**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA**

DENISE CORRÊA DE OLIVEIRA

Desenvolvimento de aço especial para suspensão automotiva
via lingotamento contínuo em aciaria elétrica

Lorena – SP

2015

DENISE CORRÊA DE OLIVEIRA

Desenvolvimento de aço especial para suspensão automotiva
via lingotamento contínuo em aciaria elétrica

**Tese apresentada à Escola de Engenharia
de Lorena da Universidade de São Paulo para
obtenção do título de “Doutor em Ciências, no
Programa de Pós Graduação em Engenharia de
Materiais”, na área de concentração Materiais
Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos.**

Orientador: Prof. Dr. Durval Rodrigues Junior

Edição reimpressa e corrigida

Lorena – SP

2015

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema Automatizado
da Escola de Engenharia de Lorena,
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

Oliveira, Denise Corrêa de
Desenvolvimento de aço especial para suspensão
automotiva / Denise Corrêa de Oliveira; orientador
Prof. Dr. Durval Rodrigues Junior - ed. reimp.,
corr. - Lorena, 2015.
151 p.

Tese (Doutorado em Ciências - Programa de Pós
Graduação em Engenharia de Materiais na Área de
Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) -
Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de
São Paulo. 2015
Orientador: Prof. Dr. Durval Rodrigues Junior

1. Inclusões. 2. Aços especiais. 3. Indústria
automotiva. 4. Refino. 5. Suspensão. I. Título. II.
Rodrigues Junior, Prof. Dr. Durval, orient.

Dedico este trabalho à minha querida mãe Suely, meu exemplo de vida, e a meus queridos irmãos Alexandre e Liliane, e ao Andreas, meus amigos de todas as horas. À memória de meu pai José e de minha avó Olga. A meu namorado, essa pessoa tão especial que está sempre ao meu lado. A esta família especial, por todo o incentivo durante a elaboração deste trabalho e pelo apoio incondicional.

AGRADECIMENTOS

O desenvolvimento deste trabalho contou com a ajuda de muitas pessoas que não posso deixar de agradecer.

Ao meu orientador Durval Rodrigues Junior, que eu tanto admiro, pelo extremo conhecimento e modéstia invejável, pelas discussões enriquecedoras que permitiram a realização do trabalho, e por toda a dedicação que teve ao longo deste período de estudo.

Ao professor César Alves da Silva Leandro, minha referência em Siderurgia, pelas inúmeras discussões enriquecedoras, pelos ensinamentos, incentivo e amizade.

À Gerdau, por todo o apoio, instalações e pela oportunidade de realização deste trabalho.

À equipe da EEL-USP, pelo apoio, orientação e instalações.

Ao João Motta, pelas inúmeras análises, fotos, relatórios, amostragens e discussões em que me ajudou, pelos ensinamentos e amizade nestes anos de convivência.

Ao Lucas e ao Ricardo, por todos os levantamentos urgentes e ajuda constante, ao Laboratório Metalúrgico e aos colegas Danilo, Enoch, Marcelo, Rodrigo, Odilon, Arnaldo, Messias, Ayumi, João Paulo, Eduardo e Maria Luiza pelo suporte nas análises, preparação e caracterização das amostras, fundamentais para o desenvolvimento do escopo do trabalho.

Ao Marcos Vinícios pelas discussões e acompanhamento, pelo cuidado minucioso no processo de elaboração do aço, orientando as equipes e supervisionando cada parâmetro, pelo incentivo e pelas idéias inovadoras e soluções que compartilhou comigo ao longo deste desenvolvimento.

A meus colegas de produção da Gerdau, pessoas tão batalhadoras, e que me ajudaram em grande parte dos testes aqui mencionados, cuja experiência e dedicação me ensinaram muito.

Aos colegas do TAE, que tanto me acompanharam e torceram por este desenvolvimento, obrigada pelo apoio.

A todos os amigos que fizeram parte da minha história profissional e acadêmica, contribuindo direta ou indiretamente para a realização do presente trabalho, que participaram do desenvolvimento de projetos que confirmaram minha escolha profissional e o amor pela profissão que escolhi.

A autora considera uma imensa honra ter conhecido e ter compartilhado trabalhos com os citados acima.

RESUMO

OLIVEIRA, D.C. **Desenvolvimento de aço especial para suspensão automotiva via lingotamento contínuo em aciaria elétrica. 2015.** 151 p. Tese (Doutorado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, Brasil, 2015.

Com a tendência da indústria automobilística em produzir motores com maior potência e menor consumo de combustível, a redução em peso dos componentes tem sido cada vez mais exigida. Isto tem desafiado a Ciência dos Materiais em desenvolver novos produtos que apresentem alta resistência mecânica para compensar a redução de peso desejada. No entanto, a fabricação de aços especiais implica em características de produto e de processamento altamente complexas. As diferentes rotas de fabricação apresentam limitações termodinâmicas, cinéticas e físicas, de recursos e de equipamentos, que devem ser balanceadas, visando viabilidade produtiva mas atendendo às especificações e às exigências da aplicação final. Assim são os desenvolvimentos de elementos de suspensão automotiva, que tem característica fundamental a redução de peso, implicando portanto em desafio constante para o projeto da peça e para o aço especificado. O presente trabalho teve como objetivo principal o desenvolvimento de um aço para aplicação em suspensão automotiva com alto desempenho em fadiga, menor peso e custo otimizado. A rota simplifica o processo produtivo, eliminando etapas intermediárias e também abre possibilidade da utilização de aços de aciaria elétrica, uma rota inovadora e desafiadora em relação à utilização de matéria-prima reciclada. Os objetivos foram alcançados através de um processo de engenharia de inclusões. O controle e a caracterização destas inclusões foram fundamentais, sendo necessárias técnicas diferenciadas como complemento às técnicas tradicionais. Foram utilizadas técnicas de microscopia ótica, microscopia eletrônica, espectrometria e dissolução ácida, visando complementar as caracterizações superficiais, volumétricas, e composicionais, além de testes dinâmicos, aumentando-se a amostragem tradicionalmente utilizada. O material estudado foi gentilmente cedido pela Gerdau Aços Especiais Brasil de Pindamonhangaba – SP, onde também foram realizados os testes e análises. Observou-se que a metodologia com diferentes técnicas de caracterização mostrou-se boas para avaliação do aço. Ainda, que o controle dos parâmetros de fabricação do aço líquido é fundamental para o desempenho final do produto e que a rota de aciaria elétrica e lingotamento contínuo mostraram-se viáveis para produção da matéria-prima de elementos de suspensão de alto desempenho. No entanto, é necessário um controle diferenciado de inclusões. Essa rota e controles levaram ao desenvolvimento de um material com alto limite de resistência mecânica, até 2100MPa conforme as condições de tratamento térmico. Foi possível também associar a vida em fadiga às dimensões das inclusões, sendo que inclusões acima de 30 μ m reduziram a vida em fadiga do arame em 4 vezes.

Palavras-chave: Inclusões. Aços especiais. Indústria automotiva. Fadiga. Suspensão. Caracterização microestrutural e composicional. Microscopia eletrônica, Dissolução.

ABSTRACT

OLIVEIRA, D.C. **Development of special steel for automotive suspension through continuous casting in electric arc furnace. 2015.** 151 p. Thesis (Doctor in Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, Brazil, 2015.

Following the tendency of automotive industry to produce motors with higher power and less fuel consumption, weight reduction of components has been more and more demanded. This has defied Materials Science to develop new materials with higher mechanical resistance, to match the aimed weight reduction. However, production of special steel grades implies in highly complex product and process characteristics. There are different production routes, with thermodynamic, kinetic and physical limitations, as well of resources and of equipment, which must be balanced, aiming production feasibility and also matching product specifications and its final applications. Development of automotive suspension components have, for example, the weight reduction as main characteristic, what implies a constant challenge to the design project and also to the specified steel. This work aimed to develop a new steel applied to automotive suspension, with high fatigue performance, lower weight and optimized cost. The proposed route simplifies the productive process, eliminating intermediate steps and also uses steel melted in electric arc furnace, an innovative and challenging route concerning recycled raw material. The objectives were achieved through a process of inclusion engineering. The control and characterization of these inclusions were fundamental, and differentiated techniques were used, complementing the traditional ones. It was used optical microscopy, electron microscopy, spectrometry and acid dissolution, to complement the surface, volumetric and compositional characterization, and also dynamic testing, increasing the usual sampling. The studied material was kindly provided by Gerdau Aços Especiais Brasil - Pindamonhangaba – SP, where the tests and analysis were performed. It was observed that the methodology was suitable for the steel evaluation. And that the control of the steelmaking parameters is fundamental for the final performance of the product. It was also possible to conclude that the steelmaking based on electric arc furnace and continuous casting can be feasible to produce raw-material for high-performance suspension applications, once a differentiated inclusion control is applied. It was concluded that the methodology with different characterization techniques was good for the analysis, complementing each other. Liquid steel parameters control is fundamental for the final performance of the product. Electric Arc Furnace and Continuous Casting route are reliable for the production of raw material for high performance suspension parts. However, it is necessary to control the inclusions. The applied route created a material with high mechanical resistance, up to 2100MPa, depending on the heat treatments conditions. It was also possible to associate the fatigue life to the inclusion dimensions, and the inclusions above 30 μ m reduced the fatigue life of the wire in about four times.

Keywords: Inclusions. Special steels. Automotive industry. Refining. Fatigue. Suspension. Microstructural and compositional characterization. Electron microscopy. Dissolution.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama Ferro-Carbono. O eixo vertical das ordenadas apresenta a temperatura (em °C) e o eixo das abscissas representa o percentual crescente de carbono, até 7%. Nos campos são mostradas as diferentes fases do aço e suas nomenclaturas.	30
Figura 2 – Efeito dos elementos de liga no limite de resistência dos aços	33
Figura 3 – Dureza e campos de microestruturas mais usuais, em função do teor de carbono.	34
Figura 4 – Exemplo de bobina na laminação via <i>Stelmor</i>	36
Figura 5 – Esquema de um forno elétrico e detalhe dos eletrodos abrindo o arco elétrico.	40
Figura 6 – (a) Etapa de vazamento do aço do forno elétrico para a panela. (b) detalhe do interior da panela.	41
Figura 7 – Esquema da montagem de tijolos de uma panela de aço líquido.	42
Figura 8 – Fotos de (a) Escória remanescente do vazamento do forno elétrico. (b) remoção com o rodo (<i>skimmer</i>).	43
Figura 9 – Esquemas de panela em processo de refino secundário.	45
Figura 10 – Esquema de degaseificação em (a) tanque de vácuo e (b) degaseificador RH.	49
Figura 11 – Esquema da formação de vórtex, em comparação à descida normal do aço líquido pela válvula gaveta inferior da panela.	51
Figura 12 – Viscosidades do sistema $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO(-FeO)}$ em função da basicidade a 1723K.	52
Figura 13 – Esquema de máquinas de lingotamento contínuo. (a) vertical-curva; (b) curva; (c) de tiras/placas; (d) vertical; (e) horizontal.	54

Figura 14 – Detalhe de máquina de lingotamento contínuo de tarugos. Imagem da região curva da máquina ID-2509-2008-b.	54
Figura 15 – Detalhe de máquina de lingotamento contínuo de tarugos. Imagem da região após o endireitamento ID-2532-2008-a.	55
Figura 16 – Produtos comuns do processo de lingotamento contínuo de aços.....	56
Figura 17 – Lingotamento convencional. (a) direto; (b) indireto.	57
Figura 18 – Esquema mostrando o pó fluxante pendurado, aguardando a fusão pelo aço líquido, para proteger o aço durante o lingotamento.	58
Figura 19 – Interior do lingote, no final do preenchimento, com a cobertura de pó fluxante.	59
Figura 20 – Esquema de um lingote, das regiões solidificadas e de possíveis defeitos.	59
Figura 21 – Correlação qualitativa entre volume inspecionado e tamanho de inclusões em vários métodos de avaliação.	61
Figura 22 – Descrição de diferentes tipos de técnicas de inspeção utilizados na Ascométal, considerando-se limites de detecção e volume inspecionado.	62
Figura 23 – Principais origens de inclusões encontradas em aços acalmados ao alumínio.	64
Figura 24 – Temperatura de fusão das inclusões em função de sua deformabilidade.....	65
Figura 25 – Influência da redução de laminação nas tensões do aço e das inclusões na região central (a) e na região superficial (b).	66
Figura 26 – Influência da espessura das inclusões em relação a quantidade de ciclos em um teste de fadiga, utilizando 760 MPa de tensão.	67
Figura 27 – Efeito de inclusões na criação de vazios durante a deformação.....	67
Figura 28 – Comparação de dados experimentais (redondos) e calculados (quadrados) do efeito no limite de fadiga para diferentes tamanhos de inclusões e diferentes níveis de tensão.	68

Figura 29 – Relação entre a vida de esferas de rolamentos e quantidade de inclusões acima de 30 μm	68
Figura 30 – Curva de teste de fadiga (tensão x ciclos até a quebra) para amostras com (marcadores quadrados) e sem jateamento (marcadores redondos).	69
Figura 31 – Perfil de tensões residuais em amostras jateadas com intensidade de 25A.	70
Figura 32 – Efeito da velocidade na tensão residual da superfície de onde a esfera de 0,5mm incide, para uma tensão objetivada de 800MPa.	70
Figura 33 – Análise de tensões utilizando-se elementos finitos. a) mola inteira e b) detalhe da região fraturada.	71
Figura 34 – Mapa de tensões máxima e mínima na inclusão estudada.	72
Figura 35 – Tensões máximas (σ_1) e mínimas (σ_3) ao longo das inclusões.	72
Figura 36 – Mínima temperatura no qual as inclusões de silicato deformam, de acordo com o teor de sílica.	73
Figura 37 – Diagrama ternário em corte isotérmico e em vista tridimensional do sistema $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, evidenciando a região de menor ponto de fusão.	75
Figura 38 – Seção isotérmica para o sistema CaO-MgO-SiO_2 a 1600°C (2912°F).	76
Figura 39 – Índice de deformabilidade das inclusões de silicato contendo alumina.	77
Figura 40 – Atividade da SiO_2 no ternário $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ na temperatura de 1550°C.	77
Figura 41 – Norma ASTM E45, com a classificação conforme a composição e as dimensões dos óxidos.	82
Figura 42 – Esquema mostrando a seção avaliada no teste de inclusões.	83
Figura 43 – Exemplo de classificação de inclusões quanto à espessura.	83

Figura 44 – Sequência ilustrada de método de avaliação pelo ASPEX.....	84
Figura 45 – Exemplo de parte do relatório de avaliação pelo ASPEX, com a identificação dos principais campos.	85
Figura 46 – Aço dissolvido, pronto para filtração.	87
Figura 47 – (a) Preparação do papel de filtro (posicionamento antes da filtragem) e (b) filtragem em andamento.	87
Figura 48 – Imagens da massa restante: (a) após a filtração e secagem; (b) após maceração suave; e (c) após maceração total.	88
Figura 49 – (a) Quantidade de material filtrado em uma amostra e (b) material no cadinho em preparação para a análise.	89
Figura 50 – Espectrômetro de fluorescência de raios-X.	90
Figura 51 – (a) Cadinho sendo fechado para início do teste e (b) posicionado no equipamento.	90
Figura 52 – Diagrama ternário em corte isotérmico do sistema $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, evidenciando a região de menor ponto de fusão.	92
Figura 53 – Resultados de sulfetos para os níveis A, B e C.	95
Figura 54 – Resultados de aluminas para os níveis A, B e C.	95
Figura 55 – Resultados de silicatos para os níveis A, B e C.....	96
Figura 56 – Resultados de óxidos globulares para os níveis A, B e C	96
Figura 57 – Exemplos de silicatos.	97
Figura 58 – Exemplos de óxidos globulares (aumento 500x, barra de escala 20 μm)	97
Figura 59 – Resultados dissolução ácida para os níveis A, B e C.	98
Figura 60 – Micrografia em MEV (aumento 200X), das partículas da amostra de nível A.	100

Figura 61 – Resultado EDS das partículas da amostra de nível A.	100
Figura 62 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de sulfetos, série fina, da ASTM E45.	102
Figura 63 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de sulfetos, série grossa, da ASTM E45.	103
Figura 64 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de alumina, série fina, da ASTM E45.	103
Figura 65 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de alumina, série grossa, da ASTM E45.	104
Figura 66 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de silicato, série fina, da ASTM E45.	104
Figura 67 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de silicato, série grossa, da ASTM E45.	105
Figura 68 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de óxidos globulares, série fina, da ASTM E45.....	105
Figura 69 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de óxidos globulares, série grossa, da ASTM E45.....	106
Figura 70 – Índice ASPEX (em densidade de inclusões = inclusões/mm ²) para os níveis A, B e C.	107
Figura 71 – Relatório ASPEX da amostra 22 (classificação de nível A). Densidade de inclusões de 0,3 inclusões/mm ²	110
Figura 72 – Relatório ASPEX da amostra 23 (classificação de nível A). Densidade de inclusões de 0,5 inclusões/mm ²	111
Figura 73 – Relatório ASPEX da amostra 53 (classificação de nível B). Densidade de inclusões de 0,7 inclusões/mm ²	112

Figura 74 – Relatório ASPEX da amostra 63 (classificação de nível B). Densidade de inclusões de 0,8 inclusões/mm ² .	113
Figura 75 - Relatório ASPEX da amostra 93 (classificação de nível C). Densidade de inclusões de 0,6 inclusões/mm ² .	114
Figura 76 – Relatório ASPEX da amostra 100 (classificação de nível C). Densidade de inclusões de 0,3 inclusões/mm ² .	115
Figura 77 – Percentual de sólidos retidos na dissolução em função do resultado ASPEX (inclusões/mm ²).	119
Figura 78 – Inclusão em amostra do distribuidor analisada em MEV, com aumento de 500X.	120
Figura 79 – Resultado EDS em amostra do distribuidor, obtido na inclusão apresentada na Figura 78.	121
Figura 80 – Inclusão de silicato detectada em metalografia e analisada em microscopia eletrônica, com aumento de 500X.	122
Figura 81 – Resultado EDS da análise da inclusão de silicato detectada em metalografia e analisada em MEV.	122
Figura 82 – Inclusão analisada em MEV, para amostra de seção longitudinal de bobina nível C (elétrons secundários). Aumento de 2000X.	123
Figura 83 – Análise em EDS da inclusão apresentada na Figura 84, para amostra de nível C, apresentando os elementos: Si, Ca, Mn, Mg e O.	123
Figura 84 – Microestrutura típica do material desenvolvido por lingotamento contínuo.	125
Figura 85 – Ponto de atenção para produção industrial. (a) Segregação central evidenciada na amostra inferior esquerda. Imagem obtida em máquina digital de fotos. (b) Segregação central evidenciada na microestrutura (imagem em microscópio ótico, aumento 50X).	126

Figura 86 – Ponto de atenção para produção industrial. (a) Descarbonetação superficial total (não aceitável). Imagem obtida em microscópio ótico (aumento 100X).....	127
Figura 87 – Tabela da norma ASTM A1000-05 indicando composição similar ao material desenvolvido no presente trabalho, e valores de limite de resistência mínimos e máximos para diferentes arames de diâmetros, temperados e revenidos em óleo.	128
Figura 88 – Valores de limite de resistência para diversos materiais para suspensão de diferentes aplicações, conforme o diâmetro do arame.....	129
Figura 89 – Propriedades de aço SAE 9254 temperado e revenido a diferentes temperaturas (200°C a 600°C).	130
Figura 90 – Limite de resistência para os níveis A, B e C.....	131
Figura 91 – Limite de escoamento para os níveis A, B e C.....	131
Figura 92 – Redução de área para os níveis A, B e C.....	132
Figura 93 – Alongamento para os níveis A, B e C.	132
Figura 94 – Composição química dos materiais tratados.	133
Figura 95 – Resultados de limite de resistência em função da temperatura de revenimento.	133
Figura 95 – Resultados de limite de escoamento em função da temperatura de revenimento.	134
Figura 95 – Resultados de alongamento em função da temperatura de revenimento.....	134
Figura 95 – Resultados de redução de área em função da temperatura de revenimento.	135
Figura 95 – Resultados de dureza em função da temperatura de revenimento.....	135
Figura 96 – Dimensões das inclusões causadoras de fraturas em função do número de ciclos em fadiga.....	137

Figura 97 – Distância da superfície das inclusões que causaram a fratura em função do número de ciclos em fadiga.	138
Figura 98 – Distância da superfície das inclusões que causaram a fratura em função de sua dimensão.	139
Figura 99 – Inclusão detectada após fratura de arame e analisada em microscopia eletrônica de varredura (aumento de 200X).	140
Figura 100 – Resultado EDS da análise da inclusão de silicato detectada após fratura do arame e analisada em MEV, como apresentada na Figura 96.	140
Figura 101 – Inclusão detectada após fratura de arame e analisada em microscopia eletrônica de varredura (aumento de 70X).	141
Figura 102 – Inclusão detectada após fratura de arame e analisada em microscopia eletrônica de varredura (aumento de 200X).	141
Figura 103 – Resultado EDS da análise da inclusão de silicato detectada após fratura do arame e analisada em MEV, como apresentada na Figura 99.	142
Figura 104 – Micrografia em MEV da região de início de fratura (inclusão marcada), em aumento de 30X.	142
Figura 105 – Micrografia em MEV de inclusão de 134µm relativa à amostra apresentada na Figura 101 (elétrons retroespalhados). Aumento de 800X.	143
Figura 106 – Análise composicional em EDS da região de inclusão apresentada na Figura 102, mostrando a presença dos elementos: Si, Ca, Mn, Mg e O (sendo Mg e Si em maiores concentrações).	143

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química dos aços para suspensão desenvolvidos	36
Tabela 2 – Composição do aço com composição similar para o qual foi estudado o efeito do jateamento.	69
Tabela 3 – Relação entre a atividade da sílica e o oxigênio em equilíbrio de acordo com a equação (08) para o aço estudado.	79
Tabela 4 – Relação entre o oxigênio em equilíbrio com a porcentagem de alumínio, considerando a atividade da alumina igual a 1.	80
Tabela 5 – Critério de classificação das inclusões.	93
Tabela 6 – Resultados de avaliação de microinclusões pelo método MAX-T e percentuais de amostras com resultados de níveis A, B e C.	94
Tabela 7 – Resultados de avaliação de microinclusões pelo método ASTM-E45 e suas correlações com os níveis A, B e C.	94
Tabela 8 – Resultados de dissolução ácida e sua correlação com os níveis A, B e C.	98
Tabela 9 – Espectrometria de amostras de níveis A, B e C.	99
Tabela 10 – Resultados de ASTM E45 e percentual retido na dissolução.	101
Tabela 11 – Resultados de análise dos índices ASPEX e suas correlações com os níveis A, B e C.	107
Tabela 12 - Resultados de análise da contagem de inclusões por faixas de tamanho realizadas pelo ASPEX, e suas correlações com os níveis A, B e C.	108
Tabela 13 – Área analisada, número de inclusões e resultados ASPEX de densidade de inclusões das amostras 22, 23, 53, 63, 93 e 100.	109

Tabela 14 – Resultados de avaliação MAX-T e resultados ASPEX das amostras 22, 23, 53, 63, 93 e 100.	116
Tabela 15 – Resultados de avaliação dos diâmetros médios e máximos das inclusões de Ca, Si e Al obtidos a partir da análise ASPEX das amostras 22, 23, 53, 63, 93 e 100.	117
Tabela 16 – Resultados de avaliação dos diâmetros médios e máximos das inclusões de Ca, Si e Al obtidos a partir da análise ASPEX das amostras 22, 23, 53, 63, 93 e 100.	118
Tabela 17 – Resultados de oxigênio (ppm), teor de alumínio do aço (%) e teor de MgO relativo para as amostras de níveis A, B e C.....	118
Tabela 18 – Resultados de avaliação MAX-T e resultados ASPEX das amostras 22, 23, 53, 63, 93 e 100.	119
Tabela 19 – Resultados de tração sua correlação com os níveis A, B e C.....	131
Tabela 20 – Efeito do grau de redução no ensaio Max-T.	136

LISTA DE SÍMBOLOS

<i>FEA</i>	Forno Elétrico a Arco
<i>LCT</i>	Lingotamento Contínuo
<i>LCV</i>	Lingotamento Convencional
<i>MEV</i>	Microscópio Eletrônico de Varredura
<i>EDS</i>	<i>Energy Dispersive Spectrometer</i>
<i>FRX</i>	Fluorescência de Raios X

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	25
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	30
2.1	Os aços especiais	30
2.2	Efeito dos elementos de liga.....	32
2.3	A fabricação de aços especiais	37
2.3.1	Matéria-prima	37
2.3.2	Fusão	38
2.3.3	Refino Secundário.....	44
2.3.4	Lingotamentos	52
2.3.5	Laminação.....	60
2.3.6	Inspeção	60
2.4	Inclusões e seu efeito na fadiga	62
2.4.1	Inclusões e sua origem	63
2.4.2	Inclusões e sua composição química	63
2.4.3	Inclusões e suas dimensões	73
3	MATERIAIS E MÉTODOS	81
3.1	Metodologia	81
3.2	Caracterização do material	81
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	92
4.1	Resultados de MAX-T	93
4.2	Resultados de microinclusão ASTM-E45	94
4.3	Resultados de dissolução ácida	98
4.4	Resultados de avaliação de bobinas em microscopia eletrônica de varredura qualitativa e quantitativa automatizada ASPEX.	106
4.5	Avaliação em microscópio eletrônico de varredura de amostras de aço coletado no distribuidor	120
4.6	Caracterização de inclusões características, detectadas nas bobinas e também em fraturas de arames.....	121
4.7	Resultados de microestrutura e tração	125
4.8	Resultados dos ensaios de tração	127
4.9	Efeito do grau de redução.....	136

4.10	Testes de fadiga do arame e caracterização de inclusões que geraram a fratura	137
5	CONCLUSÃO	144
6	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	146
	REFERÊNCIAS.....	147

1 INTRODUÇÃO

Os aços produzidos para indústria automobilística são em geral aços-carbono e com elementos de liga (silício, manganês, cromo, vanádio, molibdênio, boro, titânio, nióbio, alumínio, etc.) para conferir diferentes propriedades às peças finais, tais como resistência mecânica, dureza, resistência ao impacto, resistência a fadiga, alongamento, etc. Estas propriedades podem ser obtidas ou no produto intermediário (barra, bobina, tarugo) que será entregue pela siderúrgica às autopeças ou então podem ser obtidas através de outros processamentos e tratamentos nesse produto intermediário, até que se obtenha as propriedades desejadas na peça final (usinagem, forjamento, trefilação, têmpera e revenimento, recobrimento, alívio de tensões, etc.).

Como os componentes automotivos são em geral submetidos a altas solicitações, sejam elas durante estas conformações posteriores (como forjamento) ou durante a aplicação (como por exemplo rolamentos sujeitos a altas solicitações cíclicas), a severidade de aplicação implica na excelência de projeto e na alta qualidade da matéria-prima utilizada. Esses componentes normalmente têm requisitos de propriedades mecânicas, superficiais, dimensionais e de resposta a tratamento térmico na peça final enviada à montadora. Assim, as barras ou bobinas que originam estes componentes devem também apresentar características compatíveis com a aplicação final.

O aço fornecido para aplicações automotivas está entre os que utilizam maior tecnologia na sua fabricação e os que têm maiores investimentos em inovações. São tomados diversos cuidados desde o aço líquido até a embalagem, de modo a evitar defeitos, internos ou superficiais. Estes cuidados implicam em equipamentos diferenciados e dedicados, investimentos em inspeção e seleção de matéria-prima, o que faz com que existam usinas dedicadas para a fabricação de aços especiais.

Na fase inicial, seleciona-se a melhor matéria-prima possível, compatível com a especificação de uso. Depois, no processamento do líquido, a composição química é ajustada para atender a especificação e nesta etapa de refino são realizadas diversas etapas de modo a proteger o aço de reoxidação, e a retirar possíveis gases que possam vir a fragilizá-lo posteriormente. Na etapa de lingotamento, que é a fase em que o aço solidifica na forma de tarugos ou lingotes, os parâmetros são ajustados de modo a se evitar a formação de macroinclusões, vazios, ou regiões excessivamente segregadas. O desenho do

processo é exclusivo para cada componente, para cada liga diferente, e os parâmetros de processo têm efeito direto sobre seu desempenho final.

Tais parâmetros podem ser:

1. Composição química: influencia diretamente nas propriedades da barra final (dureza, limites de resistência, tamanho de grão, e outras).
2. Rota de fabricação: lingotamento convencional (solidificação a partir do aço líquido em moldes de grandes seções, que depois são retrabalhadas) ou contínuo (solidificação do aço líquido continuamente, o que impacta em menor custo). Na rota convencional os lingotes quentes passam também por ciclos de aquecimento, incluindo encharque, fase esta que promove a dissolução dos carbonetos. No entanto, esta rota ainda requer redução ou pelo menos controle da segregação central (ADISHESHA, 2002). Cada rota possui vantagens e desvantagens, e influenciam de forma diferente as propriedades finais das barras.
3. Escória utilizada no refino secundário: para proteger o aço da oxidação, para retenção da temperatura e para controle de inclusões, o estudo de escórias é também fundamental para o processamento, de forma a se obter as melhores condições do produto (ANDERSSON, JÖHNSSON e NZOTTA, 1999).
4. Roteiro de fabricação: em geral, cada aço tem um roteiro diferenciado, com etapas de adição de ligas, critérios de desgaseificação, processamento e conformação, que também implicam na condição final da barra.
5. Grau de redução: diâmetro da barra (ou “bitola”) final em relação à bitola a partir da qual se inicia a laminação da barra; de acordo com o grau de redução haverá quebra de redes de carbonetos e possivelmente de inclusões.
6. Critério de inspeção: mesmo com os mais avançados métodos e equipamentos de produção, não é possível se obter aços isentos de macroinclusões e defeitos superficiais. Sempre existe uma pequena incidência, sendo admissível normalmente certa dimensão ou quantidade (DRESSEL, KREMER, *et al.*, 1988). A inspeção

tem uma limitação de tamanho e de bitolas, ou seja, para certos produtos ainda não existe tecnologia disponível para inspeção, recorrendo-se portanto a outros métodos de caracterização laboratorial ou em pequena escala, que sejam compatíveis com a limpeza do aço em estudo.

A produção de aços requer, portanto, o estudo dos requisitos de aplicação, uma vez que se trata de produtos de alta solicitação, mas também o estudo dos processos necessários para garantir que as propriedades mecânicas, e de limpeza do aço atendam estas especificações, considerando limitações de processo, de equipamentos e de custo.

O estudo desenvolvido mostra o desenvolvimento de um fio-máquina para suspensão de qualidade superior, via rota de lingotamento contínuo e de Aciaria Elétrica. Em se tratando de peça submetida a fadiga, os desafios passam a ser mais significativos com o aumento da solicitação. Os principais são (OLIVEIRA, LEANDRO, *et al.*, 2007):

- Balanceamento químico: as ligas para indústria automobilística têm suas propriedades mecânicas, metalúrgicas e composição pré-definidas pelos clientes, e são balanceadas visando, por exemplo, incremento do limite de resistência ou de fadiga. O desafio da rota de Aciaria Elétrica é a presença de elementos como residuais e gases como nitrogênio, que podem fragilizar o aço e são praticamente inevitáveis. Concorre com a rota de Aciarias integradas, que partem de gusa e já trazem residuais e nitrogênio baixos.

- Segregação: o aço possui em sua composição carbono, manganês e silício, elementos propensos a segregação. Portanto devem ser tomados cuidados especiais para minimizar possível segregação.

- Elaboração do aço: as inclusões no aço são inerentes ao seu processo de elaboração. Ainda que elas sejam reduzidas ao máximo, ainda permanece algum residual. Assim, na impossibilidade de se eliminar as inclusões, busca-se minimizar seu efeito obtendo se inclusões deformáveis, ou seja, partículas que têm suas dimensões reduzidas durante processamento a quente (laminação). É essencialmente a engenharia aplicada na elaboração do aço líquido (ex: sucata, desoxidação, refratários, controle da escória, do vácuo, da agitação) que determina esta composição para tornar as inclusões deformáveis. O desafio da rota de lingotamento contínuo que parte de seção quadrada inferior a um *bloom*

(ou um lingote de 400mm por exemplo) é conseguir grau de redução suficiente para fragmentar e reduzir a dimensão das inclusões. Além disso, a rota fio-máquina não é inspecionada quanto a defeitos internos, sendo o efeito prejudicial destes possíveis defeitos percebido apenas na aplicação final, o que implica em maior responsabilidade na etapa de elaboração do aço líquido. E também no desenvolvimento de métodos adicionais de avaliação, que permitam confirmar a limpeza do aço desenvolvido.

- Acabamento superficial: a condição superficial do material está diretamente ligada ao desempenho do produto final. Cuidados especiais em laminação e manuseio final do fio-máquina são fundamentais para a boa condição superficial. O desafio nesta etapa é evitar marcas, minimizando assim defeitos que podem gerar trincas e causar a falha prematura do componente.

O trabalho foi desenvolvido em colaboração direta com a empresa Gerdau S.A., Pindamonhangaba.

Seguindo esta discussão, o presente trabalho teve como objetivo principal o desenvolvimento de um aço para suspensão com alto desempenho em fadiga, produzido a partir de material reciclado em Aciaria Elétrica e em rota de lingotamento contínuo. A rota simplifica o processo produtivo, eliminando etapas intermediárias (como escarfigem, despoite, duplo aquecimento) e também abre possibilidade da utilização de aços de Aciaria Elétrica, uma rota inovadora, e desafiadora em relação à utilização de matéria-prima reciclada. Na maioria dos estudos sobre materiais para suspensão automotiva existe uma forte tendência de adição de elementos de liga para atingir alta resistência, aliada ao baixo peso. No entanto, adição de elementos de liga agrega custo ao material, e no caso do Brasil implica também em perda de competitividade e dependência de outros fornecedores, pois a maioria das ligas vem do mercado externo. Este trabalho apresenta uma alternativa inovadora, buscando alinhar desempenho, baixo peso, custo e viabilidade produtiva com autossuficiência na matéria-prima. Os objetivos foram alcançados através de um processo de engenharia de inclusões. O controle e a caracterização destas inclusões foram fundamentais, sendo necessárias técnicas diferenciadas como complemento às técnicas tradicionais. A caracterização usual de classificação por espessura de inclusões foi complementada com outras técnicas, permitindo ter uma melhor visão dos resultados. Foram utilizadas as técnicas de MAX-T, ASPEX, ASTM E45 e dissolução ácida, visando

complementar as caracterizações superficiais, volumétricas, e composicionais, aumentando a amostragem tradicionalmente utilizada. A rota de fabricação desenvolvida permitiu a obtenção de inclusões deformáveis mesmo em um material com alto limite de resistência, podendo ser aplicada a produtos com desempenho superior em fadiga.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Os aços especiais

Apesar da intensa competição de outros materiais que vem sofrendo há tempos, o aço tem conseguido se manter como o material com maior número de aplicações, em virtude de sua grande versatilidade. Através da variação em composições e em processamentos térmicos e mecânicos é possível se obter uma gama enorme de ligas para diversas aplicações. A Figura 1 apresenta o diagrama ferro-carbono, que é a base para os estudos em aços.

Figura 1 – Diagrama Ferro-Carbono. O eixo vertical das ordenadas apresenta a temperatura (em °C) e o eixo das abscissas representa o percentual crescente de carbono, até 7%. Nos campos são mostradas as diferentes fases do aço e suas nomenclaturas.

Fonte: (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1990).

Ligas de ferro + carbono contendo até 2% de carbono são classificadas como aços, e as que possuem teores superiores a 2% são classificadas como ferros fundidos. O grafite é uma fase mais estável do que a cementita, sua formação é promovida por uma alta concentração de carbono e a presença de grandes quantidades de elementos como silício. Assim, a grafite é uma fase importante em ferros fundidos, mas raramente encontrada em aços. Quando a grafite se forma, os limites de solubilidade e intervalos de temperaturas mudam, o que é indicado pelas linhas pontilhadas da Figura 1.

O campo austenítico é a base para a trabalhabilidade a quente e tratamentos térmicos de aços carbono. A fase única austenita é facilmente conformável a quente e, portanto quantidades grandes de aço podem ser reduzidas a seções menores e formas estruturais. A austenita, após resfriamento, transforma-se em outras microestruturas. Se resfriada lentamente, próxima da condição de equilíbrio, a austenita se transforma em ferrita e cementita. Se resfriada rapidamente, transforma-se em martensita.

Estas transformações são a base de tratamentos térmicos aplicados aos aços. Assim, a estabilidade da austenita em altas temperaturas e a transformação em estado sólido em diferentes estruturas cria muitas oportunidades para a otimização de formas, seções, microestruturas e propriedades para diferentes aplicações.

As temperaturas de processamento para a formação e transformação da austenita são dadas pelas temperaturas críticas marcadas pelas fronteiras entre os vários campos da Figura 1. As temperaturas críticas são função do teor de carbono, e foram inicialmente identificadas por alterações em curvas de aquecimento e resfriamento, e recebem a designação “A”. Se a condição de equilíbrio se aplica, as designações A_{e1} , A_{e2} e A_{em} (sendo o “e” relativo a equilíbrio) ou simplesmente A_1 , A_3 e A_{cm} são usadas para indicar o limite superior do campo ferrita-cementita, a fronteira entre a fase ferrita-austenita e a austenita e a fronteira entre a austenita e a fase austenita-cementita. Se a condição de aquecimento se aplica (elevando as temperaturas até que se atinja o equilíbrio) então as siglas A_{c1} , A_{c3} e A_{cm} se aplicam, sendo que o “c” é derivado da palavra francesa “*chauffant*”, que significa “em aquecimento”. Se a condição aplicada é a de resfriamento,

as siglas usadas são A_{r1} , A_{r3} e A_{rm} , sendo o “r” derivado da palavra francesa “*refroidissant*”, que significa “em resfriamento”.

Há histerese nestas temperaturas de transformação (ou seja, as temperaturas A_c são mais altas do que as temperaturas A_e e as temperaturas A_r são mais baixas do que as temperaturas A_r), devido ao fato de que o aquecimento ou resfriamento contínuos não têm tempo suficiente para que ocorra a completa difusão que controla as transformações e as leva ao real equilíbrio final.

Além do ferro e do carbono, o aço contém vários outros elementos que deslocam estas fronteiras entre as fases, ou seja, as temperaturas. Elementos como níquel e manganês estabilizam a austenita, o que diminui as temperaturas críticas. Elementos como silício, cromo e molibdênio são estabilizadores da ferrita. Estes dois últimos são formadores de carbonetos, o que aumenta as temperaturas críticas e diminui o campo austenítico. Outros elementos, como titânio, nióbio e vanádio podem formar dispersões de nitretos, carbonetos e carbonitretos na austenita. Estes efeitos devem ser considerados quando se ajustar as temperaturas de tratamento de ligas na indústria (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1990).

2.2 Efeito dos elementos de liga

Os aços formam um dos mais complexos grupos de combinações de ligas em uso atual. O efeito sinérgico da interação entre os elementos, combinado com a variedade de tratamentos posteriores possíveis resulta em uma enorme gama de microestruturas e propriedades. A seguir são comentados os principais efeitos de cada elemento. Deve-se notar que o efeito de um elemento quando único é modificado em presença de outros (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1990).

Os aços para suspensão automotiva são ligas de médio carbono (0,30% a 0,60%C), contendo ainda silício, cromo e manganês. Algumas ligas também apresentam vanádio. São aços de boa temperabilidade, apresentam a melhor combinação de tenacidade e ductilidade e resistência mecânica e dureza, são os aços mais comuns, tendo outras inúmeras aplicações em construção: rodas e equipamentos ferroviários, engrenagens,

virabrequins, molas e outras peças de máquinas que necessitam de elevadas resistências mecânica e ao desgaste e tenacidade.

Cada elemento tem seu papel na microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço, tais como:

Carbono: o teor de carbono é limitado pela solubilidade no ferro, conforme mostra o diagrama da Figura 1. Nos aços especiais, os teores mais comuns são até 1% de carbono. E conforme este teor aumenta, a qualidade superficial do produto solidificado fica comprometida. Aços com 0,15% a 0,30% de carbono têm menor qualidade superficial e requerem processamento mais cuidadoso, em relação a aços com teores de carbono menores e maiores. O carbono tem tendência de segregar, e a segregação de carbono é quase sempre mais significativa do que a segregação de outros elementos. O carbono tem um efeito majoritário nas propriedades dos aços, principalmente no seu endurecimento. A resistência à tração na condição bruta do laminado também aumenta com o aumento do teor de carbono (até aproximadamente 0,85%). A Figura 2 mostra comparativamente esse efeito.

Já a ductilidade e a soldabilidade diminuem com o aumento de carbono. A Figura 3 mostra o aumento de dureza em função do teor de carbono. A região hachurada mostra o efeito da austenita retida, fenômeno que ocorre quando não há tempo para toda a austenita se transformar em martensita e ainda resta um pouco desta austenita após a têmpera.

Figura 2 – Efeito dos elementos de liga no limite de resistência dos aços

Fonte: (OKI, IBARAKI e YOSHIHARA, 2002).

Figura 3 – Dureza e campos de microestruturas mais usuais, em função do teor de carbono.

Fonte: Adaptado de (KRAUSS, 1985).

Manganês: tem menor tendência a macrosegregação do que os outros elementos. Este elemento é benéfico para a qualidade superficial em todas as faixas de carbono (com exceção dos aços de ultrabaixo carbono) e é particularmente benéfico em aços resulfurados, em que combina com o enxofre e forma o sulfeto de manganês, o que favorece a usinabilidade das peças. Ele contribui para a resistência e dureza, ainda que em grau menor do que o efeito do carbono. Aumentar o manganês aumenta a ductilidade e a soldabilidade, mas em menor efeito do que o carbono. O manganês tem efeito forte no aumento da temperabilidade dos aços e tem tendência a segregação.

Silício: é um dos principais desoxidantes utilizados na fabricação do aço, embora também haja um valor máximo normalmente definido (tipicamente 0,60% máximo em aços acalmados ao silício). É menos efetivo do que manganês no aumento da resistência e de dureza. Tem apenas uma leve tendência a segregação. Em aços baixo carbono, normalmente prejudica a qualidade superficial, e esta condição é ainda mais evidenciada em aços baixo carbono resulfurados. Em aços para molas, por exemplo, o silício ajuda na elevação do limite de escoamento. Este elemento também melhora significativamente a

resistência à relaxação, que é a propriedade que evita que a mola ceda e não volte mais à mesma posição original.

Cromo: é geralmente adicionado para aumentar a resistência a corrosão e oxidação, para aumentar a temperabilidade, aumentar a resistência em altas temperaturas e melhorar a resistência a abrasão em aços alto carbono. É um forte formador de carbonetos, que se solubilizam na austenita lentamente. Durante o processo de fabricação nas usinas é preciso conferir a aços com teor elevado de cromo, carbonetos finos e dispersos na matriz sem formação de redes em contornos de grão. O tratamento térmico deve utilizar temperaturas mais elevadas para dissolver parte desses carbonetos na matriz austenítica e conferir a tenacidade necessária. Pode ser utilizado como elemento endurecedor, e é frequentemente usado com um elemento que aumenta a tenacidade também, como o níquel, para se obter melhores propriedades mecânicas. Em altas temperaturas, o cromo contribui para o aumento da resistência, e é utilizado em conjunto com molibdênio nestas condições.

Vanádio: é geralmente usado quando é necessário se obter endurecimento em conjunto com baixas temperaturas de austenitização. Porém, frequentemente se adiciona também titânio, que evita o crescimento de grão durante as altas temperaturas de forjamento utilizadas. Para temperaturas normais de laminação, altos níveis de endurecimento por precipitação em aços ao vanádio (e/ou nióbio) podem ter um efeito deletério na resistência. Quando se utiliza laminação controlada combinada com nióbio (0,03% a 0,08%) ou teor ultra baixo de carbono, a resistência melhora drasticamente, e as propriedades dos aços ao nióbio chegam a ser superiores em relação às obtidas nos aços ao vanádio.

Nitrogênio: o nitrogênio se combina com elementos formadores de carbonetos, como alumínio, titânio, vanádio. Particularmente no caso de aços desoxidados com alumínio, em teores da ordem de 0,030% a 0,40% de Al e 90 a 110 ppm de nitrogênio, ocorre a combinação do alumínio com o nitrogênio, formando nitretos, e controlando o tamanho de grão, resultando em aço com estrutura fina e boas qualidades de conformação. No entanto, normalmente, ele é considerado prejudicial se ficar na forma de gás, o que pode vir a fragilizar o aço no uso final.

O aço desenvolvido no presente trabalho (Tabela 1) é baseado na norma J404 (SAE INTERNATIONAL, 2009) e o desafio adicional está ainda na limitação de elementos como alumínio, cobre, níquel, molibdênio, e ainda nos baixos teores de fósforo e enxofre exigidos. Estas restrições de elementos que podem ser prejudiciais ao desempenho em fadiga dos elementos de suspensão automotiva são desafios para Aciarias Elétricas, que naturalmente tendem a desoxidar a maioria dos aços com alumínio e também tendem a apresentar residuais de P, Cu, Ni e Mo mais altos em função da sucata reciclada.

Tabela 1 – Composição química dos aços para suspensão desenvolvidos

Objetivo	C	Si	Mn	Cr	Al
Mínimo	0,51	1,20	0,60	0,60	-
Máximo	0,59	1,60	0,80	0,80	0,050max

Fonte: (SAE INTERNATIONAL, 2009).

Os aços para suspensão automotiva têm microestrutura de ferrita e perlita, porém são aços que serão temperados e revenidos. Portanto será formada uma estrutura de martensita revenida. Assim, além de todos os cuidados de Aciaria deve-se ter um cuidado especial no resfriamento na Laminação (Figura 4), visando evitar essa transformação martensítica pelo resfriamento muito rápido, para evitar a fragilização durante a trefilação para o diâmetro da peça final.

Figura 4 – Exemplo de bobina na laminação via *Stelmor*.

Fonte: (UGI ENGINEERING WORKS, 1996-2015).

2.3 A fabricação de aços especiais

Não há uma rota única, universal para fabricação de aços especiais. Normalmente estes materiais são produzidos em usinas dedicadas, dada a complexidade e a especificidade de equipamentos e processos necessários, em função da aplicação final. Os cuidados vão desde a seleção da matéria-prima, passando por mínimos detalhes de cada equipamento, até uma inspeção rigorosa do produto enviado.

2.3.1 Matéria-prima

A primeira fase é a seleção da sucata para o aço que se deseja produzir. Atualmente trabalha-se com diferentes classes de sucata, cuja composição química é avaliada. Baseando-se nas composições químicas de cada classe são feitas as receitas para os mais variados tipos de ligas. Existem diferentes tipos de sucatas, como por exemplo

- Cavaco;
- Retorno interno (Aciaria, Laminação, Acabamentos)
- *Shredded* (material picado e prensado);
- Cascão de aço;
- Oxicorte;
- Sucata mista;
- Pacote misto;
- Pacote de estamparia;
- Estamparia;
- Rebarba de Forjaria;
- Cilindros de Laminação;
- Ferro Fundido;
- Outros diversos.

A gestão deste setor deve ser feita de modo a haver inspeção no recebimento, principalmente no que diz respeito às impurezas, porque podem ser muito prejudiciais ao processo de refino e fusão do aço. Algumas dessas impurezas podem ser:

- Cobre, Bronze;
- Estanho;
- Materiais zincados e galvanizados;
- Cromo, Níquel, Molibdênio (se o aço não for ligado, são indesejados);
- Madeiras;
- Borrachas;
- Plásticos;
- Carepa;
- Escória;
- Terra;
- Vasos de pressão.

Essa preocupação é importante, pois algumas dessas impurezas não podem ser retiradas do aço nas etapas seguintes, e farão parte da composição química final do mesmo. Se a impureza não puder ser retirada e estiver acima da faixa do cliente, pode-se diluir a corrida em outra, ou seja, misturar os aços líquidos de um lote e de outro, mas esta não é uma prática desejada em função de segurança (pelo manuseio do aço líquido em altas temperaturas).

2.3.2 Fusão

No caso de aciarias elétricas, uma vez selecionada a sucata e definida a receita, a operação seguinte é a fusão no Forno Elétrico a Arco (FEA) (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1990). O forno elétrico a arco é, sem dúvida, um dos instrumentos mais versáteis na produção de aço, e vem se tornando também, nas últimas décadas, um dos mais eficientes. Algumas das importantes vantagens do forno elétrico a arco são:

-Permite produzir praticamente qualquer tipo de aço, em função do controle do aquecimento via eletrodos, e não apenas dependente de reações químicas;

- É um aparelho extremamente versátil, com relação ao carregamento, podendo ser operado com 100% de carga sólida;
- Permite operação intermitente e mudanças rápidas na produção;
- Tem alta eficiência energética.

Além disto, o ângulo de basculamento do forno é muito reduzido, o que permite a instalação segura de painéis refrigerados à água que protegem a carcaça até muito próximo da linha de escória e reduz significativamente a complexidade e os custos da parte mecânica do forno. Nos fornos modernos, há ainda um sistema de captação de fumos, evitando-se a emissão de pós poluentes para a atmosfera.

Uma das dificuldades de produção nesta rota é a contaminação por residuais, como por exemplo o cobre e o estanho. Como trata-se de sucata de retorno de todo o tipo, a cada ciclo elas são novamente diluídas com outras sucatas. Uma das soluções é adicionar gusa sólido para minimizar esta nova contaminação. Tecnologias recentes têm evidenciado o papel do forno elétrico realmente como um equipamento para fusão e não para refino. Além disso, o tempo de processamento deve ser cada vez menor em função de custo e produtividade.

A Figura 5 mostra esquematicamente um forno a arco. Os três eletrodos de grafite são ligados às três fases do secundário de um transformador de tensão variável cuja faixa de operação é, normalmente, de 500-1000 V. O arco elétrico é estabelecido entre os eletrodos e a sucata, sendo a radiação emitida por este arco responsável pela fusão da carga (detalhe na Figura 5).

O carregamento do forno a arco normalmente é feito pela abertura da abóbada, que gira lateralmente, deixando a parte superior do forno livre para carga. O carbono e o oxigênio são adicionados lateralmente por lanças de alta pressão. Dessa adição ocorre a evolução de CO decorrente da oxidação do carbono pelo sopro de oxigênio ($C + \frac{1}{2} O_2 \leftrightarrow CO$), havendo agitação e eliminação de gases dissolvidos (CHEVRAND, 2003).

Figura 5 – Esquema de um forno elétrico e detalhe dos eletrodos abrindo o arco elétrico.

Fonte: (AMELLING, p. 35, 1986).

No forno há uma porta lateral para retirada de excesso de escória (trabalha-se com escória espumante) e ao lado oposto há uma bica de vazamento, por onde, mediante o basculamento do forno, ou seja, a inclinação do forno, o aço vaza para uma panela pré-aquecida (Figura 6) após se concluir esta primeira etapa.

A forma da panela é geralmente cilíndrica ou em tronco de cone, com sua base maior para cima, para facilitar a retirada dos cascões de metal solidificado. A panela é feita em chapa de aço grossa e possui um revestimento refratário que deve resistir às elevadas temperaturas do aço líquido (entre 1580°C e 1650°C), à erosão mecânica provocada pela turbulência do metal durante o enchimento. Assim como o revestimento do forno, a panela recebe um revestimento especial de tijolos refratários, desenhados especificamente para sua finalidade. Há normalmente diferentes composições destes refratários na linha de escória e no corpo da panela, em contato com o metal líquido, pela natureza diferente de suas respectivas composições. Mas a grande maioria dos revestimentos de panelas ainda é constituída de tijolos sílico-aluminosos.

Figura 6 – (a) Etapa de vazamento do aço do forno elétrico para a panela. (b) detalhe do interior da panela.

Fonte: O autor.

Além das ferro-ligas, é adicionada também uma quantidade de cal, para promover a desfosforação (HASSALL, JACKAMAN e HAWKINS, 1991), descrita na forma molecular por:

Ou em íons por (GAYE, GROSJEAN e RIBOUD, 1982):

As condições ideais para o progresso da desfosforação são (GAYE, GROSJEAN e RIBOUD, 1982):

- Baixa temperatura ($\sim 1580^\circ\text{C}$), pois a oxidação do fósforo é exotérmica;
- Escória com 35 a 40% de CaO para fixação do P_2O_5
- Agitação entre metal e escória.
- Alta basicidade da escória (em termos práticos, obtêm-se estas condições pela adição de cal), para abaixar a atividade de P_2O_5 , formando $(\text{CaO})_4 \cdot \text{P}_2\text{O}_5$;
- FeO na escória (30 a 40% de preferência).
- Alta oxidação do aço.

O forno elétrico é o ambiente mais favorável, portanto, à desfosforação, ambiente oxidante e maior área de interação aço/escória.

Figura 7 – Esquema da montagem de tijolos de uma panela de aço líquido.

Fonte: (RODRIGUES, MEDEIROS e FIGUEIRA, 1997).

Atualmente tem sido empregado o sistema de lanças COJET, através do qual são injetados oxigênio e carburante. Além de excelentes resultados de desfosforação, o processo é mais rápido em relação à desfosforação convencional (minério e cal).

No basculamento há sempre uma quantidade mínima de escória que é vazada junto com o aço e que deve ser retirada posteriormente (Figura 8). Novas tecnologias vêm sendo desenvolvidas, para evitar ou minimizar esta passagem de escória para a etapa seguinte de refino. A partir de 1983 (AMELLING, p. 35, 1986) fornos com vazamento pelo fundo (*Excentric Bottom Tapping* - EBT e *Oval Bottom Tapping* - OBT), com válvula gaveta instalada excentricamente no fundo do forno, foram desenvolvidos. Com estes sistemas, é possível vaziar o aço completamente livre de escória do forno, inconveniente para o refino no forno panela. Nas usinas em que não existe esta tecnologia, a retirada da escória remanescente é feita através de remoção mecânica com um rodo ou *skimmer* (Figura 8).

Figura 8 – Fotos de (a) Escória remanescente do vazamento do forno elétrico. (b) remoção com o rodo (*skimmer*).

(a) (b)

Fonte: O autor.

A escória de fornos elétricos é uma fase líquida ou sólida-líquida, composta principalmente de óxidos, resultado da oxidação do aço e seus elementos de liga (SiO_2 , FeO , MnO , Cr_3O_4 ,) durante a fusão do CaO como óxido adicionado. É altamente oxidada ($\text{FeO} + \text{MnO}$ de 15% a 40%) (MILLMAN, 2004). Esta escória do FEA é prejudicial no refino secundário, que é a fase posterior, e na qual serão adicionados mais desoxidantes. Pode ocorrer a reversão do fósforo e de outros elementos da escória para o aço, o que é prejudicial para a qualidade do aço final. Além disso, serão adicionadas novas escórias e o fato de não haver escória remanescente do forno elétrico é vantajoso em termos de repetitividade do processo. (MILLMAN, 2004)

O aço nesta primeira etapa está altamente oxidado, contem de 0,040% a 0,100% de Oxigênio (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1990). Este nível de oxidação causaria vazios imediatamente após a solidificação, além de baixíssimo rendimento das ligas adicionadas posteriormente e inclusões. Assim, é necessário adicionar carbono, ligas de ferro-silício, alumínio, que tem forte afinidade por oxigênio.

Além dos desoxidantes, após a fusão devem ser adicionadas as principais **ferro-ligas** que farão parte da composição do aço, como por exemplo Fe-Mn, Fe-Nb, Si-Mn, Fe-

V, dependendo da composição final do aço. Estas ligas podem ter dimensões de 13 a 100mm e fundem rapidamente, de 40s a 120s, ou então dissolvem rapidamente (~60 a 360s), no caso de ligas com ponto de fusão maior que o do aço líquido (tipicamente 1570°C a 1600°C) (ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, 1990). Algumas tendem a flotar (por exemplo, alumínio e ferro-silício) enquanto outras, como ferro-nióbio e ferro-tungstênio, tendem a afundar rapidamente, dependendo da densidade. Em geral em ambos os casos certa agitação do aço líquido é necessária. As adições são feitas no final da fusão, de 5 a 10 minutos antes do vazamento ou mesmo no jato, durante o vazamento.

A cada quantidade de aço vazado por um forno dá-se o nome de “corrida”.

2.3.3 Refino Secundário

A necessidade de se realizar aços cada vez mais diferenciados e de composições cada vez mais específicas e precisas tem levado a desenvolvimentos também crescentes na metalurgia secundária, seja em processos, seja em insumos ou em equipamentos. As funções principais de qualquer instalação de refino secundário são: controle de temperatura, acerto de composição química, controle de inclusões, remoção de gases dissolvidos indesejáveis. Existem inúmeras configurações de refino secundário, sendo focado no presente trabalho a instalação de Forno Panela.

O refino secundário em Forno Panela, que tem este nome por ser a própria panela que contém o aço o forno no qual é feito o aquecimento, é um dos mais utilizados no mundo. O princípio é bastante similar ao do forno elétrico, em que os eletrodos abrem o arco com o aço e permitem o aquecimento. A primeira etapa da metalurgia secundária inicia com a introdução de uma nova escória, para proteger o aço da reoxidação, evitar perda térmica e interagir com o aço para captação de inclusões, em tecnologias mais recentes. Nesta etapa, além do aquecimento e do acerto da nova escória, também ocorre o ajuste das ligas, até a especificação final do cliente. Após adição é necessária agitação com gás inerte, por exemplo argônio, para homogeneização química e térmica do aço. Além da composição objetivada, deve-se levar em conta custo, rendimento e residuais das ligas. A Figura 9 mostra o esquema de uma corrida em processo de refino secundário.

Figura 9 – Esquemas de panela em processo de refino secundário.

Fonte: (LEANDRO, CARBONI e OLIVEIRA, 2008).

Escória

A nova escória formada é fundamental para a obtenção de melhores resultados do aço, tanto para proteção contra reoxidação quanto para controle de inclusões. Dentre os seus elementos formadores estão a cal (CaO), a sílica (SiO_2), o óxido de magnésio (MgO), a alumina (Al_2O_3), a fluorita (CaF_2) e uma vasta gama de escórias sintéticas que estão sendo desenvolvidas recentemente. Busca-se principalmente desoxidação, captação de inclusões ou formação de inclusões líquidas, mas cada usina tem diferentes condições de processo, e por isso mesmo tem diferentes formulações para suas escórias, variando inclusive com as ligas a serem produzidas.

2.3.3.1 Desoxidação

Na desoxidação, o oxigênio dissolvido no aço reage com elementos presentes no aço ou então adicionados intencionalmente, formando óxidos sólidos (SiO_2 , MnO e Al_2O_3). Os aços podem ser classificados **quanto à desoxidação** em:

- **aço efervescente**: não desoxidado; durante o resfriamento na lingoteira ocorre formação dos gases CO e CO_2 que resulta na formação de bolhas. O aço efervescente é o

mais barato possível, por dispensar desoxidação e tem excelente qualidade superficial. É amplamente usado para fabricação de chapas e arames.

- **aço semi-acalmado**: é parcialmente desoxidado, ocorrendo ainda formação dos gases CO e CO₂. São utilizados em perfis estruturais, chapas grossas e barras.

- **aço acalmado**: é suficientemente desoxidado, de modo a não ocorrer formação dos gases CO e CO₂ na lingoteira. Os aços carbono, os aços ligados, os aços ferramentas e os aços inoxidáveis, para aplicações de qualidade, são sempre produzidos acalmados, quando se obtém o máximo de homogeneidade possível.

A desoxidação pode ser representada genericamente por (FRUEHAN, 1985):

Sendo “M” é o metal desoxidante dissolvido no aço e “M_xO_y” o óxido formado.

A desoxidação é favorecida pelo aumento da atividade do metal e diminuição da atividade do óxido formado. É normalmente realizada por silício, alumínio ou manganês, ou pela combinação destes, aliados à desgaseificação. O alumínio e o silício são mais efetivos. O uso combinado de Si e Mn é mais eficiente do que o uso isolado de cada um devido à formação de silicato de manganês, que é líquido nas temperaturas de processamento do aço e flota para a escória.

É possível também se desoxidar com carbono, formando monóxido de carbono:

No entanto, normalmente o carbono é utilizado apenas como elemento de liga (e incorporado ao aço) após a desoxidação com os outros elementos.

Há também as impurezas presentes nas ferro-ligas, que contaminam o aço com elementos que podem ser oxidados.

Para se otimizar a desgaseificação, deve haver baixas quantidades de FeO, MnO e SiO₂ na escória.

Os óxidos que compõe a escória e que são fruto também da desgaseificação, além da própria composição da escória, são classificados em óxidos estáveis e não estáveis.

Exemplos de óxidos não estáveis (facilmente reduzidos):

Exemplos de óxidos estáveis (maior dificuldade de serem reduzidos):

Quando não é realizada nenhuma desoxidação, e os elementos são apenas residuais vindos ou da sucata ou das ferro-ligas adicionadas (tipicamente menores que 0,05%). Como é a de menor custo, a desoxidação por silício é frequentemente usada. Normalmente, quando se deseja desoxidação por Si especifica-se um mínimo a ser atendido, por exemplo teores de 0,15% a 0,30% de Si. Já os aços desoxidados ao alumínio não necessitam de silício, portanto normalmente não há mínimo.

Assim, os produtos de desoxidação do aço são principalmente as inclusões, que seguirão o processo e dependendo das etapas posteriores serão aglomeradas, floradas ou removidas para escória, ou seja, sempre haverá um mínimo teor de inclusões no aço, fenômeno este inerente ao processo de fabricação.

O oxigênio é um dos mais importantes elementos no estudo de inclusões, é ele o formador dos óxidos, ou seja, de grande parte das inclusões presentes no aço.

Assim, o “Forno Panela” trouxe uma versatilidade enorme para o processamento de aços, uma vez que é possível promover o ajuste de temperaturas preciso antes da liberação. Ele também pode ser coordenado com o sistema de vácuo, de forma a se realizar o processo da forma mais adequada para melhoria da limpeza.

2.3.3.2 Dessulfuração

A dessulfuração é um dos processos realizados no forno panela, visando remover o enxofre (evitando a posterior formação de inclusões de sulfetos). É representada, na forma molecular, por (FRUEHAN, 1985):

Ou, em íons, por:

E as condições para uma boa dessulfuração serão, portanto:

- Escória de alta basicidade (alto CaO ou O^{-2});
- Aço desoxidado (baixo FeO ou O);
- Alta agitação, nesse caso quanto mais agitação melhor, pois a constante de equilíbrio nesse processo é independente da temperatura.

O processamento sob escória redutora, entretanto, favorece a absorção de gases (hidrogênio e nitrogênio) pelo aço líquido, de forma que, para produção de aços de qualidade, torna-se necessária a desgaseificação posterior.

Como o aço é fabricado com escórias ácidas, e por outro lado todo o sistema de fabricação de aço é suportado por elementos básicos, assim torna-se uma grande dificuldade para fabricar aço desta linha em ambiente de grande escala de produção de aços como no caso de siderúrgicas voltadas para a indústria automobilística ou ferramentas, pois a base são ambientes básicos. Isso torna o desafio na fabricação, no sentido de evitar contaminações durante o processo de fabricação.

2.3.3.3 Desgaseificação

Após o acerto da maioria das ligas (pois muitas vezes é necessário um acerto final) o aço deve ser na maioria das vezes desgaseificado. Há diferentes tecnologias para este processo, sendo as mais comuns o desgaseificador Ruhrstahl-Heraeus (RH), e o tanque de vácuo. A diferença básica está na agitação do aço e na sua interação com a escória. No

tanque de vácuo a interação é feita pela superfície, e a agitação pelo fundo da panela. No RH a interação é feita também nos canais verticais e a agitação lateralmente. A Figura 10 apresenta de forma esquemática os dois processos.

Figura 10 – Esquema de desgaseificação em (a) tanque de vácuo e (b) desgaseificador RH.

(a)

(b)

Fonte: (LEANDRO, CARBONI e OLIVEIRA, 2008).

Nesta etapa os gases CO , H_2 , N_2 presentes do aço serão removidos, pela combinação dos elementos dissolvidos no aço em gases e pela redução da atmosfera exterior, associada a forte agitação com gás inerte (ex: argônio):

Nesta etapa até 70% do hidrogênio pode ser removido e até 25% do nitrogênio pode ser removido do aço líquido. A faixa ideal admitida para autopeças é hidrogênio após vácuo menor que 3ppm e nitrogênio final menor que 80ppm. Embora os defeitos causados pelo hidrogênio nos aços sejam conhecidos há bastante tempo, por força do altíssimo coeficiente de difusão do hidrogênio e sua baixa solubilidade no ferro, a correta caracterização do teor de hidrogênio associado à ocorrência de defeitos é, até hoje, motivo de discussão. O principal efeito do hidrogênio no ferro e suas ligas é a fragilização que,

associada à segregação e tensões (por exemplo, durante o tratamento térmico) pode causar o aparecimento de trincas internas, chamadas “flocos”, principalmente em grandes seções, em que é mais difícil a difusão em função da massa maior (STEUBER, 1982), (JOSLING, 1982).

Quanto ao nitrogênio, apenas em aços nitrogenados a agitação pode ser feita com gás N₂, intencionalmente, para se acertar a faixa de nitrogênio objetivada. Exceto estes casos, a remoção dos gases é feita com argônio.

A remoção de gases pode ser explicada em termos de pressões parciais, em fenômenos primeiramente individuais, e depois combinados, ou seja:

A pressão total é a soma das pressões parciais dos óxidos:

$$P_{O_2} + P_{Ar} + P_{N_2} + P_{H_2} + \dots = P_{total}$$

Assim, injetando-se o gás inerte e portanto aumentando-se a pressão de oxigênio e argônio (o argônio acaba também sendo injetado com ar atmosférico):

$$\uparrow P_{O_2} \text{ (injetado)} + \uparrow P_{Ar} \text{ (injetado)} + P_{N_2} + P_{H_2} = P_{total}$$

Ocorre diminuição da pressão parcial dos outros gases, mantendo-se a pressão total:

$$\uparrow P_{O_2} + \uparrow P_{Ar} + \downarrow P_{N_2} \text{ (reduzido)} + \downarrow P_{H_2} \text{ (reduzido)} = P_{total}$$

O vácuo implica na redução da pressão total do ambiente, portanto:

$$P_{O_2} + P_{Ar} + P_{N_2} + P_{H_2} = \downarrow P_{total} \text{ (vácuo)}$$

Assim, ocorre a redução das pressões parciais dos gases dissolvidos:

$$\downarrow P_{O_2} + \downarrow P_{Ar} + \downarrow P_{N_2} + \downarrow P_{H_2} = \downarrow P_{total}$$

Estes dois fenômenos combinados resultam da remoção dos gases do aço líquido.

Posteriormente, a fase final da metalurgia secundária consiste na agitação suave com gás inerte, conhecida como borbulhamento ou “*soft bubbling*” (e neste caso o posicionamento do plugue poroso pelo qual passa o gás é de extrema importância para definir o fluxo do aço), equipamentos de adição de fios para ajustes finais, e precisão de tempos até o lingotamento.

Desta fase adiante, o aço é lingotado, ou seja, ele passa da panela para os moldes, onde será solidificado. Essa passagem é feita geralmente pelo fundo da panela, através da válvula gaveta.

Outro cuidado operacional importante nesta fase é se evitar a incorporação de inclusões pelo vórtex formado no esvaziamento da panela para os moldes, durante lingotamento. Quando isto ocorre, pode haver arraste de escória diretamente para o molde,

e portanto, aumentando a quantidade de inclusões. A Figura 11 mostra uma simulação numérica deste fenômeno.

Figura 11 – Esquema da formação de vórtex, em comparação à descida normal do aço líquido pela válvula gaveta inferior da panela.

Fonte: (NADIF, LEHMANN, *et al.*, 2007).

Após tantos cuidados, e tanto investimento em tecnologia no refino secundário, um dos desafios do processamento de aço líquido é manter a limpeza obtida durante o lingotamento. Por isso, existe atualmente a tendência a ir ainda mais além nestes estudos, melhorando a tecnologia no lingotamento, a chamada metalurgia terciária. Nela, busca-se, além de manter a condição obtida, tentar melhorá-la, ou seja, melhorando a captação de inclusões nos lingotamentos, investindo-se em inertização, em pós fluxantes protetores e captadores de inclusões, protegendo-se o aço de reoxidação, aprimorando-se o desenho dos refratários de panelas para evitar o vórtex que pode levar as inclusões para o aço final, e investindo-se em tecnologia de refratários que tenham menor interação com o aço, de forma a não levar mais inclusões para o banho.

A desgaseificação é uma etapa crítica, devendo haver uma excelente interação entre o aço e a escória para formar as inclusões deformáveis. Mas como as escórias são muito mais líquidas do que as escórias básicas normalmente utilizadas, o material borbulha excessivamente na desgaseificação. Mas é necessário manter o vácuo. Caso esse borbulhamento fosse realizado fora do tanque de vácuo, poderia haver interação com o ar com obtenção de inclusões de óxidos não deformáveis.

A Figura 12 reitera esta dificuldade, mostrando que o menor ponto de viscosidade das escórias no sistema $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-FeO}$ fica entre 1,20 e 1,40 em termos de $\% \text{CaO} / \% \text{SiO}_2$, para teores de MgO de 5 a 10%, o que cobre grande parte das escórias ácidas de refino secundário.

Figura 12 – Viscosidades do sistema $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO(-FeO)}$ em função da basicidade a 1723K.

Fonte: (LEE, KIM, *et al.*, 2004).

2.3.4 Lingotamentos

A etapa de solidificação do aço é industrialmente chamada de “lingotamento”, e há dois principais tipos de lingotamento conhecidos, o lingotamento contínuo e o lingotamento convencional.

2.3.4.1 Lingotamento contínuo

É um processo no qual o metal sai do molde na forma de uma barra (ou placa), já sólida externamente. O produto fundido é, assim, mais longo do que o molde que o formou.

O aço líquido, contido numa “panela intermediária” (distribuidor ou “*distribuidor*”) é vazado no interior de um molde metálico (geralmente de cobre) refrigerado a água, que dá passagem livre ao fundo. Devido ao contato com as paredes do molde, forma-se inicialmente uma casca sólida, contendo em seu interior aço líquido. A espessura da casca aumenta devido à ação dos *sprays* de água e a seção solidifica inteiramente, à medida que a peça se movimenta para baixo. A massa sólida é suportada por “cilindros de suporte”; estes servem também para controlar a velocidade de retirada da peça do interior do molde. Existem diferentes tipos de máquinas de lingotamento, conforme Figura 13.

O lingotamento contínuo compreende a seguinte sequência de operações:

- Fluxo de metal através de uma panela intermediária para alimentar o molde. Essa panela fica sobre uma torre giratória, para que não haja interrupção na alimentação do distribuidor;
- Formação de uma casca solidificada, no molde de cobre, refrigerado a água; Este molde normalmente tem um agitador eletromagnético, para gerar um fluxo rotacional no interior do molde de modo a haver quebra das dendritas na solidificação e homogeneização do líquido;
- Remoção ou extração contínua da peça (início dado pelas “barras falsas”): nessa fase pode-se alterar a velocidade de lingotamento, o que influencia na qualidade do material pois está diretamente relacionada ao tempo de residência do material no distribuidor e portanto relacionada a flotação das inclusões. Deve ser selecionada conforme o aço a ser lingotado;
- Remoção de calor do núcleo ainda líquido, por meio de chuveiros de água de resfriamento;
- Corte no comprimento desejado e remoção da peça.

Figura 13 – Esquema de maquinas de lingotamento contínuo. (a) vertical-curva; (b) curva; (c) de tiras/placas; (d) vertical; (e) horizontal.

Fonte: (YOKOJI, MOLYNOWSKYI, *et al.*, 2013).

A Figura 14 e a Figura 15 mostram em perspectiva detalhes de máquina de lingotamento contínuo.

Figura 14 – Detalhe de máquina de lingotamento contínuo de tarugos. Imagem da região curva da máquina ID-2509-2008-b.

Fonte: (FINSTER, 2008).

Figura 15 – Detalhe de máquina de lingotamento contínuo de tarugos. Imagem da região após o endireitamento ID-2532-2008-a.

Fonte: (FINSTER, 2008).

As principais vantagens do lingotamento contínuo são:

- Transformação do metal líquido em produtos semi-acabados de seção quadrada, retangular ou redonda.
- Eliminação de custo de lingoteiras e cabeças quentes.
- Melhoria da qualidade interna do aço, resultantes de uma solidificação mais rápida, associada a modernos equipamentos de agitação de molde, sub-molde e final.

Dentre as desvantagens estão:

- limitação do produto final em função da seção inicial de partida. Para grandes reduções mínimas exigidas, um lingotamento com seção pequena fica limitado; Atualmente estão sendo desenvolvidos os “*blooms*”, com seções cada vez maiores, da ordem de 500mm, eliminando mais esta barreira para esta rota;
- impossibilidade de sequenciamento de muitas corridas (o que é vantagem em termos de custo) no caso de usinas de aços muito diferenciados, em que as qualidades são diferentes.

Os produtos obtidos por lingotamento contínuo podem ser (Figura 16):

- Bloco: produto de seção quadrada com área acima de 22.500mm^2 que corresponderia a um quadrado de por exemplo, 155mm de lado.
- Tarugo: abaixo da dimensão citada o semi-acabado é denominado de tarugo. Os tarugos normalmente são lingotados até uma seção mínima de 75mm X 75mm.
- Pré-formas (*blanks*): são lingotadas visando à redução do número de passes na laminação a quente de vigas e perfis, reduzindo assim custos de produção na etapa de laminação.
- Placas: apresentam espessuras na faixa de 200 a 400mm e largura de 600 até 4.000mm.

Figura 16 – Produtos comuns do processo de lingotamento contínuo de aços.

Fonte: (YOKOJI, MOLYNOWSKYI, *et al.*, 2013).

Variáveis como controle do nível do distribuidor, das variações de nível e as oscilações do molde favorecem o aparecimento de inclusões de escória e porosidades, também regiões com depressões que são preenchidas com pó lubrificante, causam defeitos superficiais como trincas longitudinais e transversais no produto. A taxa de resfriamento do molde e resfriamento secundário do veio tem a finalidade de acelerar a solidificação do aço, fortalecer a pele solidificada e refrigerar a máquina. A taxa de resfriamento do aço influencia nas propriedades metalúrgicas, pois afeta a distribuição de temperatura interna, uniformidade química e qualidade superficial. Um resfriamento inadequado contribui para a formação de trincas internas. O resfriamento secundário também é influenciado pelo tamanho do produto, velocidade de lingotamento e projeto da máquina. Atualmente o

lingotamento contínuo representa mais de 90% da produção japonesa e já passa de 50% da produção brasileira. O desenvolvimento prossegue com o vazamento de placas finas, (entre 10 e 55mm de espessura), ou mesmo de placas, entre 1 e 10mm.

2.3.4.2 Lingotamento convencional

O lingotamento convencional consiste no vazamento do aço em moldes chamados “lingoteiras”, originando fundidos denominados lingotes. A lingoteira é o molde de ferro-fundido onde é vazado o aço líquido, como estágio preliminar para sua conformação mecânica. Os lingotes são normalmente cônicos para facilitar a desmoldagem. (YOKOJI, MOLYNOWSKYI, *et al.*, 2013).

A operação de lingotamento pode ser classificada em direto ou indireto. No lingotamento direto enche-se cada lingoteira individualmente, mediante aberturas sucessivas da válvula, tomando-se a precaução de manter o jato bem centrado. No lingotamento indireto enchem-se várias lingoteiras ao mesmo tempo, através de um canal central, adotando-se o princípio dos vasos comunicantes. A Figura 17 mostra uma ilustração dos dois tipos de lingotes.

Figura 17 – Lingotamento convencional. (a) direto; (b) indireto.

Fonte: (YOKOJI, MOLYNOWSKYI, *et al.*, 2013).

As vantagens do lingotamento indireto são:

- menor turbulência no molde;
- menores vazões de lingotamento;
- ausência de borrifos;
- proteção do aço no molde contra atmosfera.

O vazamento pelo fundo permite o uso de pós de molde que, ao fundir, protegem a superfície líquida em ascensão (Figura 18).

Figura 18 – Esquema mostrando o pó fluxante pendurado, aguardando a fusão pelo aço líquido, para proteger o aço durante o lingotamento.

Fonte: (YOKOJI, MOLYNOWSKYI, *et al.*, 2013).

Os fluxos são misturas de óxidos em geral baseados no sistema $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. Os fluxos de lingotamento devem impedir a reoxidação do metal líquido na lingoteira, criando uma barreira de escória entre o menisco de aço líquido e a atmosfera, isolarem termicamente o menisco superior, para evitar a solidificação prematura, dissolver os óxidos de elevado ponto de fusão, como o Al_2O_3 , evitando que fiquem presos na superfície do lingote. O ideal é que nenhuma área fique exposta, ocorrendo cobertura total (Figura 19).

Figura 19 – Interior do lingote, no final do preenchimento, com a cobertura de pó fluxante.

Fonte: O autor.

A Figura 20 mostra o esquema de um lingote solidificado, suas regiões de segregação e possíveis defeitos. Observa-se segregação na região da cabeça e na região do pé do lingote, principalmente. E vazios na cabeça, que são os chamados rechupes. Quanto às inclusões, a geometria e orientação vertical do lingote e o tempo de repouso durante a solidificação contribuem para a flotação das inclusões para a cabeça. Há casos em que o pó fluxante fica preso na região do pé, pela turbulência da entrada no lingote e pela solidificação rápida das paredes nessa região. Estas regiões, cabeça e pé, são normalmente descartadas, o que contribui para os materiais de lingotamento convencional serem mais limpos do que os de contínuo.

Figura 20 – Esquema de um lingote, das regiões solidificadas e de possíveis defeitos.

Fonte: (CHADWICK, 1972).

2.3.5 Laminação

A laminação é a etapa de conformação a quente pela qual passam os lingotes. Eles são laminados em diversos passes de laminação até se obter o diâmetro final desejado, obtendo-se assim as barras ou bobinas de produto final. No processo de conformação de lingotes há um subproduto intermediário (tarugo) que necessita de reaquecimento, para que se continue a conformação até o diâmetro final.

2.3.6 Inspeção

A inspeção é a parte fundamental de detecção dos defeitos. Normalmente as inclusões aparecem como defeitos internos ou sub-superficiais, e são detectados por ultrassom. As frequências normalmente utilizadas são de 2 a 5MHz. O valor da frequência é inversamente proporcional ao tamanho dos defeitos que se deseja detectar, ou seja, maiores frequências são utilizadas para se detectar inclusões pequenas. Existe, claro, uma limitação física de penetração sônica nos diferentes materiais. A Figura 21 mostra a correlação entre o volume inspecionado e a dimensão das inclusões, mencionando diferentes métodos de caracterização.

Uma das principais vantagens das técnicas de imersão é o volume de materiais que se consegue inspecionar. A Figura 22 mostra a Figura 21, mas de forma relativa. São diferentes tipos de técnicas de inspeção utilizados na Ascométal, considerando-se limites de detecção e volume inspecionado.

O ultrassom por imersão de 10 MHz é capaz de detectar inclusões maiores do que aproximadamente 300 μm , dependendo da estrutura da amostra examinada. O resultado é expresso em: número de defeitos por volume (para amostras quadradas, conforme norma ASTM E588) ou em comprimento total de defeitos por volume (em amostras redondas, conforme norma SEP 1927). As amostras constituídas de barras longas de volume cerca de 1dm³ (diâmetro de 50,5mm x comprimento de 500mm) laminadas a partir de cada corrida, são imersas em água sem contato com o cabeçote. Sua finalidade é quantificar as inclusões

presentes em determinado volume de aço e apresenta localização dos defeitos e 2 respostas quantitativas principais:

1) ASTM E588 - índice de severidade: o somatório da contagem de inclusões com intensidade de indicações baixa, média e alta pelo volume inspecionado (unidade: número de indicações/dm³).

2) SEP 1927 - a somatória das extensões de cada uma das inclusões detectadas pelo volume inspecionado (unidade: mm/dm³).

Este equipamento permite agilizar o desenvolvimento de novos produtos e avaliação comparativa entre corridas. Ainda estão sendo realizadas pesquisas neste campo pois o equipamento tem limitações quanto a volume e profundidade de áreas analisadas.

Figura 21 – Correlação qualitativa entre volume inspecionado e tamanho de inclusões em vários métodos de avaliação.

Fonte: Adaptado de (TSUCHIYA, 2005).

Figura 22 – Descrição de diferentes tipos de técnicas de inspeção utilizados na Ascométal, considerando-se limites de detecção e volume inspecionado.

Fonte: (DRESSEL, KREMER, *et al.*, 1988).

2.4 Inclusões e seu efeito na fadiga

As inclusões são partículas, em geral, de pequenas dimensões (da ordem de micrometros), dispersas na matriz metálica. Estas partículas, quando presentes na matriz metálica, acarretam em concentração de tensões e possível trincamento ou falha do componente, principalmente os que são submetidos a grandes esforços. As inclusões são, portanto, partículas prejudiciais para o comportamento em fadiga e seu efeito pode ser quantificado pela composição, pelas dimensões e pela posição em que se encontram no material.

2.4.1 Inclusões e sua origem

Quanto à sua **origem**, as inclusões podem ser exógenas ou endógenas:

- **Exógenas:** a denominação de inclusões exógenas se refere a inclusões incorporadas no aço durante o seu processamento, pelo contato com insumos externos, por exemplo, arraste de refratários de panela por erosão, de pós fluxantes, da escória, de partes de elementos periféricos que fazem parte de sua fabricação, como válvulas, funis, etc. Normalmente são maiores e mais localizadas.

- **Endógenas:** são resultado da interação dos elementos químicos, das reações entre eles e com os elementos da escória, dos refratários, das ferro-ligas e outros insumos, adicionados durante a fabricação do aço. Normalmente são menores e de localização dispersa.

2.4.2 Inclusões e sua composição química

Quanto à **composição química**, as inclusões são classificadas em:

- **Metálicas:** quando estão na forma de elemento puro (como chumbo e cobre);
- **Não Metálicas:** na forma combinada, por exemplo, em óxidos, sulfetos, nitretos, carbonetos, carbonitretos, etc. As inclusões ricas em alumina possuem alto ponto de fusão, visto que a alumina pura apresenta um ponto de fusão da ordem de 2050°C. Essas inclusões podem ser iniciadoras de fratura por fadiga, por serem duras e não se deformarem junto com a matriz metálica durante o processo de laminação, criando concentradores de tensões.

Estas inclusões são classificadas em desejáveis e indesejáveis:

- **Desejáveis:** formadas intencionalmente, com alguma finalidade específica, como por exemplo nos aços de corte-fácil que tem inclusões de chumbo ou nos aços de usinabilidade melhorada que apresentam as inclusões de sulfeto de manganês, ou de aços para cementação, que são tratados em altas temperaturas e nos quais se precipita inclusões de nitreto de alumínio, para evitar crescimento dos grãos austeníticos dos aços.

- **Indesejáveis:** quando são um efeito colateral, um resultado inerente ao processo porém indesejado. Nesse caso o efeito deve ser minimizado.

Os três principais tipos de inclusões podem ser identificados pelos seus componentes químicos principais, lembrando que também há contaminações. São eles: **alumina** (produto de reoxidação ou desoxidação em aços acalmados ao alumínio), **espinélio** (com certos teores de MgO e provavelmente originados de reações do alumínio dissolvido com os refratários, especialmente durante o vácuo, em que há forte interação metal-paredes-escória), e elementos típicos como **pós fluxantes** possuem elementos alcalinos como sódio e potássio. (WÜNNENBERG e CAPPEL, 2010). A Figura 23 mostra um diagrama de barras de diferentes tipos de inclusões em aço desoxidado com alumínio. Genericamente falando, o aço lingotado tem um terço de cada tipo. As inclusões de escória são também associadas à alumina e a produtos de desoxidação.

Figura 23 – Principais origens de inclusões encontradas em aços acalmados ao alumínio.

Fonte: (WÜNNENBERG e CAPPEL, 2010).

Além disso, o formato, o tamanho e a composição das inclusões não metálicas variam conforme a etapa de processamento do aço, desde a fase líquida até a fase sólida. Assim, pequenas melhorias nas variáveis das operações que possibilitam a produção do aço podem ter um grande efeito sobre as inclusões não metálicas resultantes. O processo de fabricação é, portanto, fundamental na obtenção do menor teor de inclusões, ou de inclusões modificadas (o que entra num campo de engenharia de inclusões), evitando a formação de óxidos não deformáveis.

A deformabilidade das inclusões varia em função da composição e temperatura (Figura 24). As inclusões de anortita buscadas no processamento deste aço seguem este comportamento. A sílica pura é indeformável na faixa de temperatura de interesse, porém à medida que o conteúdo de sílica diminui, também diminui a temperatura no qual essas inclusões deformam plasticamente.

Figura 24 – Temperatura de fusão das inclusões em função de sua deformabilidade.

Fonte: (KAWAHARA, 2000).

Um estudo realizado avaliando-se a deformabilidade de inclusões de diferentes tamanhos, partindo de rotas de produção diferentes, mostrou que no processo de deformação, as inclusões deformam muito menos do que a matriz. Partículas com áreas maiores são mais deformadas do que as inclusões menores. Isso é o que ocorre com a rota convencional em relação ao contínuo. As inclusões têm maior tempo de solidificação e são maiores inicialmente, e são mais centralizadas devido ao perfil de solidificação do lingote. Por isso estas inclusões de convencional têm maior deformabilidade em relação as formadas na rota de lingotamento contínuo. (MORAES JR., OLIVEIRA, *et al.*, 2007)

Um outro estudo (Figura 25) também mostrando diferentes reduções na laminação mostrou o efeito da redução da superfície e do núcleo. Nas tensões efetivas no aço e nas inclusões aumentam proporcionalmente com a redução da laminação. Observa-se a diferença de tensão e consequentemente de deformação em uma inclusão central com 20%

de redução (a) e de uma inclusão próxima a superfície (b), sendo esta muito maior. A deformação é heterogênea na superfície, junto aos canais de laminação.

Figura 25 – Influência da redução de laminação nas tensões do aço e das inclusões na região central (a) e na região superficial (b).

Fonte: Adaptado de (LUO e STAHLBERG, 2001).

Quanto menores forem as dimensões obtidas, maior a vida em fadiga. A Figura 26 mostra o efeito da espessura das inclusões na resistência a fadiga para um aço cromo-silício, da mesma família do aço desenvolvido no presente estudo.

Figura 26 – Influência da espessura das inclusões em relação a quantidade de ciclos em um teste de fadiga, utilizando 760 MPa de tensão.

Fonte: (SUITO e INOUE, 1996).

A Figura 27 mostra o efeito das inclusões na criação de vazios durante a deformação.

Figura 27 – Efeito de inclusões na criação de vazios durante a deformação.

Fonte: (CHARLES e BAKER, 1971).

A Figura 28 mostra o efeito do tamanho das inclusões no limite de fadiga, observa-se que quanto menor as inclusões, maior o limite de fadiga, em tensões cada vez maiores.

Figura 28 – Comparação de dados experimentais do efeito no limite de fadiga para diferentes tamanhos de inclusões e diferentes níveis de tensão.

Fonte: (ZHANG e THOMAS, 2006).

Ainda, em um outro material também crítico para fadiga (esferas de rolamentos), um estudo mostrou que quanto maior o número de inclusões acima de $30\mu\text{m}$, menor a vida em fadiga. A Figura 29 mostra essa relação entre a fadiga e a quantidade de inclusões.

Figura 29 – Relação entre a vida de esferas de rolamentos e quantidade de inclusões acima de $30\mu\text{m}$.

Fonte: (UHRUS, 1963).

Um recurso que os fabricantes de elementos de suspensão automotiva têm para aumentar a vida em fadiga é um processo de jateamento da superfície com granalhas de aço, chamado *shot-peening*. Cada fabricante tem uma configuração que melhor responde no processo, pois a velocidade, o formato e o tamanho das esferas influênciam diretamente no efeito obtido na superfície. (MEGUID, SHAGAL, *et al.*, 1999). Em geral, o que se deseja é criar tensões de compressão na superfície, para compensar o tensionamento na utilização da peça. As tensões residuais de compressão criadas no jateamento são devidas à deformação plástica local pela colisão das esferas na superfície. Num estudo realizado em um aço com composição similar (Tabela 2), reporta-se a vida em fadiga aumentada em 30% após jateamento.

Tabela 2 – Composição do aço com composição similar para o qual foi estudado o efeito do jateamento.

	C	Si	Mn	P	S
SAE 9245	0.40	1.50	0.50	0.050	0.030
	0.49	1.80	0.80	Maximum	Maximum

Fonte: (TEKELI, 2002).

A Figura 30 mostra a comparação do material com e sem jateamento para diferentes níveis de tensão, sendo possível observar esta melhoria, e não havendo quebras (setas indicadas para a direita).

Figura 30 – Curva de teste de fadiga (tensão x ciclos até a quebra) para amostras com (marcadores quadrados) e sem jateamento (marcadores redondos).

Fonte: (TEKELI, 2002).

A Figura 31 mostra ainda a distância da superfície na qual o jateamento tem efeito, ou seja, até aproximadamente 300 μ m.

Figura 31 – Perfil de tensões residuais em amostras jateadas com intensidade de 25A.

Fonte: (TEKELI, 2002).

Um outro estudo (MEGUID, SHAGAL, *et al.*, 1999) avaliou a influência dos parâmetros do jateamento nas tensões e mostrou que o estado de compressão pode estar presente até 700 μ m por exemplo, para altas velocidades de jateamento (Figura 32).

Figura 32 – Efeito da velocidade na tensão residual da superfície de onde a esfera de 0,5mm incide, para uma tensão objetivada de 800MPa.

Fonte: (MEGUID, SHAGAL, *et al.*, 1999).

Um estudo recente (PUFF, 2014) mostrou também as tensões distribuídas numa mola fraturada em uso. As trincas de molas helicoidais, por exemplo, normalmente iniciam-se na superfície interna da mola. Acima de 10^7 ciclos a maioria das trincas inicia-se abaixo da superfície do arame. Este material é um aço SAE9254 (similar ao aço desenvolvido), contendo cromo de 0,60% a 0,80%, silício de 1,20% a 1,60%, com limite de resistência 1540 a 1710MPa e dureza HRC de 50 a 53 (correspondente a 513 – 560HV). Menciona-se que a tensão de cisalhamento da mola é de 0,67% Limite de resistência, considerando-se cargas dinâmicas. Foi realizado o modelamento matemático com a distribuição de tensões (Figura 33).

Figura 33 – Análise de tensões utilizando-se elementos finitos. a) mola inteira e b) detalhe da região fraturada.

Fonte: (PUFF, 2014).

Estudou-se ainda as tensões (denominadas σ_1) em inclusões que ocasionaram falhas (Figura 34). Observa-se alta tensão de compressão ao redor da inclusão (valores negativos na barra inferior da Figura 34), bem próximo a superfície, e logo depois tensões de tração. Estas tensões vão até 25 μ m após a superfície da inclusão, o que comprova quantitativamente que a inclusão afeta uma região além da sua superfície (Figura 35).

Figura 34 – Mapa de tensões máxima e mínima na inclusão estudada.

a) Tensão máxima principal (σ_1)

b) Tensão mínima principal (σ_1)

Fonte: (PUFF, 2014)

Figura 35 – Tensões máximas (σ_1) e mínimas (σ_3) ao longo das inclusões.

Fonte: (PUFF, 2014).

2.4.3 Inclusões e suas dimensões

A deformabilidade de uma inclusão não metálica é representada pelo índice de deformação ν e definido como a razão da tensão de deformação da inclusão para a da matriz, durante a laminação a quente. O valor $\nu = 0$, indica que não houve deformação da inclusão. Esse comportamento entre inclusão e matriz, provoca a formação de vazios na interface resultando em uma nucleação de microtrinca durante a sollicitação por fadiga. Quando a inclusão e a matriz deformam simultaneamente com $\nu = 1$, a inclusão e a matriz permanecem em perfeito contato sem a ocorrência de vazios na interface, evitando desta forma o aparecimento de microtrinca. (MALKIEWICZ e RUDNIK, 1963)

As inclusões de silicato variam em deformabilidade em função da composição e temperatura. A sílica pura é indeformável na faixa de temperatura de interesse, porém a medida que o conteúdo de sílica diminui, também diminui a temperatura no qual essas inclusões deformam plasticamente. A Figura 36 mostra as temperaturas no qual os silicatos de ferro e manganês iniciam sua deformação. Pode-se verificar que um elevado teor de sílica, eleva consideravelmente essa temperatura.

Portanto é necessário objetivar durante o processo de elaboração do aço a formação de inclusões deformáveis, conforme o diagrama ternário $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$. Este sistema ternário tem também equilíbrio com o MgO , que necessariamente está presente nas escórias. Essas inclusões são obtidas através do equilíbrio com as escórias.

Figura 36 – Mínima temperatura no qual as inclusões de silicato deformam, de acordo com o teor de sílica.

Fonte: (MARTINS, 2010).

A escória adicionada no refino tem a função tanto de proteção térmica (evitar perda de temperatura) quanto proteção atmosférica (evitar reoxidação), mas também pode ter a função de balanceamento e captação de inclusões. Assim, para cada linha de aço é necessário se avaliar a melhor composição de escória para a elaboração do aço.

Os principais insumos de escórias são: cal (CaO), a fluorita (CaF_2), a alumina (Al_2O_3), o óxido de magnésio (MgO), ou mais recentemente escórias pré-fundidas, escórias sintéticas, em que, ao invés de haver apenas a mistura mecânica dos componentes, é realizada também uma pré-fusão. As escórias sintéticas em princípio possuem maior homogeneidade química, no entanto ainda têm custo elevado e composição “fixa”, limitando um pouco seu uso. A utilização única ou combinada destes compostos fica a cargo dos engenheiros de processos, que são os responsáveis por desenhar o roteiro a ser seguido. Em escórias formadas diretamente nas usinas, são utilizadas matérias-primas processadas, como cal, alumina, areias, porém retiradas em sua maioria de fontes naturais, existe uma contaminação esperada, mas que deve ser controlada. A composição definida deve ter uma tolerância, porém grandes contaminações podem prejudicar o comportamento da escória durante processamento do aço.

Normalmente, seguem os diagramas quaternários $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-MgO}$, mas na prática são utilizados os ternários da combinação destes elementos (exemplo da Figura 37).

A composição da escória está diretamente ligada à formação de inclusões. Uma escória de alto ponto de fusão, sólida, com interação ruim com o aço e pouca ou nenhuma captação de inclusões é o que se deseja evitar no processamento. Busca-se portanto escórias líquidas nas temperaturas de processamento (1550°C a 1650°C), com boa interação com o aço e que preferencialmente captem inclusões. Essa região líquida central no diagrama ternário $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$, corresponde a formação da inclusão chamada anortita.

Nas escórias industriais existe o equilíbrio com outros óxidos, predominantemente o MgO , em teores que podem chegar até 20%.

Assim, a Figura 38 mostra este outro aspecto do equilíbrio. Esta abordagem considera o MgO , ou seja, a seção isotérmica do sistema CaO-MgO-SiO_2 a 1600°C . Observa-se uma região central líquida, que é objetivada na formação das escórias para se obter as inclusões deformáveis.

Figura 37 – Diagrama ternário em corte isotérmico e em vista tridimensional do sistema $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, evidenciando a região de menor ponto de fusão.

Fonte: (FINKELNBURG, 2009).

O teor de alumina é também bastante significativo, à medida que seu conteúdo se eleva, o índice de deformabilidade é reduzido. Assim, visa-se os menores teores de alumínio possível no aço para que se tenha o mínimo de alumina melhor, portanto o teor de alumínio no aço para estas condições deve ser o menor possível.

Um outro parâmetro importante a ser controlado, que tem relação direta com a formação das inclusões é o oxigênio. Conforme a Figura 37 e a Figura 40, as inclusões líquidas estão preferencialmente na região de variação de atividade da sílica na escória de 0,2 a 0,6.

Figura 38 – Seção isotérmica para o sistema CaO-MgO-SiO₂ a 1600°C (2912°F).

Fonte: Adaptado de (PRETORIUS e MARR, 2015).

Figura 39 – Índice de deformabilidade das inclusões de silicato contendo alumina.

Fonte: (MARTINS, 2010).

Figura 40 – Atividade da SiO_2 no ternário $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ na temperatura de 1550°C .

Fonte: (COUDURIER, 1985).

Portanto para essa atividade o teor de oxigênio em equilíbrio com o aço calculado é obtido a partir das equações 01 a 08, chegando nos resultados da Tabela 3:

$$k = \frac{a_{SiO_2}}{h_o^2 \cdot h_{Si}} = 2,0 \cdot 10^5 \quad (02)$$

Fonte: (GATTELIER e OLETTE, 1979).

$$h_{Si} = f_{Si} \cdot \%Si \quad (03)$$

$$\log f_{Si} = e_{Si}^{Si} \cdot \%Si + e_{Si}^C \cdot \%C + e_{Si}^{Mn} \cdot \%Mn + e_{Si}^{Cr} \cdot \%Cr \quad (04)$$

$$\log f_{Si} = 0,32 \cdot \%Si + 0,18 \cdot \%C + 0,03 \cdot \%Mn + 0,0003 \cdot \%Cr \quad (05)$$

Para uma composição média do aço desenvolvido tem-se:

$$f_{Si} = 1,013 \quad (06)$$

Então

$$\frac{a_{SiO_2}}{h_o^2 \cdot f_{Si} \cdot (\%Si)} = 2,0 \cdot 10^5 \quad (07)$$

$$a_{SiO_2} = 2,0 \cdot 10^5 \cdot h_o \quad (08)$$

Considerando-se atividades da sílica de 0,2 a 0,8, por exemplo, obtém-se os valores da Tabela 3 como objetivados.

Tabela 3 – Relação entre a atividade da sílica e o oxigênio em equilíbrio de acordo com a equação (08) para o aço estudado.

<i>Atividade do oxigênio (ppm)</i>	<i>Atividade da sílica</i>
8	0,2
10	0,3
12	0,4
13	0,5
15	0,6
16	0,7
17	0,8

Fonte: O autor.

Assim, para estabilidade das inclusões líquidas o oxigênio deve estar entre 8 ppm a 17 ppm de acordo com a Tabela 4.

Para o caso da desoxidação com alumínio, o oxigênio ficará:

Levando a consideração a atividade da alumina sólida como sendo igual a 1, tem-se:

$$(\%Al)^2 \cdot h_o^3 = 1,2 \cdot 10^{-13} \quad (10)$$

Obtendo os seguintes resultados de oxigênio em função da porcentagem de Al:

Tabela 4 – Relação entre o oxigênio em equilíbrio com a porcentagem de alumínio, considerando a atividade da alumina igual a 1.

<i>Atividade do oxigênio (ppm)</i>	<i>Atividade da %Al</i>
49	0,001
17	0,005

Fonte: O autor.

Assim, o teor de alumínio admissível será no máximo 0,005%. Como durante a elaboração do aço, existe contaminações das ferro-ligas, recomenda-se não adicionar alumínio na elaboração do aço.

Cada Aciaria tem sua forma de obter estas escórias mais ácidas e de trabalhar com o balanceamento dos valores objetivados.

A produção de aços implica, portanto, no estudo dos requisitos de aplicação, uma vez que se trata de produtos de alta solicitação mecânica, e também o estudo dos processos necessários para garantir que as propriedades mecânicas e metalúrgicas (de limpeza do aço) atendam estas especificações, considerando limitações de processo, de equipamentos e de custo.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Metodologia

Para a realização deste trabalho, foram utilizadas amostras de aços especiais obtidos das linhas de produção da empresa Gerdau S.A. Este material é baseado no aço SAE9254, contendo carbono de 0,50% a 0,60%, cromo de 0,60% a 0,80%, silício de 1,20% a 1,60%.

A rota do material foi analisada, assim como suas limitações e cuidados necessários. O planejamento dos testes foi realizado. Os materiais foram produzidos com parâmetros em diferentes níveis, e laminados em diferentes diâmetros (7,94mm, 11,11mm, 12,70mm e 14,29mm).

Foram produzidas 100 “ordens” experimentais (sub-lotes), a partir de 16 lotes experimentais de escala industrial. Cada lote industrial tem aproximadamente 90 toneladas, considerando-se boa representatividade para futuras repetições.

3.2 Caracterização do material

As amostras foram avaliadas por diferentes técnicas de caracterização, que posteriormente foram correlacionadas.

Microscopia ótica e avaliação do tipo de inclusões: este método é denominado ASTM E-45 (conforme adaptação mostrada na Figura 41) e através dele são avaliadas amostras em seção longitudinal, e conforme sua composição, tamanho e espessura são dadas notas em números, sendo as notas mais baixas a melhor qualidade (exemplo: nota zero significa material limpo). As inclusões são caracterizadas em sulfetos, aluminas, silicatos e óxidos.

Figura 41 – Norma ASTM E45, com a classificação conforme a composição e as dimensões dos óxidos

A Tipo Sulfeto		B Tipo Alumina		C Tipo Silicato		D Tipo Óxido, Globular		
Série fina	Série grossa	Série fina	Série grossa	Série fina	Série grossa	Série fina	Série grossa	
Espessura até 4µm	Espessura até 6µm	Espessura até 9µm	Espessura até 15µm	Espessura até 5µm	Espessura até 9µm	Espessura até 8µm	Espessura até 12µm	
1								1
2								2
3								3
4								4
5								5

Fonte: (NETO, 2001)

Microscopia ótica e avaliação de espessura máxima: avaliação da quantidade de inclusões finas e grossas na superfície do arame. Foi feita a avaliação metalográfica de 10 amostras em seção longitudinal (Figura 42), observando-se as superfícies.

Figura 42 – Esquema mostrando a seção avaliada no teste de inclusões.

Fonte: (OLIVEIRA, LEANDRO, *et al.*, 2003)

Classificação das inclusões em tamanhos: menores do que 5 μm , de 6 a 10 μm , de 11 a 15 μm , e acima de 15 μm . Esta classificação se destina mais à comparação de lotes do que à aprovação, uma vez que ainda se trabalha com uma certa margem de segurança. Para aplicação em elementos de suspensão de alto desempenho, por exemplo, considera-se material aprovado até 25 μm , o que já é um critério bastante rigoroso. A Figura 43 mostra a classificação na contagem de inclusões com relação ao percentual admissível de inclusões, comparando-se a norma sueca SS111116 e o critério adotado por alguns fabricantes e também no presente estudo, critério “MAX-T”, provavelmente em uma alusão ao termo em inglês “*maximum thickness*”, ou seja, espessura máxima.

Figura 43 – Exemplo de classificação de inclusões quanto à espessura (contagem de inclusões SS111116 e especificação de percentual de inclusões MAX-T).

TAMANHO DA INCLUSÃO	ESPECIFICAÇÃO SS111116	ESPECIFICAÇÃO MAX-T
$\leq 5 \mu\text{m}$	-----	-----
> 5 a $10 \mu\text{m}$	50 máx.	80% min.
> 10 a $15 \mu\text{m}$	7 máx.	20% máx
$> 15 \mu\text{m}$	0	0%

Fonte: (OLIVEIRA, LEANDRO, *et al.*, 2003)

A Figura 26 e a Figura 27 mostraram ciclos de fadiga e trincas iniciando de inclusões de 25 μm , por exemplo. Porém, o que deve ser considerado também, além da dimensão, é a localização das inclusões. A superfície é a região mais demandada dos

elementos de suspensão. Inclusões de 25 μm na superfície são portanto mais prejudiciais do que as mesmas inclusões de 25 μm abaixo da superfície ou no núcleo.

Este critério utilizado no trabalho visa maior rigor no início do desenvolvimento, pois é o critério normalmente aplicado para molas de válvula de motores (exemplo de aplicação de altíssima solicitação em fadiga).

Microscopia eletrônica de varredura: associada à tecnologia “ASPEX”, para contagem de inclusões em determinada área da amostra, e também qualificação da composição em diagramas ternários. Este método é uma tecnologia recente, que combina a microscopia eletrônica com a avaliação EDS de forma automatizada.

Utiliza-se amostras polidas em um microscópio eletrônico que tem este equipamento instalado, e a caracterização é feita basicamente em 4 passos, como mostra a Figura 44. Primeiramente ocorre a varredura da superfície da amostra, diferenciando-se as inclusões e a matriz (passo 1). Depois ocorre a contabilização da quantidade de inclusões em determinada faixa de tamanhos (passo 2). No passo seguinte são realizadas as medições de dimensões dessas inclusões e realiza-se EDS em cada uma delas (passo 3). Finalmente, a composição é identificada e comparada com uma base de dados com inclusões já pré-determinadas, obtendo-se diagramas ternários e relatórios de quantidade, dimensões e tipos de inclusões (passo 4).

Figura 44 – Sequência ilustrada de método de avaliação pelo ASPEX.

Fonte: (FEI, 2015).

O resultado da análise é expresso em um relatório como o da Figura 45, com as informações da amostra analisada, com os parâmetros de análise utilizados, e com as principais informações de quantidade de inclusões, área analisada e composições encontradas.

Uma vantagem deste método, principalmente para ambientes industriais, é a velocidade de resposta. E outra vantagem é a ampla faixa de avaliação de dimensões, ou seja, no exemplo da Figura 45 foram verificadas inclusões de 4 a 225 μm .

Este método analisa toda a seção da amostra, tanto superfície quanto núcleo.

Figura 45 – Exemplo de parte do relatório de avaliação pelo ASPEX, com a identificação dos principais campos.

Fonte: (FEI, 2015).

Dissolução ácida: utiliza-se ácido para dissolver o aço e “extrair” as inclusões. Este método tem como vantagem inspecionar inclusões pequenas e grande volume. A desvantagem é que o ácido dissolve óxidos, como FeO, MnO, CaO, e MgO das inclusões. Além disso, a filtragem acaba retraindo apenas inclusões maiores. Mas como estas são as inclusões mais prejudiciais em fadiga, é um método interessante para avaliação do material.

Contudo, em uma abordagem mais geral este método foi reportado como bom para detectar inclusões de alumina e sílica, e também como método comparativo entre amostras, que é o objetivo desta técnica neste trabalho (ZHANG e THOMAS, 2003).

Um ensaio de dissolução realizado para aços rolamento também foi citado pela Kobe Steel (TSUCHIYA, 2005), também evidenciando que as inclusões de alumina são mais facilmente extraídas. É mencionada dissolução de 30 a 100 gramas de aço em ácido nítrico, a 90°C, sendo a solução filtrada, ainda quente, em papel de filtro capaz de reter inclusões de dimensões maiores do que 10µm.

No teste realizado para este trabalho também utilizou-se o papel filtro quantitativo, porém com capacidade de reter inclusões de até 6µm. No papel quantitativo as cinzas são pré-determinadas, podendo-se utilizar a massa retida no filtro.

Não foram encontradas referências deste teste para aços para materiais de suspensão, objetivo do presente trabalho. Portanto, os resultados serão comparados entre as próprias amostras. A avaliação por este método é inovadora em aços para elementos de suspensão de alto desempenho, como o desenvolvido neste trabalho.

Realizou-se dissolução de um material “padrão”, mas com processamento similar, produzido via lingotamento convencional. E também dissolução dos materiais de lingotamento contínuo desenvolvidos. Para a dissolução (Figura 46), utilizou-se ácido clorídrico e ácido nítrico na proporção de 3:2 (HCl+HNO₃). Uma vez dissolvido o aço, realizou-se a filtração (Figura 47).

Figura 46 – Aço dissolvido, pronto para filtração.

Fonte: O autor.

Figura 47 – (a) Preparação do papel de filtro (posicionamento antes da filtração) e (b) filtração em andamento.

(a)

(b)

Fonte: O autor.

Após a filtração, inseriu-se o cadinho (contendo o papel e a amostra) no forno a 1000°C, para sua queima. A massa restante (Figura 48) é a quantidade de massa a ser utilizada no cálculo, descontando-se a quantidade de cinzas pré-determinada do papel. Utilizou-se papel filtro quantitativo C40 (faixa branca), de porosidade média 6 μ m, espessura 0,20mm, gramatura 85G. Velocidade de extração estimada: 27s/100mL, retenção de partículas de 4-7 μ m, cinzas 0,01%.

Também realizou-se uma análise de espectrometria de fluorescência de raios-X (FRX) neste material filtrado. O objetivo principal deste teste foi complementar a caracterização de algumas amostras, verificando-se quais óxidos seriam identificados, uma vez que a pequena quantidade das amostras (Figura 49) poderia influenciar os resultados (amostra analisada em pó solto em atmosfera de hélio, não havendo portanto massa em grande quantidade para análise).

Figura 48 – Imagens da massa restante: (a) após a filtração e secagem; (b) após maceração suave; e (c) após maceração total.

(a)

(b)

(c)

Figura 49 – (a) Quantidade de material filtrado em uma amostra e (b) material no cadinho em preparação para a análise.

Fonte: O autor.

Na espectrometria de raios X, fótons de raios X, ao incidirem na amostra, interagem com os elétrons do material, transferindo-lhes energia. Dos elétrons participantes do processo, uma parcela ganhará energia suficiente e mover-se-á em direção adequada de forma que, ao atingirem a superfície da amostra, estes serão capazes de abandoná-la, ejetando-se para o ambiente externo, normalmente o interior de uma câmara de vácuo. Os elétrons ejetados da amostra podem ser coletados por um analisador de elétrons capaz de contar o número de elétrons que saem da amostra com determinada energia (velocidade) em um dado intervalo de tempo. Os espectros obtidos através deste processo são portanto curvas de Contagem versus Energia.

Realizou-se análise semi-quantitativa sem padrões, com determinação de elementos químicos de flúor a urânio, em equipamento da Escola de Engenharia de Lorena – USP, modelo Axios MAX, marca Panalytical (Figura 50 e Figura 51).

Figura 50 – Espectrômetro de fluorescência de raios-X.

Fonte: O autor.

Figura 51 – (a) Cadinho sendo fechado para início do teste e (b) posicionado no equipamento.

(a)

(b)

Fonte: O autor.

Tração e fadiga: realizou-se também ensaio de tração, obtendo-se as propriedades de limite de resistência, escoamento, redução de área e alongamento dos arames produzidos. Apesar de o arame passar por têmpera e revenimento na produção dos elementos de suspensão, é importante obter propriedades mecânicas mínimas no arame para se garantir o melhor desempenho da peça na aplicação final. E também realizou-se têmpera e revenimento do arame para avaliação das propriedades mecânicas após tratamento térmico. A austenitização foi realizada a 920°C e o revenimento foi realizado de 350°C a 450°C, temperaturas usuais de tratamento térmico de molas, por exemplo.

Realizou-se também um teste conhecido como Nakamura, que é realizado em um arame trefilado para cerca de 4mm, e temperado. Essa condição de tratamento térmico é realizada para simular a condição de aplicação da peça final. O teste Nakamura é bastante particular de cada laboratório, pois o ajuste é bastante difícil. Mas como resposta comparativa de lotes, é um teste bastante eficiente. Uma comparação bastante completa (MARTINS, 2010) em material similar, mas produzido em diâmetros menores para aplicação em molas de válvulas de motores, demonstrou que a resistência à fadiga dos arames via lingotamento contínuo foi similar à do lingotamento convencional.

A máquina de fadiga opera com 5000 rotações por minuto, e registra em minutos os ensaios. Após fratura do arame, retira-se as partes de cada lado e verificam-se os ciclos, multiplicando-se o tempo de horas registradas por 60 (em minutos) e depois por 5000 (em rpm). O equipamento utilizado foi um *Rotating-Bending Fatigue Tester*, modelo DWB7-75969-05095, fabricado pela Zarian (Alemanha), instalado na Gerdau (Pindamonhangaba).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Realizou-se a produção de 16 lotes industriais e avaliação de 100 sub-lotes. O material foi produzido em Aciaria Elétrica com forno panela e tanque de vácuo. Utilizou-se sucata especial, visando minimizar os residuais, e o refino foi realizado buscando-se as áreas líquidas do diagrama ternário, que são as regiões de inclusões de menor ponto de fusão, como destacado na Figura 52.

Figura 52 – Diagrama ternário em corte isotérmico do sistema $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, evidenciando a região de menor ponto de fusão.

Fonte: Adaptado de (FINKELNBURG, 2009).

4.1 Resultados de MAX-T

Realizou-se a avaliação da superfície de amostras em seção longitudinal, identificando-se quantas inclusões foram encontradas, em diferentes classes de espessuras: menores do que 5 μ m, de 6 a 10 μ m, de 11 a 15 μ m, de 16 a 24 μ m, e maiores do que 25 μ m.

Considerou-se todas as amostras com excelentes resultados, ou seja, aprovadas. Porém, para melhor avaliação dos resultados, adotou-se como critério 3 diferentes níveis de desempenho: A, B e C (Tabela 5).

As amostras “A” apresentaram apenas inclusões abaixo de 15 μ m na leitura de microinclusões. As amostras “B” apresentaram inclusões até 25 μ m na leitura de microinclusões. As amostras “C” apresentaram inclusões acima de 25 μ m. Os resultados são apresentados em termos percentuais, ou seja, uma amostra muito boa tem 100% de inclusões finas: resultado 100/0/0/0/0. Com base nestes resultados, foram denominadas amostras “A”, “B” e “C”.

Tabela 5 – Critério de classificação das inclusões.

Critério	Max-T (0 a 5 μm)	Max-T (6 a 10 μm)	Max-T (11 a 15 μm)	Max-T (16 a 25 μm)	Max-T (> 25μm)
Nível A	admissível	admissível	admissível	zero	zero
Nível B	admissível	admissível	admissível	admissível	zero
Nível C	admissível	admissível	admissível	admissível	admissível

Fonte: O autor.

A Tabela 6 mostra os resultados em percentuais para as amostras de níveis A, B e C. Por exemplo, para o nível A, foram encontradas em média 61% de inclusões finas (de 0 a 5 μ m), 32% de inclusões de 6 μ m a 10 μ m e 7% de inclusões de 11 μ m a 15 μ m. Não foram encontradas inclusões acima de 15 μ m.

Com relação ao total de amostras avaliadas neste estudo, observou-se que 47% das amostras apresentaram nível A, 42% nível B e apenas 11% nível C.

Os testes relatados a seguir mostram a correlação dos resultados com os níveis de microinclusões alcançados no teste da Tabela 5.

Tabela 6 – Resultados de avaliação de microinclusões pelo método MAX-T e percentuais de amostras com resultados de níveis A, B e C.

Resultado por nível	Max-T (0 a 5 µm)	Max-T (6 a 10 µm)	Max-T (11 a 15µm)	Max-T (16 a 25 µm)	Max-T (>25 µm)	Total de amostras
A	61%	32%	7%	0%	0%	47%
B	29%	37%	19%	15%	0%	42%
C	19%	36%	19%	19%	12%	11%
Total						100%

Fonte: O autor.

4.2 Resultados de microinclusão ASTM-E45

Com relação às leituras de ASTM E-45 obteve-se resultados muito satisfatórios em relação aos limites tipicamente estabelecidos para materiais similares. E também bastante coerentes, como mostra a Tabela 7. Para amostras nível A, com maior percentual de inclusões finas, os resultados de aluminas e óxidos globulares grossos foram também menores. Quanto aos sulfetos, que são inclusões que pouco afetam a leitura MAX-T, observa-se resultados semelhantes. E são observados silicatos em níveis muito baixos, da ordem de 0,05. Os resultados são mostrados de forma gráfica na Figura 53, Figura 54, Figura 55 e Figura 56.

Tabela 7 – Resultados de avaliação de microinclusões pelo método ASTM-E45 e suas correlações com os níveis A, B e C.

Resultado	Sulfetos - série fina (AF)	Sulfetos - série grossa (AG)	Aluminas - série fina (BF)	Aluminas - série grossa (BG)	Silicatos - série fina (CF)	Silicatos - série grossa (CG)	Óxidos globulares - série fina (DF)	Óxidos globulares - série grossa (DG)
Máximo valor admissível típico	3,00	2,50	2,50	2,00	1,50	1,50	1,50	1,50
Nível A	0,94	0,63	0,18	0,04	0,06	0,04	0,49	0,15
Nível B	0,85	0,69	0,36	0,06	0,04	0,05	0,50	0,30
Nível C	1,00	0,94	0,49	0,09	0,04	0,07	0,50	0,40

Fonte: O autor.

Figura 53 – Resultados de sulfetos para os níveis A, B e C.

Fonte: O autor.

Figura 54 – Resultados de aluminas para os níveis A, B e C.

Fonte: O autor.

Figura 55 – Resultados de silicatos para os níveis A, B e C.

Fonte: O autor.

Figura 56 – Resultados de óxidos globulares para os níveis A, B e C

Fonte: O autor.

A Figura 57 e Figura 58 apresentam exemplos de silicatos e de óxidos, respectivamente, encontrados nas amostras.

Figura 57 – Exemplos de silicatos.

Fonte: O autor.

Figura 58 – Exemplos de óxidos globulares (aumento 500x, barra de escala 20µm)

Fonte: O autor.

4.3 Resultados de dissolução ácida

Com relação aos testes de dissolução, observou-se total coerência em relação às classes A, B e C. Além disso, para o lingotamento contínuo foram encontrados resultados de mesma ordem de grandeza, e até melhores (no caso da classe A), do que o material obtido em lingotamento convencional.

Na Tabela 8 observam-se os resultados, tanto para as amostras de lingotamento convencional quando para as de contínuo. Na Figura 59 observa-se que as amostras nível A, consideradas mais limpas, apresentaram 1,25% em média de massa retida no papel de filtro. As amostras nível B, consideradas intermediárias, apresentaram 1,78%, e as amostras nível C apresentaram 1,92% de massa retida. O desvio padrão acaba por sobrepor os resultados, o que explica ser um método intermediário. Também não foi possível fazer a dissolução com todas as amostras, sendo realizada com 21 amostras.

Tabela 8 – Resultados de dissolução ácida e sua correlação com os níveis A, B e C.

Resultado	% retida na dissolução	Desvio padrão - resultados dissolução
Lingotamento convencional	1,46	0,19
A	1,25	0,23
B	1,78	0,56
C	1,92	0,79

Fonte: O autor.

Figura 59 – Resultados dissolução ácida para os níveis A, B e C.

Fonte: O autor.

Com relação à espectrometria de FRX, o que se observa com maior nitidez é o percentual de sílica apresentado (Tabela 9), ou seja, amostras de classificação nível A tiveram 91,29% de SiO₂, de nível B tiveram 89,89% e de nível C tiveram 61,13%.

Apesar de experiência anterior em processo apontar que esta técnica dissolve FeO, MnO, CaO e MgO, verifica-se nos valores supostamente remanescentes uma boa correlação. Comportamento oposto se observa com relação ao MgO, sendo que as amostras de nível A apresentaram 0,16%, as de nível B apresentaram 0,23% e as de nível C apresentaram 0,35%.

Em relação à alumina, as amostras de níveis A e B apresentam resultados similares, mas bastante inferiores em relação às amostras de nível C.

Tabela 9 – Espectrometria de amostras de níveis A, B e C.

	<i>Nível A</i> (%)	<i>Nível B</i> (%)	<i>Nível C</i> (%)
MgO	0,16	0,23	0,35
Al ₂ O ₃	0,86	0,62	2,40
SiO ₂	91,29	89,89	61,13
P ₂ O ₅	5,67	7,14	3,45
K ₂ O	0,18	0,21	0,42
CaO	1,22	1,38	31,09
Cr ₂ O ₃	0,53	0,34	0,64
MnO	0,09	0,00	0,17
SrO	0,00	0,00	0,26
SO ₃	0,00	0,00	0,10
Na ₂ O	0,00	0,20	0,00

Fonte: O autor (resultado do espectrômetro de FRX).

Também tentou-se avaliar as composições em microscopia eletrônica de varredura (MEV) com EDS, mas somente foi possível avaliar as partículas de sílica. A preparação destas amostras para microscopia eletrônica é dificultada pela sua não condutividade. A Figura 60 apresenta uma micrografia obtida em MEV de amostra de nível A. A Figura 61 apresenta a caracterização por EDS das partículas de sílica destas amostras de nível A, mostrando somente a presença de silício e oxigênio.

Figura 60 – Micrografia em MEV (aumento 200X), das partículas da amostra de nível A.

Fonte: O autor.

Figura 61 – Resultado EDS das partículas da amostra de nível A.

ELEMENTO QUIMICO	% peso
O	8,61
Si	91,39

Fonte: O autor.

Quando correlacionados com os resultados ASTM E45 (Tabela 10) observa-se que para muitos resultados “zero” na ASTM E45 tem-se resultados de dissolução acima de zero. Ou seja, a dissolução (método volumétrico) consegue detectar inclusões que o ASTM E45 (método plano) não consegue.

Tabela 10 – Resultados de ASTM E45 e percentual retido na dissolução.

<i>Amostra</i>	<i>Sulfetos – série fina (AF)</i>	<i>Sulfetos – série grossa (AG)</i>	<i>Aluminas – série fina (BF)</i>	<i>Aluminas – série grossa (BG)</i>	<i>Silicatos – série fina (CF)</i>	<i>Silicatos – série grossa (CG)</i>	<i>Óxidos globulares – série fina (DF)</i>	<i>Óxidos globulares - série grossa (DG)</i>	<i>% retida na dissolução</i>
12	1,50	0,95	0,40	0,45	0,00	0,15	0,50	0,25	1,05
15	1,00	0,50	0,00	0,00	0,00	0,00	0,50	0,00	1,52
53	0,75	0,85	0,00	0,00	0,10	0,10	0,50	0,25	1,40
54	1,15	1,20	0,00	0,00	0,20	0,00	0,50	0,10	0,99
59	1,10	0,70	0,00	0,00	0,50	0,00	0,50	0,45	1,47
60	0,50	0,00	0,20	0,00	0,00	0,05	0,50	0,10	1,03
92	1,00	1,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,50	0,00	1,24
93	0,85	0,50	0,15	0,00	0,00	0,00	0,50	0,20	1,21
24	1,00	1,15	0,35	0,10	0,15	0,05	0,50	0,50	2,15
26	1,00	0,50	0,00	0,00	0,00	0,00	0,50	0,00	2,33
28	0,50	0,50	0,55	0,50	0,00	0,00	0,50	0,50	1,79
29	0,95	1,20	0,95	0,10	0,30	0,75	0,50	0,50	2,06
31	0,50	0,50	0,50	0,50	0,05	0,05	0,50	0,50	2,09
55	0,50	0,50	0,00	0,00	0,10	0,30	0,50	0,45	1,07
56	0,70	0,45	0,30	0,00	0,30	0,00	0,50	0,30	1,43
57	0,70	0,50	0,00	0,00	0,05	0,20	0,50	0,50	0,78
30	0,95	1,00	1,55	0,00	0,00	0,10	0,50	0,50	2,48
94	1,00	1,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,50	0,00	1,36

Fonte: o autor.

Ainda assim, observa-se uma tendência mais forte diretamente relacionada com as aluminas e os óxidos globulares, conforme Figura 62, Figura 63, Figura 64, Figura 65, Figura 66, Figura 67, Figura 68 e Figura 69.

Com relação aos sulfetos série fina não se observa correlação alguma.

Com relação aos sulfetos série grossa observa-se uma leve tendência de correlação direta, ou seja, quanto maior o índice, maior a massa retida na dissolução.

Com relação às aluminas séries fina e grossa observa-se correlação direta e resultados de dissolução para valores “zero”, ou seja, valores muito bons, de ASTM-E45. Os silicatos também apresentam esta mesma tendência, porém menos acentuada.

Para os óxidos série fina, observa-se o mesmo resultado para todas as amostras quanto ao índice ASTM-E45 e diferentes resultados de dissolução, ou seja, a dissolução parece estar diferenciando melhor as amostras.

E para os óxidos globulares série grossa já se observa uma correlação mais direta. Também se observa amostras com índice zero de ASTM-E45, ou seja, muito bons, mas com valores altos na dissolução.

Figura 62 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de sulfetos, série fina, da ASTM E45.

Fonte: O autor.

Figura 63 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de sulfetos, série grossa, da ASTM E45.

Fonte: O autor.

Figura 64 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de alumina, série fina, da ASTM E45.

Fonte: O autor.

Figura 65 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de alumina, série grossa, da ASTM E45.

Fonte: O autor.

Figura 66 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de silicato, série fina, da ASTM E45.

Fonte: O autor.

Figura 67 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de silicato, série grossa, da ASTM E45.

Fonte: O autor.

Figura 68 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de óxidos globulares, série fina, da ASTM E45.

Fonte: O autor.

Figura 69 – Correlação entre o percentual retido na dissolução e os resultados de óxidos globulares, série grossa, da ASTM E45.

Fonte: O autor.

4.4 Resultados de avaliação de bobinas em microscopia eletrônica de varredura qualitativa e quantitativa automatizada ASPEX.

Avaliou-se seções longitudinais de bobinas, desta vez, diferentemente da técnica de MAX-T, contemplando-se superfície e núcleo, de amostras classificadas como níveis A, B e C. As amostras foram colocadas no microscópio eletrônico de varredura, com o programa ASPEX instalado.

Com relação aos resultados de contagem de inclusões, os índices ASPEX não se apresentam coerentes quando são analisados isoladamente. Verificou-se o índice de concentração de inclusões por área analisada (resultado ASPEX) em “inclusões/mm²”.

A Tabela 11 mostra que os melhores resultados ASPEX foram obtidos para as amostras nível C, sendo que os piores foram obtidos para as amostras nível B. A média dos resultados ASPEX é apresentada de forma gráfica na Figura 70.

Tabela 11 – Resultados de análise dos índices ASPEX e suas correlações com os níveis A, B e C.

<i>Resultado</i>	<i>Resultado ASPEX</i> <i>(inclusões/mm²)</i>
A	0,54
B	1,11
C	0,40

Fonte: O autor.

Figura 70 – Índice ASPEX (em densidade de inclusões = inclusões/mm²) para os níveis A, B e C.

Fonte: O autor.

Ao se analisar as faixas de tamanhos das inclusões (Tabela 12) observa-se maior coerência, ou seja, as amostras nível C têm mais inclusões grossas do que as demais. Entre as amostras níveis A e B não se observa muita diferença.

Em outros materiais obtém-se resultados de 3 a 10 inclusões/mm², dependendo do diâmetro e da rota de processamento. Os valores obtidos no presente trabalho indicam material bastante limpo, com poucas inclusões, para todas as subclasses escolhidas.

No entanto, este resultado não pode ser explicado individualmente, ou seja, não se pode utilizar apenas um parâmetro e apenas uma técnica para analisar as amostras. Deve-se considerar as diferentes características a serem avaliadas, pois a contagem de inclusões é apenas uma das características importantes. Também são importantes a dimensão, a composição e a localização das inclusões no arame. Por exemplo, se existirem poucas inclusões, mas em uma composição não desejada (o que pode significar inclusões duras), esta condição não é benéfica.

A avaliação por este método ASPEX, ainda que bastante abrangente, é bastante influenciada pela amostragem quando se trata de avaliação em produtos finais (exemplo: barras ou bobinas), pois analisa seções transversais e quantidades de inclusões em superfícies polidas, ou seja, seções de inclusões.

A Tabela 13 apresenta a área analisada, a quantidade de inclusões e a densidade de inclusões para cada amostra. Observa-se que as áreas analisadas variam de 62,7mm² a 75,3mm², e a quantidade de inclusões varia de 20 a 63.

Tabela 12 - Resultados de análise da contagem de inclusões por faixas de tamanho realizadas pelo ASPEX, e suas correlações com os níveis A, B e C.

<i>Resultado</i>	<i>Número de inclusões de 4 a 10 μm</i>	<i>Número de inclusões de 10 a 20 μm</i>	<i>Número de inclusões >20 μm</i>
A	77%	16%	6%
B	83%	13%	4%
C	64%	28%	8%

Fonte: O autor.

Tabela 13 – Área analisada, número de inclusões e resultados ASPEX de densidade de inclusões das amostras 22, 23, 53, 63, 93 e 100.

<i>Classe</i>	<i>Amostra</i>	<i>Área analisada (mm²)</i>	<i>Número de inclusões (em número)</i>	<i>Resultado ASPEX (inclusões/ mm²)</i>
A	22	62,7	20	0,3
A	23	75,3	34	0,5
B	53	58,5	42	0,7
B	63	75,3	63	0,8
C	93	75,3	24	0,3
C	100	62,7	37	0,6

Fonte: O autor.

Para cada relatório ASPEX é importante se avaliar além do índice, a composição e a quantidade de inclusões na área analisada. A Figura 71, Figura 72, Figura 73, Figura 74, Figura 75 e Figura 76 mostram exemplos de relatórios de amostras A, B e C, para as quais foram feitas análises detalhadas.

Observou-se ainda que as melhores amostras apresentavam:

- menor número de inclusões;
- inclusões finas;
- inclusões no campo líquido do diagrama de fases.

A Figura 71 e a Figura 72 mostram essas características para duas amostras de nível A. Ao se observar amostras classificadas como nível B (Figura 72 e Figura 73) verifica-se maior número de inclusões e inclusões maiores do que as encontradas nas amostras de nível A. Na Figura 73 observa-se o mesmo campo desejado de baixo ponto de fusão, mas algumas inclusões dispersas, maiores (coloração verde clara). Quanto às amostras de nível C (Figura 75 e Figura 76) observa-se que, embora o número de inclusões não tenha sido alto, suas dimensões são maiores e a composição está deslocada daquela que se objetivou, com mais alumina. Observa-se que realmente a escória tem até 60% a mais de alumina em relação às amostras de nível A.

Figura 71 – Relatório ASPEX da amostra 22 (classificação de nível A). Densidade de inclusões de 0,3 inclusões/mm².

Fonte: O autor (relatório de saída do *software* ASPEX).

Figura 72 – Relatório ASPEX da amostra 23 (classificação de nível A). Densidade de inclusões de 0,5 inclusões/mm².

Fonte: O autor (relatório de saída do *software* ASPEX).

Figura 73 – Relatório ASPEX da amostra 53 (classificação de nível B). Densidade de inclusões de 0,7 inclusões/mm².

Fonte: O autor (relatório de saída do *software* ASPEX).

Figura 74 – Relatório ASPEX da amostra 63 (classificação de nível B). Densidade de inclusões de 0,8 inclusões/mm².

Fonte: O autor (relatório de saída do *software* ASPEX).

Figura 75 - Relatório ASPEX da amostra 93 (classificação de nível C). Densidade de inclusões de 0,6 inclusões/mm².

Fonte: O autor (relatório de saída do *software* ASPEX).

Figura 76 – Relatório ASPEX da amostra 100 (classificação de nível C). Densidade de inclusões de 0,3 inclusões/mm².

Fonte: O autor (relatório de saída do *software* ASPEX).

A Tabela 14 apresenta a comparação dos resultados de avaliação MAX-T com os resultados ASPEX para as amostras 22, 23, 53, 63, 93 e 100, corroborando as discussões apresentadas acima. A tabela apresenta o percentual de inclusões para 6 diferentes amostras, e o seu respectivo resultado ASPEX em densidade de inclusões.

Tabela 14 – Resultados de avaliação MAX-T e resultados ASPEX das amostras 22, 23, 53, 63, 93 e 100.

<i>Classe</i>	<i>Amostra</i>	<i>Max-T (% de inclusões de 0 a 5 µm)</i>	<i>Max-T (% de inclusões de 6 a 10 µm)</i>	<i>Max-T (% de inclusões de 11 a 15µm)</i>	<i>Max-T (% de inclusões de 16 a 25 µm)</i>	<i>Max-T (% de inclusões > 25 µm)</i>	<i>Resultado ASPEX (inclusões por mm²)</i>	<i>Al₂O₃ na escória</i>
A	22	40	50	10	0	0	0,3	1 (referência)
A	23	50	40	10	0	0	0,5	1 (referência)
B	53	20	40	20	20	0	0,7	1,4
B	63	0	40	20	40	0	0,8	1,3
C	93	20	50	20	0	10	0,3	1,6
C	100	80	10	0	10	10	0,6	1,2

Fonte: O autor.

Observando-se a composição, verifica-se que o sistema identifica diversos tipos de inclusões, porém algumas constam como não classificadas. Há regras de avaliação destas inclusões no *software*, e uma vez que a composição não atende estas regras, o sistema entende como não classificadas (“*unclassified*”).

Mas também verifica-se que há alguns padrões, como inclusões com Ca, Si e Al, e também inclusões contendo Mg. A Tabela 15 mostra os resultados para estes 2 tipos de inclusões. Observa-se que as classes B e C têm maior densidade de inclusões contendo MgO (inclusões mais duras) e também maior quantidade de inclusões de CaSiAl.

Tabela 15 – Resultados de avaliação dos diâmetros médios e máximos das inclusões de Ca, Si e Al obtidos a partir da análise ASPEX das amostras 22, 23, 53, 63, 93 e 100.

<i>Classe</i>	<i>Amostra</i>	<i>Área analisada (mm²)</i>	<i>Número de inclusões contendo MgO ("MgO25 e Spinel rich")</i>	<i>Densidade de inclusões contendo MgO ("MgO25 e Spinel rich")</i>	<i>Número de inclusões contendo Ca, Si e Al acima de 5%</i>	<i>Densidade de inclusões contendo Ca, Si e Al acima de 5%</i>
A	22	62,7	0	0	9	0,144
A	23	75,3	4	0,053	20	0,266
B	53	58,5	1	0,017	19	0,325
B	63	75,3	7	0,093	45	0,598
C	93	75,3	12	0,159	4	0,053
C	100	62,7	0	0,000	26	0,415

Fonte: O autor.

Apesar de estas inclusões de Ca, Al e Si serem indicativas da presença das inclusões deformáveis que se deseja, é importante avaliar as suas dimensões. Assim, também foram avaliados os diâmetros médios e máximos das inclusões contendo cálcio, silício e alumínio como detectados pelo equipamento. Como mostrado na Tabela 16, observa-se que as maiores dimensões das inclusões são realmente para as amostras de nível C, embora todas estejam em dimensões bastante aceitáveis para a aplicação em suspensão automotiva (exceto pela amostra com um diâmetro máximo de 30µm, mas mesmo assim dependendo da localização, por exemplo núcleo, ele pode ser admissível).

Ainda correlacionando-se os resultados com a fabricação, observa-se que os melhores resultados foram obtidos para teores de oxigênio correspondentes a atividades da sílica no meio da região de líquido dos diagramas ternários (Figura 37 e Figura 38). Esses valores estão dentro da faixa calculada na Tabela 3. Ainda, para as amostras de nível A, o teor de oxigênio encontrado foi exatamente relativo ao ponto ótimo calculado, mais uma confirmação de que as inclusões desejadas foram atingidas para este material.

Tabela 16 – Resultados de avaliação dos diâmetros médios e máximos das inclusões de Ca, Si e Al obtidos a partir da análise ASPEX das amostras 22, 23, 53, 63, 93 e 100.

<i>Classe</i>	<i>Amostra</i>	<i>Diâmetro máximo (μm)</i>	<i>Diâmetro médio (μm)</i>
A	22	5,15	3,59
A	23	4,64	3,33
B	53	11,33	3,43
B	63	11,19	3,68
C	93	5,79	5,09
C	100	30,41	6,30

Fonte: O autor.

Na Tabela 17 observa-se que os melhores resultados foram obtidos para teores de MgO mais próximos da saturação, ou seja, as inclusões capturaram menos MgO do ambiente externo (refratários).

Tabela 17 – Resultados de oxigênio (ppm), teor de alumínio do aço (%) e teor de MgO relativo para as amostras de níveis A, B e C.

<i>Classe</i>	<i>O₂ (ppm)</i>	<i>Desvio padrão do O₂ de liberação (ppm)</i>	<i>Média da concentração de Al (%Al)</i>	<i>Desvio padrão da concentração de Al (%Al)</i>	<i>% em relação ao MgO de saturação da escória</i>
A	13,2	1,6	0,0012	0,0007	74%
B	11,7	1,8	0,0017	0,0009	69%
C	9,9	1,0	0,0020	0,0014	66%

Fonte: O autor.

A Tabela 18 apresenta a comparação dos resultados de avaliação MAX-T com os resultados ASPEX para as amostras 22, 23, 53, 63, 93 e 100, corroborando as discussões apresentadas acima. A Tabela 18 apresenta o percentual de inclusões.

Tabela 18 – Resultados de avaliação MAX-T e resultados ASPEX das amostras 22, 23, 53, 63, 93 e 100.

<i>Classe</i>	<i>Amostra</i>	<i>Max-T (0 a 5 μm) (%)</i>	<i>Max-T (6 a 10 μm) (%)</i>	<i>Max-T (11 a 15μm) (%)</i>	<i>Max-T (16 a 25 μm) (%)</i>	<i>Max-T (> 25 μm) (%)</i>	<i>Resultado ASPEX (inclusões por mm²)</i>	<i>Al₂O₃ na escória</i>
A	22	40	50	10	0	0	0,3	1 (referência)
A	23	50	40	10	0	0	0,5	1 (referência)
B	53	20	40	20	20	0	0,7	1,4
B	63	0	40	20	40	0	0,8	1,3
C	93	20	50	20	0	10	0,3	1,6
C	100	80	10	0	10	10	0,6	1,2

Fonte: O autor.

Com relação aos testes de dissolução, o ASPEX apresenta a mesma tendência, ou seja, para maiores índices ASPEX espera-se maior percentual de sólidos retidos na dissolução. Esta relação não é exata pois a dissolução trata de óxidos de dimensões maiores em relação à análise de microinclusões do ASPEX. Mas, ainda assim, verifica-se alguma correlação, como pode ser visto na Figura 76.

Figura 77 – Percentual de sólidos retidos na dissolução em função do resultado ASPEX (inclusões/mm²).

Fonte: O autor.

4.5 Avaliação em microscópio eletrônico de varredura de amostras de aço coletado no distribuidor

Avaliou-se seções longitudinais da amostra coletada com o amostrador durante o lingotamento, contemplando-se uma visão geral do material. As amostras foram colocadas no MEV, tendo-se observado um balanceamento desejado na composição e o formato desejado (inclusões redondas), indicando uma inclusão líquida nas temperaturas de lingotamento. A Figura 78 apresenta uma inclusão encontrada em amostra do distribuidor, comprovando este comportamento. A Figura 79 mostra a análise em EDS dos elementos químicos presentes na inclusão apresentada na Figura 78.

Observa-se que a proporção de cálcio e silício é 1,14, ou seja, próxima de 1, e nessa fase de aço líquido há pouquíssima contaminação por alumínio, o que é exatamente o que se deseja na fase final de processamento. Há alguma contaminação por magnésio, o que é de certa forma inevitável, pela interação metal-escória-refratários.

Figura 78 – Inclusão em amostra do distribuidor analisada em MEV, com aumento de 500X.

Fonte: O autor.

Figura 79 – Resultado EDS em amostra do distribuidor, obtido na inclusão apresentada na Figura 78.

ELEMENTO QUIMICO	% peso
O	54,77
Mg	6,84
Al	2,86
Si	16,30
Ca	18,66
S	0,26
Mn	0,31
Total	100

Fonte: O autor.

4.6 Caracterização de inclusões características, detectadas nas bobinas e também em fraturas de arames

Para algumas amostras, durante a análise metalográfica da seção final da bitola, foram identificadas inclusões características. Estas foram analisadas em MEV. A Figura 80 mostra uma inclusão de silicato que foi caracterizada em MEV, sendo que sua análise composicional por EDS está apresentada na Figura 81. Observa-se predominantemente Ca, Si e Al, além de traços de MgO.

A Figura 82 apresenta um exemplo de avaliação em MEV de lote com resultado muito bom, com MAX-T 80/10/0/10/0 (Nível C, com inclusões de 16 a 20 μ m), mostrando a identificação de uma inclusão de 18 μ m. A Figura 83 mostra a análise em EDS da inclusão da Figura 82, apresentando predominantemente Ca e Si, além de traços de Mn, Mg e O.

Figura 80 – Inclusão de silicato detectada em metalografia e analisada em microscopia eletrônica, com aumento de 500X.

Fonte: O autor.

Figura 81 – Resultado EDS da análise da inclusão de silicato detectada em metalografia e analisada em MEV.

ELEMENTO QUIMICO	% peso
O	50,09
Mg	1,47
Al	13,62
Si	8,99
Ca	24,64
S	1,19
Total	100

Fonte: O autor.

Figura 82 – Inclusão analisada em MEV, para amostra de seção longitudinal de bobina nível C (elétrons secundários). Aumento de 2000X.

Fonte: O autor.

Figura 83 – Análise em EDS da inclusão apresentada na Figura 84, para amostra de nível C, apresentando os elementos: Si, Ca, Mn, Mg e O.

ELEMENTO QUIMICO	% peso
O	42,37
Mg	0,99
Si	22,51
Ca	30,74
Mn	2,10
Fe	1,29
Total	100

Fonte: O autor.

Assim, as duas amostras apresentam inclusões de dimensões diferentes em uma mesma bitola final, para diferentes lotes. A inclusão maior, e que portanto não foi tão deformada, é mais rica em alumina e magnésio. Já a inclusão menor, mais deformada, apresenta melhor balanceamento de cálcio e silício, nenhum alumínio e pouco magnésio. Esta provavelmente é uma inclusão que se encontra no eixo esquerdo (CaO-SiO_2) do diagrama da Figura 37, em uma região de baixo ponto de fusão.

4.7 Resultados de microestrutura e tração

A Figura 84 apresenta a microestrutura típica de todas as amostras do arame, que é perlita e ferrita.

Figura 84 – Microestrutura típica do material desenvolvido por lingotamento contínuo.

Fonte: O autor.

Alguns pontos de atenção importantes são:

- segregação: consiste na concentração central principalmente de carbono e manganês na região central do arame, o que pode comprometer o desempenho em tração do material. Como em um arame segregado a dureza do núcleo é maior, o comportamento em tração é diferente, ou seja, o resultado é pior do que em uma amostra não segregada. Este comportamento é mais acentuado ainda quando se trata do arame já temperado e revenido. Em se tratando de processos industriais, certos níveis de segregação são aceitáveis, sendo que estes valores devem ser acordados conforme cada aplicação. A Figura 85 mostra um exemplo de avaliação visual de segregação, considerada aprovada. A avaliação por composição química normalmente não é possível em função das dimensões reduzidas das regiões segregadas (as sondas de análise são maiores do que a região investigada).

Figura 85 – Ponto de atenção para produção industrial. (a) Segregação central evidenciada na amostra inferior esquerda. Imagem obtida em máquina digital de fotos. (b) Segregação central evidenciada na microestrutura (imagem em microscópio ótico, aumento 50X).

Fonte: O autor.

- descarbonetação: trata-se da perda total ou parcial de carbono na superfície, devido ao processo de conformação a quente da bobina ou a alguma outra etapa de aquecimento anterior. A perda de carbono implica também em perda da resistência e dureza superficiais, e portanto da redução do desempenho da peça, uma vez que o comportamento do arame muda na têmpera, para diferentes teores de carbono. Também aceitável para processos industriais, conforme a aplicação.

- defeitos superficiais: também prejudiciais ao desempenho do material, pois são descontinuidades da superfície.

A Figura 86 mostra exemplos de descarbonetação (região esbranquiçada na superfície) e defeito superficial.

Figura 86 – Ponto de atenção para produção industrial. (a) Descarbonetação superficial total (não aceitável). Imagem obtida em microscópio ótico (aumento 100X).

Fonte: O autor.

4.8 Resultados dos ensaios de tração

As propriedades das peças automotivas dependem essencialmente dos materiais utilizados e do tratamento térmico ao qual são submetidas, no caso de materiais tratados. No material desenvolvido no presente trabalho, buscou-se um balanceamento ótimo para conferir alta resistência na tração e também ótimo comportamento em fadiga. Quanto maior for a resistência do arame, e quanto melhor for a resposta ao tratamento térmico realizado pelos produtores de elementos de suspensão, melhor é a redução de peso que se obtém no componente final.

Duas das principais propriedades mecânicas em elementos de suspensão são a resistência a tração e a redução de área. A resistência a tração é mostrada frequentemente com a sigla UTS (em inglês “*Ultimate Tensile Stress*”).

Existem diversas normas que definem as características de arames para suspensão, como:

- A401/401M (especificação padrão para arames de cromo-silício, de aplicação estática, de 0,8mm a 18mm de diâmetro);
- A1000-05 (especificação padrão para arames de aço-carbono e aços ligados para molas com fadiga moderada a alta, de 0,8mm a 18mm de diâmetro);
- A877/877M (especificação padrão para arames de cromo-silício e cromo-silício-vanádio para molas de válvula, para arames até 9,5mm, com fadiga de alto ciclo).

A Figura 87 mostra valores de limite de resistência para materiais similares ao desenvolvido no presente trabalho, segundo a norma ASTM A1000-05. Observa-se que para diâmetros de 8mm a 16mm (também similares aos diâmetros testados no presente trabalho) os valores de tensão máximo especificados são 1730 a 1870MPa.

Figura 87 – Tabela da norma ASTM A1000-05 indicando composição similar ao material desenvolvido no presente trabalho, e valores de limite de resistência mínimos e máximos para diferentes arames de diâmetros, temperados e revenidos em óleo.

A 1000 – 05

TABLE 2 Chemical Requirements

Analysis, %				
	Grade A Chromium-Silicon	Grade B Carbon	Grade C Chromium- Vanadium	Grade D Chromium-Silicon- Vanadium
Carbon	0.51 to 0.59	0.55 to 0.75	0.60 to 0.70	0.55 to 0.68
Manganese	0.50 to 0.80	0.60 to 0.90	0.50 to 0.90	0.50 to 0.90
Phosphorus	0.025 max	0.025 max	0.025 max	0.025 max
Sulfur	0.025 max	0.025 max	0.025 max	0.025 max
Silicon	1.20 to 1.60	0.15 to 0.30	0.15 to 0.30	1.20 to 1.65
Chromium	0.60 to 0.80	^A	0.35 to 0.60	0.50 to 0.80
Vanadium	^A	^A	0.10 to 0.25	0.08 to 0.25

^A Not required.

TABLE 3 Tensile and % RA Requirements^A (Chrome Silicon)

SI Units			
Diameter, mm	MPa, min	MPa, max	Reduction of Area
0.5	2100	2280	^B
1.0	2070	2240	^B
1.5	2030	2210	^B
2.0	2000	2140	^B
2.5	1965	2105	45
3.0	1930	2070	45
4.0	1900	2040	40
4.5	1830	1970	40
5.0	1810	1950	40
5.5	1790	1930	40
6.5	1760	1900	40
8.0	1730	1870	40
9.5	1690	1830	40
11.0	1660	1800	35
12.5	1630	1770	35
14.0	1610	1750	30
16.0	1590	1730	30

Fonte: (ASTM INTERNATIONAL, 2005)

A Figura 88 mostra valores de limite de resistência para diversos materiais para suspensão de diferentes aplicações, conforme o diâmetro do arame. Observa-se que nenhum material ultrapassa 1800MPa para diâmetros acima de 8mm.

Figura 88 – Valores de limite de resistência para diversos materiais para suspensão de diferentes aplicações, conforme o diâmetro do arame.

Fonte: (DOS SANTOS JR, 2001).

A Figura 89 mostra as propriedades mecânicas de materiais com diferentes teores de silício. Observa-se que em geral consegue-se aumentar o limite de resistência do aço, por exemplo, até 2200MPa (no exemplo as unidades são apresentadas em kg/mm²). No entanto há um compromisso entre os limites de resistência e de escoamento e as propriedades de alongamento e redução de área. Quando uma melhora, prejudica a outra característica.

Figura 89 – Propriedades de aço SAE 9254 temperado e revenido a diferentes temperaturas (200°C a 600°C).

Fonte: (CHOI, 2011).

No aço desenvolvido no presente trabalho obteve-se um ótimo compromisso entre estas propriedades. A Tabela 19 e a Figura 90, Figura 92, Figura 91 e Figura 93 apresentam os resultados de tração médios para os níveis A, B e C do aço desenvolvido. Observam-se resultados bastante similares, ou seja, o nível de microinclusões não afetou os resultados de tração entre os níveis, como era esperado. Pode-se portanto considerar a média dos resultados como a média do material em estudo.

Tabela 19 – Resultados de tração sua correlação com os níveis A, B e C.

<i>Resultado</i>	<i>Limite de resistência (MPa)</i>	<i>Limite de escoamento (MPa)</i>	<i>Redução de área (%)</i>	<i>Dureza (HB)</i>	<i>Alongamento (%)</i>
A	993,3	598,0	46,8	284	16,4
B	974,1	589,5	45,5	279	17,1
C	963,7	593,0	46,1	277	17,3
Média	977,0	593,5	46,1	279,8	16,9

Fonte: O autor.

Figura 90 – Limite de resistência para os níveis A, B e C.

Fonte: O autor.

Figura 91 – Limite de escoamento para os níveis A, B e C.

Fonte: O autor.

Figura 92 – Redução de área para os níveis A, B e C.

Fonte: O autor.

Figura 93 – Alongamento para os níveis A, B e C.

Fonte: O autor.

Foi possível portanto desenvolver material bruto de laminação com limite de resistência superior a 900MPa, limite de escoamento superior a 500MPa, redução de área superior a 40% e alongamento superior a 15%.

Conforme o tratamento térmico realizado nas bobinas (que é muito particular de cada produtor de elementos de suspensão) obtém-se diferentes propriedades mecânicas. O material SAE (SAE INTERNATIONAL, 2009) tradicionalmente usado chega a atingir 1750 MPa e 40% de redução de área.

Realizou-se para fins comparativos o tratamento térmico e o revenimento de um exemplo do aço desenvolvido e de outros 3 aços tradicionalmente usados para suspensões automotivas, principalmente molas. A composição química é mostrada na Figura 94.

Figura 94 – Composição química dos materiais tratados.

	C	Si	Mn	Cr	Mo
UHS1900	0,40	1,80	0,30	1,00	0,30
9254	0,54	1,40	0,70	0,70	residual (ate 0,06%)
5160	0,60	0,25	0,85	0,80	residual (ate 0,06%)

Realizou-se austenitização a 920°C por 30 minutos e resfriamento em óleo, seguido de revenimento por 30 minutos. As temperaturas de revenimento foram escolhidas conforme a faixa tradicionalmente utilizada pelos fabricantes de molas. Elas variam de fabricante para fabricante em função das propriedades desejadas. Observando-se os resultados, verifica-se que o aço desenvolvido apresenta melhor resultado em limite de resistência, podendo chegar a 2100MPa (Figura 95), e também de escoamento, podendo chegar a 1950MPa (Figura 96), ambos superiores aos demais aços.

Figura 95 – Resultados de limite de resistência em função da temperatura de revenimento.

Fonte: O autor.

Figura 96 – Resultados de limite de escoamento em função da temperatura de revenimento.

Fonte: O autor.

Como existe um compromisso com o alongamento e a redução de área, o aço desenvolvido apresenta menores valores para estas duas propriedades (Figura 97 e Figura 98).

Figura 97 – Resultados de alongamento em função da temperatura de revenimento.

Fonte: O autor.

Figura 98 – Resultados de redução de área em função da temperatura de revenimento.

Fonte: O autor.

E quanto à dureza, que em geral é um direcionador para as temperaturas de tratamento, observa-se que o aço desenvolvido apresenta maior dureza em relação aos demais (Figura 99).

Figura 99 – Resultados de dureza em função da temperatura de revenimento.

Fonte: O autor.

Adicionalmente, relatos de usuários (informação pessoal) do aço desenvolvido no presente trabalho informam que, após tempera e revenimento, podem ser atingidos limites de resistência superiores a 2000MPa e os mesmos 40% de redução de área, conforme as características de tratamento térmico utilizadas.

4.9 Efeito do grau de redução

A rota de lingotamento contínuo é desafiadora em relação à rota convencional quando se trata de grau de redução. Como parte-se de um tarugo de seção menor do que um lingote, a redução é muito menor e, portanto, produzir material por lingotamento contínuo com a mesma qualidade daquele por lingotamento convencional confere maior peso ao processo de fabricação. Para o material produzido no presente trabalho, obteve-se o resultado desejado, com deformação das inclusões em nível suficiente para se obter inclusões finas, principalmente na superfície. A Tabela 20 apresenta o efeito do grau de redução no resultado de microinclusões no ensaio Max-T. Observa-se que para o mesmo lote, ou seja, para as mesmas condições de processamento, as bitolas menores (maior grau de redução) apresentam melhores resultados em percentual de inclusões.

Tabela 20 – Efeito do grau de redução no ensaio Max-T.

<i>Lote</i>	<i>Bitola</i>	<i>Max-T (0 a 5 μm) (%)</i>	<i>Max-T (6 a 10 μm) (%)</i>	<i>Max-T (11 a 15μm) (%)</i>	<i>Max-T (>15 μm) (%)</i>	<i>Max-T (> 25 μm) (%)</i>
7	11,11	80,0	15,0	0,0	5,0	0,0
7	12,70	36,0	31,0	15,0	15,0	3,0
9	11,11	60,0	30,0	10,0	0,0	0,0
9	12,70	47,5	37,5	12,5	2,5	0,0
10	11,11	60,0	40,0	0,0	0,0	0,0
10	12,70	54,5	27,3	11,2	7,0	0,0
11	11,11	70,0	30,0	0,0	0,0	0,0
11	12,70	50,0	40,0	10,0	0,0	0,0
12	11,11	65,0	35,0	0,0	0,0	0,0
12	12,70	52,5	37,5	5,0	5,0	0,0

Fonte: O autor.

Como objetiva-se inclusões deformáveis nas temperaturas de laminação, observa-se que nos diâmetros menores o percentual médio de inclusões acima de $15\mu\text{m}$ é menor. Ou seja, mesmo com este grau de redução elevado, de 155mm para 11,11mm ou 12,70mm, os arames com diâmetros menores tendem a apresentar melhores resultados. Ainda, materiais de mesmo lote, com diferentes graus de redução, normalmente apresentam melhores resultados nas bitolas menores.

4.10 Testes de fadiga do arame e caracterização de inclusões que geraram a fratura

Foram realizados testes de fadiga em flexão rotativa em arames, até a quebra, sendo posteriormente verificadas a dimensão das inclusões e suas distâncias da superfície, através de análise em MEV. Como é possível observar na Figura 100, as inclusões mais grossas ocasionam fraturas prematuras, ou seja, reduzem a vida em fadiga. Observa-se, por exemplo, que o material pode resistir até 40 milhões de ciclos. Porém, na presença de inclusões com espessura superior a $30\mu\text{m}$ a vida em fadiga do arame é reduzida para menos de 10 milhões de ciclos. Foram consideradas “boas” as amostras com vida em fadiga acima de 10 milhões de ciclos, e “ruins” as amostras com vida em fadiga menor do que 10 milhões de ciclos.

Figura 100 – Dimensões das inclusões causadoras de fraturas em função do número de ciclos em fadiga.

Fonte: O autor.

Ainda, como é possível observar na Figura 101, obteve-se maior dispersão ao se analisar a vida em fadiga em função da distância da superfície. A dispersão dos resultados definidos como “bons” na Figura 101 se deve à diferença de dimensões das inclusões. Observa-se o mesmo fenômeno apontado por (MEGUID, SHAGAL, *et al.*, 1999), ao afirmar que as tensões de compressão vão até 700 μm . Pode-se entender dos resultados da Figura 101 que, nessa região, o efeito das inclusões finas (menores que 30 μm) é sobreposto pelas tensões residuais, o que não acontece com as inclusões acima de 30 μm . Isso ocorre porque deve-se analisar ambos, tanto a dimensão quanto a distância. Como pode ser observado na Figura 102, para uma mesma distância da superfície de 320 μm , por exemplo, observa-se vida em fadiga menor quando a inclusão que gerou a quebra é maior.

Assim, verifica-se que as técnicas de análise de microinclusão são complementares, e elas não necessariamente têm uma correlação direta. A técnica ASTM E45 é focada em microinclusões pequenas até 30 μm , sendo que a técnica de dissolução é focada em inclusões maiores e estuda maior volume de material. A avaliação de composição por sua vez é realizada em um primeiro momento com ASTM E45 e, depois, é complementada com o ASPEX e com a espectroscopia de FRX e EDS.

Figura 101 – Distância da superfície das inclusões que causaram a fratura em função do número de ciclos em fadiga.

Fonte: O autor.

Figura 102 – Distância da superfície das inclusões que causaram a fratura em função de sua dimensão.

Fonte: O autor.

A Figura 103 e a Figura 105 mostram inclusões que originaram fadiga do arame e que foram analisadas em MEV.

Observa-se na Figura 103 uma inclusão de mais de 50µm, composta principalmente por Ca, Si e com traços de Mg e Al (Figura 104).

Já a Figura 105 apresenta uma inclusão de mais de 60µm, também com os mesmos elementos.

A Figura 108 e a Figura 109 apresentam um exemplo de material com inclusão de 134µm localizada a 1660µm da superfície. Nesse caso observa-se alto teor de MgO na inclusão, o que aumenta o ponto de fusão e também a dureza. A Figura 110 apresenta a análise composicional em EDS da região de inclusão apresentada na Figura 108, mostrando a presença dos elementos: Si, Ca, Mn, Mg e O (sendo Mg e Si em maiores concentrações).

Figura 103 – Inclusão detectada após fratura de arame e analisada em microscopia eletrônica de varredura (aumento de 200X).

Fonte: O autor.

Figura 104 – Resultado EDS da análise da inclusão de silicato detectada após fratura do arame e analisada em MEV, como apresentada na Figura 96.

ELEMENTO QUIMICO	% peso
O	45,07
Mg	4,29
Al	0,78
Si	15,42
Ca	33,23
S	1,22
Total	100

Fonte: O autor.

Figura 105 – Inclusão detectada após fratura de arame e analisada em microscopia eletrônica de varredura (aumento de 70X).

Fonte: O autor.

Figura 106 – Inclusão detectada após fratura de arame e analisada em microscopia eletrônica de varredura (aumento de 200X).

Fonte: O autor.

Figura 107 – Resultado EDS da análise da inclusão de silicato detectada após fratura do arame e analisada em MEV, como apresentada na Figura 99.

Fonte: O autor.

Figura 108 – Micrografia em MEV da região de início de fratura (inclusão marcada), em aumento de 30X.

Fonte: O autor.

Figura 109 – Micrografia em MEV de inclusão de 134 μ m relativa à amostra apresentada na Figura 101 (elétrons retroespalhados). Aumento de 800X.

Fonte: O autor.

Figura 110 – Análise composicional em EDS da região de inclusão apresentada na Figura 102, mostrando a presença dos elementos: Si, Ca, Mn, Mg e O (sendo Mg e Si em maiores concentrações).

ELEMENTO QUIMICO	% peso
O	47,29
Mg	31,45
Si	18,63
Ca	1,48
Fe	1,16
Total	100

Fonte: O autor.

As condições de trabalho dos elementos de suspensão e as análises das inclusões após fratura (posição, composição, dimensões) constituem metodologia essencial para se compreender os mecanismos de falha e aprimorar cada vez mais o processo.

5 CONCLUSÃO

Com os resultados obtidos nas análises foi possível concluir que:

- As 3 classes atendem aos critérios de aplicação em elementos de suspensão automotiva. O estudo foi subdividido em classes para melhor avaliação dos resultados.
- Um dos principais parâmetros que influenciam na qualidade do aço é o controle de inclusões. Usualmente a melhora de propriedades é obtida através da adição de elementos de liga, o que aumenta o custo do material. No presente trabalho utilizou-se o controle de inclusões. Foi possível minimizá-las em relação ao material padrão e também modifica-las para o campo líquido do diagrama.
- Para garantir que ocorram inclusões deformáveis é necessário controle do oxigênio e da composição química do aço, controle das ferro-ligas adicionadas, da carga, da escória e cinética de interação metal/escória/refratários.
- A garantia de Al abaixo de 0,005% no aço e MgO baixo nas inclusões (teor de Mg no EDS em torno de 5%) influenciam positivamente na obtenção desse material por lingotamento contínuo, em função da minimização da ocorrência de inclusões ricas em alumina e da obtenção de inclusões mais deformáveis nas temperaturas de laminação.
- A rota de lingotamento contínuo mostrou-se viável para produção de arames para aplicação de materiais para suspensão de alto desempenho (arames apresentando mais do que 10 milhões de ciclos), apresentando boa distribuição de inclusões e grau de redução suficiente para a deformação das inclusões formadas em material com diâmetros de 11,11mm e 12,70mm.

- A laminação em graus de redução elevada tem influência positiva na deformação das inclusões (diâmetros menores são os que têm melhor distribuição das inclusões, principalmente na superfície, que é a redução crítica).
- As propriedades mecânicas obtidas após tratamento térmico foram superiores às propriedades de materiais usuais, e superiores a materiais com outros elementos de liga, e de custo mais elevado. Sem adição de elementos de liga como molibdênio, vanádio e outros, e com a engenharia de inclusões aplicada, obteve-se até 2100MPa após têmpera e revenimento a 350°C, e dureza de até 57HRC. O alongamento e redução de área no entanto foram inferiores aos dos materiais convencionais.
- A metodologia se mostrou adequada para a avaliação do aço. A total isenção de inclusões acima de 30µm é um desafio constante para escalas industriais. O presente trabalho demonstrou que a metodologia de produção do aço e limpeza atingidos permitiram se obter material no limite necessário para bom desempenho em aplicações dinâmicas. A caracterização dos defeitos é complexa, sendo necessárias diferentes técnicas para melhor avaliação do aço, como foi realizado no presente trabalho, utilizando-se técnicas complementares que permitiram melhor avaliação dos lotes como um todo.
- A caracterização por dissolução ácida mostrou-se uma técnica adequada para avaliação destes aços, sendo possível correlacionar seus resultados com os resultados MAX-T.
- O material está em um nível de limpeza em que não foi possível diferenciar as subclasses escolhidas através de ASPEX. O índice ASPEX não pode ser usado isoladamente. Ainda que bastante abrangente quanto às dimensões das inclusões, o método é bastante influenciado pela amostragem e pelo histórico de resfriamento de cada lote. Além disso, baseia-se em análises de seções polidas e a quantidade de inclusões presentes, o que pode não ser representativo da distribuição volumétrica destas inclusões.

6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Como continuidade para o seguinte trabalho sugere-se:

- Completar o estudo de avaliação quantitativa por dissolução ácida com mais amostras e sua correlação com o ASPEX.
- Entender melhor a relação dos resultados ASPEX com o desempenho do arame em fadiga.
- Avaliar as amostras de aço líquido em ASPEX.
- Comparar os resultados para o mesmo material produzido através de *eletroslag*, que tem custo mais elevado, mas é um processo consagrado para se obter boa distribuição das inclusões com pequenos diâmetros, materiais de baixo nível de inclusões, além de apresentar interação escória/metall muito elevada.
- Estudar o efeito da nitretação no desempenho em fadiga de peças produzidas com o novo material desenvolvido no presente trabalho.

REFERÊNCIAS

- ADISHESHA, P. K. Effect of steelmaking and processing parameters on carbide banding in commercially produced ASTM A-295 52100 bearing steel. In: BESWICK, J. M. E. **Bearing Steel Technology**. ASTM STP 1419. ed. West Conshohocken, PA: Amercian Society for Testing and Materials International, 2002. p. 27-46.
- AMELLING, D. E. A. Stahl und Eisen. **Stahl und Eisen**, n. 106, p. 35, 1986.
- ANDERSSON, M. A. T.; JÖHNSSON, P. G.; NZOTTA, M. M. Application of the sulphide capacity concept on high-basicity ladle slags used in bearing steel production. **ISIJ**, v. 3, p. 1140-1149, 1999.
- ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. Properties and selection: irons,steels, and high-performance alloys. **ASM Metals Handbook**, Metals Park, p. 280-350, 1990.
- ASTM INTERNATIONAL. Standard ASTM 1000 - 05 - Standard specification for steel wire, carbon and alloy specialty spring quality, West Conshohocken, PA, 2005. Disponivel em: <www.astm.org>. Acesso em: 10 abr. 2015.
- ASTM INTERNATIONAL. Standard ASTM A401 / A401M - 10 - Standard specification for steel wire, chromium-silicon alloy, West Conshohocken, PA, 2010. Disponivel em: <www.astm.org>. Acesso em: 15 abr. 2014.
- AZOM. Analysis of non-metallic inclusions during steel manufacturing using a PICA 1020 inclusion analyzer from Aspex, 23 mar. 2015. Disponivel em: <http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=4104>. Acesso em: 13 abr. 2015.
- BAKER, H.; OKAMOTO, H. Alloy phase diagrams. **ASM Metals Handbook**, Metals Park, 1992. ISSN 978-1-61503-190-0.
- BURLEIGH. Photo by Dr. Burleigh for a report by Dominic Vasquez. **Burleigh Corrosion Consultants**, 2012. Disponivel em: <http://www.corrosionhelp.com/failures.htm>. Acesso em: 1 May 2015. LLC - 301 School of Mines Rd - Socorro, NM 87801 USA 1-575-835-5831.
- BYRNE, M.; CRAMB, A. W.; FENICLE, T. W. The Sources of Exogenous Inclusions in Continuous Cast, Aluminum Killed Steels, v. 10, p. 51-60, 1989.
- CHADWICK, G. A.. **Metallography of phase transformation**. Londres: Butterworth, 1972. 302 p.
- CHARLES, T. J.; BAKER, J. A. **Effect of second-phase particles on the mechanical properties of steel**. Scarborough, United Kingdom: The Iron and Steel Institute. 1971. p. 88-94.
- CHEVRAND, J. L. S. Aciaria elétrica, São Paulo, 2003. p. 308.
- CHOI, S. **Optimization of microstructure and properties of high strength spring steel**. [S.l.]: Ipskamp Drukkers B.V., 2011.

- COUDURIER, L. **Fundamentals of metallurgical processes on material series**. 2nd. ed. Oxford: Pergamum Press, 1985. 241 p. ISBN 0-08-032537-8. fig 88-A.
- DOS SANTOS JR, A. A. **Apostila de Elementos de Máquinas**. Departamento de Engenharia Mecânica da UNICAMP. [S.l.]. 2001.
- DRESSEL, P. G. et al. New Development in the Production and Testing of Bearing Steels. **Effect of Steel Manufacturing Process on the Quality of Bearing Steels**, 1988. 293-307.
- ENGINEER LIVE. **Researchers make breakthroughs in rolling element bearing steels**, 2012. Disponível em: <http://www.engineerlive.com/Asia-Pacific-Engineer/Power_Transmission/Researchers_make_breakthroughs_in_rolling_element_bearing_steels/23832/>. Acesso em: 01 May 2012.
- FARRELL, J. F.; BILEK, P. J.; HILTY, D. C. Inclusions Originating from Reoxidation of Steel. **28th Electric Furnace Conference Proceedings**, 9-11 Dec 1971.
- FASTENAL, 2015. Disponível em: <<https://www.fastenal.com/en/69/bolted-joint-design>>.
- FEI. Industrial Manufacturing - Metals Quality, 2015. Disponível em: <<http://www.fei.com/industrial-manufacturing/metals-quality/>>. Acesso em: 14 fev. 2015.
- FINKELNBURG, D. How Glazes Melt: In Search of the Elusive Eutectic, 09 Dezembro 2009. Disponível em: <<http://ceramicartsdaily.org/wp-content/uploads/2009/11/ternary-diagram-large.jpg>>. Acesso em: 10 maio 2012.
- FINSTER, H. Industrial Photography Archive - industrial photography, history and architecture, 2008. Disponível em: <http://hfinster.de/StahlArt2/archive-Trinec-Steelworks-img_2532-2008-a-en.html>. Acesso em: 29 March 2015.
- FRUEHAN, R. J. **Ladle metallurgy principles and practices**. [S.l.]: The Iron and Steel Society Inc, 1985. 5 p.
- FUJISAKI, K.; YAMASHITA, N.; YOKOTA, H. An automated three-dimensional internal structure observation system based on high-speed serial sectioning of steel materials. **Precision Engineering**, Hokkaido University, N13 W8, Kita-ku, Sapporo 060-8628, Japan, 36, April 2012. 315–321.
- GATTELIER, C.; OLETTE, M. **Revue de Metallurgie**, 6, 1979. 377-386.
- GAYE, H.; GROSJEAN, J. C.; RIBOUD, P. V. Modele d'estimations l'équilibre entre metal liquide et laitiers basiques liquides. **Donnés thermochimiques pour La Siderurgie**, 2, 1982. 18.1 - 18.24.
- HAMPSHIRE, J. M.; KING, E. Quantitative Inclusion Ratings and Continuous Casting: User Experience and Relationships with Rolling Contact Fatigue Life”, Effect of Steel Manufacturing Process on the Quality of Bearing Steels. **Effect of Steel Manufacturing Process on the Quality of Bearing Steels**, Philadelphia, 1988. 61-80.

- HASSALL, G. J.; JACKAMAN, D. P.; HAWKINS, R. Phosphorus and sulphur removal from liquid steel in ladle steelmaking processes. **Ironmaking and Steelmaking**, 18, 1991. 359. n.5.
- HOLAPPA, L.; HÄMÄLÄINEN; LIUKKONEN, M. L. M. Thermodynamic Examination on inclusion modification and precipitation from calcium treatment to solidified steel. **Ironmaking and Steelmaking**, Helsinki, 30, n. 2, 2003. 116 - 121. Helsinki University of Technology.
- HORWATH, J. A.; GOODRICH, G. M. Micro-inclusion Classification in Steel Casting. **AFS Transactions**, 1995. 495-510.
- JOSLING, J. K. Hydrogen Diffusion and Prevention of Hairline Cracking in Large Forgings. **Hydrogen in Steel Spring residential conference**, April 1982. 43 - 57.
- KAWAHARA, J. E. A. **Advance of valve spring steel, Japan**. [S.l.]. 2000.
- KIRSCH-RACINE, A.; BOMONT-ARZUR, A.; CONFENTE, M. Calcium treatment of medium carbon steel grades for machinability enhancement: from the theory to industrial practice. **La Revue de Métallurgie**, Paris, 13-14 December 2007. 591 - 597. ATS International Steelmaking Conference - Article available at <http://www.revue-metallurgie.org> or <http://dx.doi.org/10.1051/metal:2008003>.
- KRAUSS, G. Physical Metallurgy and Heat Treatment of Steel. In: KRAUSS, G. **Metals Handbook Desk Edition**. [S.l.]: American Society for Metals, 1985. p. 28-2 a 27-10.
- LEANDRO, C. A. S.; CARBONI, M. C.; OLIVEIRA, D. C. **Módulo de Aciaria Elétrica**. ABM. São Paulo. 2008.
- LEE, Y. S. et al. **Viscous behaviour of CaO-SiO₂-Al₂O₃-MgO-FeO slag**. VII International Conference on Molten Slags Fluxes and Salts. [S.l.]: The South African Institute of Mining and Metallurgy. 2004.
- LIND, M.; HOLAPPA, L. Transformation of Alumina Inclusions by Calcium Treatment. **Metallurgical and Materials Transactions B**, 41B, April 2010. 359 a 366.
- LUO, C. L.; STAHLBERG, U. Deformation of inclusions during hot rolling of steels. **Journal of Materials Processing Technology**, 2001. 87-97.
- MALKIEWICZ, T.; RUDNIK, S. Deformation of Non-Metallic Inclusions during Rolling of Steel. **Journal of Iron and Steel Institute**, vol. 201, 1963. pp. 33-38. 70.
- MARATRAY, F.; USSEGLIO-NANOT, R. **Factors affecting the structure of chromium and chromium-molybdenum white cast irons**. Paris: Climax Molybdenum S. A., 1970. 50-62 p.
- MARTINS, M. S. **Fadiga do aço para molas de válvulas SAE 9258 produzido industrialmente por lingotamento convencional e contínuo**. Guaratinguetá. 2010.

- MEGUID, S. A. et al. Three-dimensional dynamic finite element analysis of shot-peening induced residual stresses. **Finite Elements in Analysis and Design**, n. 31, 1999. 179-191.
- MILLMAN, S. Clean Steel - Basic Features and Operating Practices. **International Iron and Steel Institute - Study on Clean Steel**, Corus, United Kingdom, 2004. 39-60.
- MORAES JR., L. R. et al. **Deformabilidade das inclusões em aços para mola dinâmica**. 62 Congresso da ABM. Vitória - ES: ABM. 2007.
- NADIF, M. et al. Control of steel reoxidation and CC nozzle clogging: an overview (Arcelor-Mittal Maizières). **La Revue de Métallurgie**, Octobre 2007.
- NETO, M. F. Análise de inclusões não metálicas em aço de baixo carbono desoxidado ao alumínio produzido por lingotamento contínuo. **Dissertação de mestrado em Engenharia Metalúrgica**, Campinas, 248p, 2001.
- OKI, Y.; IBARAKI, N.; YOSHIHARA, N. High strength valve spring with excellent fatigue life. **Kobelco Technology Review**, p. 30-38, Apr 2002.
- OLIVEIRA, D. C. et al. Fabricação de aço para mola dinâmica na Villares. **CONGRESSO ANUAL DA ABM**, Rio de Janeiro - RJ, 2003.
- OLIVEIRA, D. C. et al. Desenvolvimento e evolução do aço para mola dinâmica na Aços Villares. **Congresso Anual da ABM**, Vitoria, v. 61º Congresso da ABM, 2007. 23 a 27 de Julho.
- PRETORIUS, E. B.; MARR, R. **The effect of slag modeling to improve steelmaking processes**, York, PA, 2015. Disponível em: <[http://etech.lwbref.com/Downloads/Theory/The effect of slag modeling to improve steelmaking processes.pdf](http://etech.lwbref.com/Downloads/Theory/The%20effect%20of%20slag%20modeling%20to%20improve%20steelmaking%20processes.pdf)>. Acesso em: 17 fev. 2015.
- PUFF, R. . B. R. Effect of non-metallic inclusions on the fatigue strength of helical spring wire, p. 441-454, 2014.
- RODRIGUES, E. F.; MEDEIROS, E. B.; FIGUEIRA, R. M. **Heat Loss and liquid steel flow in metallurgical ladles during holding period in continuous casting**. CHT'97 Advances in Computational Heat Transfer. Çesme, Turkey: International Center for Heat and Mass Transfer. 1997.
- RUBY-MEYER, F. et al. Improvement of inclusion cleanness in bearing steel and Ca-treated steel, p. p. 585-590, Décembre 2007. Disponível em: <<http://www.revue-metallurgie.org> or <http://dx.doi.org/10.1051/metal:2008002>>. Acesso em: 20 abr. 2015. Object of a presentation at the 5th European Oxygen Steelmaking Conference EOSC 2006, organized by Steel Institute VDEh, 26-28 June, 2006.
- SAE INTERNATIONAL. SAE Standard J404 - Chemical composition of SAE Alloy Steels, 2009. p. 4. Disponível em: <www.sae.org>. Acesso em: 25 abr. 2015.
- SIDENOR AÇOS VILLARES. **Catálogo de aços especiais para construção mecânica**. [S.l.], 2007.

- STEUBER, J. E. **Current solutions to hydrogen problems in steels**. Metals Park: ASM, 1982. 55 p.
- SUITO, H.; INOUE, R. Thermodynamics on control of inclusions composition in ultra-clean steels. **ISIJ International**, v. 365, n. 5, p. 528-536, 1996.
- SVOBODA, J. M. et al. Appearance and Composition of Macro-inclusions in Steel Castings. **AFS Transactions**, p. 187-202, 1987.
- TEKELI, S. Enhancement of fatigue strength of SAE 9245 steel by shot peening, v. 57, p. 604-604, 2002.
- TSUCHIYA, H. Development of ultra clean bearing steel for special use in Kobe steel. **SEASI Quarterly**, v. 34, 2005.
- UGI ENGINEERING WORKS. Wire Rod Mill, 1996-2015. Disponível em: <<http://dir.indiamart.com/impcat/wire-rod-rolling-mill.html>>. Acesso em: 10 abr. 2015.
- UHRUS, L. O. Through-hardening steels for ball bearings - effect of inclusions on endurance. **Iron and Steel Institute Special Report**, v. 77, p. 104-109, 1963.
- WANSTALL, C. R.; GRIFFIN, J.; BATES, C. E. Clean Steel Cast Technology, v. 106, 1999.
- WARKE, W. R.; BREYER, N. N. Effect of steel composition on lead embrittlement. **Journal of The Iron and Steel Institute**, New York, v. 209, p. 779-784, 1971.
- WÜNNENBERG, K.; CAPPEL, J. Measures to Improve Oxide Cleanness in Continuous Casting. **Stahl and Eisen**, v. 130, p. 55-61, 2010.
- YOKOJI, A. et al. **Conceitos Básicos de Siderurgia - Siderurgia para não siderurgistas**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração – ABM, 2013. Apendice 5.
- ZHANG, L.; THOMAS, B. **Inclusions in continuous casting of steel**. Morelia, Mich, Mexico: In: NATIONAL STEELMAKING SYMPOSIUM, 24. 2003. p. 138-183.
- ZHANG, L.; THOMAS, B. G. State of the art in the control of inclusions during steel ingot casting. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 37B, p. 733-761, October 2006.