seguintes direções: 0°, 45° e 90°, tomando como referência o sentido de laminação do lingote.

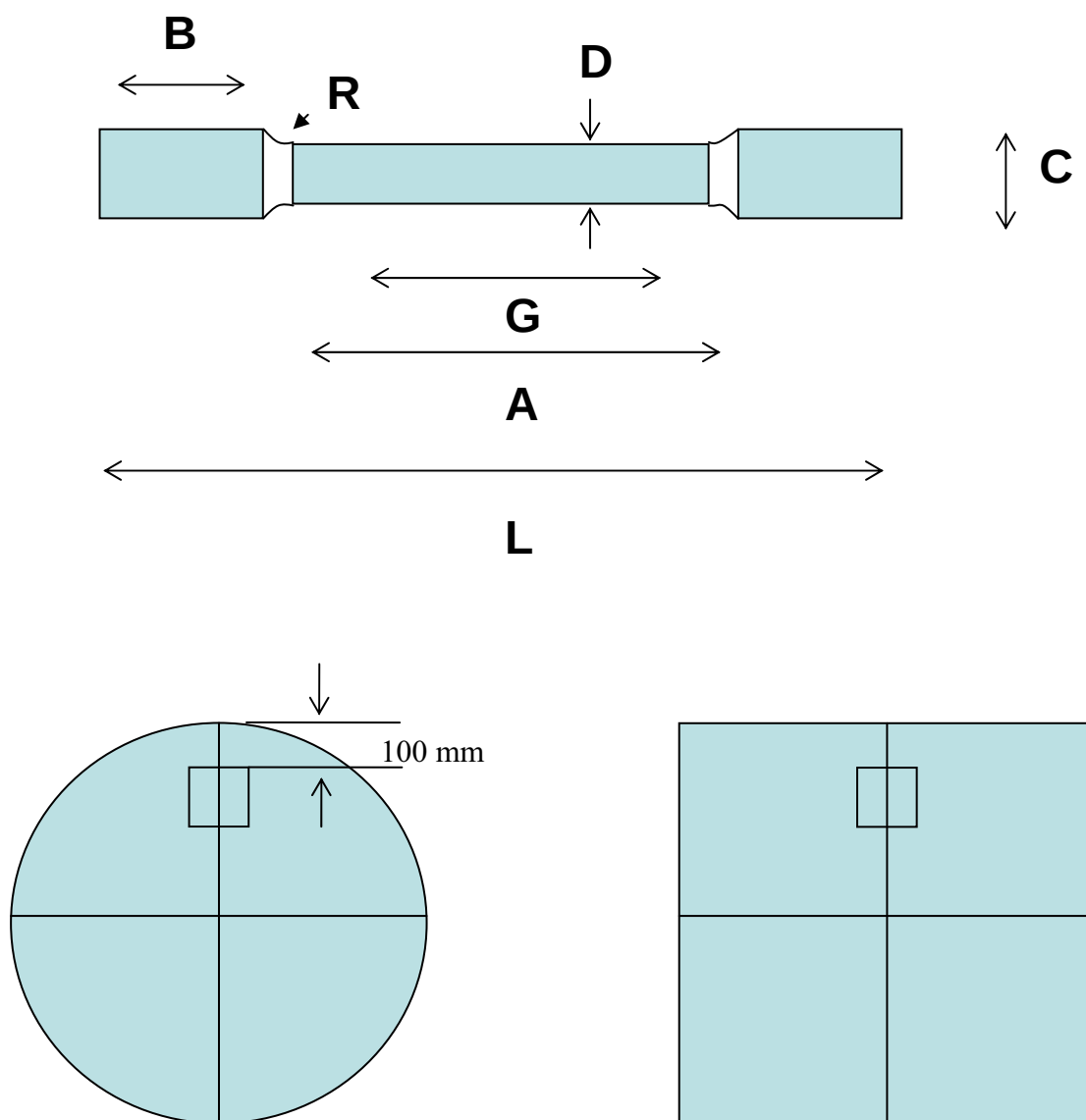


Figura 33 – Esboço ilustrativo do corpo de prova para ensaio de tração e o local de retirada do mesmo nas amostras.

Para confecção dos corpos de prova de tração utilizou-se uma serra de fita vertical, fresa e retífica, observando se o comprimento da secção reduzida tinha pelo menos quatro vezes o diâmetro do corpo de prova. A Figura 33 ilustra a forma e as relações existentes e também a região onde foram retirados os corpos de prova nas amostras.

G – comprimento de calibração, 50 mm;

A – comprimento da secção reduzida até o início do raio, 65 mm;

B – comprimento da secção de garra rosqueada, 15 mm;

C – diâmetro da secção de garra rosqueada, 12 mm;

D – diâmetro inicial da secção a ser reduzida, 8 mm;

L – comprimento total do corpo de prova, 100 mm;

R – raio de concordância, 1,5 mm.

3.3 – Métodos

Para a realização do experimento, foram definidas várias reduções de área durante a laminação a quente do lingote. O lingote foi laminado iniciando-se com a parte mais baixa da lingoteira e por onde o metal inicia o preenchimento da mesma durante sua formação. As dimensões das amostras retiradas em cada uma das reduções são as seguintes:

- Matéria-prima – 560 x 471 mm a 1.260°C, com 2.800 mm de altura;
- Amostra 1 – 280 x 210 mm, e redução de 77,7%, em área, retirada após o 12º passe de laminação, a 1.120°C aproximadamente;
- Amostra 2 – 230 x 200 mm, e redução de 82,5%, em área, retirada após o 14º passe de laminação, a 1.100°C aproximadamente;
- Amostra 3 – 210 x 180 mm, e redução de 85,7%, em área, retirada após o 16º passe de laminação, a 1.090°C aproximadamente;
- Amostra 4 – 170 x 160 mm, e redução de 89,7%, em área, retirada após o 18º passe de laminação, a 1.070°C aproximadamente;
- Amostra 5 – 155 x 150 mm, e redução de 91,1%, em área, retirada após o 20º passe de laminação, a 1.050°C aproximadamente;
- Amostra 6 – 150 x 110 mm, e redução de 93,7%, em área, retirada após o 22º passe de laminação (último), a 1.030°C aproximadamente.

Estas reduções foram definidas com base no par de cilindros disponível para este tipo de laminação e foram limitadas às geometrias dos canais existentes nestes cilindros utilizados no experimento. Este processo de laminação de produtos não planos precisa buscar o equilíbrio entre as taxas de redução de área e alargamento. Para isto, foram utilizadas etapas de desbaste e de acabamento, com calibrações e sequências de 22 passes.

Das amostras retiradas durante o experimento, foram tiradas outras amostras para ensaios de tração (TR), microestrutura (MI), dureza (DR), análise química (ANQ), MEV (ME), de acordo com a Figura 34, que esquematiza as regiões de retirada em relação ao sentido de laminação.

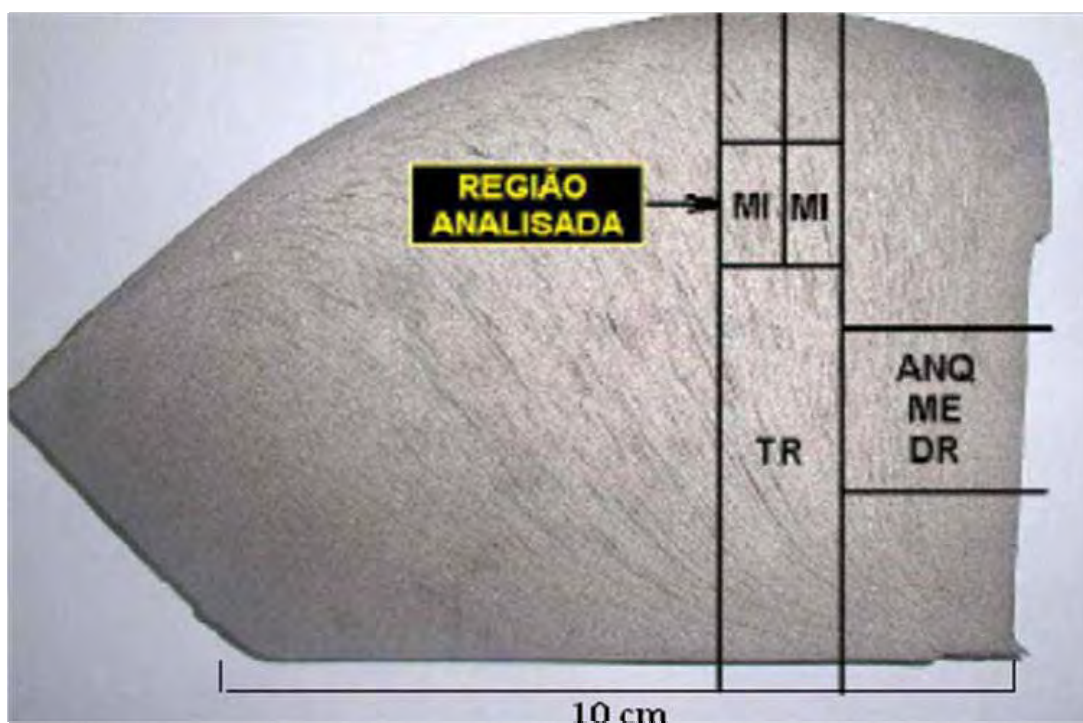


Figura 34 – Esquema indicativo das retiradas de amostras para os ensaios realizados, durante estudo.

3.3.1 – Ensaios de tração

Os ensaios de tração fornecem informações quanto à resistência e à plasticidade dos materiais sob cargas axiais. A máquina utilizada foi uma máquina universal, marca KRATOS, com capacidade de até 50 t. A calibração desta máquina é feita conforme norma NBR-NM-7500-1. O ensaio de tração foi realizado conforme norma ASTM E-8M.

Com os ensaios de tração foram obtidas as curvas tensão x deformação dos materiais. Com isto, foram determinados vários parâmetros como, limite de escoamento, alongamento e o limite de resistência à tração que o material possui.

3.3.2 – Macrografia

Análises macrográficas foram utilizadas para auxiliar na revelação de defeitos e características macroscópicas. Assim, utilizou-se uma solução aquosa de ácido clorídrico (proporção 1:1) para atacar a superfície da amostra.

Amostras foram retiradas da amostra 1, no sentido transversal ao sentido de laminação, com dimensões de 280 mm x 210 mm. A preparação metalográfica envolveu o uso de lixas de granas 40 e 80, girando a amostra em 90° em cada troca de lixa, antes do ataque. O ensaio realizado seguiu a norma ASTM E 381, e o resultado foi obtido por meio de imagem comparativa com tabela desta norma, no centro (C), na superfície (S) e à distância de metade do raio da superfície (R).

3.3.3 – Ensaio de dureza Brinell

Para os ensaios de dureza Brinell, foram utilizadas amostras que não foram temperadas, retirados com serra de fita no sentido transversal de laminação, em posições aleatórias, distantes 50 mm das laterais do tarugo laminado. Estas amostras foram lixadas na secção transversal com lixas de granas 220, 320, 400 e 600, girando em 90° em cada troca de lixa. O corpo de prova utilizado teve as medidas de 20 mm de diâmetro por 10 mm de altura.

As medições foram realizadas na região central das amostras, para evitar efeitos de corte e preparação das amostras. Foi utilizado o durômetro Heckert com carga 187,5 kgf, esfera de aço de diâmetro 2,5 mm, conforme norma ASTM E-10.

O resultado pode ser calculado de acordo com a equação (10):

$$HB = 9,8 \times \frac{2 \times F}{\pi \times D \times \sqrt{D - (D^2 - d^2)}} \quad (10)$$

Onde F é a força máxima atingida durante o ensaio, D é o diâmetro da esfera utilizada na impressão, durante o ensaio (mm), e d é o diâmetro de impressão após ensaio (mm).

Os resultados foram obtidos por meio de comparação, utilizando-se tabela da norma NBR NM 187-1, que correlaciona o diâmetro de impressão com a dureza.

3.3.4 – Caracterização microestrutural

3.3.4.1 – Microscopia óptica

A análise em microscopia óptica foi utilizada a caracterização metalográfica das amostras. Estas amostras foram cortadas em serra de fita, embutidas utilizando-se resina, catalisador e anel plástico, com diâmetro de 52 mm, preparada sob agitação, colocada sobre uma base metálica. Após embutidas, as amostras foram lixadas na secção transversal com lixas de granas 220, 320, 400, 600 e 1.200, girando em 90° em cada troca de lixa, e polidas com pasta de diamante de 6 μm . O ataque químico foi feito com nital 3% (HNO_3) durante cerca de 20 s.

Após preparação metalográfica, as amostras foram observadas em microscópio óptico *Olympus* modelo BX 51M, com uma câmera DB 12 *Olympus*, acoplada a um analisador de imagem *Inclusion 32* e *IA 32*. Todas as imagens foram capturadas com resolução 640 x 480 *pixels*.

3.3.4.2 – Microscopia eletrônica de varredura

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi utilizada para análises de inclusões quanto a suas morfologias, tamanhos e composição química e foram adotados os mesmos procedimentos de metalografia. Utilizou-se um MEV com filamento de tungstênio JEOL modelo 9860-LV. A tensão de aceleração utilizada foi de 20 kV. As imagens foram geradas no modo de elétrons retroespalhados (BSE) com resolução de 1024 x 768 *pixels*.

3.3.5 – Ensaio de determinação de tamanho de grão austenítico

O ensaio é feito por comparação de imagem com a ajuda de um microscópio óptico e, neste caso, foi feita comparação da imagem obtida com 100 X de aumento, com imagens padrões do quadro IV da norma ASTM E 112. Foram observados e medidos, aproximadamente, 50 grãos em cada imagem.

As amostras utilizadas neste ensaio têm 10 mm x 19 mm, com 40 mm de comprimento, e foram retiradas com serra de fita, no sentido longitudinal de laminação, em posições aleatórias distantes 50 mm das laterais do tarugo laminado e, logo após, foram temperadas.

Estas amostras foram lixadas na secção transversal com lixa de grana 100, antes do tratamento térmico de têmpera direta. Esta foi realizada em um forno a aproximadamente 857°C, durante uma hora, seguido de resfriamento em água.

Após a têmpera, o corpo de prova foi cortado no sentido transversal e a superfície preparada para análise com lixas de granas 100, 220, 320, 400 e 600, girando a amostra em 90° em cada troca de lixa, e feito polimento com pasta de diamante de 6 µm e pasta de alumina de 1 µm.

A preparação do corpo de prova foi finalizada com ataque químico com solução pícrica (12 g de ácido pícrico + 600 ml de água destilada + 60 ml de sabão concentrado + 6 ml de ácido clorídrico) da superfície a ser analisada.

A avaliação do tamanho de grão austenítico é uma designação que leva em conta a relação da distância dos interceptos médios na ampliação de 100 vezes. As amostras foram observadas sob luz comum acoplada ao microscópio óptico e a técnica utilizada foi o método de intercepto.

Foram feitas micrografias do tamanho de grão da amostra 6, laminada a quente a 1.050°C, com redução de 29% em área; da amostra 5, laminada a quente a 1.070°C, com redução de 15% em área; e da amostra 1, laminada a quente a 1.150°C, com redução de 78% em área.

3.3.6 – Ensaio MAX-T

O procedimento do ensaio realizado para análise de microinclusões segue a norma ASTM E 45, método D, indicado para aços com baixo nível de inclusões. É um método

comparativo com tabela existente na norma citada acima. Os resultados são analisados conforme detalhamento na Tabela 2.

TABELA 2 – Parâmetros utilizados nas análises das microinclusões.

Ensaio MAX-T				
Referência	A (mm)	B (mm)	C (mm)	D (mm)
	F (e - 0,2 a 0,4 mm)	F (e - 0,2 a 0,9 mm)	F (e - 0,2 a 0,5 mm)	F (e - 0,2 a 0,8 mm)
	G (e - >0,4 a 1,2 mm)	G (e - >0,9 a 1,5 mm)	G (e - >0,5 a 1,2 mm)	G (e - >0,5 a 1,2 mm)
0,5	$37 \leq LT < 127$	$7 \leq LT < 77$	$18 \leq LT < 76$	1 a 3 inclusões
1	$127 \leq LT < 261$	$77 \leq LT < 184$	$76 \leq LT < 176$	4 a 8 inclusões
1,5	$261 \leq LT < 436$	$184 \leq LT < 342$	$176 \leq LT < 320$	9 a 15 inclusões
2	$436 \leq LT < 649$	$342 \leq LT < 555$	$320 \leq LT < 510$	16 a 24 inclusões
2,5	$649 \leq LT < 898$	$555 \leq LT < 822$	$510 \leq LT < 746$	25 a 35 inclusões
3	$898 \leq LT < 1181$	$822 \leq LT < 1147$	$746 \leq LT < 1029$	36 a 48 inclusões

F – fina / G - grossa

LT – comprimento total

e – espessura

O comprimento total é a soma do pior campo da amostra analisada, e que é um quadrado de 0,71 mm de lado.

Este ensaio foi utilizado para investigar a frequência de ocorrências e a distribuição granulométrica de inclusões, descrevendo inclusões não metálicas (descontinuidades), nos aços, que se formam durante o processo produtivo. Também são feitas quantificações granulométricas das microinclusões para faixas de comprimento (L):

- $L \leq 5\mu\text{m}$;
- $5 < L \leq 10\mu\text{m}$;
- $10 < L \leq 15\mu\text{m}$;
- $L > 15\mu\text{m}$.

Estas inclusões se deformam na fase de laminação, tomando forma alinhada compacta ou fragmentada, em sua maioria. Outras formas esféricas ou poligonais podem ser identificadas em menor frequência. Estes tipos de inclusões são:

A- sulfeto de manganês (MnS), que se caracterizam de forma compacta e alinhadas, com coloração cinza claro;

B- alumina (Al_2O_3), que são inclusões fragmentadas e alinhadas, com coloração escura, e algumas vezes estão associadas a inclusões de sulfetos;

C- inclusões de sílica (SiO_2) podem ser compactas ou fragmentadas, são alinhadas e com coloração preta;

D- inclusão de óxidos, que são globulares, tem coloração escura, em relevo e algumas vezes estão associadas a inclusões de sulfetos;

Os corpos de prova utilizados neste ensaio têm 10 mm x 19 mm, com 15 mm de altura, e foram retirados com serra de fita, no sentido longitudinal de laminação, em posições aleatórias distantes 50 mm das laterais do tarugo laminado, sendo que cada resultado representa a média de seis corpos de prova, comparando a imagem obtida com 100 vezes de aumento.

Após cortadas, as amostras foram temperadas em água, após austenitização a temperatura entre 900°C e 925°C , por 1800 s. A superfície de cada corpo de prova foi preparada para análise com lixas de granas 100, 220, 280, 320, 400 e 600, girando a amostra em 90° em cada troca de lixa, e feito polimento com pasta de diamante de 6 μm e pasta de alumina de 1 μm .

3.3.7 – Método de análise volumétrica

O método utilizado neste estudo foi a determinação da fração volumétrica de inclusão de pontos PP via microscopia óptica pelo método dos interceptos. Utilizou-se um microscópio óptico marca *Olympus*, modelo BX 51M, com ampliação de 100 X. A fração volumétrica foi determinada por meio de uma grade com 432 pontos equidistantes, ilustrada na Figura 35, analisando-se 20 campos da amostra 6.

A análise da fração volumétrica é uma análise quantitativa e foi conduzida de acordo com a norma ASTM-E562. Também chamada de metalografia quantitativa, é realizada a partir de medições na superfície e possibilita a caracterização da microestrutura. Desta forma, pode-se considerar a fração volumétrica (V_V) igual à fração de área (A_A) e também igual à fração linear (L_L), também igual à fração de pontos (P_P): $V_V = A_A = L_L = P_P$.

Desta forma, foi feita análise em 20 campos micrografados pelo método de imagem óptica, retiradas da amostra 6, com aumento de 100 X, onde foram identificados os pontos incidentes (microinclusões) nos pontos da grade e feito cálculo em relação ao número total de pontos:

$$V_V = \frac{(\text{somatório de } n^\circ \text{ de interceptos dos nós nos 20 campos} \times 100)}{(\text{somatório do } n^\circ \text{ de nós das grades dos 20 campos)}}$$

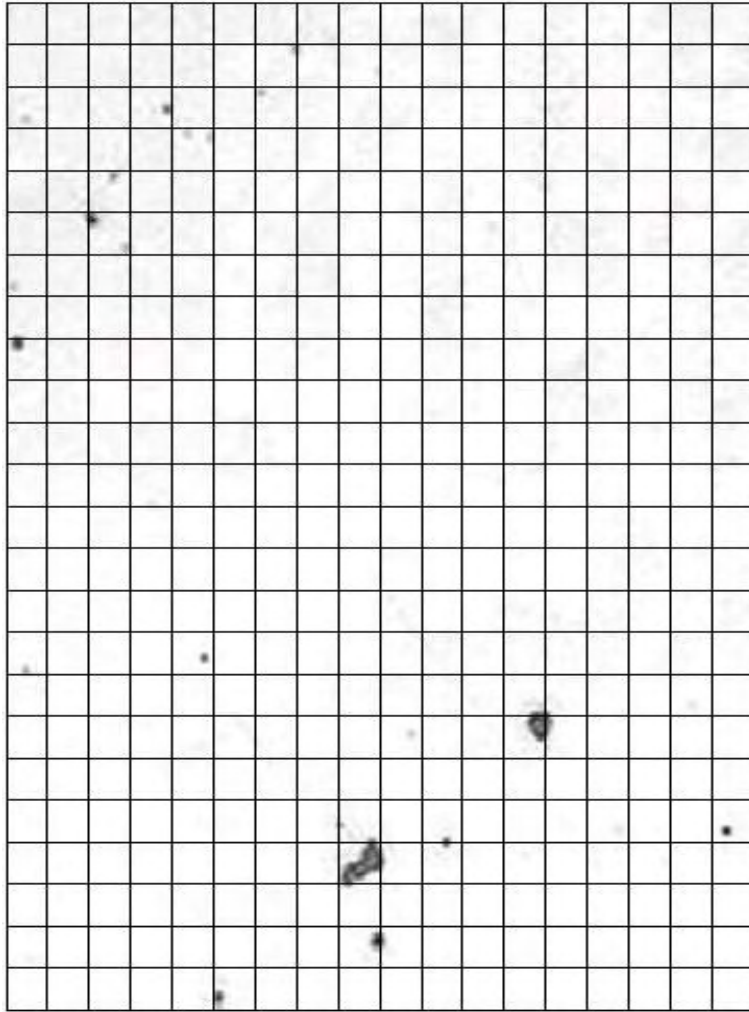


Figura 35 – Exemplo real do método via fração de pontos, utilizado para determinação da fração volumétrica das inclusões (MO, campo claro, ampliação de 100 X).

4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos permitiram caracterizar várias propriedades nos vários estágios de redução de um lingote após laminação primária a quente, nos quais foram retiradas amostras do tarugo final. Com isto, foi possível medir e obter informações até então apenas supostas, que eram baseadas nos muitos estudos realizados neste material já transformado em arame, que é a matéria-prima para as molas dinâmicas [HAYES, 2006]. A matéria-prima utilizada foi um lingote, resultado de um lingotamento convencional, esquematicamente representado na Figura 36.

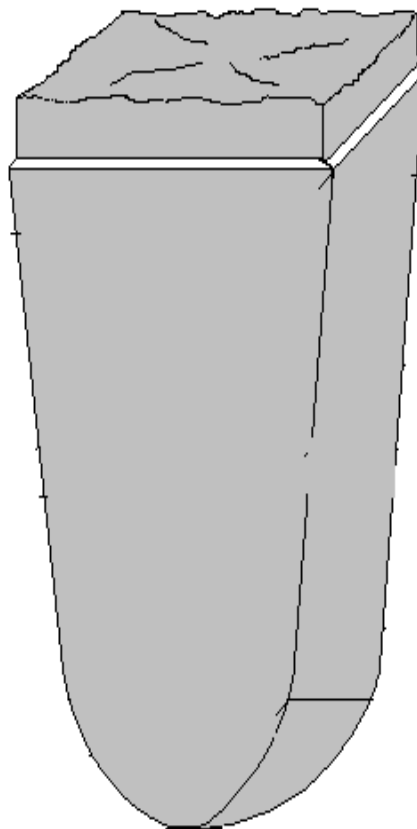


Figura 36 – Esquema representativo de um lingote obtido por processo convencional de lingotamento.

4.1 – Caracterização do bloco após laminação a quente

4.1.1 – Ensaios de tração esperados e obtidos (DIN 50125: Ø 5 x 25 mm)

A Tabela 3 mostra as propriedades mecânicas de tração do tarugo laminado a quente com 94% de redução (em relação ao lingote), na amostra 6. Os ensaios de tração nos sentidos 0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação, indicaram que os valores dos limites de resistência à tração e de escoamento não apresentaram diferença significativa em relação aos sentidos de retirada das amostras; porém, os valores de alongamento (AL) e de redução de área (RA) tiveram significativas variações. Isto pode estar relacionado com a baixa anisotropia planar das propriedades mecânicas entre as diferentes posições. Pode-se dizer também que, à medida que a recristalização ocorre, os limites de resistência e de escoamento são reduzidos.

TABELA 3 – Propriedades mecânicas do tarugo laminado a quente com 94% de redução (em relação ao lingote)

Propriedades mecânicas				
Θ	LR (MPa)	LE (MPa)	AL (%)	RA (%)
0°	995	560	15,5	36
45°	984	556	13,4	25
90°	965	542	10,2	23

Θ = Ângulo de retirada da amostra em relação ao sentido de laminação

Em relação aos arames temperados utilizados na produção das molas dinâmicas, geralmente materiais com 8 mm de diâmetro, os ensaios de tração apresentam valores médios de LR = 1.770 MPa, LE = 1.600 MPa, AL = 8% e RA = 40%, sendo que quanto menor o diâmetro do arame, maiores os valores de LR e LE encontrados. Comercialmente, esses arames são produzidos com diâmetro variando entre 2 mm e 8 mm.

4.1.2 – Composição química

As análises químicas foram realizadas com as amostras 1 e 6, com o objetivo de verificar a homogeneidade da composição ao longo de todo o tarugo utilizado no experimento.

Conforme os teores dos elementos químicos mostrados na Tabela 4, o material do experimento representa fielmente a família de aço em estudo, estando os elementos presentes no material dentro das faixas comercialmente estabelecidas e demonstrando uma boa homogeneidade química, indicando que o aço analisado pertence à classe dos aços ligados para molas automotivas.

TABELA 4 – Composição química do lingote utilizado nos experimentos.

Elementos (% em peso)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Ti	Sn	V
Amostra 1	0,55	1,34	0,60	0,016	0,007	0,04	0,69	0,01	0,02	0,002	0,0008	0,003	0,003
Amostra 6	0,55	1,30	0,58	0,014	0,008	0,03	0,69	0,01	0,02	0,002	0,0008	0,003	0,003
Especificação Min.	0,50	1,20	0,50	*	*	*	0,50	*	*	*	*	*	*
Máx.	0,6	1,6	0,8	0,02	0,02	0,1	0,8	0,06	0,06	0,002	0,002	0,015	0,02

(*) Os teores mínimos de P, S, Ni, Mo, Cu, Al, Ti, Sn e V não são especificados pela norma.

4.1.3 – Análise de macroataque (secção transversal)

A Figura 37 mostra a superfície do tarugo, que pode ser classificada S1, o centro C1 e o raio R1, conforme norma ASTM 381, indicando ser uma macroestrutura homogênea e isenta de macroinclusão.

As macrografias obtidas a partir de ataque químico do tarugo, com solução aquosa de ácido clorídrico (proporção 1:1), em duas amostras analisadas, não permitiram concluir se havia ou não impurezas na forma de inclusões, característica mais importante dos aços *Superclean*. Da mesma forma, não houve informação significativa com o auxílio de observações macroscópicas, no estágio de laminação primária.

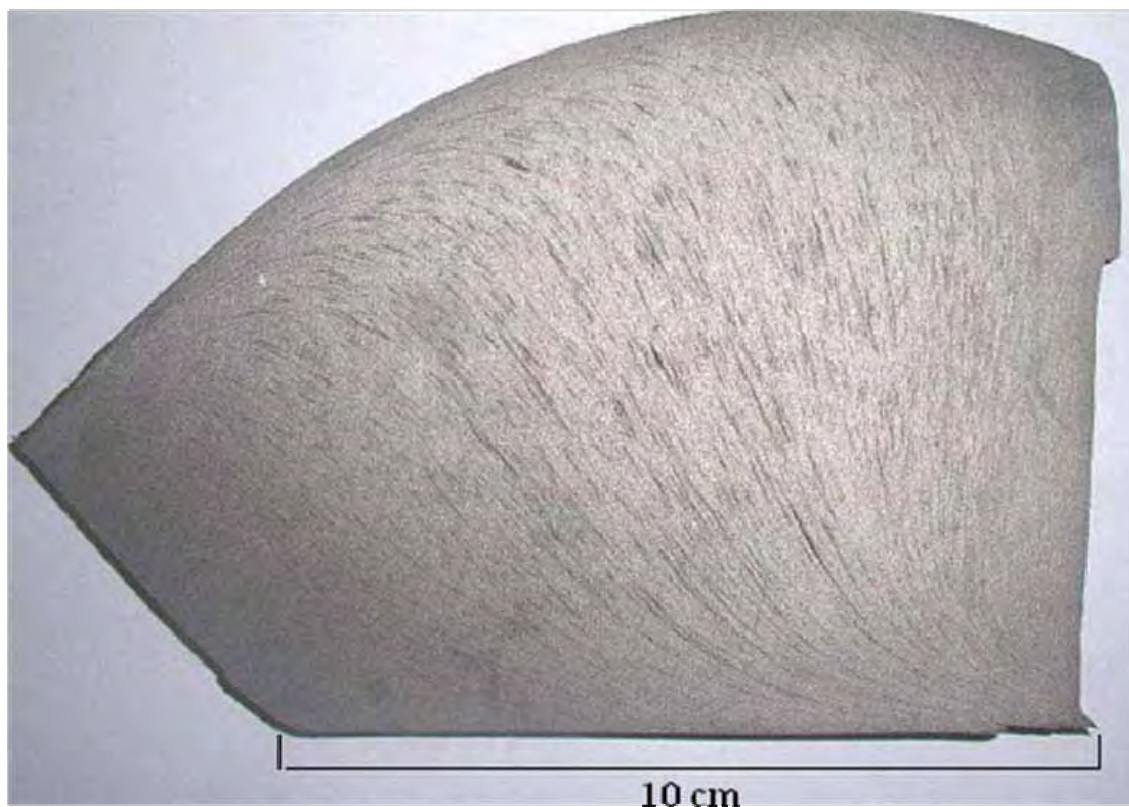


Figura 37 – Resultado do ensaio de macroataque realizado na amostra 1.

4.1.4 – Determinação do tamanho de grão austenítico

O tipo de ensaio realizado nas amostras 1, 5 e 6 foi tamanho de grãos austeníticos, conforme norma ASTM E 112. Os resultados foram grãos tamanhos 3, 5 e 6, respectivamente, indicando que quanto mais reduções de secção o material é submetido, menores são os grãos. Com o auxílio das Figuras 38, 39 e 40 pode-se verificar estas características. As reduções em área destas amostras, em relação à área inicial do lingote, são 78%, 91% e 94%, respectivamente. Pode-se constatar que há uma relação forte entre diminuição dos tamanhos de grãos e as reduções sofridas, já nesta fase de laminação primária.

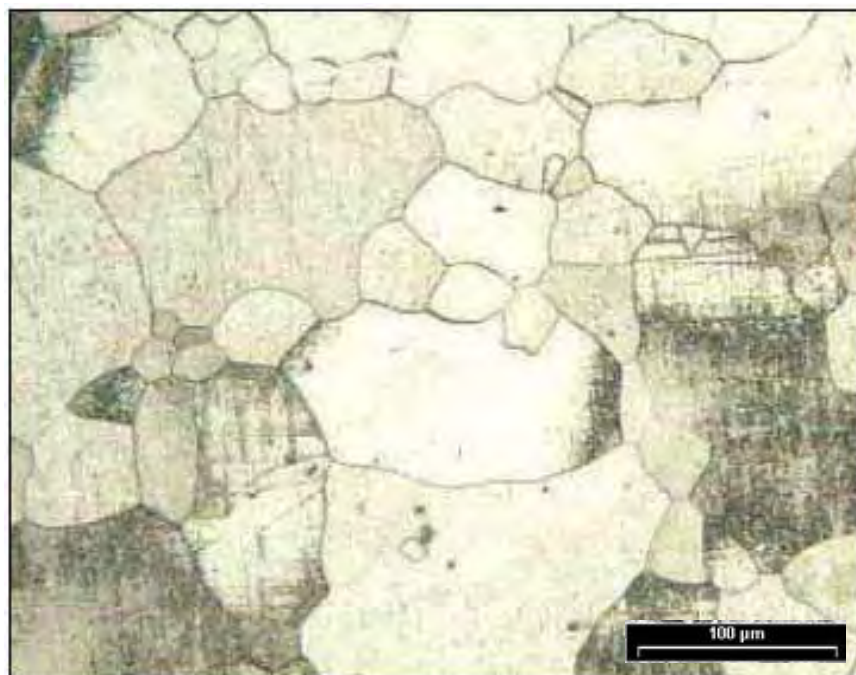


Figura 38 – Micrografia na secção transversal da amostra 1, laminada a quente a 1.150°C, com redução de até 77,7% em área, caracterizando tamanho de grão ASTM N°3 (MO, campo claro, ampliação de 100X).

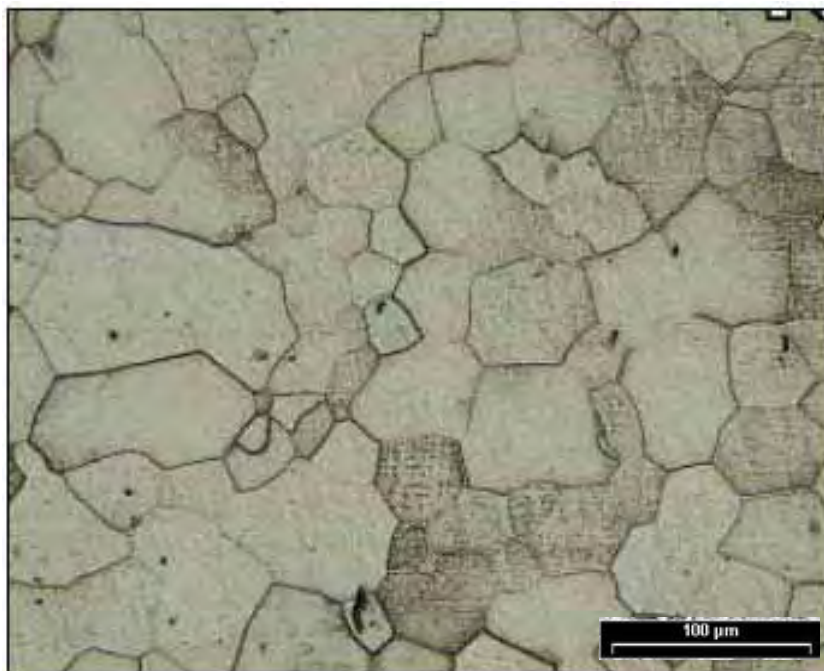


Figura 39 – Micrografia na secção transversal da amostra 5, laminada a quente a 1.070°C, com redução de até 91,1% em área, caracterizando tamanho de grão ASTM N°5 (MO, campo claro, ampliação de 100X).

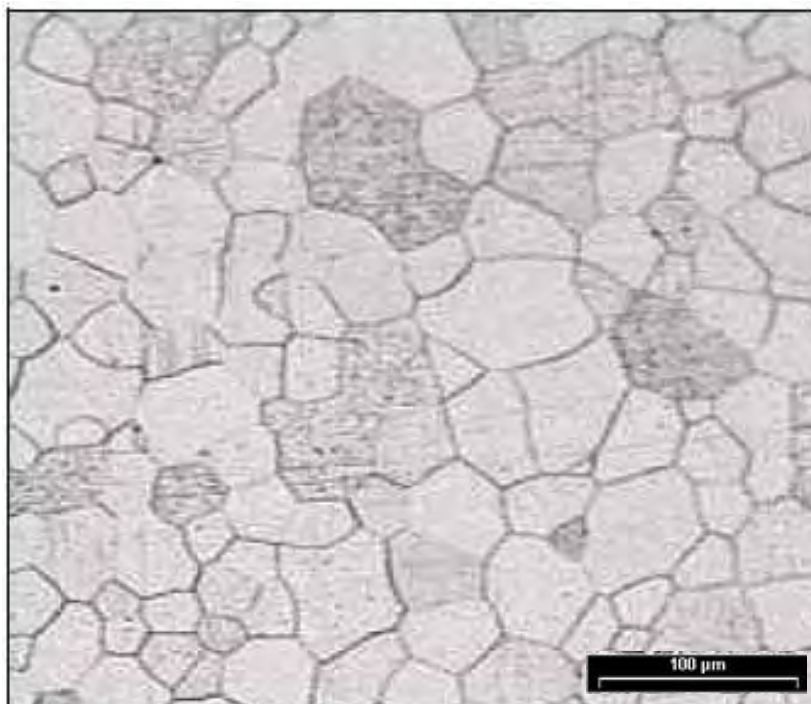


Figura 40 – Micrografia na secção transversal da amostra 6, laminada a quente a 1.050°C, com redução de até 93,7% em área, caracterizando tamanho de grão ASTM N°6 (MO, campo claro, ampliação de 100X).

4.1.5 – Resultados dos ensaios de dureza

As seis amostras retiradas durante a laminação indicaram um valor médio de 288 HB e desvio padrão de ± 6 HB. A Figura 41 mostra a pequena variação da dureza com a porcentagem de redução de área obtida na laminação a quente. As condições de laminação a altas temperaturas permitem que ocorra recristalização dinâmica, o que explica esta pequena variação da dureza após cada passe.

Como referência, existem apenas os valores para arames temperados utilizados na produção das molas dinâmicas. Um arame com 8 mm de diâmetro tem dureza em torno de 48 a 50 HRC, o que equivale a aproximadamente 460 a 500 HB.

Análise dos resultados de dureza

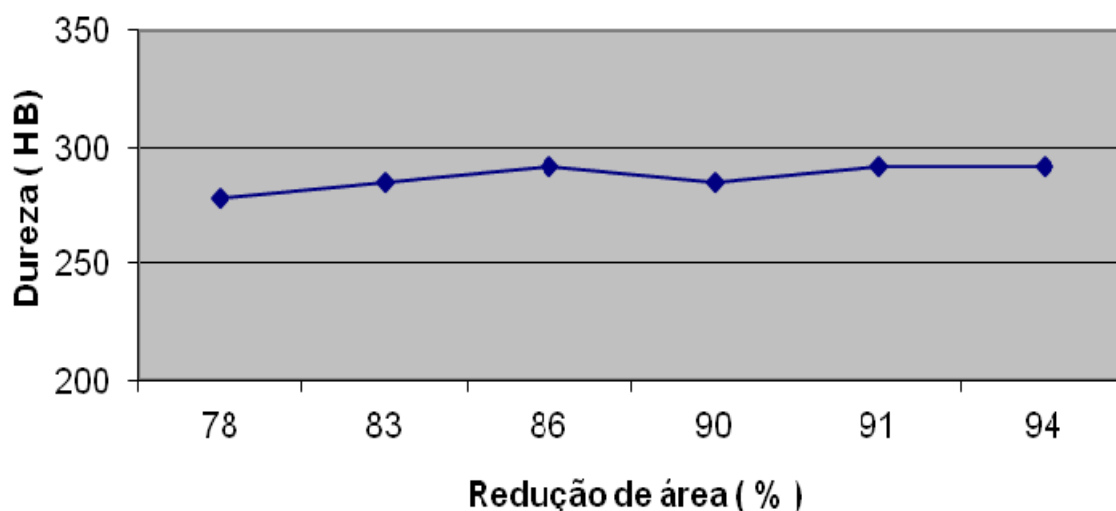


Figura 41 – Análise estatística dos resultados de dureza das amostras retiradas durante o experimento.

4.1.6 – Análise da microestrutura do bloco após laminação primária

A estrutura encontrada no material de estudo é constituída de regiões de perlita com ocorrências de grãos ferríticos em pequena quantidade, e também é possível pequena quantidade de bainita e martensita, resultante da transformação da austenita retida durante o resfriamento das amostras ao ar. As Figuras 42, 43 e 44, retiradas da amostra 1, apresentam a microestrutura citada, a qual é compatível com as características do aço SAE 9254 laminado a quente.

Analisando a curva TTT, característica destes aços, Figura 28, considerando sua composição química, e que o material foi aquecido a 1.260° C antes da laminação a quente, pode-se considerar que a estrutura obtida correspondeu às expectativas. É importante também registrar que, após a retirada das amostras, elas tiveram resfriamento semelhante a um processo de normalização, resfriando a ar calmo até a temperatura ambiente.

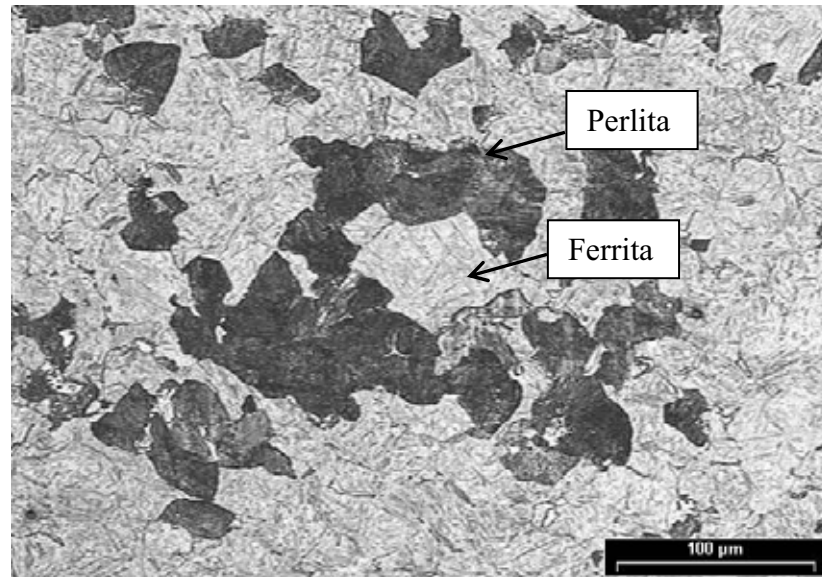


Figura 42 – Microestrutura encontrada no material do experimento (MO, campo claro, ampliação de 100X). Grãos perlíticos (escuras) e ferríticos (claras) podem ser identificados na estrutura do aço SAE 9254. Nital 3%. Amostra 1.

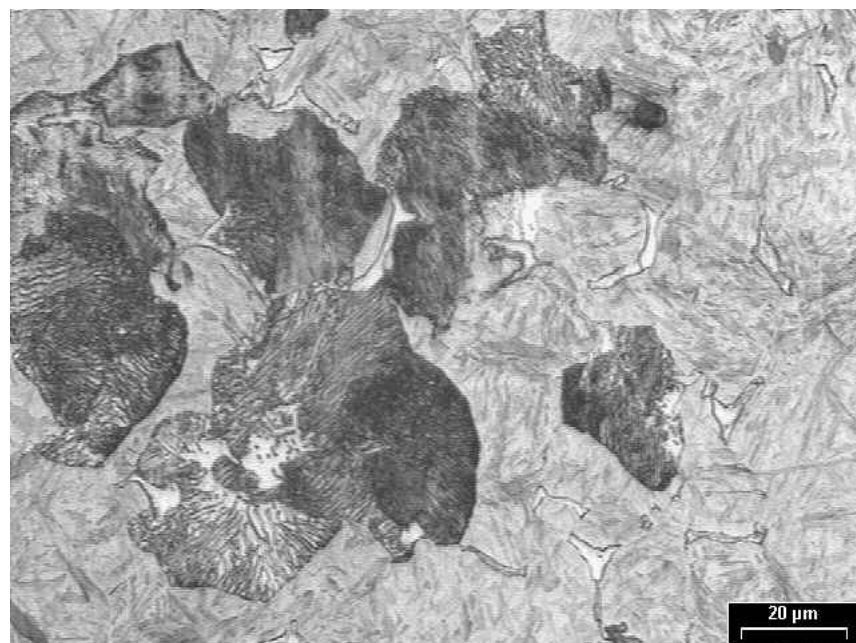


Figura 43 – Microestrutura encontrada no material do experimento (MO, campo claro, ampliação de 200X). Grãos perlíticos (escuras) e ferríticos (claras) podem ser identificados na estrutura do aço SAE 9254. Nital 3%. Amostra 1.

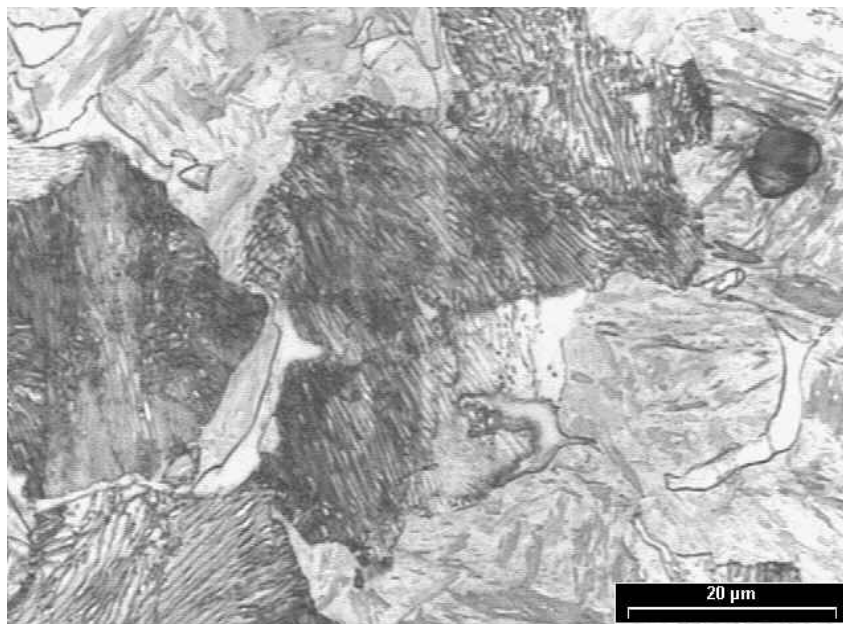


Figura 44 – Microestrutura encontrada no material do experimento (MO, campo claro, ampliação de 500X). Grãos perlíticos (escuras) e ferríticos (claras) podem ser identificados na estrutura do aço SAE 9254. Nital 3%. Amostra 1.

4.2 – Caracterização das inclusões em aço *Superclean* SAE 9254

4.2.1 – Classificações e análises das inclusões pelo ensaio MAX-T

Os resultados do ensaio MAX-T foram obtidos por método comparativo e não absoluto, segundo a norma ASTM E-45, método A. Foram analisados os comprimentos e as espessuras das inclusões de óxidos, sulfetos, silicatos e alumina. Para cada um destes tipos de inclusões, as faixas de espessuras comparadas são diferentes, de acordo com a Tabela 2. A Tabela 5 apresenta resultados obtidos a partir do ensaio realizado, caracterizando o sulfeto de manganês (A), que apresentou tanto inclusões com espessuras finas quanto grossas e tamanhos variando entre 127 e 261 μm, ausência de alumina (B), inclusões grossas com tamanhos variando de 37 a 127 μm de sílica (C), e presença de inclusões finas com tamanhos variando de 37 a 127 μm de óxidos diversos (D). A caracterização das inclusões finas (F), e das inclusões grossas (G), foi feita de acordo com a Tabela 2, para cada tipo de óxido.

TABELA 5 – Resultado da distribuição das inclusões finas e grossas no ensaio MAX-T, na amostra 1.

Amostras	A (Sulfeto)		B (Alumina)		C (Silicato)		D (óxido)		Redução
	F	G	F	G	F	G	F	G	(%)
1	1	1	0	0	0	0,5	0,5	0	77,7
2	1	1	0	0	0	0,5	0,5	0	82,5
3	1	1	0	0	0	0,5	0,5	0	85,7
4	1	1	0	0	0	0,5	0,5	0	89,7
5	1	1	0	0	0	0,5	0	0	91,1
6	1	1	0	0	0	0,5	0,5	0,5	93,7

4.2.2 – Análise dos resultados MAX-T durante o experimento

Os resultados obtidos no ensaio MAX-T mostram que as inclusões contidas no material em estudo, apesar de pequenas, ainda se apresentam em espessuras significativamente maiores do que as espessuras das inclusões encontradas nos arames temperados. Isto pode ser claramente percebido comparando-se os dados da Tabela 6 e da Tabela 7.

Como ilustrado na Tabela 6, as quantidades de inclusões $\leq 5 \mu\text{m}$ aumentam significativamente à medida que as reduções se tornam maiores, e o tamanho máximo das inclusões também diminui significativamente nas amostras em estudo. A Tabela 7 mostra os resultados da distribuição das inclusões a partir do ensaio MAX-T em amostras de arames de 8 mm (amostras 1 e 2) e 6 mm de diâmetro (amostras 3, 4 e 5), do mesmo aço.

TABELA 6 – Resultados da distribuição das inclusões contidas nas amostras em estudo, a partir do ensaio MAX-T.

Amostras	Área analisada (mm ²)	≤ 5 μ m (%)	6 a 10 μ m (%)	11 a 15 μ m (%)	> 15 μ m (%)	Tamanho máximo (μ m)	Redução (%)
1	58800	0	10	20	70	40	77,7
2	46000	0	30	20	50	50	82,5
3	37800	0	50	30	20	20	85,7
4	27200	20	30	30	20	20	89,7
5	23250	40	30	20	10	16	91,1
6	16500	50	20	10	20	16	93,7

TABELA 7 – Resultados da distribuição das inclusões a partir do ensaio MAX-T, em amostras de arames de 8 mm (amostras 1 e 2) e 6 mm de diâmetro (amostras 3, 4 e 5), do mesmo aço.

Diâmetro (mm)	Amostras	Área analisada (mm ²)	≤ 5 μ m (%)	6 a 10 μ m (%)	11 a 15 μ m (%)	> 15 μ m (%)	Tamanho máximo (μ m)	Redução (%)
8	1	49,51	80	20	0	0	6	99,8
8	2	49,51	80	20	0	0	10	99,8
6	3	23,76	90	10	0	0	9	99,9
6	4	23,76	90	10	0	0	7	99,9
6	5	23,76	90	10	0	0	7	99,9

Conforme as reduções ocorreram, identificou-se um aumento da quantidade de inclusões finas, com consequente diminuição das inclusões de tamanhos maiores, o que pode ser observado na Tabela 6.

Os resultados do ensaio no material do estudo também mostraram que as inclusões mais espessas concentram-se nos sulfetos (A). Já nos silicatos (C), as inclusões apresentaram-se pouco frequentes e em menores espessuras. Em relação à alumina (B), pode-se concluir

que é muito pouco presente no material e em espessuras muito menores que os demais tipos de inclusões, como indicado na Tabela 8.

Em arames temperados, encontra-se uma maior quantidade de óxidos que sulfetos e não se registrou a existência de alumina e silicatos, fato bem explicado pelo alto grau de redução de área que o material experimentará até se transformar em arame. A Tabela 9 mostra, de forma resumida, a distribuição das inclusões em arames, encontradas em ensaios MAX-T.

TABELA 8 – Distribuição obtida no ensaio MAX-T, das inclusões de sulfetos, alumina, silicatos e óxidos, nas amostras analisadas no estudo, por faixa de espessuras e comprimentos das inclusões.

Amostras	A (Sulfeto)		B (Alumina)		C (Silicato)		D (óxido)		Redução (%)
	F	G	F	G	F	G	F	G	
1	1	1	0	0	0	0,5	0,45	0,05	77,7
2	0,5	1	0	0	0,25	0	0,5	0,42	82,5
3	1	1	0	0	0	0,33	0,08	1	85,7
4	0,75	1,08	0	0,33	0,25	0,08	0,5	0,42	89,7
5	0,75	0,8	0	0	0	0,7	0,58	0,5	91,1
6	1	1	0	0	0,33	0,42	0,33	0,33	93,7

TABELA 9 – Distribuição das inclusões de sulfetos, alumina, silicatos e óxidos obtida no ensaio MAX-T método A, em amostras aleatórias de arames de 8 mm de diâmetro, de um mesmo aço, por faixa de espessuras e comprimento das inclusões.

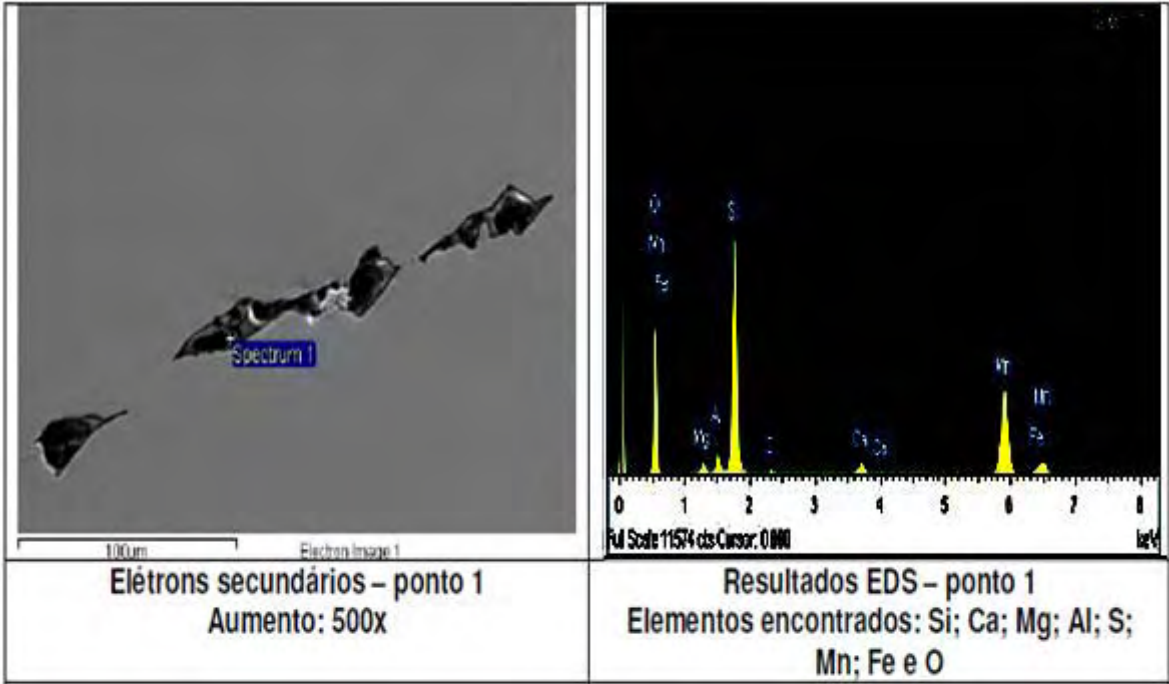
Amostras	A (Sulfeto)		B (Alumina)		C (Silicato)		D (óxido)		Redução
	F	G	F	G	F	G	F	G	(%)
1	0,5	0	0	0	0	0	0,5	0,15	99,8
2	0,5	0	0	0	0	0	0,5	0,15	99,8
3	0,5	0	0	0	0	0	0,5	0	99,8
4	0,5	0	0	0	0	0	0,5	0,05	99,8
5	0,5	0	0	0	0	0	0,5	0,05	99,8

4.2.3 – Análise das inclusões por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectrometria por dispersão de energia (EDS)

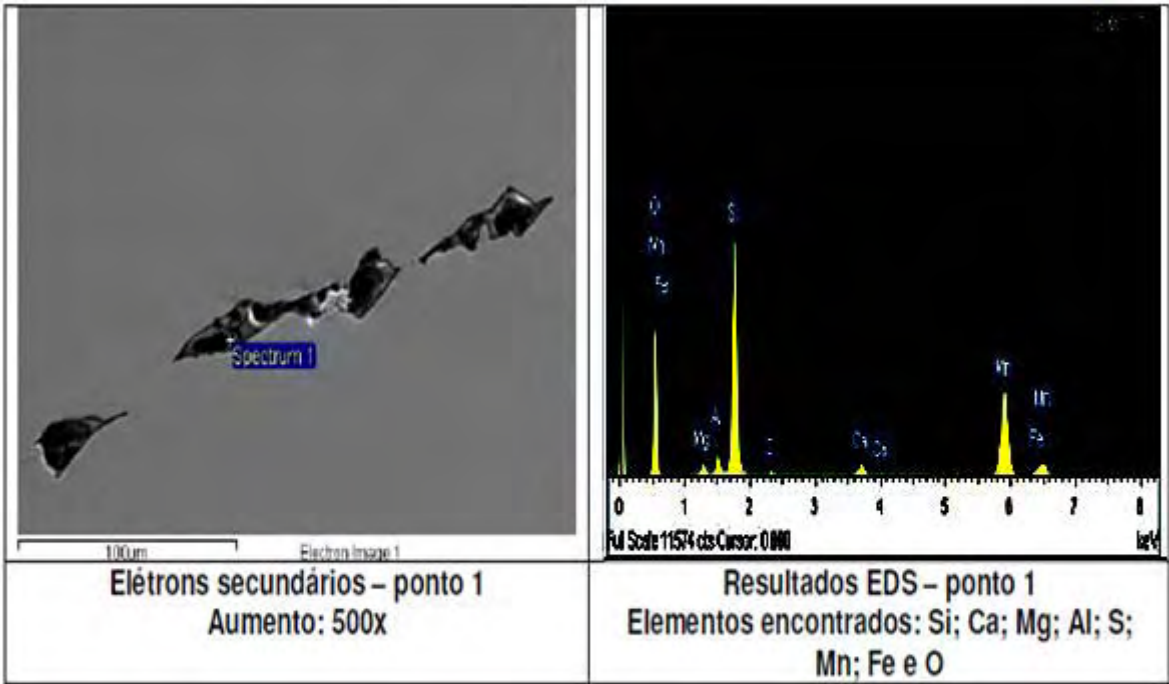
A caracterização microestrutural das amostras por microscopia eletrônica de varredura incluiu a análise morfológica e a determinação dos teores elementares das inclusões.

Para a determinação dos teores dos elementos nas inclusões, foram analisadas duas regiões distintas na amostra 6, a partir de imagens obtidas usando o detector de elétrons secundários, com ampliação de 500 X. A Figura 45 mostra as imagens de MEV, o espectro e os teores (% em peso) correspondente à região analisada em dois pontos. Foram identificados elementos importantes como Mg, Al, Si e Ca, além, é claro, do elemento Fe. A presença de maior quantidade de Mn, em um dos pontos, indica uma maior heterogeneidade de composição química das inclusões que o esperado, o que pode ocorrer, já que as inclusões não apresentam homogeneidade de composição química, obrigatoriamente. Os demais elementos apresentaram quantidades dentro do esperado.

Inclusões deformáveis contidas nas amostras 1 e 2 confirmaram a presença de vários elementos, como Mn, Mg, Al, Si, Ca e Fe, e variações também dentro do esperado. As Figuras 46, 47, 48 e 49 mostram os resultados encontrados nestas análises.

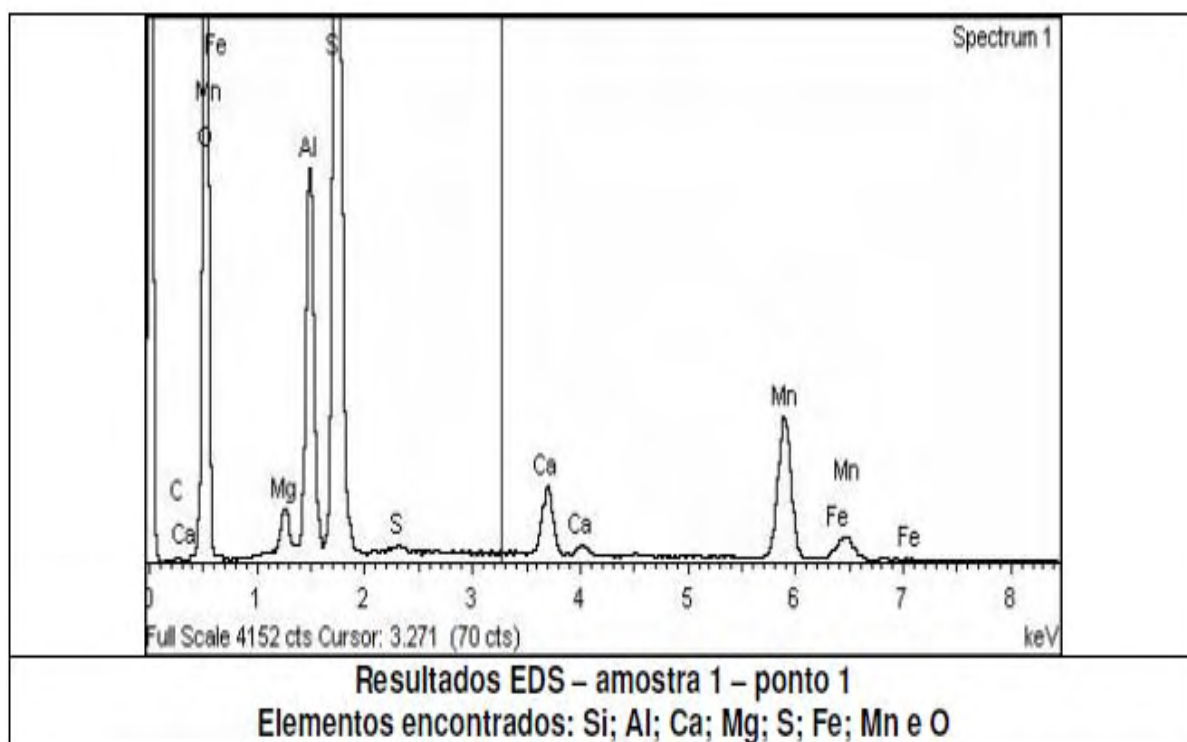
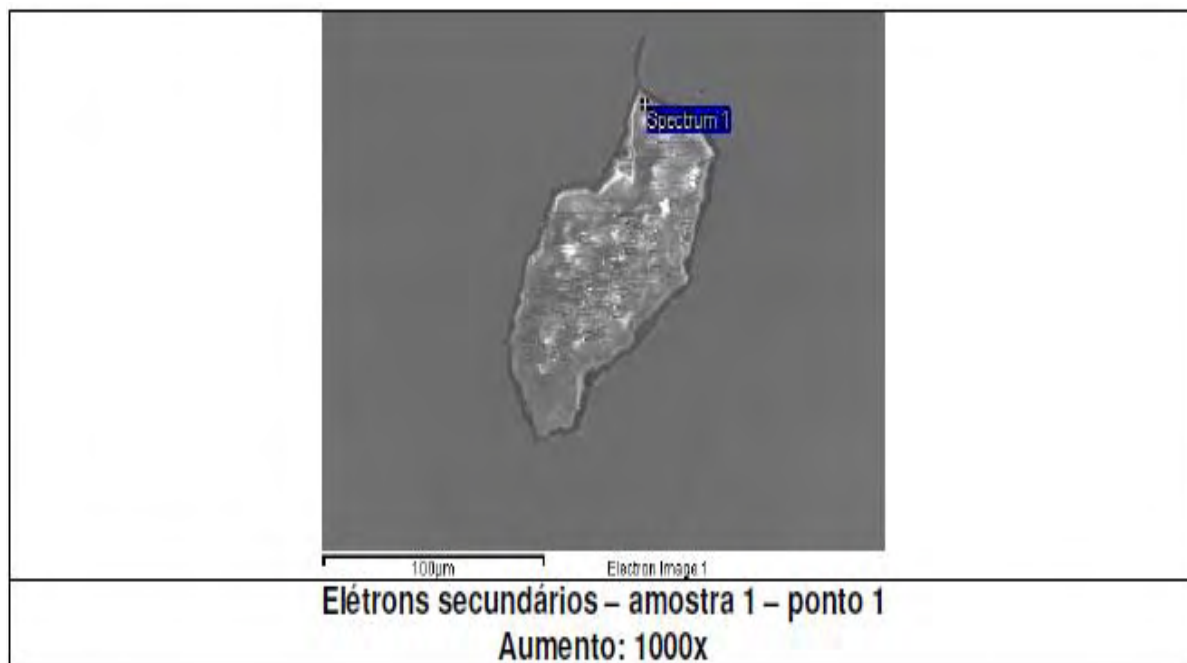


Elemento	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Mn	Fe
% (peso)	41,20	1,53	1,77	23,73	0,33	1,34	28,42	1,67



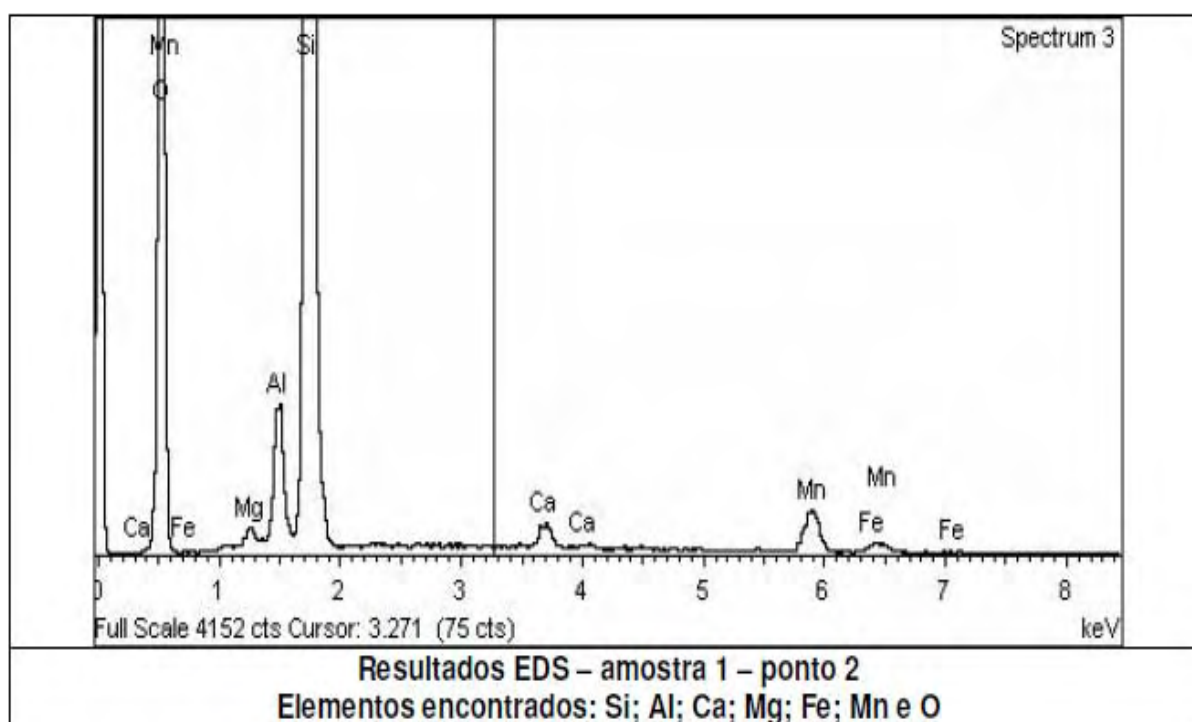
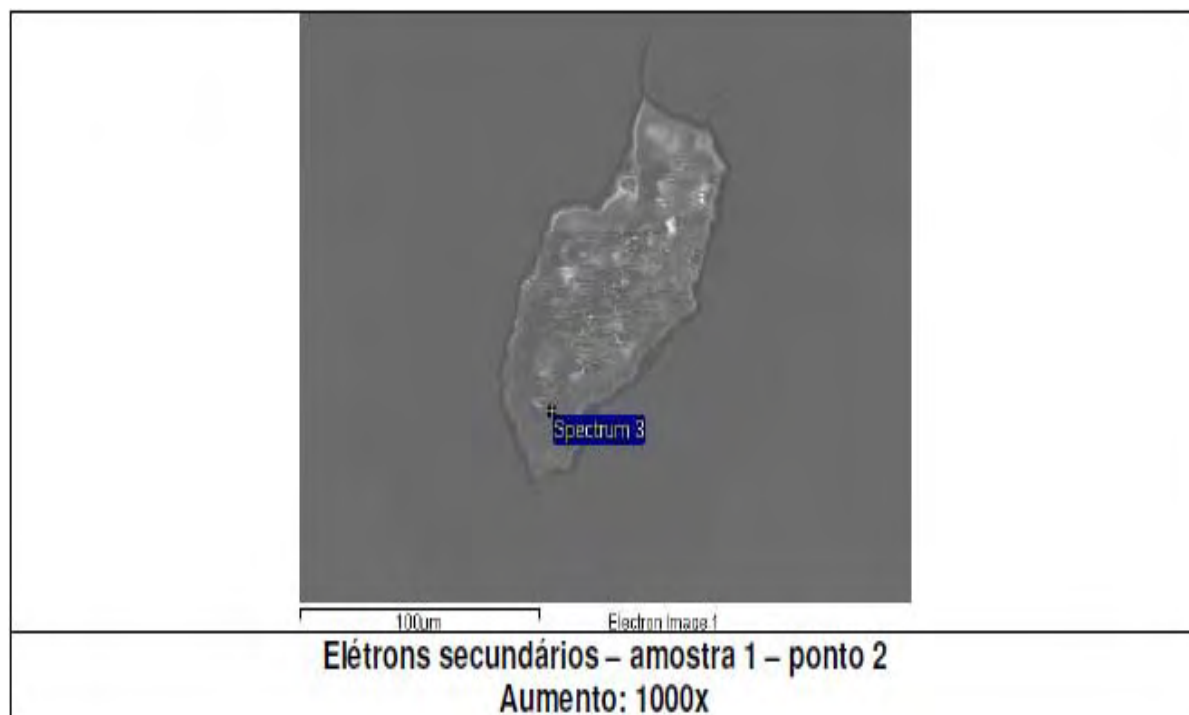
Elemento	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Mn	Fe
% (peso)	41,20	1,53	1,77	23,73	0,33	1,34	28,42	1,67

Figura 45 – Micrografias de MEV, espectros e teores obtidos por espectrometria por dispersão de energia de diferentes regiões em inclusões contidas na amostra 6.



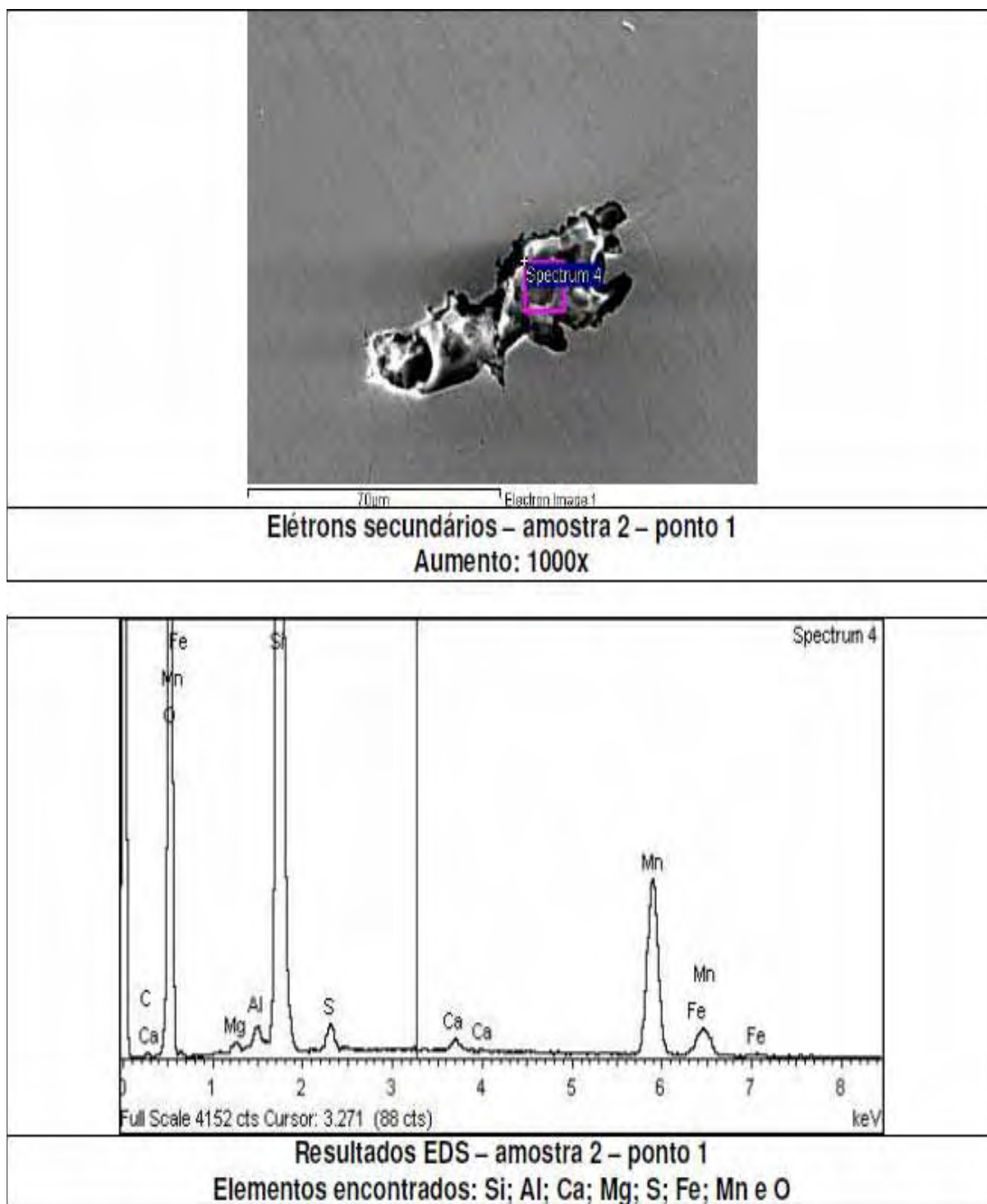
Elemento	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Mn	Fe
% (peso)	44,1	2,06	1,8	31,98	0,2	1,8	16,26	1,8

Figura 46 – Micrografia, espectro e teores obtidos por espectrometria por dispersão de energia de uma inclusão típica encontrada na amostra 1, identificada como ponto 1.



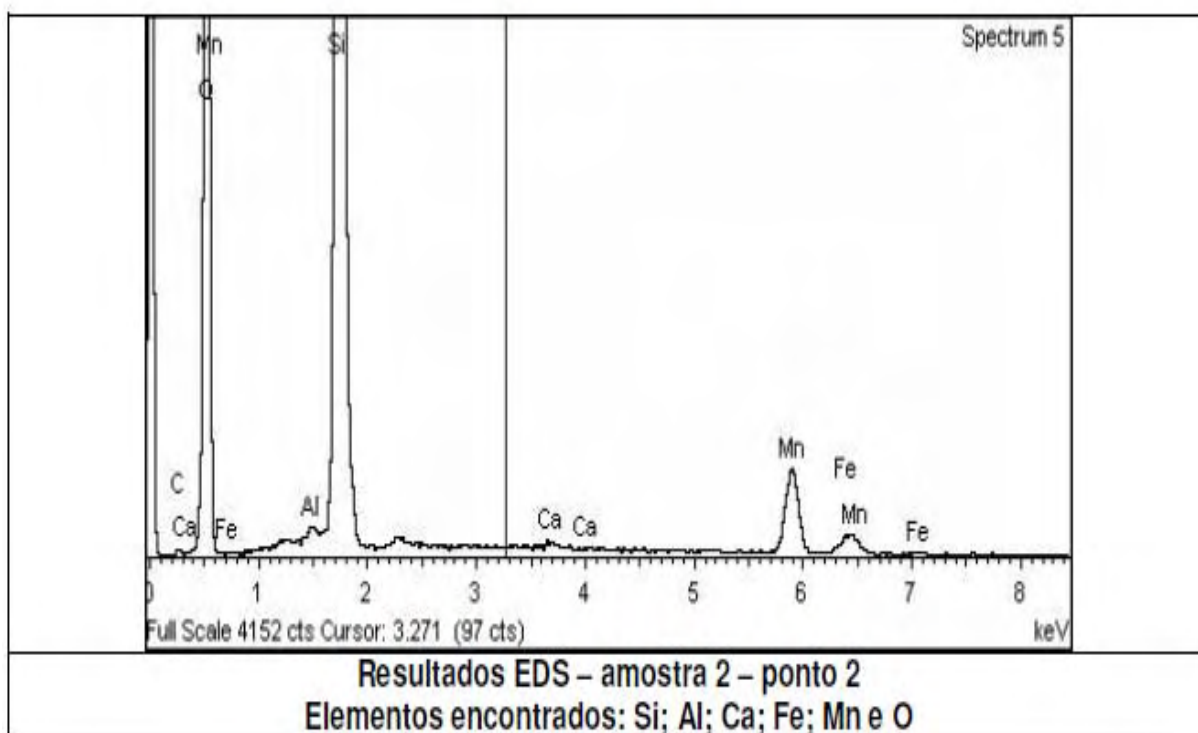
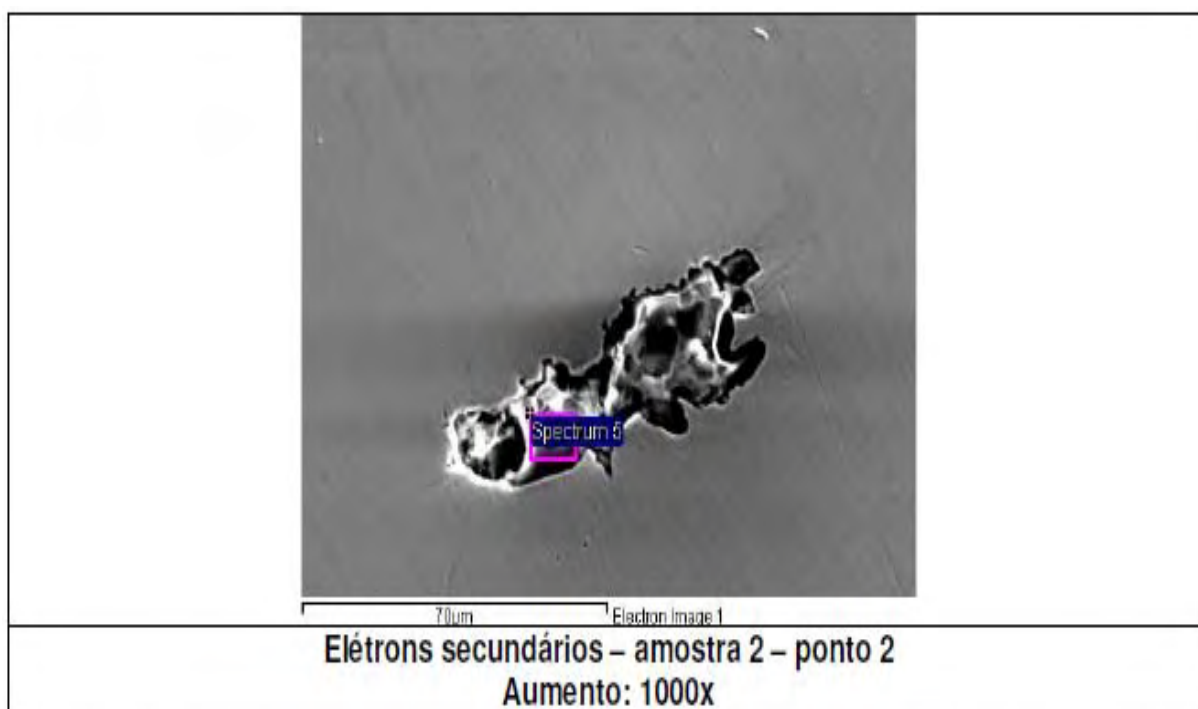
Elemento	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Mn	Fe
% (peso)	48,8	2,4	0,88	32,32	0,3	1,5	12,18	1,6

Figura 47 – Micrografia, espectro e teores obtidos por espectrometria por dispersão de energia de uma inclusão típica encontrada na amostra 1, identificada como ponto 2.



Elemento	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Mn	Fe
% (peso)	54,9	1,26	1,2	36,76		3,3	2,11	0,36

Figura 48 – Micrografia, espectro e teores obtidos por espectrometria por dispersão de energia de uma inclusão típica encontrada na amostra 2, identificada como ponto 1.



Elemento	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Mn	Fe
% (peso)	58,3	1,11	0,69	33,1		0,66	3,44	2,67

Figura 49 – Micrografia, espectro e teores obtidos por espectrometria por dispersão de energia de uma inclusão típica encontrada na amostra 2, identificada como ponto 2.

4.2.4 – Determinação da Morfologia e do Tamanho das Inclusões

Os tamanhos e a morfologia das inclusões foram avaliados por microscopia eletrônica de varredura. As Figuras 50, 51 e 52 indicam a presença de inclusões deformáveis com tamanhos entre 30 μm e 126 μm nas amostras 1 e 2. Estes resultados confirmam o estudo feito através do ensaio MAX-T, item 4.2.1, mostrando a tendência das amostras com menores reduções apresentarem inclusões deformáveis com tamanhos maiores que 15 μm . A morfologia mostra inclusões alongadas, resultado do trabalho de laminação que, além de alongas, também divide as inclusões em tamanhos cada vez menores, à medida que aumentamos as reduções durante o processo de laminação.

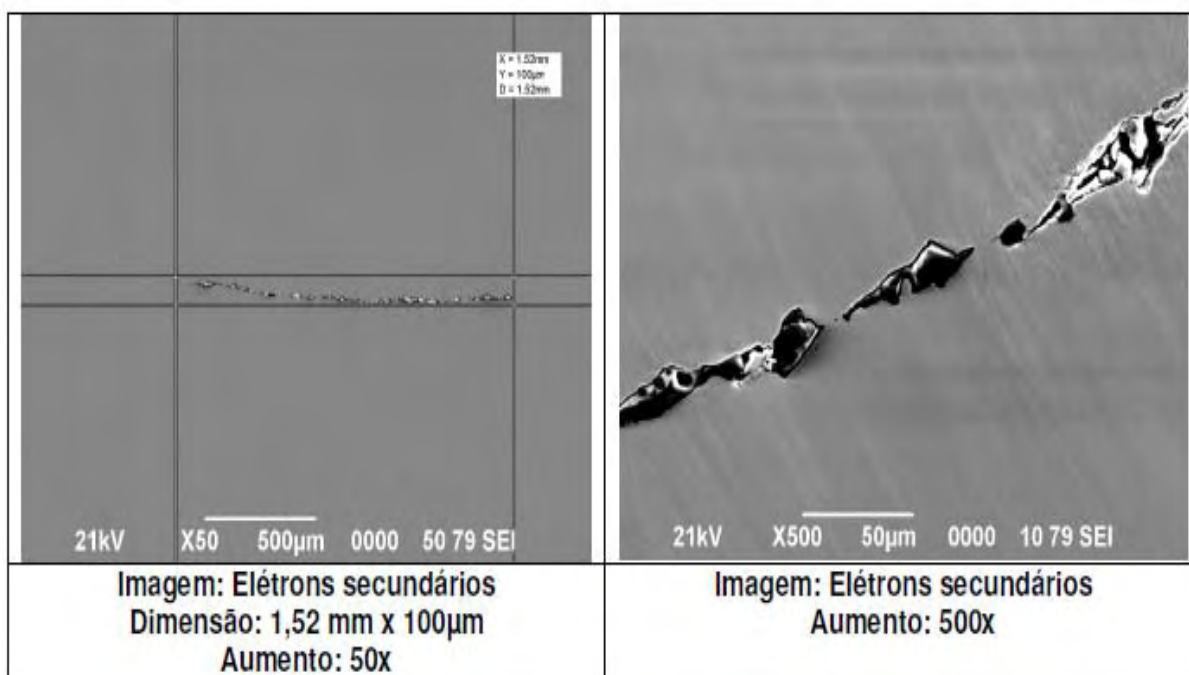


Figura 50 – Micrografias de MEV mostrando a presença de inclusões aleatórias encontradas na amostra 2.

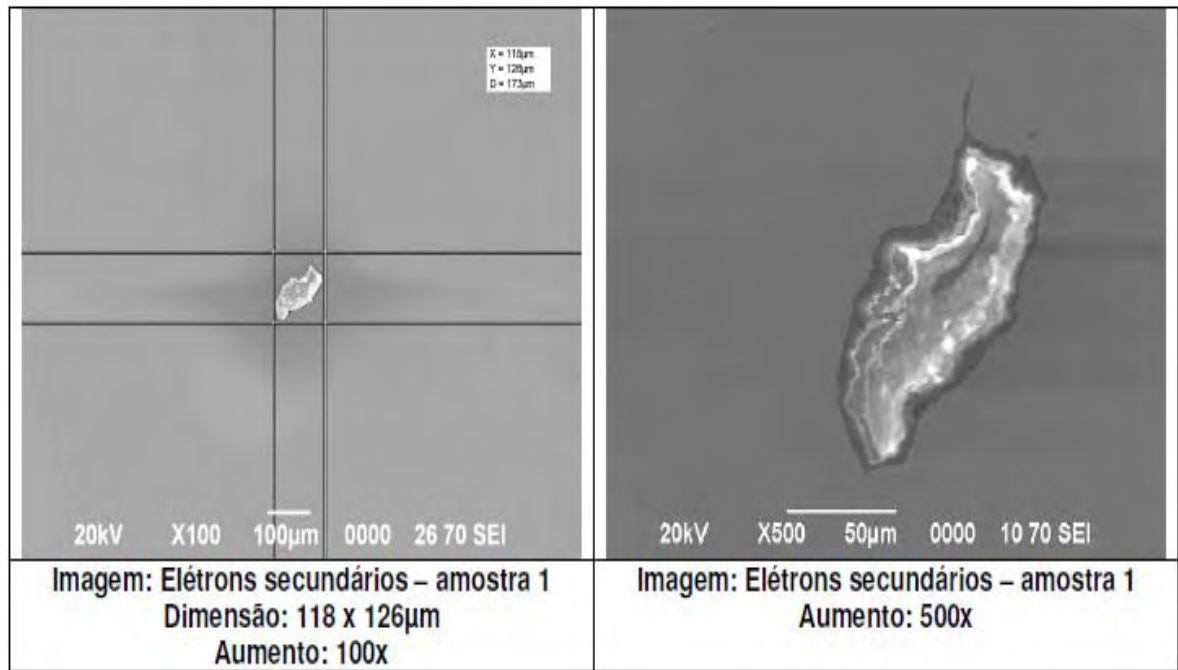


Figura 51 – Micrografias de MEV mostrando a presença de inclusões aleatórias encontradas na amostra 1.

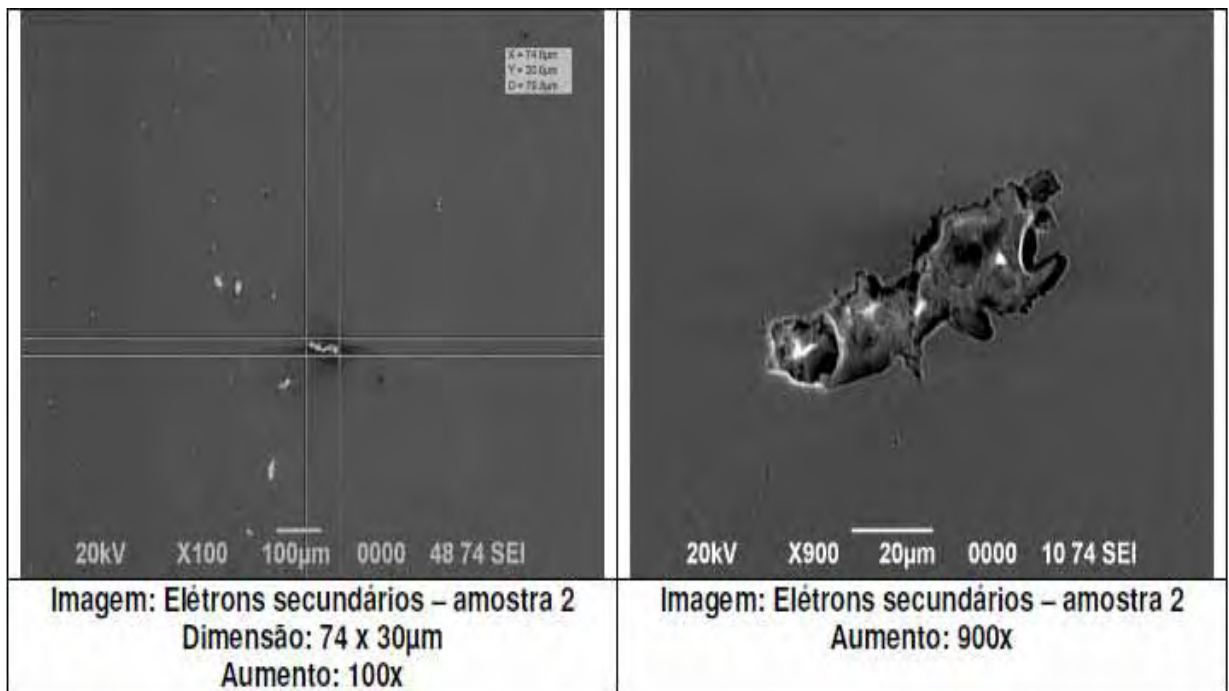


Figura 52 – Micrografias de MEV mostrando a presença de inclusões aleatórias encontradas na amostra 2.

4.2.5 – Mapeamento dos elementos por EDS

As análises foram feitas em duas inclusões, aleatoriamente, visando a identificar as regiões em que os elementos químicos estão presentes. De acordo com todo estudo e a descrição já conhecidos das inclusões deformáveis em aços para molas automotivas, foram identificados por análises EDS pontuais os elementos presentes. As Figuras 56 e 57 mostram o mapeamento por EDS das duas inclusões analisadas, utilizando dois aumentos diferentes, um de 3.500 X e outro de 2.000 X. Pode-se confirmar a pequena presença dos elementos Al, Mn e Ca, e a maior presença de Si, O e Fe, conforme também constatado nas análises por EDS.

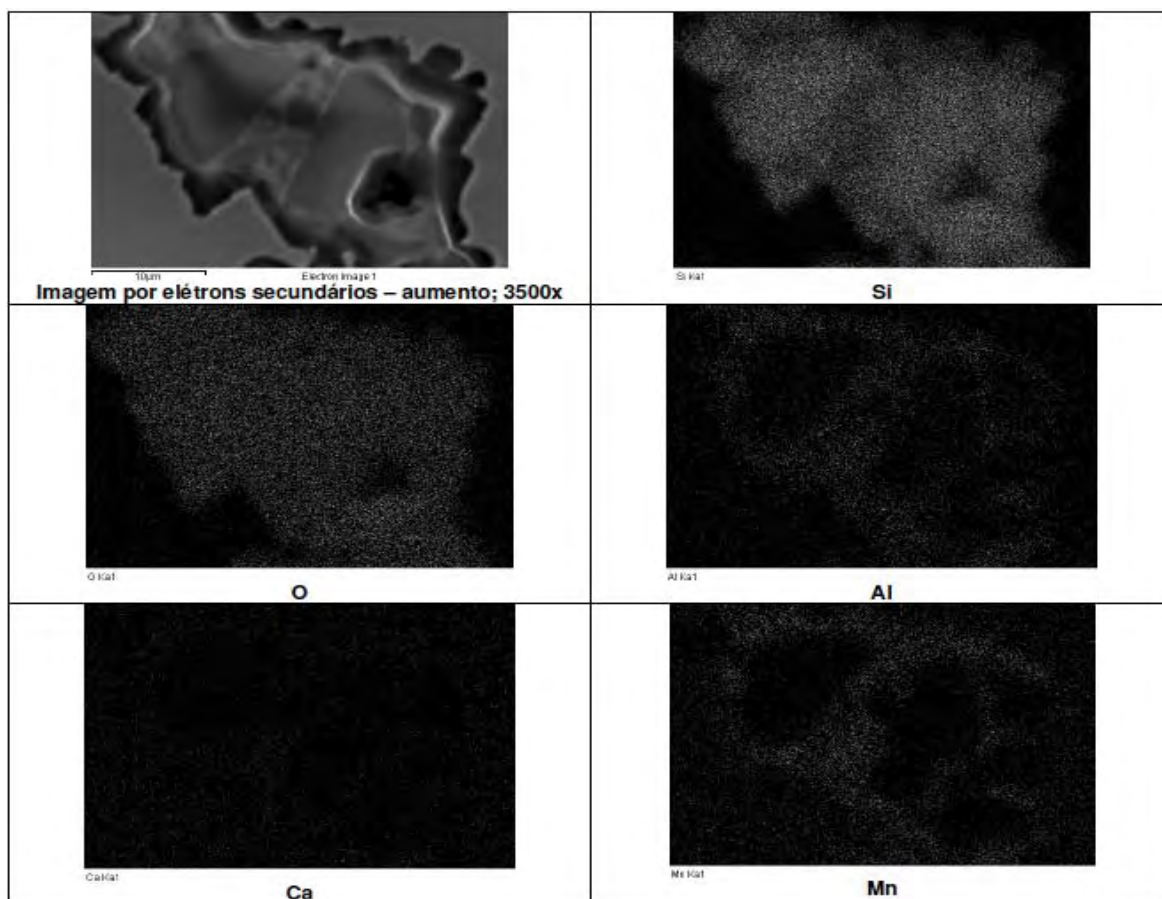


Figura 53 – Mapeamento por EDS dos elementos químicos (Si, O, Al, Ca e Mn) presentes na inclusão 1.

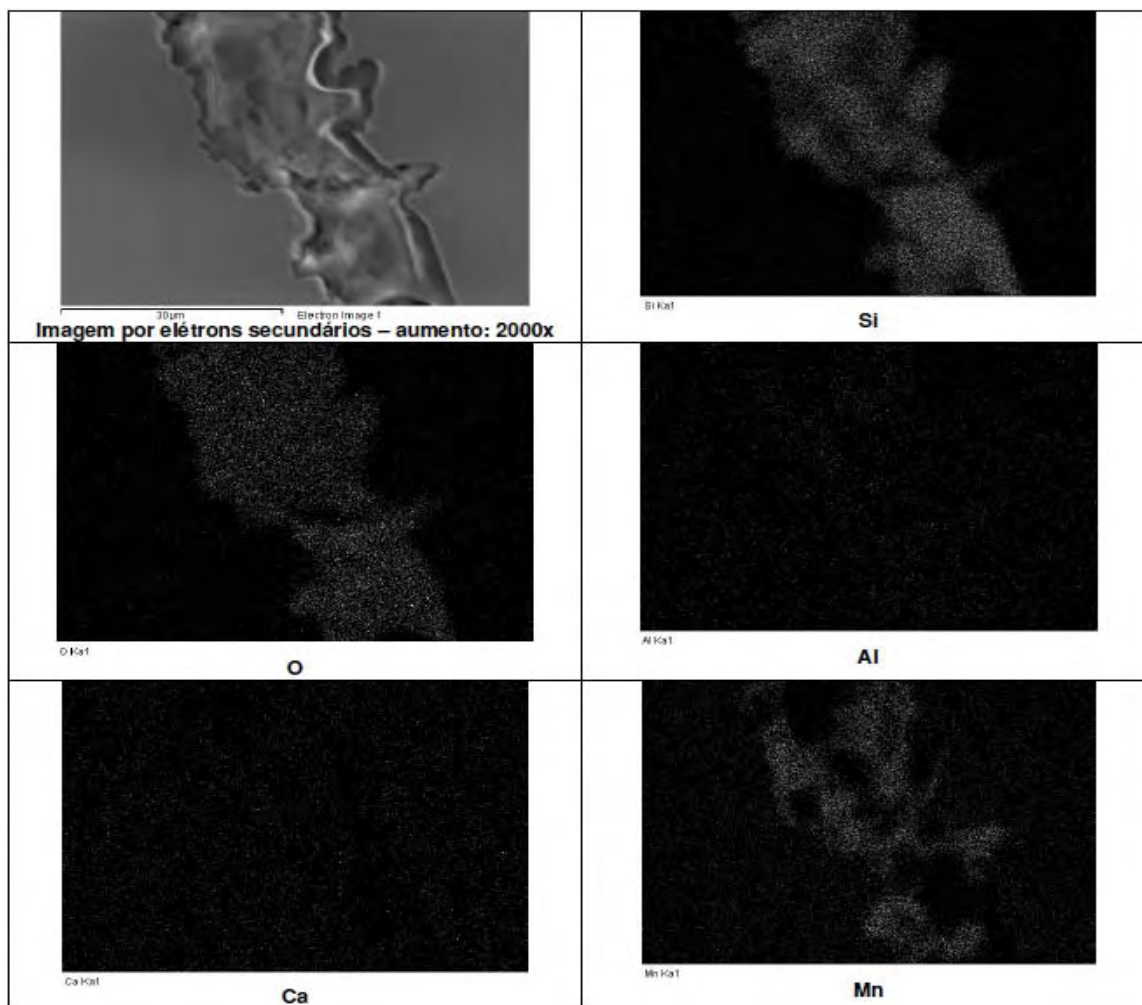


Figura 54 – Mapeamento por EDS dos elementos químicos (Si, O, Al, Ca e Mn) presentes na inclusão 2.

4.2.6 – Determinação da fração volumétrica das inclusões

Para o processo de produção de molas dinâmicas, a característica mais importante que se deve conhecer das inclusões é o tamanho, o que é obtido no ensaio MAX-T. Porém, a análise volumétrica também poderá informar sobre a quantidade de inclusões presentes, já que a principal característica deste aço é a quase isenção de impurezas. Esta não é uma análise rotineira em um processo industrial e não se encontrou referências de outras análises neste mesmo material.

A análise em 8.640 nós totais na grade de medição determinou uma quantidade de 52 inclusões coincidentes. Assim, o resultado final indicou uma porcentagem de 0,6%, conforme ASTM-E562, confirmando o alto grau de limpeza desta família de aço. A planilha de cálculo para os campos analisados está apresentada na Tabela 10.

TABELA 10 – Número de inclusões coincidentes e número de nós total da grade durante análise da fração volumétrica da amostra 6, retirada durante a laminação.

Campo	Inclusões coincidentes	Número de nós total da grade
1	3	432
2	2	432
3	3	432
4	1	432
5	1	432
6	2	432
7	2	432
8	3	432
9	4	432
10	3	432
11	2	432
12	2	432
13	3	432
14	3	432
15	6	432
16	2	432
17	2	432
18	2	432
19	4	432
20	2	432
TOTAL	52	8640

5 – CONCLUSÕES

- 1- A microestrutura perlítica encontrada na etapa de laminação a quente é compatível com a literatura, e não apresentou variações entre as amostras analisadas, assegurando que a fase de aquecimento da matéria-prima foi realizada corretamente.
- 2- Os resultados dos ensaios de tração, dureza e tamanho de grão são importantes para a caracterização do material neste estágio do processo produtivo; porém, são muito mais de caráter informativo, pois ainda existirão modificações significativas nestas características até que o arame esteja pronto.
- 3- Do ponto de vista industrial, os resultados obtidos neste estudo podem ser aplicados na linha da produção, pois possibilitam a obtenção de inclusões deformáveis cada vez mais finas na etapa de laminação do lingote, desde que realizados os ajustes nas taxas de redução entre os passes de laminação. Isto proporciona inclusões cada vez mais finas, tanto no processo de laminação, quanto no processo de trefilação, com consequente melhora no desempenho deste material na sua aplicação final.
- 4- A análise da fração volumétrica confirmou a condição dos aços *Superclean*, com pequena presença de inclusões já nas primeiras etapas do processo produtivo, visto que o estudo foi feito na laminação primária.

6 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1- Caracterização microestrutural para identificar as fases austenita retida, martensita e bainita.
- 2- Estudar otimização do processo de produção baseado nas informações obtidas neste trabalho.

REFERÊNCIAS

ARCANJO, E.; **Caracterização do comportamento à fadiga de molas**. Dissertação – Universidade técnica de Lisboa, Instituto superior técnico, 2008.

CALLISTER, W. D. JR., **Introdução à ciência dos materiais**. Cap. 8, 7ª edição, 2008.

DEKKERS, R.; et al. **Steel cleanliness during secondary metallurgy of high-grade quality electric steels**. 2004.

HAYES, M. **On the selection of wires and surface engineering for maximum spring fatigue performance**. Wire journal International, 2006.

MALKIEWICZ, T.; RUDNICK, S. **Deformation of non-metallic inclusions during rolling of steel**. JISI, p. 33-38, 1963.

MENDES, R. M. **Elementos de Máquinas**. Escola Superior de Tecnologia – IPS v. 1, p. 78-92, 2003.

OLIVEIRA, D.C.; **Deformabilidade das Inclusões em Aços para Mola Dinâmica**. Pindamonhangaba: Aços Villares, 2006.

OLIVEIRA, D.C.; IMOTO, A.; CAETANO, F.B. **Fabricação de aço para mola dinâmica na Villares qualidade Superclean**. In: Congresso anual, ABM, 58., Rio de Janeiro, 2003.

OLIVEIRA, D.C.; SILVA, C.L.; IMOTO, A. **Desenvolvimento e evolução do aço para mola na Aços Villares**. In: Congresso anual, ABM, 62., Vitória, 2007.

OKI, Y.; IBARAKI, N.; YOSHIHARA, N. **High strength valve spring with excellent fatigue life**. Kobelco Technology Review, no 25, KOBE STEEL, SHINKO WIRE COMPANY LTD, Wire Rod & Bar Products Development Department, 2002.

PADILHA, F. A. **Materiais de Engenharia**. v.1 , p.224-230, 2002.

PIMENTEL, M.F.; ET al. **Efeitos das práticas de elaboração do aço sobre a limpeza interna dos aços para mola de válvula (SAE6150 e SAE 9254)**. In: Congresso anual da ABM, 54, 1999, São Paulo.

SILVA JR., A.A. **Molas Helicoidais e planas**. Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, apostila do curso de elementos de máquinas, 2001.

SUITO, H.; INOUE, R.; **Thermodynamics on Control of Inclusions Composition in Ultra clean Steels**. Japan, Institute for Advanced Materials Processing, Tohoku University, 1996.

TOMAZ, M.G.B., **Cronologia do uso dos metais**. Instituto Brasileiro de Siderurgia, 2011.

VOORT, G. F. V.; **Atlas of Time-Temperature Diagrams for Iron and Steel**. ASM International, p.28, 1991.

WANG,H.; et al. **Thermodynamics of composition control of CaO-MnO-Al₂O₃-SiO₂ Inclusions in the Tire Cord Steel**. Beijing: School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Tecnology, 2006.

YU, W.; FU,G. C.; WEN, Z.J. **Theory and practice of inclusion composition and morphology control in spring steel production**. In: J. Iron & Steel Res. V. 10, p. 38-44, 2003.

BIBLIOGRAFIA CONSULTADA

AUCLAIR, G.; **Superclean steel for spring applications**. Wire journal International, 1998.

BUCH, A.; **The problems of fadigue strength**, Warsaw, 1964.

DEKKERS, R. **Characterization of inclusions**. Ph.D.Thesis, Katholieke Universiteit Leuven, Leuven, Bélgica, cap. 3, 2002.

DEO, B.; BOOM R.; **Fundamentals of Steelmaking Metallurgy**. 1993: Prentice Hall.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**, McGraw Hill Book Company, 1988.

ELLIOTT J.F.; GLEISER M.; RAMAKRISHNA V.; **Thermochemistry for Steelmaking**, vol II, London, 1963.

GOLIS, B.; IMBOR, J.; **The process of drawing spring wires through the pressure drawing dies**, Technical Bulletin N° 9/136, 1973, ZPWM, Krakow

GOLIS, B.; PILARCZYK, J.W.; BUDZIK, R. **Quality of spring wires-effect of decarburization of a wire rod and application of pressure dies**. Wire journal International, 2006.

HAYES, M.; **High Strength wire for Springs**, WAI ITC Conference Proceedings, Stratford, 2001.

HAYES, M.; **Influences on Spring Fadigue**, Wire Industry, 1985.

HANSEN T.; JONSSON P.; **Some ideas on Determining the Macro Inclusion Characteristic during Steelmaking**, 2001 Electric Furnace Conference Proceedings, Vol. 59, 2001, 71-81.

IBARAKI N.; R&D Kobe Aço Engenharia Relatórios, Vol.50, No.3, p.27 (2000).

JINBO. T.; et al. **High Strength, Oil-tempered Steel Wire for Valve Springs, Manufactured by Rapid Heating Mono-strand Process**. Kobelco Technology Review, no

27, KOBE STEEL, SHINKO WIRE COMPANY LTD, Wire Rod & Bar Products Development Department, 2007.

JUNIOR A. A. S.; **Molas helicoidais e planas** – Elementos de máquinas I; Universidade Estadual de Campinas; Faculdade de Engenharia Mecânica; 2001.

KOIZUMI Y.; **Transactions of Japan Society for Spring Research**, No.28, p.60 (1983). Edited by Japan Society of Spring Engineers: Springs (the third edition), (1982), p.438.

LIANG, X.Z.; BANG, L.Z.; WEN, Z.J.; **The property and morphology of Oxide inclusion in spring steel production by different deoxidization process**, Special Steel, p. 24-26, 2001.

LIANG, X.Z.; BANG, L.Z.; WEN, Z.J.; **Deoxidization in molten steel and oxide inclusion control**, Special Steel, p. 21-23, 2001.

LIANG, X.Z.; BANG, L.Z.; WEN, Z.J.; **Thermodynamic conditions for oxide inclusion modification in spring steel**, Journal of Iron and steel Research , p. 20-24, 2000.

LIANG, X.Z.; BANG, L.Z.; WEN, Z.J.; **The size distribution of Non-Metallic inclusion in spring steel produced by different deoxidization process**, Journal of Iron and steel Research , p. 20-23, 2001.

LIMA, V. T. **Processos Mecânicos e Metalúrgicos de Fabricação**. Universidade De Rio Verde, Faculdade De Engenharia Mecânica, Rio Verde, cap. 3, 2006.

MACCAGNO, T. M.; **Determination of Recrystallization Stop Temperature from Rolling Mill Logs and Comparison with Laboratory Simulation Results**. ISIJ International, v. 34, n. 11, p. 917-922, Nov. 1994.

MIZOGUCHI, S.; **A study on segregation and oxide inclusions for the control of steel properties**. Tokyo: University of Tokyo, p.97, 1996.

MUHR, T. H. **New technologies for engine valve spring**. SAE Technical Paper Series 93091, 1993.

MURAKAMI Y., **Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions**, p.90 (1993), Yokendo Ltda.

NASCIMENTO, Z. D. **Efeito do cálcio no desgaste das placas refratárias de válvulas de gaveta de distribuidor no processo de lingotamento contínuo**. Dissertação – Universidade Federal de Ouro Preto, REDEMAT, Ouro Preto, 2007.

OHSHIRO, T.; et al. **Improvement of fatigue life of valve spring wire by morphology of nonmetallic inclusions**, Kobelco Technology Review, no 2, KOBE STEEL, SHINKO WIRE COMPANY LTD, Wire Rod & Bar Products Development Department, 1987.

ROSSI, E.H.; CASTRO, G.M.; **Aços Mola Para Aplicações especiais**. Seminário de Laminação - Processos e produtos laminados revestidos, ABM, XXXIX, Ouro Preto, 2002.

SHINME, K.; MATSUO T.; **Investigation of optimum slag for removal of Al_2O_3 inclusions in steel**. In 4th International Conference on Molten Slags and Fluxes. 1992. Sendai, Japan: ISIJ.

SILVA, A. L. V. C. **Cálculos de equilíbrio em aciaria através da termodinâmica computacional**. In: Seminário de fusão, refino e solidificação dos metais, ABM, 36, São Paulo 2005

SILVA, A. L. V. **Refino dos Aços- Avanços e Perspectivas**. Dissertação - Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, p. 55-68, 2007.

SMITH F. W.; **Princípios de ciência e engenharia dos materiais**; McGraw Hill; 3.^a edição;1998.

STAHLEISEN, V.; **Slag Atlas**. 2^a edição, DUSSELDORF, 1995.

STEININGER, Z.; KACPRZAK, J.; **Studies on the effect of wire rod defects on the quality of carbon steel wires**, Technical Bulletin N° 3/106, 1971, ZPWM, Krakow.

SUDA, S.; **Super High Strength Valve Spring Steel with Excellent Fatigue and Sag Resistance**. Kobelco Technology Review, no 27, KOBE STEEL, SHINKO WIRE COMPANY LTD, Wire Rod & Bar Products Development Department, 2007.

SUDA, S.; IBARAKI, N. **The Past and Future of High-strength Steel for Valve Springs**. Kobe, Wire Rod & Bar Products Development Department, 2008.

SUITO H., **Issues on Inclusion Size Distribution Measurement**, 11st Ultra-Clean Steel Symposium of High Temperature Process Committee of ISIJ, 1998.

ZHANG, L.; THOMAS, B. G.; WANG, X. **Evaluation And Control Of Steel Cleanliness.** Review. In: Steelmaking Conference Proceedings, University of Science and Technology Beijing. Dept of Mech. Eng., University of Illinois at Urbana-Champaign, Beijing. pp. 431-452, 2002.

ZHANG, L.; LIU, S. **Steel cleanliness control during continuous casting process.** Beijing: Norwegian University of Science & Technology, Department of Materials Science & Engineering, p.642-649, 2008.