

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M

ESTUDO DE VIABILIDADE DE PRODUÇÃO DE UM VERGALHÃO DE AÇO *DUAL-
PHASE* COM ALTO TEOR DE SILÍCIO VIA TERMODINÂMICA COMPUTACIONAL

Júlia Beltrami

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre

2016

Júlia Beltrami

ESTUDO DE VIABILIDADE DE PRODUÇÃO DE UM VERGALHÃO DE AÇO *DUAL-PHASE* COM ALTO TEOR DE SILÍCIO VIA TERMODINÂMICA COMPUTACIONAL

Dissertação de Mestrado submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, modalidade Acadêmica.

Orientador: Prof. Dr. Antônio Cezar Faria Vilela

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt – Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Prof. Dr. Afonso Reguly – Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Dra. Sandra Goulart Santos – Gerdau Aços Brasil S. A.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Antônio Cezar Faria Vilela pela orientação, ajuda na resolução de problemas e apoio ao longo de todo o desenvolvimento do trabalho.

Ao professor Wagner Viana Bielefeldt pelo auxílio e discussões sobre o artigo apresentado na ABM Week de 2015.

Aos colegas do LaSid: mestrandos, doutorandos e alunos de iniciação científica.

Aos amigos queridos que estiveram presentes neste período.

Ao meu namorado Michel pela paciência, incentivo e finais de semana em casa.

À minha família, em especial aos meus pais e meu irmão, pelo apoio incondicional e por estarem sempre presentes.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	7
LISTA DE TABELAS	12
ABSTRACT.....	17
INTRODUÇÃO	18
DESCRIÇÃO DO PROJETO E OBJETIVOS	19
REVISÃO DA LITERATURA	22
1. PARTE 1 – CONTEXTUALIZAÇÃO DA PESQUISA	22
1.1 IMPORTÂNCIA ECONÔMICA DA CORROSÃO EM ESTRUTURAS DE CONCRETO ARMADO.....	22
1.2 A CORROSÃO ELETROQUÍMICA DO AÇO NO CONCRETO.....	25
1.2.1 CONCEITOS BÁSICOS DE CORROSÃO	25
1.2.2 MECANISMO DE CORROSÃO DO AÇO NO CONCRETO.....	28
1.3 PROPOSTA: VERGALHÃO DE AÇO BIFÁSICO FERRÍTICO-MARTENSÍTICO	32
1.3.1 VERGALHÕES E SUA PRODUÇÃO.....	33
1.3.2 AÇOS DUAL-PHASE.....	37
1.3.3 RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE AÇOS DUAL-PHASE	44
1.3.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS DUAL-PHASE	55
1.3.5 SUMÁRIO DA PARTE 1.....	61
2. PARTE 2 - REVISÃO TERMODINÂMICA: PROCESSO SIDERÚRGICO.....	64
2.1 PRODUÇÃO DE AÇO EM USINAS SEMI-INTEGRADAS	64
2.2 FORMAÇÃO E MODIFICAÇÃO DE INCLUSÕES DURANTE O PROCESSAMENTO DO AÇO	65
2.2.1 O QUE SÃO INCLUSÕES NÃO-METÁLICAS?.....	65
2.2.2 FORNO ELÉTRICO A ARCO.....	67

2.2.3	FORNO-PANELA	68
2.2.4	DESOXIDAÇÃO	69
2.2.5	LINGOTAMENTO CONTÍNUO	87
2.2.6	LAMINAÇÃO DE TARUGOS	88
2.3	TERMODINÂMICA COMPUTACIONAL	90
2.4	SUMÁRIO DA PARTE 2	91
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	92
3.1	SIMULAÇÃO DAS TEMPERATURAS A1 E A3 E PERCENTUAIS DAS FASES	93
3.2	COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS FASES E PROPRIEDADES MECÂNICAS	94
3.3	TERMODINÂMICA DAS INCLUSÕES: INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO NA FORMAÇÃO DAS INCLUSÕES	96
3.4	TERMODINÂMICA DAS INCLUSÕES: MODIFICAÇÃO DAS INCLUSÕES PELA ESCÓRIA	97
3.5	TERMODINÂMICA DAS INCLUSÕES: SOLIDIFICAÇÃO DO AÇO	99
3.6	RESUMO DA METODOLOGIA EM FLUXOGRAMA	101
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	102
4.1	SIMULAÇÃO DAS TEMPERATURAS A1 E A3 E PERCENTUAIS DAS FASES	102
4.2	COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS FASES E PROPRIEDADES MECÂNICAS ...	106
4.3	TERMODINÂMICA DAS INCLUSÕES: INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO NA FORMAÇÃO DAS INCLUSÕES	117
4.4	TERMODINÂMICA DAS INCLUSÕES: MODIFICAÇÃO DAS INCLUSÕES PELA ESCÓRIA	120
4.5	TERMODINÂMICA DAS INCLUSÕES: SOLIDIFICAÇÃO DO AÇO	123
5.	CONCLUSÕES	129
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	131

REFERÊNCIAS.....	132
APÊNDICE A - REVISÃO BÁSICA DA TERMODINÂMICA DE DESOXIDAÇÃO	143
APÊNDICE B - RESULTADOS COMPLETOS DAS SIMULAÇÕES.....	145

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama de execução do projeto Produção de um Vergalhão com Melhor Resistência à Corrosão. Em vermelho, as etapas que compreendem esta dissertação.....	20
Figura 2 – Estrutura de concreto armado severamente corroída, com armadura aparente, no Elevado do Joá, no Rio de Janeiro.	23
Figura 3 – Densidade populacional do Brasil em 2010.	24
Figura 4 – Diagrama de Pourbaix Fe-H ₂ O a 25°C.....	28
Figura 5 – Diagrama taxa de corrosão (em mm/ano) x pH do concreto.	29
Figura 6 – Desenho esquemático da corrosão do vergalhão no concreto. A superfície fica alternativamente carregada por heterogeneidades no material.	31
Figura 7 – Comparação de volumes do ferro e seus óxidos e hidróxidos.....	32
Figura 8 – Esforços radiais produzidos pelos produtos de corrosão que levam à fissuração e o destacamento do concreto, expondo a armadura.	32
Figura 9 – Desenvolvimento de célula microgalvânica entre as fases ferrita e cementita (constituintes da perlita) devido à diferença de concentração de carbono. A ferrita atua como ânodo e a cementita (Fe ₃ C) como cátodo.....	33
Figura 10 – Gaiola de laminação com cilindros de laminação com canais usinados com nervuras para a produção de vergalhões.	34
Figura 11 – Desenho esquemático de um sistema Thermex/Tempcore mostrando os jatos d'água sob pressão.	35
Figura 12 – Seção transversal de um vergalhão temperado com água pelo sistema Thermex.	36
Figura 13 – Vergalhões comercializados no Brasil. À esquerda: CA-25 (barra lisa). No centro: CA-50 (barra nervurada). À direita: CA-60 (fio nervurado).	37
Figura 14 – Microestrutura típica de um aço bifásico, com matriz ferrítica (escura) e martensita (clara) no contorno de grão.	38
Figura 15 – Diagrama ferro-carbono evidenciando campo intercrítico (campo de fases $\alpha + \gamma$), temperaturas A3 e A1 e esquema de um tratamento térmico intercrítico.	39

Figura 16 – Diagrama de resfriamento contínuo de um aço dual-phase produzido por laminação a quente controlada. Em destaque, janela de bobinamento (A = austenita, PF = ferrita poligonal, BF = ferrita bainítica, P = perlita, M = martensita, Ms = temperatura de início de formação da martensita, M' = martensita a partir de austenita enriquecida em carbono, Ta = temperatura de austenitização, Ac3 = temperatura A3 no resfriamento, Ac1 = temperatura A1 no resfriamento).	40
Figura 17 – Variação da morfologia da martensita e da temperatura Ms com o teor de carbono do aço.	41
Figura 18 – Aumento da região intercrítica do diagrama Fe-C, influenciada pela adição de silício no aço.	42
Figura 19 – Perda de massa x fração volumétrica de martensita dos aços investigados por Ramirez-Arteaga et al..	46
Figura 20 – Densidade da corrente de corrosão para as amostras ferríticas-martensíticas de Remmerswaal.....	50
Figura 21 – Corrente de dissolução anódica x fração de ferrita das amostras de Remmerswaal.	50
Figura 22 – Amostras de Trejo et al. após 8 meses de exposição à solução de NaCl. a) Vergalhão convencional; b) Vergalhão Dual-phase.	51
Figura 23 – Perda de massa ao longo do tempo para o aço convencional e o aço bifásico de Trejo et al.	52
Figura 24 – Estimativa da média dos valores de taxa de corrosão gravimétrica, com seu erro padrão e desvio padrão, para cada tipo de aço, calculados por Cascudo e Helene. As linhas tracejadas definem os grupos que se diferem significativamente.	52
Figura 25 – Efeito da temperatura de revenimento na formação de cementita a partir da ferrita nas amostras de Kelestemur et al. a) D62; b) D63; c) D64.....	54
Figura 26 – Esquema de produção de aço em uma usina semi-integrada.....	64
Figura 27 – Aglomerados de inclusões esféricas de SiO ₂ em uma matriz metálica.	66
Figura 28 – Diagrama de fases Fe-O, região rica em Fe. Os números entre parênteses indicam o teor de oxigênio dissolvido em ppm em pontos específicos.	70

Figura 29 – Número de inclusões em um cubo de aço de 1cm^3 em função do teor de oxigênio total e tamanho da inclusão.....	71
Figura 30 – Diagrama de fases FeO-MnO.....	72
Figura 31 – Diagrama de fases MnO-SiO ₂ (% em massa).....	74
Figura 32 – Produtos formados na desoxidação complexa em função dos teores de silício e manganês e da temperatura.	75
Figura 33 – Efeito da adição de alumínio no teor de oxigênio dissolvido no aço com a temperatura para dois aços de composição diferente.....	76
Figura 34 – Diagrama ternário SiO ₂ -MnO-Al ₂ O ₃	77
Figura 35 – Temperatura liquidus em função do teor de Al ₂ O ₃ para relações MnO/SiO ₂ de 0,5, 1,0 e 2,0 nas inclusões em um aço desoxidado com Si e Mn.	80
Figura 36 – Diagrama ternário MnO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ indicando as relações MnO/SiO ₂ onde se tem inclusões de menor ponto de fusão.	81
Figura 37 – Comparação entre experimentos e cálculos das composições das inclusões para aço desoxidado com Mn/Si a 1550°C.....	82
Figura 38 – Variação da atividade do oxigênio em função da temperatura e do teor de alumínio dissolvido no aço.	83
Figura 39 – Diagrama ternário CaO-SiO ₂ -Al ₂ O ₃	84
Figura 40 – Exemplo de quatro composições químicas de escórias usadas no refino de aços.86	
Figura 41 – Escória sólida formada no molde em uma corrida com alto teor de silício dissolvido.	88
Figura 42 – Representação esquemática da morfologia das inclusões antes e depois da laminação.	89
Figura 43 – Fluxograma básico da metodologia aplicada à modificação das inclusões pela escória. Equilíbrios foram calculados a 1550°C e 1 atm. Exemplifica-se o caso dos streams Aço 1 + Escória 1 e os respectivos pontos obtidos no diagrama ternário.....	98
Figura 44 – Escolha exemplificada para o caso do Aço 1 + Escória 1 de três pontos específicos, de composições diferentes entre si no diagrama pseudo- ternário CaO-MnO-SiO ₂ -x.Al ₂ O ₃	100

Figura 45 – Resumo da metodologia em fluxograma.	101
Figura 46 – Influência do teor de silício na fração de ferrita e austenita com a temperatura para aços com 0,1%p C. As linhas cheias indicam a fração de ferrita e as linhas tracejadas indicam a fração de austenita.	102
Figura 47 – Diagrama Fe-C-2,5% Si.	104
Figura 48 – Influência do teor de carbono na fração de ferrita e austenita com a temperatura. As linhas cheias indicam a fração de ferrita e as linhas tracejadas indicam a fração de austenita.	104
Figura 49 – Variação do teor de C dissolvido nas fases ferrita e austenita com a temperatura para o aço 2.1.	107
Figura 50 – Influência do silício sobre o teor de carbono e a temperatura do eutetóide do aço.	108
Figura 51 – Variação do teor de Mn dissolvido nas fases ferrita e austenita com a temperatura para o aço 2.1.	110
Figura 52 – Influência do teor de silício na partição do manganês entre as fases ferrita e austenita. Aços com 0,2%p C.	110
Figura 53 – Variação do teor de Mn dissolvido nas fases ferrita e austenita com a temperatura e com diferentes teores de Si. c) 1,51% Si, e) 2,26% Si.	111
Figura 54 – Variação do teor de Si nas fases ferrita e austenita com a temperatura para o aço 2.1.	112
Figura 55 – Diagrama ternário, corte isotérmico a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Diagrama ternário calculado via FactSage. As linhas vermelhas e tracejadas representam a relação %Mn/%Si no aço.	118
Figura 56 – Composições calculadas de inclusões no sistema MnO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ , em equilíbrio com ferro líquido, contendo várias relações Mn/Si e teor total de Mn + Si = 0,5. Os pontos indicados são as razões Mn/Si nos quais há a saturação de mulita ou alumina. Em destaque a região com temperatura liquidus igual a 1200°C.	119
Figura 57 – a) % em massa das fases Al ₂ O ₃ , SiO ₂ , MnO nas inclusões líquidas versus % de alumínio no aço. T = 1550°C e Ototal = 50 ppm. b) Oxigênio dissolvido no aço versus % de	

alumínio no aço. O oxigênio dissolvido permanece constante enquanto há a presença de cristobalita sólida.	120
Figura 58 – Diagramas ternários, cortes isotérmicos a 1550°C, escória 1. Calculados via FactSage. Porcentagem em massa de alumina na inclusão é de a) 15% e b) 25%.	121
Figura 59 – Oxigênio dissolvido no aço em função da adição de escória no equilíbrio termodinâmico.	122
Figura 60 – Diagramas ternários, cortes isotérmicos a 1550°C, escória 2. Calculados via FactSage. Porcentagem de alumina na inclusão é a) 15% e b) 25%.	123
Figura 61 – Diagramas de fases CaO-SiO ₂ -MnO com a) 15% Al ₂ O ₃ e b) 25% Al ₂ O ₃ . Calculados via FactSage.	124
Figura 62 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto A (SiO ₂ = 57%, MnO = 28%, Al ₂ O ₃ = 15%).	125
Figura 63 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto B (SiO ₂ = 52%, MnO = 15%, CaO = 18%, Al ₂ O ₃ = 15%).	126
Figura 64 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto C (SiO ₂ = 42%, MnO = 5%, CaO = 38%, Al ₂ O ₃ = 15%).	126
Figura 65 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto D (SiO ₂ = 50%, MnO = 25%, Al ₂ O ₃ = 25%).	127
Figura 66 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto E (SiO ₂ = 47%, MnO = 11%, CaO = 17%, Al ₂ O ₃ = 25%).	127
Figura 67 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto F (SiO ₂ = 38%, MnO = 3%, CaO = 34%, Al ₂ O ₃ = 25%).	128

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composições químicas encontradas com maior frequência na obtenção de aços bifásicos de acordo com a rota de processamento.	43
Tabela 2 – Microestrutura e propriedades de corrosão dos aços investigados por Sarkar et al..	45
Tabela 3 – Resumo dos resultados obtidos em testes de corrosão com solução de 3,5% NaCl por Bhagavathi et al.. (CR: corrosion rate)	47
Tabela 4 – Corrente de corrosão (I _{corr}) para as amostras de Kelestemur et al. (o primeiro dígito se refere ao tempo de tratamento intercrítico e o segundo à temperatura de revenimento: por exemplo – D22 = 20 minutos de tratamento intercrítico e revenimento a 200°C)..	54
Tabela 5 – Resultados para o aço convencional e o aço dual-phase com 20% de martensita de Ismail et al.	55
Tabela 6 – Propriedades mecânicas exigíveis de barras e fios de aço destinados a armaduras para concreto armado segundo a norma NBR 7480.	56
Tabela 7 – Resistência ao escoamento e limite de resistência dos aços dual-phase e aços comerciais (CR: laminação controlada, IA: recozimento intercrítico).	58
Tabela 8 – Vergalhões obtidos por Maffei, Salvatore e Valentini e sua resistência ao escoamento (R _{p 0,2}) e limite de resistência (R _m). 1 MPa = 1 N/mm ²	59
Tabela 9 – Resultados de propriedades mecânicas para os diferentes materiais testados por Lorusso et al.	60
Tabela 10 – Resumo dos resultados de pesquisas anteriores.	61
Tabela 11 – Características físicas das principais fases existentes no sistema MnO-SiO ₂ -Al ₂ O ₃	78
Tabela 12 – Características físicas das principais fases existentes no sistema CaO-SiO ₂ -Al ₂ O ₃	84
Tabela 13 – Composições dos seis aços simulados nesta etapa. Todos os percentuais são em massa.	93
Tabela 14 – Composições dos aços para simulação das inclusões. %Mn + %Si = 2, em massa.	96

Tabela 15 – Composição química dos aços e escórias utilizados nas simulações (porcentagem em massa).....	97
Tabela 16 – Resultados de A1, A1b, A3, T30 (T para 30% de austenita) e T40 (T para 40% de austenita) para os seis aços simulados. %p = porcentagem em massa.	105
Tabela 17 – Janela de temperatura antes da têmpera (último passe) e frações de martensita correspondentes.....	106
Tabela 18 – Dados utilizados para construir a figura 49, unindo informações sobre as proporções das fases e as composições das fases em cada temperatura. Aço 2.1.	108
Tabela 19 – Método de cálculo provando que a soma das proporções de cada fase é igual à composição do aço como um todo (conservação de massa). Os dados utilizados estão apresentados na tabela 18. Aço 2.1.	109
Tabela 20 – Resultados das composições químicas de cada uma das fases nas temperaturas da janela de temperatura antes da têmpera. F = ferrita A = austenita.....	113
Tabela 21 – Temperaturas Ms e Mf para cada um dos aços estudados.	115
Tabela 22 – Carbono Equivalente de acordo com as normas ABNT e AWS para cada um dos aços.....	116
Tabela 23 – Resistência à tração para o aço 1.2.....	117
Tabela 24 – Composição das inclusões utilizadas para simulação do resfriamento (valores em % em massa).	124
Tabela 25 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 1.1. Em destaque, as temperatura A1a, A1b e A3.	145
Tabela 26 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 1.15. Em destaque, as temperatura A1a, A1b e A3.	145
Tabela 27 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 1.2. Em destaque, as temperaturas A1a, A1b e A3.	146
Tabela 28 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 1.25. Em destaque, as temperaturas A1a, A1b e A3.	146
Tabela 29 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 2.1. Em destaque, as temperaturas A1a, A1b e A3.	147

Tabela 30 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 2.15. Em destaque, as temperaturas A1a, A1b e A3.....	147
Tabela 31 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 2.2. Em destaque, as temperaturas A1a, A1b e A3.....	148
Tabela 32 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 2.25. Em destaque, as temperaturas A1a, A1b e A3.....	148
Tabela 33 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 0,1.....	149
Tabela 34 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 0,2.....	151
Tabela 35 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 0,2.....	153
Tabela 36 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 0,5.....	156
Tabela 37 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 1.....	159
Tabela 38 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 2.....	163
Tabela 39 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 5.....	167
Tabela 40 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 10.....	170
Tabela 41 - Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 1 + Aço 1, inclusões com 15% de Al ₂ O ₃	174
Tabela 42 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 1 + Aço 2, inclusões com 15% de Al ₂ O ₃	175
Tabela 43 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 1 + Aço 3, inclusões com 15% de Al ₂ O ₃	175

Tabela 44 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 2 + Aço 1, inclusões com 15% de Al_2O_3	176
Tabela 45 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 2 + Aço 2, inclusões com 15% de Al_2O_3	176
Tabela 46 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 2 + Aço 3, inclusões com 15% de Al_2O_3	177
Tabela 47 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 1 + Aço 1, inclusões com 25% de Al_2O_3	177
Tabela 48 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 1 + Aço 2, inclusões com 25% de Al_2O_3	178
Tabela 49 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 1 + Aço 3, inclusões com 25% de Al_2O_3	178
Tabela 50 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 2 + Aço 1, inclusões com 25% de Al_2O_3	179
Tabela 51 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 2 + Aço 2, inclusões com 25% de Al_2O_3	179
Tabela 52 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 2 + Aço , inclusões com 25% de Al_2O_3	180

RESUMO

Com o envelhecimento das estruturas de concreto armado, ficou evidente sua deterioração num período de tempo muito menor do que o previsto, pois sempre foram consideradas construções de elevada vida útil. Entre os fenômenos de maior gravidade para a sua estabilidade estrutural está a corrosão das armaduras de aço. Visando melhorar o desempenho das construções, aumentando a vida útil e diminuindo custos com manutenção, esta dissertação propõe o desenvolvimento de um vergalhão com melhor resistência à corrosão, de microestrutura *dual-phase*. O objetivo principal foi propor uma rota de produção viável, agregando o mínimo de custo possível, de forma a se obter um produto competitivo. A simulação da produção do vergalhão, desde o refino na aciaria, passando por tratamento térmico e propriedades mecânicas, foi realizada com auxílio da termodinâmica computacional, através do software FactSage. A simulação consistiu de três etapas: 1) determinação das temperaturas A_1 e A_3 e janelas de tratamento térmico; 2) cálculo das propriedades mecânicas a partir de modelos empíricos; 3) comportamento das inclusões durante o refino, durante a solidificação e durante a laminação. O estudo das inclusões é importante porque os aços simulados possuem alto teor de silício (de 1% a 2,5% em massa), podendo precipitar óxidos sólidos nos moldes de lingotamento contínuo. O estudo termodinâmico apontou que a produção de vergalhões com aços *dual-phase* com alto teor de silício é possível e sugere-se a fabricação pela seguinte rota: aciaria elétrica convencional, com ajuste final do teor de silício após a desoxidação e adição de alumínio controlada para obter inclusões com 15% a 25% de Al_2O_3 , ajuste da escória, rica em CaO, de maneira a obter inclusões favoráveis ao lingotamento contínuo e laminação, e após o último passe de laminação, têmpera por resfriamento em água *online* (*Thermex/Tempcore*).

Palavras-chave: termodinâmica computacional; vergalhão; corrosão; concreto armado; aços *dual-phase*; inclusões não-metálicas; tratamento intercrítico.

ABSTRACT

With the aging of reinforced concrete structures, their premature wearing became evident. Among the phenomena of greater severity to the structural stability of buildings is the corrosion of the steel rebar. To improve the performance of these structures, increase their service life and reduce maintenance costs, this work proposes the development of a rebar with better corrosion resistance, with a dual-phase microstructure. The main objective was to propose a viable production route, which adds the least possible cost, so as to obtain a competitive product. The thermodynamic simulation of the rebar manufacturing, from steelmaking to heat treatment and mechanical properties was carried out with the aid of computational thermodynamics using the FactSage software. The simulation consisted of three steps: 1) determining the temperatures A1 and A3 and the heat treatment windows; 2) calculating the mechanical properties from empirical models; 3) analyzing the behavior of inclusions during refining, solidification and hot-rolling. The study of the inclusion system is important because the simulated steels have high silicon content (from 1% to 2.5% by weight) and solid oxides may precipitate in the continuous casting molds. As a result of the study, it was found that the production of rebars with dual-phase microstructure and high silicon content is possible and the manufacturing route proposed is as follows: conventional electric steelmaking, with final adjustment of the silicon content after deoxidation and controlled addition of aluminum to obtain inclusions with 15% to 25% of Al_2O_3 , refining slag rich in CaO, in order to obtain inclusions favorable to continuous casting and hot-rolling, and direct water quenching after the final rolling step (Thermex / Tempcore processes).

Keywords: computational thermodynamics; rebar; corrosion; reinforced concrete; dual-phase steels; non-metallic inclusions; intercritical treatment

INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas, com o envelhecimento das estruturas de concreto armado, é possível notar um desgaste maior do que o inicialmente previsto, diminuindo a vida útil das edificações. Entre os fatores que influenciam neste desgaste estão os materiais constituintes da estrutura: concreto e vergalhões de aço. O principal fenômeno de degradação das barras de aço é a corrosão, sendo também um dos mais perigosos, pois diminui a sua seção resistente. Visando aumentar a durabilidade das construções, muito já foi estudado sobre o concreto, por ser a área de especialidade dos engenheiros civis, mas pouco foi feito tentando melhorar o desempenho do aço. Como o custo de recuperação e manutenção das estruturas é alto, existe o interesse da indústria de construção civil por materiais que tenham melhor performance.

Em condições normais, a camada externa de concreto deveria proteger a barra de aço interna, deixando-a passivada, mas existem diversas situações em que esta proteção deixa de ser efetiva. É neste momento que o aço melhorado pode ser uma alternativa interessante.

Os aços convencionais usados na construção civil são de baixo carbono, compostos por uma microestrutura ferrítica e perlítica, podendo ter na sua superfície uma camada de martensita gerada por tratamento térmico de têmpera. A microestrutura perlítica é uma combinação das fases ferrita e carboneto de ferro (Fe_3C – cementita) em forma de lamelas intercaladas. Quando a camada superficial da barra é despassivada ou danificada, os carbonetos tornam-se catódicos à ferrita e forma-se uma microcélula galvânica na interface ferrita-cementita. A origem da microcélula galvânica está na diferença de potencial químico entre as duas fases, gerado pela grande diferença do teor de carbono. A ferrita atua como ânodo, sendo preferencialmente consumida.

Para evitar o desenvolvimento destas células, e desta maneira diminuir a taxa de corrosão, uma das estratégias possíveis é minimizar a diferença de potencial entre as fases constituintes do aço. A proposta deste trabalho, inserido em um projeto multidisciplinar, é a utilização de um vergalhão de aço com microestrutura bifásica ferrítica-martensítica (também chamados de aços *dual-phase*), atualmente muito utilizado pela indústria automotiva na forma de chapas. Estudos anteriores indicaram que a microestrutura característica destes aços pode diminuir a velocidade de corrosão de vergalhões em concreto.

DESCRIÇÃO DO PROJETO E OBJETIVOS

Essa dissertação faz parte de um projeto interdisciplinar extenso, com o objetivo final de desenvolver um novo produto para o mercado da construção civil: um vergalhão com melhor desempenho frente à corrosão. Para ir da ideia hipotética à produção comercial, tal projeto necessita do envolvimento de diferentes áreas da Engenharia. Desta forma, o projeto ficou dividido em três fases de desenvolvimento, conforme o diagrama apresentado na figura 1.

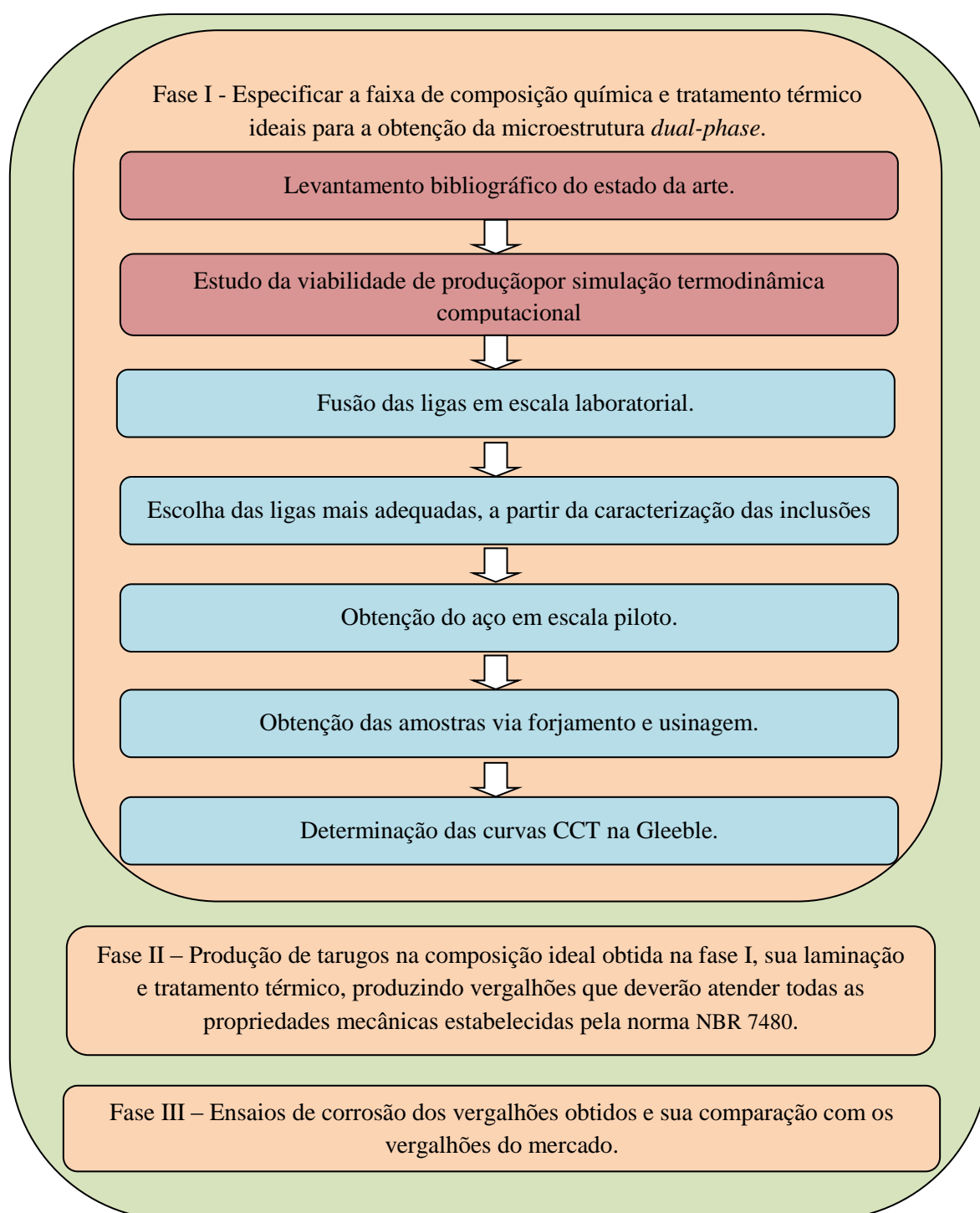
A fase I consiste na determinação da composição química e do tratamento térmico para a obtenção de um vergalhão de aço *dual-phase*. Para atingir este objetivo, o primeiro passo proposto foi realizar um levantamento bibliográfico do que já foi desenvolvido por outros pesquisadores. A partir dos dados levantados, a próxima etapa foi realizar a simulação termodinâmica computacional das ligas propostas, de resposta rápida e de baixo custo. A simulação inclui formação de inclusões não-metálicas, interação com escórias e fração e composição química das fases presentes. Para validar os resultados encontrados na simulação será feita a fusão das ligas e escórias pré-determinadas em escala laboratorial. A sua caracterização será feita por microscopia eletrônica de varredura acoplado a espectroscopia de energia dispersiva (MEV-EDS) e difração de raios-X. A partir dos resultados, serão escolhidas algumas composições para serem fundidas em escala piloto. Estas amostras fundidas serão forjadas e usinadas para obter corpos de prova para ensaios de determinação de curvas de transformação por resfriamento contínuo (CCT). Além disso, serão obtidas amostras para ensaios de caracterização de propriedades mecânicas preliminares.

A fase II consiste na produção, em usina siderúrgica, de uma corrida na composição química determinada na fase I, seguida de laminação, para obter os vergalhões. Depois será realizado o tratamento térmico, a partir do que for determinado pelas curvas CCT. Então, os vergalhões serão caracterizados mecanicamente conforme as normas brasileiras, devendo atingir os requisitos mínimos para o vergalhão CA-50.

A fase III, fase final, consiste na caracterização dos vergalhões obtidos na fase II quanto à resistência à corrosão, através de técnicas eletroquímicas adequadas e comparação dos vergalhões *dual-phase* com vergalhões comerciais.

No planejamento inicial, esta dissertação previa englobar toda a fase I. Devido a limitações de disponibilidade de equipamentos e de recursos financeiros, a dissertação acabou restrita às duas primeiras etapas da fase I. As outras etapas e fases serão executadas posteriormente.

Figura 1 – Diagrama de execução do projeto Produção de um Vergalhão com Melhor Resistência à Corrosão. Em vermelho, as etapas que compreendem esta dissertação.



Assim sendo, esta dissertação tem o objetivo geral de estudar a viabilidade da produção de vergalhões de microestrutura bifásica ferrítica-martensítica em uma usina siderúrgica de aços ao carbono. Os objetivos específicos são:

1. A partir da revisão bibliográfica:
 - 1.1 Identificar as características (composição química e fração das fases) dos aços *dual phase* que apresentam melhor resistência à corrosão;
 - 1.2 Identificar as características (composição química e fração das fases) que atendem aos requisitos mínimos de propriedades mecânicas estabelecidos na norma NBR 7480: Aço destinado a armaduras para estruturas de concreto armado – Especificação;
 - 1.3 Identificar as dificuldades de produção de aços *dual-phase* do ponto de vista das inclusões não-metálicas;
2. A partir das condições determinadas na etapa anterior, realizar um estudo termodinâmico computacional para simular a produção dos aços bifásicos em uma usina siderúrgica:
 - 2.1 Avaliar a influência da composição química do aço no intervalo intercrítico e nas temperaturas de tratamento térmico;
 - 2.2 Avaliar a resistência mecânica e a soldabilidade dos vergalhões a partir de fórmulas empíricas disponíveis na literatura;
 - 2.3 Avaliar a influência do teor de silício na formação de inclusões sólidas durante o refino;
 - 2.4 Avaliar a modificação das inclusões sólidas por reação química com escórias;
 - 2.5 Avaliar a evolução das inclusões durante a solidificação do aço, identificando fases prejudiciais;
3. Propor uma rota de produção para os vergalhões bifásicos ferrítico-martensíticos.

REVISÃO DA LITERATURA

1. PARTE 1 – CONTEXTUALIZAÇÃO DA PESQUISA

1.1 IMPORTÂNCIA ECONÔMICA DA CORROSÃO EM ESTRUTURAS DE CONCRETO ARMADO

Na engenharia civil, a corrosão das estruturas de concreto armado é objeto de constante preocupação de engenheiros e usuários. O concreto chegou a ser considerado durante muito tempo como um material praticamente eterno (POLITO, 2006). Porém, a partir dos anos 80, com as estruturas de concreto armado atingindo idades mais avançadas, constatou-se a sua degradação precoce frente à durabilidade inicialmente prevista. As patologias sempre comprometem o aspecto estético, e na maioria das vezes comprometem também a capacidade resistente, podendo levar ao colapso parcial ou total das estruturas (POLITO, 2006). Diversos levantamentos de manifestações patológicas em estruturas de concreto armado realizados no exterior e no Brasil indicam que a corrosão de armaduras é um dos mecanismos de deterioração mais frequente, com índices de ocorrência variando entre 27% e 64% (TORRES, 2011; DAL MOLIN, 1988), sendo que estas incidências ocorrem inclusive em estruturas "novas", com 10 ou 15 anos de idade. Dal Molin (1988) também destacou que a corrosão das armaduras é a causa mais comum de fissuras graves no concreto, que demandam intervenção mais imediata e mais onerosa, pois sua permanência poderia significar risco à estabilidade da edificação. Um exemplo emblemático de corrosão de um viaduto é apresentado na figura 2, onde está representado o Elevado do Joá, na cidade do Rio de Janeiro. Hoje o elevado encontra-se restaurado, a um custo de R\$ 66,6 milhões (MAGALHÃES, 2014).

Figura 2 – Estrutura de concreto armado severamente corroída, com armadura aparente, no Elevado do Joá, no Rio de Janeiro.



Fonte: JACOB, 2014.

Os Estados Unidos da América foram o primeiro país a fazer um levantamento abrangente sobre os custos da corrosão em geral para a economia. O estudo foi conduzido pela associação NACE (*National Association of Corrosion Engineers*) e pelo órgão FHWA (*Federal Highway Administration*) com dados de 1998, sendo publicado em 2002 e hoje de livre acesso. Em 1998, o custo direto total da corrosão nos Estados Unidos foi de 276 bilhões de dólares, valor que correspondeu a 3,1% do Produto Interno Bruto (PIB) daquele ano. Destes custos, 18,1%, ou 50 bilhões de dólares, vieram do setor de construção civil (NACE, 2002). No Brasil, não há estimativa de custos da corrosão, mas a seguir serão feitas considerações quanto ao cenário brasileiro de construção civil e a degradação das estruturas de concreto armado.

Segundo Torres (2011), entre os fatores que influenciam a corrosão de armaduras, um dos mais importantes é o meio ambiente no qual a estrutura está inserida. Quanto mais úmido e contaminado por ácidos ou outros agressores, como o dióxido de carbono (presente em áreas urbanas) e íons cloreto (presente em zonas litorâneas), menor tenderá a ser a vida útil do concreto armado. Segundo o Atlas do Censo Demográfico 2010 (IBGE, 2010), as grandes metrópoles brasileiras encontram-se próximas do litoral, e toda a faixa litorânea é densamente povoada, conforme figura 3. Sendo assim, grande parte das estruturas de concreto armado brasileiras encontra-se em ambientes considerados agressivos.

Figura 3 – Densidade populacional do Brasil em 2010.



Fonte: IBGE, 2010.

Outro fator que influencia fortemente a corrosão das armaduras de aço é a espessura de cobertura, que atua como uma barreira física entre o aço e o meio ambiente (DAL MOLIN, 1988). Silva (2012) realizou um levantamento do cobrimento de armaduras em estruturas de concreto armado de lajes, vigas e pilares em 8 grandes obras de Porto Alegre. Como resultados, encontrou que em 46% dos casos analisados o cobrimento não atendeu o valor estabelecido no projeto estrutural, mesmo se considerada a tolerância de execução prescrita na NBR 6118. Além disso, a variabilidade do cobrimento chegou a 120%. Este estudo evidencia outro problema inerente à construção civil brasileira, que é a falta de mão-de-obra qualificada e a falta de fiscalização das obras por parte dos engenheiros responsáveis e dos órgãos públicos.

Finalmente, um relatório do Tribunal de Contas da União (TCU) apontou, em 2012, que apenas 25% das obras-de-arte (por exemplo: pontes e viadutos) que integram a malha rodoviária nacional estão cadastradas no sistema de gerenciamento informatizado mantido pelo Departamento Nacional de Infraestrutura de Transportes (DNIT). As últimas informações qualitativas inseridas no sistema remontam a 2004, não refletindo o atual estado das estruturas. O relatório do TCU revelou ainda que 59% das pontes e estruturas não recebem a manutenção como deveriam e em 31% dos casos, as inspeções ocorrem somente quando existem danos estruturais graves.

Estes três aspectos: meio ambiente agressivo + problemas de execução + falta da cultura de inspeção e manutenção, mostram que a construção civil brasileira necessita de materiais que permitam contornar essas deficiências, aumentando a durabilidade das estruturas e retardando a ocorrência de corrosão nas armaduras.

Ao se analisar a literatura existente sobre corrosão de estruturas de concreto armado, constata-se que muitos estudos já foram feitos quanto ao comportamento e melhoramento do concreto (BABAE; CASTEL, 2016; AGUIRRE-GUERRERO *et al.*, 2016; FERRER *et al.*, 2016; CHOUSIDIS *et al.*, 2016), justamente por ser uma área de maior foco dos engenheiros civis. Porém, há poucos estudos sobre o comportamento da armadura metálica em si. A partir do conhecimento de que a microestrutura do aço influencia suas características eletroquímicas, identificou-se a oportunidade de se desenvolver um vergalhão com uma microestrutura menos suscetível à corrosão.

1.2 A CORROSÃO ELETROQUÍMICA DO AÇO NO CONCRETO

Nesta seção será apresentada uma revisão breve dos conceitos básicos de corrosão, seguida de uma explicação de como funciona a corrosão do vergalhão no concreto. Depois, é exposta a motivação de porque o vergalhão com microestrutura *dual-phase* pode apresentar uma alternativa com melhor desempenho.

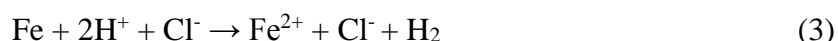
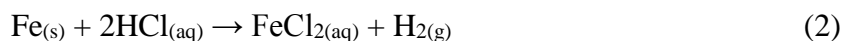
1.2.1 CONCEITOS BÁSICOS DE CORROSÃO

Todos os metais, sejam eles nobres ou não, sofrem corrosão sob determinadas condições do meio externo. A corrosão nada mais é do que uma reação que leva os metais puros e suas ligas de volta ao seu estado estável na natureza, tendo em vista que a maioria dos elementos metálicos encontra-se sob forma de óxido ou sulfeto (GENTIL, 2011). Quando da extração e refino dos metais a partir dos minérios, utiliza-se energia para que as reações de redução aconteçam, e os metais obtidos são produtos com alta energia livre. A corrosão, termodinamicamente espontânea, devolve a energia ao meio. A energia livre do sistema, portanto, sofre uma redução com a corrosão (GENTIL, 2011).

A corrosão é uma reação de interface irreversível em que ocorrem reações de oxidação e de redução entre o metal e um agente oxidante (GEMELLI, 2001). Generalizando, tem-se a reação descrita pela equação 1:



A maior parte dos fenômenos de corrosão de metais acontece com a presença de um meio aquoso, através da transferência de carga (ou elétrons) entre o metal e as substâncias em contato (GEMELLI, 2001). Tomando como exemplo a reação de corrosão do ferro em uma solução de ácido clorídrico, pode-se fazer algumas definições importantes:



A reação (2) é a reação *global do sistema*. Em meio aquoso, o ácido clorídrico e o cloreto de ferro estão em forma iônica, conforme a reação (3). No entanto, o cloro não participa ativamente na troca de cargas. Portanto, a reação *global de corrosão* é a reação (4). Além disso, a reação global pode ser dividida em duas, a (5) e a (6). A reação (5), no qual o ferro está doando elétrons, é a reação parcial de *oxidação*, também chamada de reação parcial *anódica*. A reação (6), na qual o hidrogênio está consumindo os elétrons, é a reação parcial de *redução*, ou reação parcial *catódica* (GEMELLI, 2001).

Na reação parcial anódica (5), o ferro se *oxida* e é chamado de elemento *redutor*; na reação parcial catódica, o íon de hidrogênio se *reduz*, e é chamado de elemento *oxidante*. Pode-se também perceber claramente a transferência de cargas da região anódica para a catódica. Neste sistema, a solução aquosa é chamada de *eletrólito*, e o metal passível de corrosão de *eletrodo* (GEMELLI, 2001).

Em um sistema eletroquímico, a tendência a se oxidar (ou perder elétrons) chama-se de *potencial de eletrodo*, que pode ser entendido também como a diferença de potencial elétrico entre as duas fases (GENTIL, 2011). A corrente que circula no metal (pela transferência de elétrons) é chamada de *corrente de corrosão*. E a corrente de corrosão, quando expressa em função do tempo, dá a *taxa de corrosão*, variável de maior importância em termos práticos para o acompanhamento do fenômeno (GENTIL, 2011).

A corrosão eletroquímica ocorre a partir da formação de uma *pilha eletroquímica*. É um sistema composto de dois eletrodos em contato imersos em um eletrólito condutor iônico. Quando duas (ou mais) partes de uma superfície ou de uma estrutura metálica apresentam potenciais eletroquímicos diferentes, elas podem formar uma ou mais pilhas eletroquímicas

com dissolução metálica da região anódica. Se as correntes parciais anódicas e catódicas são sempre equivalentes em intensidade, suas densidades de corrente dependem da relação de superfícies e são expressas conforme as equações (7) e (8), respectivamente (GEMELLI, 2001):

$$i_a = \frac{I_a}{A_a} \quad (7)$$

$$i_c = \frac{I_c}{A_c} \quad (8)$$

i = densidade de corrente (ânodo/cátodo)

I = corrente parcial (ânodo/cátodo)

A = área (ânodo/cátodo)

Conforme a Lei de Faraday, a velocidade de corrosão é expressa pela equação (9) (GEMELLI, 2001):

$$v_a = \frac{i_a}{n_a F} = - \frac{i_c}{n_a F} \frac{A_c}{A_a} \quad (9)$$

v = velocidade da reação

n = número de elétrons que participam da reação

F = constante de Faraday

Logo, tem-se que quanto maior a área de superfície catódica em relação à anódica, maior será a velocidade de corrosão (*efeito de relação de superfícies*).

Os eletrodos podem ser duas regiões de um mesmo material. Na verdade, os materiais metálicos apresentam heterogeneidades físicas e/ou químicas que geram potenciais eletroquímicos diferentes, o que provoca a formação de micropilhas eletroquímicas na superfície do material. São exemplos: impurezas, heterogeneidades de composição química, inclusões, fases metalúrgicas diferentes ou microsegregações (GEMELLI, 2001).

Segundo Gemelli (2001), se um material não apresentasse qualquer heterogeneidade, o que é impossível na prática, não haveria a formação de pilhas eletroquímicas. Esse é um conceito muito importante para entender a corrosão nos aços (que possuem mais de uma fase em sua microestrutura) e de que maneira a sua corrosão poderia ser reduzida.

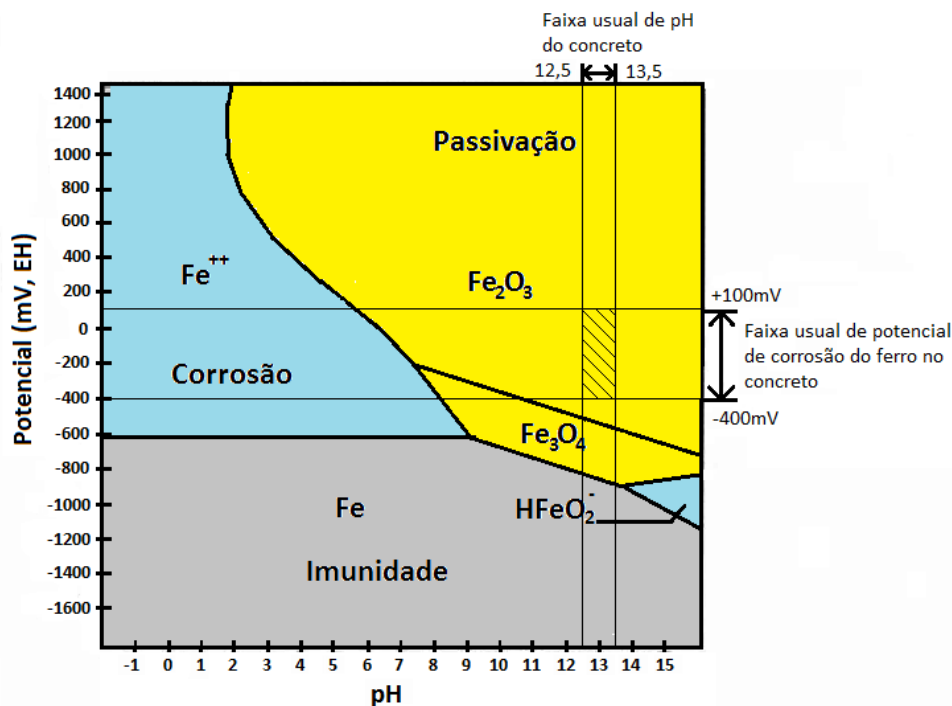
Caso seja necessária uma explicação mais extensa sobre corrosão, podem ser consultadas as seguintes bibliografias: GENTIL, 2011 e GEMELLI, 2001.

1.2.2 MECANISMO DE CORROSÃO DO AÇO NO CONCRETO

O concreto é um material heterogêneo, composto por agregados, cimento Portland e água. Ele deve ter alta resistência mecânica, ser resistente à penetração de água e não ter grandes variações volumétricas. O concreto é um material que tem boa resistência à compressão, mas baixa resistência à tração. Para partes estruturais que necessitem desta propriedade, a prática comum é reforçar o concreto com barras de aço carbono, chamadas de vergalhão (MAYS, 1992).

O concreto propicia ao vergalhão um meio altamente alcalino, com pH de, geralmente, 12,5 a 13,5. Nestas condições, o aço deve-se encontrar passivado, conforme o diagrama de Pourbaix Fe-H₂O apresentado na figura 4 (CASCUDO, 1997).

Figura 4 – Diagrama de Pourbaix Fe-H₂O a 25°C.



Fonte: Adaptado de CASCUDO, 1997.

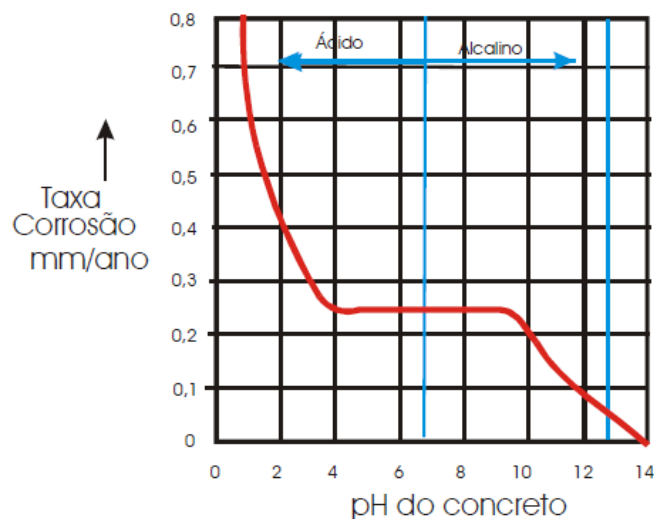
Diz-se que um metal está passivado quando ele tem na sua superfície uma fina camada protetora de óxido ou hidróxido (2 a 3 nm de espessura). O filme passivo separa o metal do eletrólito e a velocidade de corrosão ou de dissolução do metal é muito lenta (GEMELLI, 2001).

Na figura 4, os eixos correspondem ao potencial de corrosão x pH. Sobrepôs-se a faixa usual de pH do concreto e a faixa usual de potencial de corrosão do ferro no concreto. Pode-se ver que o aço, no concreto, encontra-se no campo de passivação, no qual se forma uma fina camada de Fe₂O₃. Segundo Torres (2011), esta película se caracteriza por ter espessura da

ordem de 0,4 Å, baixa condutividade iônica, baixa solubilidade, boa aderência ao aço e largo espectro de potenciais no qual permanece estável. Nestas condições, a taxa de corrosão da armadura é muito baixa. Segundo Cascudo (1997), as taxas de dissolução são da ordem de 0,1 µm/ano.

Para que aconteça a corrosão do vergalhão, o aço deve sair da região de passivação e entrar no domínio ativo. E isso ocorre através da diminuição do pH do concreto (POLITO, 2006). A figura 5 apresenta a taxa de corrosão do aço no concreto com a variação do pH. Pode-se ver que quanto mais baixo o pH, maior a taxa de corrosão.

Figura 5 – Diagrama taxa de corrosão (em mm/ano) x pH do concreto.



Fonte: POLITO, 2006.

Além disso, para que a corrosão ocorra são necessários ainda (DAL MOLIN, 1988):

- a presença de oxigênio (para a formação do óxido/hidróxido de ferro);
- a presença de umidade (que atua como eletrólito);
- e a presença de uma diferença de potencial entre dois pontos da barra da armadura.

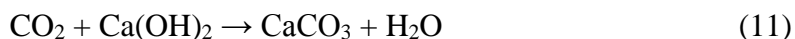
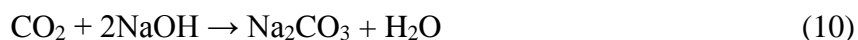
Pela característica inerentemente porosa do concreto, é seguro afirmar que estes elementos conseguem difundir na estrutura até atingir as barras metálicas (MAYS, 1992).

Existem dois mecanismos principais para a diminuição do pH do concreto (MAYS, 1992; CASCUDO, 1997; POLITO, 2006):

- Carbonatação
- Presença de íons cloreto
-

Carbonatação

O ar normalmente contém 0,03% de dióxido de carbono. Este gás reage com os hidróxidos da composição do concreto para formar carbonatos, conforme as reações (10) e (11) (MAYS, 1992):



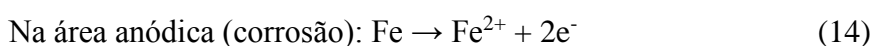
O ar está em contato direto com a superfície externa do concreto, e esta camada externa é carbonatada muito rapidamente após a primeira exposição. Conforme o ar penetra os poros do concreto por capilaridade, o CO_2 rapidamente reage com os hidróxidos. Assim, forma-se uma diferença de concentração de CO_2 entre o ar externo e o ar interno. Isso provoca difusão de ainda mais CO_2 para dentro da estrutura (MAYS, 1992). A formação dos carbonatos diminui o pH do concreto de 12,5 para níveis abaixo de 9,5 (POLITO, 2006). Quando a frente descarbonatada chegar à armadura, o aço vai despassar. Este processo é agravado em ambientes urbanos, onde há maior concentração de CO_2 no ar. Mais informações sobre o processo de carbonatação do concreto podem ser encontradas nas teses de KULAKOWSKI (2002) e GEYER (2001).

Presença de íons cloreto

Muitas vezes os cloretos são provenientes dos próprios materiais utilizados na fabricação do concreto. Além disso, a entrada de íons cloreto no concreto a partir de fontes externas é análoga à carbonatação. Este processo ocorre principalmente em atmosferas marinhas e industriais, onde há cloretos na atmosfera. Os cloretos, em contato com o vergalhão, dissolvem a camada passiva em qualquer faixa de pH (MAYS, 1992). As reações (12) e (13) apresentam uma das possíveis formas de despassivação do filme de óxido de ferro por cloretos.



Garantidas as condições em que o ferro se encontra no estado ativo, as reações de corrosão do vergalhão no concreto são, conforme as equações (14), (15) e (16) (POLITO, 2006):



Na área catódica (sem corrosão): Não aerada: $2\text{H}_2\text{O} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{H}_2 + 2\text{OH}^-$ (15)

Aerada: $\text{H}_2\text{O} + 1/2\text{O}_2 + 2\text{e}^- \rightarrow 2\text{OH}^-$ (16)

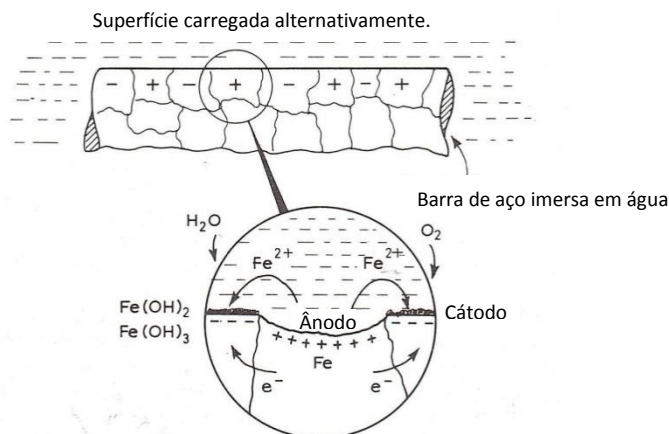
Segundo Cascudo (1997), os íons de Fe^{2+} migram pelo eletrólito em direção ao cátodo e os íons hidroxila OH^- migram para o ânodo. Numa região intermediária eles se encontram e precipita-se o hidróxido ferroso, pela seguinte reação (17):

$\text{Fe}^{2+} + 2\text{OH}^- \rightarrow \text{Fe}(\text{OH})_2$ (17)

Mais informações sobre o processo de corrosão por íons cloreto podem ser encontradas na dissertação de RESCHKE (2003).

A figura 6 apresenta um desenho esquemático do processo de corrosão do vergalhão no concreto. Nota-se que há a presença de regiões catódicas e anódicas na superfície da própria barra. Na zona em destaque, está a representação dos fenômenos de migração dos íons descritos anteriormente pelas equações (14), (15) e (17).

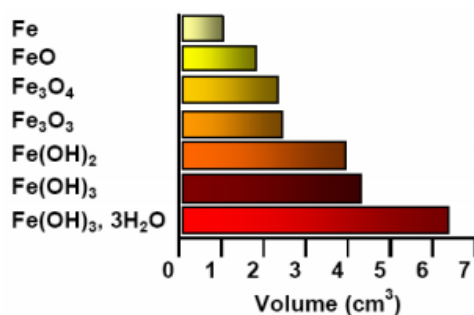
Figura 6 – Desenho esquemático da corrosão do vergalhão no concreto. A superfície fica alternativamente carregada por heterogeneidades no material.



Fonte: MAYS, 1992.

Os produtos de corrosão são hidróxidos de ferro com diferentes níveis de hidratação. Estes hidróxidos possuem maior volume se comparados ao ferro metálico, conforme pode ser visto na figura 7 (CASCUDO, 1997).

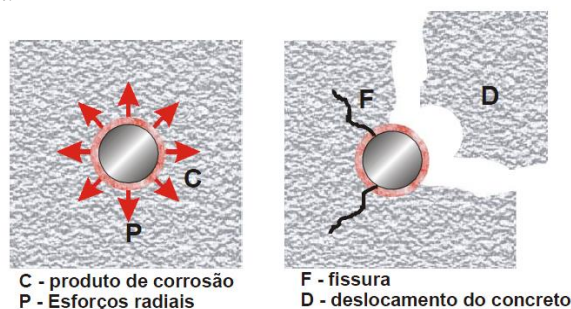
Figura 7 – Comparação de volumes do ferro e seus óxidos e hidróxidos.



Fonte: CASCUDO, 1997.

Esta expansão em volume chega a ser da ordem de 3 a 10 vezes o volume original do aço. Isso coloca o concreto primeiramente sob uma tensão na direção radial da barra. Estas tensões culminam com a fissuração do concreto na direção paralela à armadura corroída, deixando a armadura exposta. A figura 8 representa este mecanismo (CASCUDO, 1997).

Figura 8 – Esforços radiais produzidos pelos produtos de corrosão que levam à fissuração e o deslocamento do concreto, expondo a armadura.

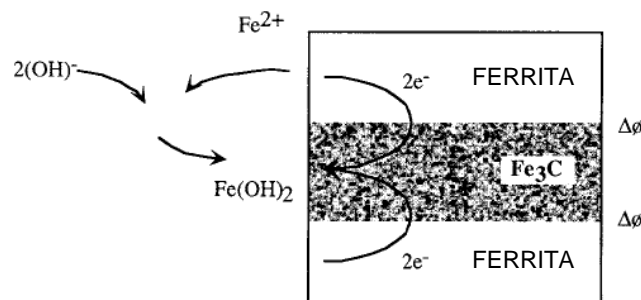


Fonte: CASCUDO, 1997.

1.3 PROPOSTA: VERGALHÃO DE AÇO BIFÁSICO FERRÍTICO-MARTENSÍTICO

Conforme destacado nas seções anteriores, a corrosão do vergalhão se dá pela formação de micropilhas galvânicas dentro do próprio material, que podem ser causadas por heterogeneidades físicas e/ou químicas. O vergalhão comum, que possui microestrutura de ferrita e perlita, possui microconstituintes com uma diferença grande no teor de carbono, o que ocasiona uma diferença de potencial, conforme ilustrado na figura 9.

Figura 9 – Desenvolvimento de célula microgalvânica entre as fases ferrita e cementita (constituintes da perlita) devido à diferença de concentração de carbono. A ferrita atua como ânodo e a cementita (Fe_3C) como cátodo.



Fonte: TREJO *et al.*, 2000.

A proposta deste trabalho é substituir vergalhões convencionais por vergalhões com microestrutura bifásica, que visa diminuir estas heterogeneidades internas, diminuindo a taxa de corrosão. Portanto, nesta seção serão apresentadas, primeiramente, as características gerais destes aços, e depois a influência da microestrutura na taxa de corrosão e nas propriedades mecânicas, através de resultados de estudos anteriores.

1.3.1 VERGALHÕES E SUA PRODUÇÃO

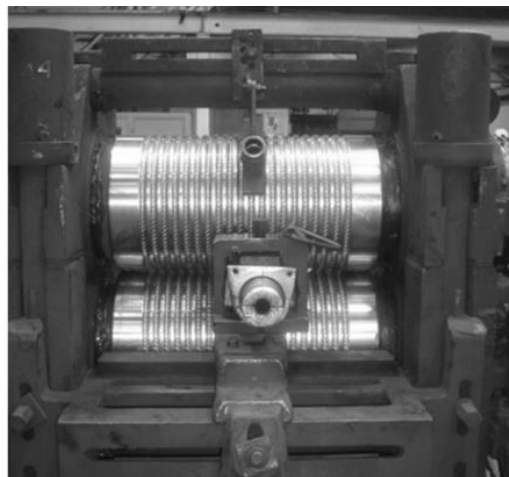
Em escala industrial, a produção de vergalhões é realizada em plantas siderúrgicas. O processo siderúrgico como um todo é descrito com mais detalhes na seção 2.2. Nesta seção, apresenta-se a produção de vergalhão a partir do tarugo solidificado. Todas as rotas de produção de vergalhão iniciam com a laminação a quente (DAROIT, 2012).

Para a produção dos vergalhões, os tarugos são colocados em um forno de reaquecimento e aquecidos a uma temperatura de aproximadamente 1200°C . O tempo de permanência no forno varia de 30 minutos a 1 hora, dependendo do próprio tarugo e do fato de ter sido enfiado a quente ou a frio (ARCELOR MITTAL, 2016). Ao sair do forno, o material a alta temperatura é encaminhado para o laminador.

O processo de laminação é dividido em três etapas: desbaste, intermediário e acabamento. O número de passes varia de acordo com o processo de cada usina. A linha descrita por Daroit (2012), por exemplo, consiste em 22 passes. Os tarugos entram primeiramente no trem desbastador onde são conformados entre cilindros, sofrendo as maiores reduções de seção transversal, com o conseqüente aumento de comprimento. Do desbaste o tarugo passa para o trem intermediário, onde novas reduções são realizadas, menos severas, e o tarugo começa a adquirir o formato de barra laminada. Finalmente, é no trem acabador que é dada a forma final da barra laminada (ARCELOR MITTAL, 2016). Na laminação específica de vergalhões, o último passe possui canais usinados com ranhuras para

marcação de nervuras na superfície das barras, que auxiliarão a aderência do produto ao concreto (DAROIT, 2012). A figura 10 apresenta uma gaiola de laminação com dois cilindros com canais nervurados para a produção de vergalhões.

Figura 10 – Gaiola de laminação com cilindros de laminação com canais usinados com nervuras para a produção de vergalhões.



Fonte: DAROIT, 2012.

O vergalhão pode ser produzido em barras retas ou rolos. O processo de produção do vergalhão em barras retas conta com uma tesoura no final do trem de laminação que corta as barras no comprimento especificado. Após isto, as barras seguem para o leito de resfriamento para depois serem cortadas a frio no comprimento final correto (DAROIT, 2012). Mais recentemente, há a possibilidade de, após a laminação, o vergalhão ser enrolado na forma de carretéis em equipamentos totalmente automatizados para este fim.

O processo de produção do vergalhão em rolo conta com um formador de espiras após o último passe de laminação, onde o produto já está em sua forma final. O formador de espiras impõe uma curvatura à barra do vergalhão em alta velocidade, formando espiras que serão coletadas pelo coletor de espiras, criando assim, um rolo de vergalhão laminado a quente. Para uso em concreto armado, o vergalhão em rolo é endireitado e pode tanto ser aplicado como barra reta como pode passar por processo de corte e dobra (DAROIT, 2012).

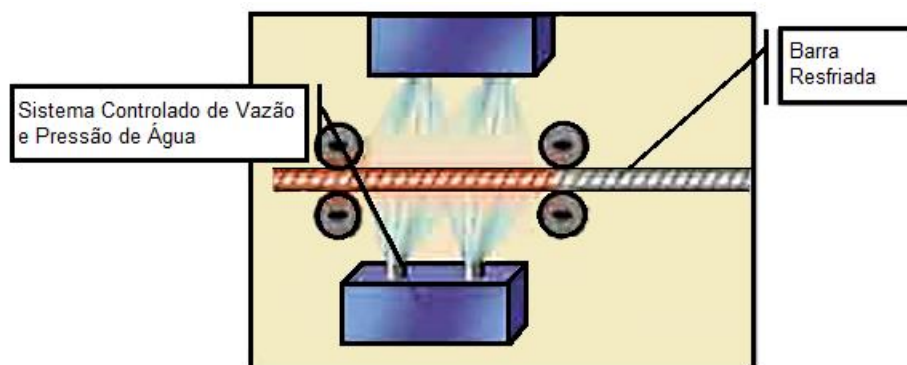
Segundo Nicolaou e Papadimitriou (2004), os vergalhões podem ser produzidos por três rotas. A primeira consiste em produzir vergalhões resfriados ao ar após o processo de laminação a quente. Para que este tipo de vergalhão tenha a resistência mecânica adequada, são feitas adições de elementos de liga. No entanto, para que seja possível a sua soldagem, os níveis de carbono e manganês devem ser mantidos baixos e isto, necessariamente, resulta em baixa resistência. Como alternativa, pequenas adições de fortes formadores de carbonetos

como o nióbio (Nb) ou o vanádio (V) podem aumentar a resistência por precipitação sem afetar a soldabilidade. Estes materiais apresentam microestrutura de ferrita e perlita.

A segunda rota consiste em elevar a resistência dos vergalhões por encruamento resultante de um processo de conformação a frio. Para estas barras, o aumento da deformação resulta no aumento da resistência mecânica. Entretanto, isto reduz a ductilidade do material (NICOLAOU; PAPADIMITRIOU, 2004). Estes materiais também possuem microestrutura de ferrita e perlita.

A terceira rota consiste em submeter as barras de vergalhões a processos termomecânicos de endurecimento. Comercialmente, estes processos são realizados em equipamentos chamados de Thermex ou Tempcore (NICOLAOU; PAPADIMITRIOU, 2004). Após o último passe de laminação, os vergalhões passam jatos de água sob pressão controlados para resfriar sua superfície (ARCELOR MITTAL, 2016). A figura 11 ilustra esquematicamente este processo.

Figura 11 – Desenho esquemático de um sistema Thermex/Tempcore mostrando os jatos d'água sob pressão.

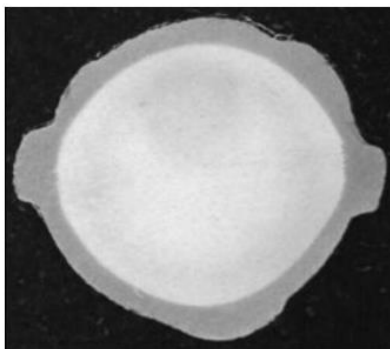


Fonte: ARCELOR MITTAL, 2016.

Os jatos d'água temperam a superfície das barras quentes, conferindo resistência e promovendo também um auto-revenimento da martensita com o calor proveniente do centro da própria barra (DAROIT, 2012). A martensita da superfície do vergalhão é responsável pelo aumento de resistência mecânica enquanto a ductilidade do vergalhão é garantida pelo núcleo que contém perlita e ferrita (ARCELOR MITTAL, 2016).

A figura 12 apresenta a seção transversal de um vergalhão temperado. A superfície, mais escura, consiste da fase martensita. Já o núcleo, mais claro, consiste de uma mistura de bainita, perlita e ferrita. O processo é ajustado para obter uma profundidade de têmpera que garanta a resistência mecânica necessária, mas também a ductilidade.

Figura 12 – Seção transversal de um vergalhão temperado com água pelo sistema Thermex.



Fonte: DAROIT, 2012.

Todos os vergalhões produzidos ou comercializados no Brasil devem atender a todas as características especificadas pela norma brasileira ABNT NBR 7480. Esta norma regula as características geométricas, de massa linear, comprimento, propriedades mecânicas e de soldabilidade que os vergalhões devem possuir para serem utilizados na construção civil.

Segundo a norma ABNT NBR 7480, um vergalhão pode ser produzido na forma de barras ou de fios de aço. As barras de aço possuem diâmetro nominal igual ou superior a 6,3 mm, produzidas exclusivamente pelo processo de laminação a quente sem nenhum outro tipo de deformação mecânica posterior para obter a resistência mecânica especificada. Já os fios de aço possuem diâmetro igual ou inferior a 10 mm, produzidos por processos de conformação mecânica a frio como trefilação ou laminação de fio-máquina, em cassetes laminadores acoplados a máquinas de trefila em substituição às feiras (DAROIT, 2012).

A norma também classifica os vergalhões em três categorias em função do seu valor mínimo de limite de escoamento, sendo elas:

- CA-25: Barras de aço lisas com limite mínimo de 250 MPa (25 kgf/mm²)
- CA-50: Barras de aço nervuradas com limite de escoamento mínimo de 500 MPa (50 kgf/mm²)
- CA-60: Fios de aço lisos ou nervurados com limite de escoamento mínimo de 600 MPa (60 kgf/mm²)

As siglas CA são as iniciais de concreto armado, mas podem ser substituídas por siglas específicas das usinas produtivas. Os vergalhões CA-50 são a categoria mais importante e mais utilizada pelo mercado brasileiro da construção civil (DAROIT, 2012). A figura 13 mostra as três categorias de vergalhões comercializados no país.

Figura 13 – Vergalhões comercializados no Brasil. À esquerda: CA-25 (barra lisa). No centro: CA-50 (barra nervurada). À direita: CA-60 (fio nervurado).



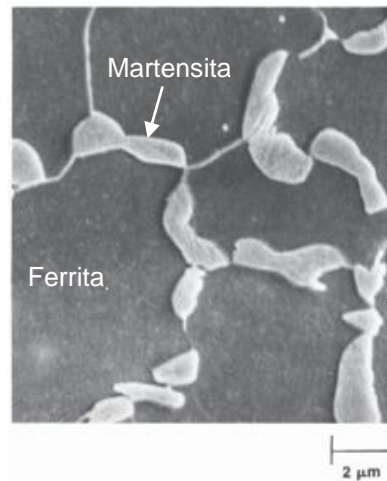
Fonte: DAROIT, 2012.

1.3.2 AÇOS DUAL-PHASE

Os aços *dual-phase* pertencem à família dos aços de alta resistência e baixa liga (HSLA – high strength low alloy steel) (SPEICH, 1995). Os primeiros estudos que obtiveram esta microestrutura ocorreram nos anos 60, mas o salto de desenvolvimento de suas propriedades ocorreu mais tarde, quando percebeu-se que este material combinava boa conformabilidade à boa resistência mecânica. A indústria automotiva liderou as pesquisas, buscando reduzir a espessura das chapas que compõem a carcaça metálica dos veículos, reduzindo o peso e o consumo de combustível dos mesmos (WORLD AUTO STEEL, 1998).

Estes aços recebem este nome por serem predominantemente constituídos por duas fases: ferrita e martensita. No entanto, pequena quantidade de outras fases como bainita, perlita e austenita retida podem estar presentes. Normalmente possuem de 75% a 85% em volume de ferrita (matriz), sendo o restante ilhas de martensita distribuídas, o que propicia resistência à tração da ordem de 550 MPa (RASHID, 1981; SPEICH, 1995). A figura 14 mostra a microestrutura típica de um aço bifásico.

Figura 14 – Microestrutura típica de um aço bifásico, com matriz ferrítica (escura) e martensita (clara) no contorno de grão.



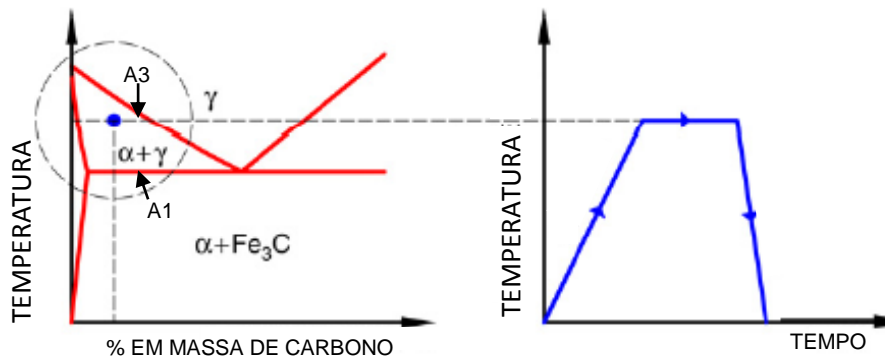
Fonte: SPEICH, 1995.

Por causa do grande consumo destes aços pela indústria automotiva, os processos industriais desenvolvidos para sua produção são voltados para chapas. Para a obtenção da microestrutura desejada, duas variáveis são as mais importantes: a composição química e o método de processamento (conformação mecânica e tratamento térmico).

Processamento termo-mecânico

Existem três rotas de produção para obter a microestrutura bifásica: recozimento contínuo, recozimento por batelada e laminação a quente controlada. Industrialmente, o mais utilizado é o terceiro (MUKHERJEE *et al.*, 2007). Independentemente da rota escolhida, em todas o aço deve passar pelo intervalo de temperaturas chamado intercrítico. A região intercrítica em um diagrama Fe-C é aquela em que há em equilíbrio as fases austenita e ferrita, conforme a figura 15. As temperaturas que delimitam este campo de fases são denominadas de A1 e A3 (ERICSSON, 1991). O aço é levado até este intervalo, onde a temperatura determina as proporções de austenita e ferrita, e então resfriado rapidamente, por meio de têmpera. A fase austenítica é transformada em martensita. A figura 15 apresenta um desenho esquemático deste tipo de tratamento térmico.

Figura 15 – Diagrama ferro-carbono evidenciando campo intercrítico (campo de fases $\alpha + \gamma$), temperaturas A3 e A1 e esquema de um tratamento térmico intercrítico.



Fonte: MAFFEI; SALVATORE; VALENTINI, 2007.

No recozimento contínuo, a chapa em sua dimensão final é aquecida entre A1 e A3, mantida nesta temperatura por poucos minutos e resfriada em diferentes meios, dependendo das propriedades finais objetivadas. Resfriamentos mais lentos (em forno) são utilizados para aços microligados e produzem melhor combinação de resistência-ductilidade. Taxas mais rápidas de resfriamento (em água ou ar forçado), são utilizadas em aços com menor temperabilidade, como os aços C-Mn-Si (RASHID, 1981; KODAMA, 2008).

No recozimento em batelada, o aço já bobinado é aquecido “em caixa” a uma temperatura no intervalo A1-A3 de modo a nuclearem regiões de austenita e resfriado naturalmente até a temperatura ambiente. Como o resfriamento é muito lento (leva dias para atingir temperatura ambiente), é necessária a adição de grandes quantidades de elementos de liga para garantir a temperabilidade (RASHID, 1981; KODAMA, 2008).

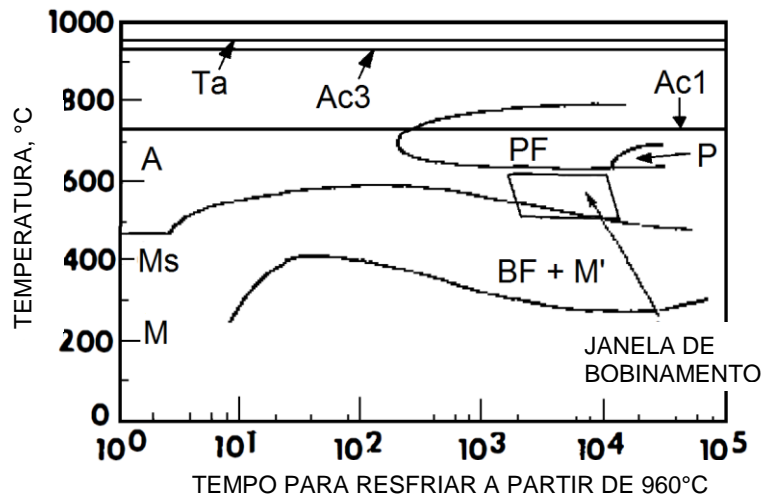
Na terceira rota, processamento direto a partir da laminação a quente controlada, o tratamento térmico intercrítico é eliminado. Ao final da laminação a quente ($\sim 870^\circ\text{C}$), forma-se cerca de 80% de ferrita no aço. Na saída da plataforma, o aço é resfriado com jatos de água e bobinado no domínio metaestável ($510 - 620^\circ\text{C}$). Posteriormente, durante o resfriamento da bobina, as regiões de austenita transformam-se em martensita (KODAMA, 2008).

Este processamento exige que o aço tenha algumas características importantes no seu diagrama de resfriamento contínuo, que podem ser identificadas na figura 16 (RASHID, 1981):

- uma curva C de formação de ferrita alongada \rightarrow garante a formação de grande quantidade de ferrita em um intervalo amplo de taxas de resfriamento
- uma curva de formação de perlita "atrasada" \rightarrow garante que não haja formação de perlita nas taxas de resfriamento praticadas

- um intervalo entre as regiões de formação de perlita e bainita onde não ocorra nenhuma transformação → permite que o aço seja bobinado neste intervalo de temperaturas.

Figura 16 – Diagrama de resfriamento contínuo de um aço *dual-phase* produzido por laminação a quente controlada. Em destaque, janela de bobinamento (A = austenita, PF = ferrita poligonal, BF = ferrita bainítica, P = perlita, M = martensita, Ms = temperatura de início de formação da martensita, M' = martensita a partir de austenita enriquecida em carbono, Ta = temperatura de austenitização, Ac3 = temperatura A3 no resfriamento, Ac1 = temperatura A1 no resfriamento).

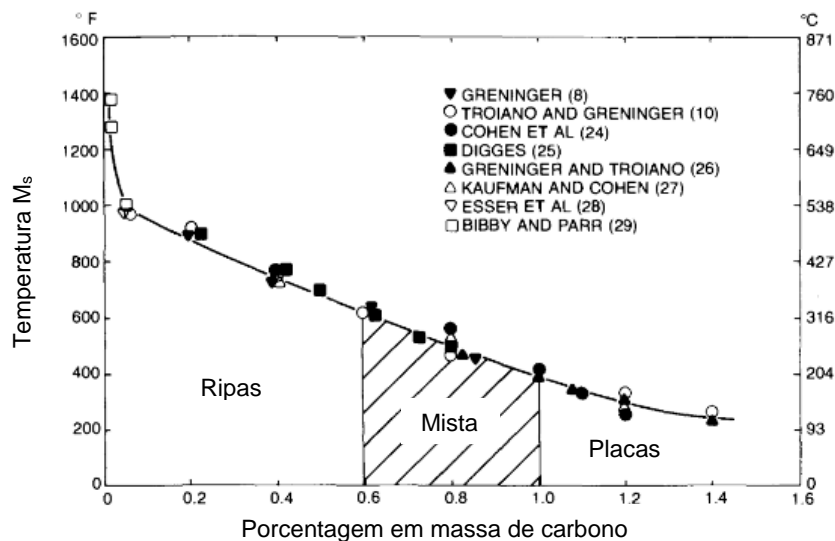


Fonte: RASHID, 1981.

Composição química

A composição química deve ser ajustada de maneira a propiciar as propriedades mecânicas desejadas e também facilitar a rota de processamento escolhida. Carbono e manganês são os principais elementos de ligas destes aços, podendo ser adicionados ainda silício, cromo, molibdênio, vanádio e titânio (SPEICH, 1995).

O carbono é um elemento que forma uma solução intersticial com o ferro. A solubilidade máxima do carbono na fase ferrita é de aproximadamente 0,02% em massa, enquanto que na austenita é de 2,11% (ERICSSON, 1991). O carbono tem um efeito muito importante na temperabilidade, dureza e morfologia da martensita formada a partir da austenita, conforme pode ser observado na figura 17.

Figura 17 – Variação da morfologia da martensita e da temperatura M_s com o teor de carbono do aço.

Fonte: ROBERTS; KENNEDY; KRAUSS, 1998.

A martensita possui duas morfologias principais: ripa (*lath*) é a formada por teores mais baixos de carbono; placa (*plate*) é a morfologia da fase rica em carbono (ROBERTS; KENNEDY; KRAUSS, 1998). A temperatura M_s é a temperatura na qual a martensita começa a se formar a partir da austenita e diminui com o aumento do teor de carbono dissolvido na austenita. Dado que a transformação martensítica ocorre por cisalhamento (deformação da microestrutura original), o carbono dificulta este movimento. A temperatura M_s pode ser entendida como a força motriz termodinâmica necessária para que a transformação ocorra (ERICSSON, 1991). Diversas fórmulas foram propostas para prever a M_s , sendo que a mais aceita é a fórmula proposta por Andrews (1965 *apud GORNI*, 2015)¹, que é válida para aços de baixa liga com até 0,6% C. Da mesma maneira, existe uma temperatura chamada M_f , onde 100% da austenita estará transformada em martensita. É interessante que a M_f seja maior do que a temperatura ambiente, para suprimir a presença de austenita retida (ERICSSON, 1991). Ela também pode ser calculada por uma fórmula elaborada por Andrews (1965 *apud GORNI*, 2015)¹. As duas estão explicitadas nas equações (18) e (19).

$$M_s = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 11,0Si - 7,0Mo \text{ (erro } \pm 10^\circ\text{C)} \quad (18)$$

$$M_f = M_s - 215 \text{ (erro } \pm 15^\circ\text{C)} \quad (19)$$

Quanto à temperabilidade, o carbono desloca a curva C da formação de perlita para tempos mais longos, permitindo formar martensita com taxas de resfriamento menos severas, propriedade interessante para aços bifásicos (ERICSSON, 1991). Portanto, o teor de carbono ideal deve ser analisado em conjunto com a temperatura do tratamento intercrítico (BRAZ, ¹ANDREWS, K. W. Empirical *formulae* for the calculation of some transformation temperatures. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 203, n. 7, p. 721-727, 1965.

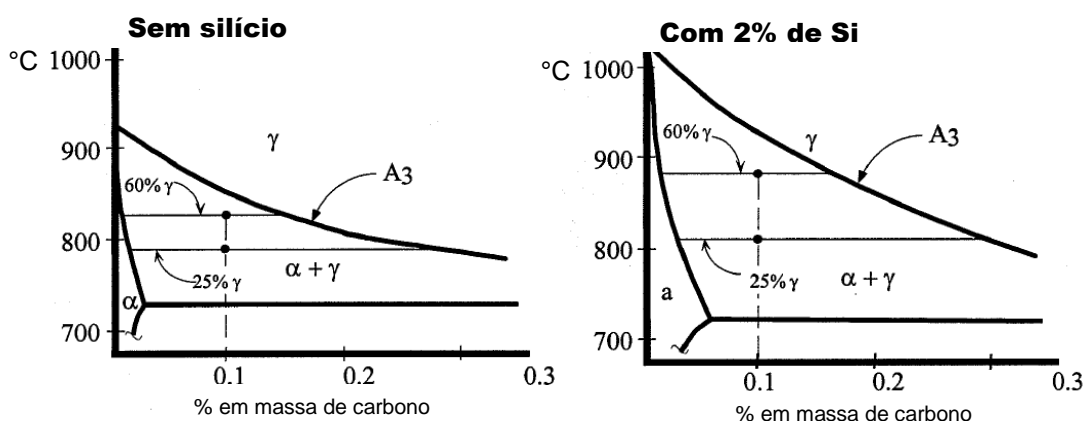
2002). Ao analisar a região intercrítica do diagrama Fe-C (figura 15), nota-se que, mantendo o percentual total de carbono constante, em altas temperaturas tem-se maior proporção de austenita, mas ela possui um baixo teor de carbono, o que é prejudicial para a temperabilidade. Já em temperaturas mais baixas, a proporção de austenita é menor, e o seu teor de carbono é maior, o que é benéfico para a temperabilidade. Portanto, o ajuste do tratamento térmico ideal passa também pela composição química (BRAZ, 2002; KODAMA, 2008).

O manganês é adicionado até 1,5% em massa para garantir a temperabilidade do aço e a transformação da austenita em martensita, sendo uma solução eficiente a baixo custo (SPEICH, 1995).

O silício exerce diversos papéis nesta família de aços. É um endurecedor por solução sólida da ferrita (SPEICH, 1995) e é também um elemento estabilizador da ferrita, inibindo a formação de carbonetos (BRAZ, 2002), característica importante para a resistência à corrosão, como será visto em seguida.

A estabilização da ferrita provoca um aumento da região intercrítica (TREJO, 1997), principalmente pela elevação da temperatura A3, como pode ser visto na figura 18. Este aumento da região intercrítica é particularmente interessante para os aços fabricados pela rota de laminação a quente controlada, pois permite trabalhar em temperaturas mais altas nos últimos passes de laminação, poupando os equipamentos de desgastes.

Figura 18 – Aumento da região intercrítica do diagrama Fe-C, influenciada pela adição de silício no aço.



Fonte: TREJO, 1997.

Os outros elementos de liga como cromo e molibdênio podem ser adicionados para aumentar a temperabilidade. Vanádio, nióbio e titânio são adicionados para proporcionar endurecimento por precipitação e controle de tamanho de grão (SPEICH, 1995; RASHID, 1981). A tabela 1 apresenta composições químicas típicas de aços *dual-phase*, dependendo da

rota de produção. Em chapas para indústria automotiva, o teor de carbono é mantido abaixo de 0,1% para garantir a soldabilidade (SPEICH, 1995).

Tabela 1 – Composições químicas encontradas com maior frequência na obtenção de aços bifásicos de acordo com a rota de processamento.

Método de Produção	% C	% Mn	% Si	% Cr	% Mo	% V	% N
Laminado	0,09	0,40	2,00	-	-	-	-
Laminado a Frio + Recozimento Contínuo	0,11	1,00	0,40	-	-	-	-
Laminado a Quente + Recozimento Contínuo	0,11	1,43	0,61	0,12	0,08	0,06	0,01
Recozimento em caixa	0,12	2,10	1,40	-	-	-	-

Fonte: BRAZ, 2002.

Propriedades Mecânicas

De maneira geral, os aços *dual-phase* oferecem uma combinação de elevada resistência e ductilidade, propriedades até então antagônicas (SPEICH, 1995; RASHID, 1981). As propriedades mecânicas dos aços bifásicos dependem de inúmeros fatores: fração volumétrica de martensita, sua morfologia e distribuição; fração volumétrica de austenita retida; tamanho médio dos grãos; presença de outros componentes como perlita e bainita; além da sua própria composição química (RASHID, 1981; SPEICH, 1995; LORUSSO *et al.*, 2012; SUN; PUGH, 2002).

O aço comporta-se como se fosse um compósito, onde a matriz é a ferrita e o reforço é a martensita. A ferrita, macia e contínua, fornece a ductilidade, enquanto que a martensita fornece a dureza (RASHID, 1981). Koo, Young e Thomas (1980) propuseram um modelo onde o limite de resistência à tração é função das frações das fases constituintes conforme a lei das misturas, e pode ser calculada empiricamente conforme a equação (20).

$$\sigma = \sigma_f \cdot V_f + \sigma_m \cdot V_m \quad (20)$$

Onde σ_f e σ_m são a resistência à tração da fase ferrítica e martensítica e V_f e V_m as frações volumétricas, respectivamente. Tem-se, portanto, que quanto maior a fração de martensita, maior o limite de resistência à tração. As propriedades mecânicas dependem também da morfologia e distribuição da segunda fase. Diversos estudos mostraram que obtém-se a melhor combinação de resistência e ductilidade quando o aço possui uma estrutura martensítica mais fibrosa e refinada, ou seja, de menor teor de carbono (RASHID, 1981; SPEICH, 1995; LORUSSO *et al.*, 2012; SUN; PUGH, 2002).

Koo e Thomas (1977 *apud* BRAZ, 2002)² propuseram um modelo para o comportamento destes materiais durante a deformação. Na transformação de austenita para martensita, ocorre a formação de uma alta densidade de discordâncias móveis na matriz ferrítica, pela mudança de volume associada. São estas discordâncias livres que promovem o escoamento contínuo nos primeiros estágios de deformação, deformando principalmente grãos de ferrita. Após esta fase inicial, as discordâncias são ancoradas pelos precipitados (fase martensítica), aumentando ainda mais a sua densidade e encruando o material, o que aumenta a resistência à tração.

1.3.3 RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE AÇOS *DUAL-PHASE*

A influência da composição química (HASHIMOTO *et al.*, 1979), tamanho de grão (RALSTON; BIRBILIS; DAVIES, 2010) e morfologia das diferentes fases (GUO *et al.*, 2008; AL-RUBAIEY; ANOON, HANOON, 2013) na corrosão dos aços-carbono e aços de baixa liga é incontestável, porém alguns fenômenos ainda não são bem compreendidos. De maneira geral, encontram-se resultados contraditórios na literatura.

Segundo López, Pérez e Simison (2003) a dificuldade em comparar resultados está no fato de que a composição química e a microestrutura não são variáveis independentes: a mesma microestrutura pode ser obtida a partir de diferentes composições químicas e vice-versa. Alguns autores, que serão citados a seguir, relatam a influência de um destes parâmetros sem levar em conta que o outro também foi modificado. Além disso, as condições de tratamento termo-mecânico e de testes para avaliar a taxa de corrosão variam enormemente em cada análise. Na maioria dos estudos citados na próxima sessão também não há informações sobre reprodutibilidade e repetitividade.

²KOO, J. Y.; THOMAS, G. Design of duplex Fe/X/0.1C steels for improved mechanical properties. **Metallurgical Transactions A**. p. 525-528, 1977.

Estudos anteriores com os aços bifásicos serão apresentados na próxima seção, focando na influência da distribuição das fases na taxa de corrosão. É importante destacar que poucos destes estudos estavam focados em vergalhões. No final, será apresentado um resumo agrupando as conclusões dos diferentes estudos, para facilitar a compreensão do estado da arte atual.

Corrosão em Solução Eletroquímica

Sarkar *et al.* (2005) estudaram aços microligados *dual-phase* ferríticos-martensíticos (0,2% C e 0,05% V) obtidos a partir de diferentes tratamentos térmicos e os compararam com aço ferrítico-perlítico. Os testes de polarização galvanostática foram conduzidos em solução aquosa de 3,5% NaCl a 25°C. O aço *dual-phase* serviu de eletrodo de trabalho, em uma célula eletroquímica com um eletrodo auxiliar de platina e um eletrodo saturado de calomelano como referência. Foram obtidas frações volumétricas de 33% a 48% de martensita. As morfologias também mudaram dependendo do tratamento térmico empregado: de martensita precipitada no contorno de grãos a ilhas espalhadas na matriz ferrítica. O resumo dos resultados encontrados está na tabela 2. Todos os aços *dual-phase* tiveram pior desempenho quando comparados ao aço ferrita-perlita.

Tabela 2 – Microestrutura e propriedades de corrosão dos aços investigados por Sarkar *et al.*.

Amostra	Microestrutura	Fração volumétrica de perlita/martensita	Potencial de corrosão, E_{corr} (V)	Corrente de corrosão, I_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)
FP	Ferrita-perlita	0,27	0,485	19,14
DA35	Martensita em contorno de grão	0,33	0,525	32,29
DA75	Martensita em contorno de grão	0,46	0,496	50,26
IQ35	Ferrita-martensita fibrosa uniforme fina	0,36	0,532	63,36
IQ75	Ferrita-martensita fibrosa uniforme	0,47	0,526	73,6
SQ75	Martensita em ilhas em matriz ferrítica	0,48	0,514	46,06

Fonte: SARKAR *et al.*, 2005.

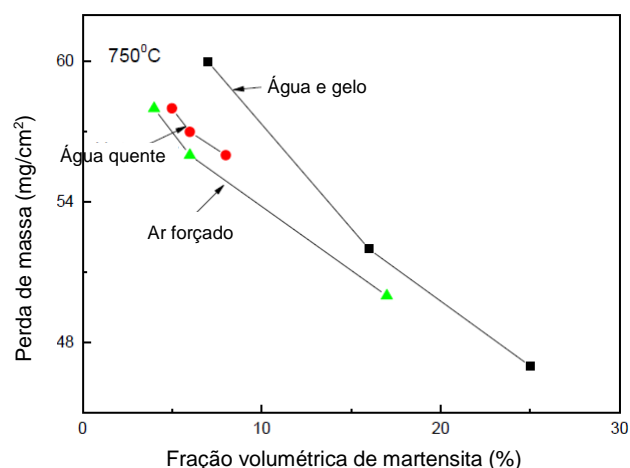
De maneira geral, quanto maior a fração de martensita, maior foi a taxa de corrosão. Segundo Sarkar *et al.*, isso ocorre porque é aumentada a relação de área cátodo (martensita)/ânodo (ferrita), o que acelera a corrosão, conforme o efeito de relação de superfícies descrito anteriormente. Além disso, quanto mais refinada a estrutura, com o mesmo percentual de martensita, maior a taxa de corrosão. Isso ocorre porque aumenta-se a área de interface entre as duas fases.

Osório *et al.* (2009) trataram termicamente um aço carbono comercial (0,19% C, 0,28% Mn, 0,14% Si) de maneira a obter microestrutura ferrita-perlita nas condições de como

recebida, normalizada, recozida e intercrítica (54% martensita). As amostras foram então submetidas a testes em solução de 0,5 M NaCl à temperatura ambiente, em pH neutro, com contra-eletródo de platina e calomelano saturado como eletródo de referência. Foram realizados ensaios de espectroscopia de impedância eletroquímica e curvas de polarização. O aço com melhor desempenho foi o normalizado e o pior, o recozido. Segundo Osório *et al.*, apesar de todos os aços apresentarem frações de perlita semelhantes, o aço normalizado possui distribuição mais homogênea das fases e tamanho de grão menor, enquanto que o recozido possui grandes áreas concentradas ativas de ferrita. O aço *dual-phase* e o como recebido tiveram desempenho semelhante e intermediário aos outros dois. O pior desempenho do aço bifásico foi atribuído a dois fatores: a tensão residual proveniente da transformação martensítica; e a formação extensiva de microcélulas galvânicas devido à interconexão das duas fases presentes na microestrutura.

Ramirez-Arteaga *et al.* (2010) realizaram estudos com aços *dual-phase* de baixo carbono, baixo silício e alto manganês (0,08% C, 1,5% Mn, 0,03% Si), fundido em laboratório. Diferentes microestruturas foram obtidas a partir de diferentes meios de resfriamento (água com gelo, água a 40°C e ar forçado). As amostras foram submetidas a testes de corrosão em solução aquosa de 0,5 M H₂SO₄ a 60°C. Foram realizados ensaios de perda de massa por imersão, espectroscopia de impedância eletroquímica e curvas de polarização potenciodinâmicas. Os percentuais de martensita variaram de 4% a 25% em volume. Os resultados (figura 19) mostraram que, quanto maior o teor de martensita, menor a taxa de corrosão. Não há comparação de desempenho com um vergalhão ferrítico-perlítico comum. Estes resultados são o oposto dos encontrados por outros pesquisadores, mas o artigo não trouxe discussão de porquê isso ocorreu.

Figura 19 – Perda de massa x fração volumétrica de martensita dos aços investigados por Ramirez-Arteaga *et al.*.



Fonte: RAMIREZ-ARTEAGA *et al.*, 2010.

Bhagavathi *et al.* (2011) fizeram um estudo com aços *dual-phase* de baixo carbono (0,04% C, 0,03% Si, 0,6% Mn) com diferentes frações de ferrita e martensita, obtidas a partir de diferentes tratamentos térmicos. Para termos de comparação, uma das amostras consistia do aço sem tratamento, com microestrutura ferrita-perlita (12% de perlita). A fração volumétrica mínima de martensita foi de 21% e a máxima de 28%. As amostras foram submetidas a testes de corrosão em solução de 3,5% em massa de NaCl, com eletrodo de referência de calomelano. Os resultados, mostrados na tabela 3, indicaram menor taxa de corrosão para todos os aços ferrita-martensita quando comparados com os aços ferrita-perlita.

Tabela 3 – Resumo dos resultados obtidos em testes de corrosão com solução de 3,5% NaCl por Bhagavathi *et al.* (CR: corrosion rate)

Amostra	Fração volumétrica de perlita/martensita (%)	i_{corr} (μA)	CR (mm/ano)	E_{corr} (mV)	Perda de massa por imersão (g)	CR por imersão (mm/ano)
SA	12	22,42	0,520	-481	$4,6 \times 10^{-3}$	0,426
DP2	21	16,83	0,390	-498	$3,4 \times 10^{-3}$	0,315
DP5	24	17,35	0,402	-457	$3,5 \times 10^{-3}$	0,324
DP15	28	17,40	0,403	-502	$3,0 \times 10^{-3}$	0,278

Fonte: BHAGAVATHI *et al.*, 2011.

Bhagavathi *et al.* (2011) justificaram os resultados com o fato de que as morfologias do primeiro par galvânico são mais parecidas do que as do segundo. A ferrita possui estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e a martensita, tetragonal de corpo centrado (TCC). Além disso, a distribuição de carbono entre as duas fases é próxima. Já a perlita é formada por lamelas de ferrita e cementita, fase que possui 6,67% C e estrutura ortorrômbica, que se difere muito da ferrita. Por isso, o par galvânico formado entre as fases ferrita-martensita tem menos diferença de potencial do que o par ferrita-perlita, levando à uma menor taxa de corrosão. Além disso, ao confrontar os resultados de Sarkar *et al.* (2005), que são o contrário dos seus, justificou que a fração de martensita era significativamente menor (28% comparado a 48%), além da composição química ser diferente. Destacou também que a morfologia da martensita é importante: estruturas em formato de ilhas espalhadas pela matriz são mais benéficas para diminuir a corrosão do que estruturas que se formam em contorno de grãos. No intervalo de frações de martensita estudado (entre 21 e 28%), não foram encontradas diferenças significativas na taxa de corrosão.

Kayali e Anaturk (2013) submeteram aços *dual-phase* de baixo carbono (SAE 1010) com e sem tratamento superficial de boronização a testes de polarização anódica e catódica em solução aquosa de 3,5% em massa de NaCl. Os aços foram tratados termicamente de maneira a produzir frações volumétricas de martensita de 32%, 61% e 81%. Além disso, o aço como recebido (ferrita-perlita) também foi testado a título de comparação. Como resultados, encontraram que quanto maior o percentual de martensita, maior a taxa de corrosão, sendo que os aços com camada boronizada tiveram melhor desempenho que os sem o tratamento. O aço como recebido foi o que teve melhor desempenho entre todos os testados. Segundo Kayali e Anaturk (2013), o aumento da taxa de corrosão com o aumento da fração de martensita está relacionado ao aumento da relação de área cátodo/ânodo, como já foi explicitado por outros pesquisadores. Quanto aos aços tratados superficialmente, notou-se que possuíam uma camada superficial de óxido que diminuiu a velocidade da dissolução anódica.

Qu *et al.* (2013) fizeram um estudo com aço baixo carbono e pequenas adições de outros elementos de liga (0,08% C, 1,12% Mn, 0,35% Si, 0,38% Cu, 0,52% Cr, 0,31% Ni) cuja microestrutura era formada por ferrita e bainita (fração volumétrica de 50% de cada fase). As amostras foram submetidas a testes de corrosão com uma solução de 3,5% em massa de NaCl. Foram medidas as curvas de polarização potenciodinâmicas e a perda de massa por imersão. Os resultados mostraram que o potencial de corrosão da microestrutura *dual-phase* ferrita-bainita é mais baixo do que o potencial da bainita pura, ou seja, o conjunto ferrita-bainita é mais suscetível à corrosão. Além disso, os testes também mostraram que a ferrita é a fase preferencialmente corroída. Isso quer dizer que no par galvânico a ferrita atuou como ânodo, ou seja, foi a fase menos nobre.

Moreno (2014) desenvolveu sua tese sobre a influência da microestrutura na corrosão de aços *dual-phase*, com foco no aço comercial DP600 (0,09% C, 1,6% Mn, 0,24% Si, 0,57% Cr), muito utilizado na indústria automotiva. Foram utilizadas diversas técnicas para avaliação: macro-eletrólise (célula eletroquímica convencional e de Avesta), micro-eletrólise (célula micro-capilar), inspeção visual após imersão e análise superficial via Espectroscopia de Elétrons Auger (AES). Os tratamentos térmicos realizados produziram quatro microestruturas diferentes: 90% ferrita (F) - 10% martensita (M), 40% F - 60% M, 50% F - 50% M e 100% martensita, além das amostras 50/50 possuírem dois tamanhos de grãos, "grande" e "pequeno".

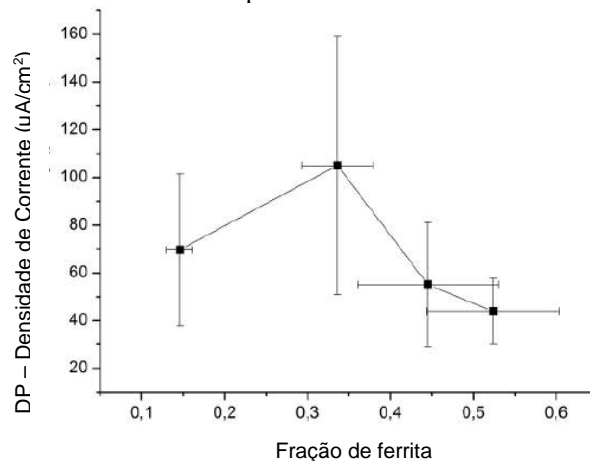
Os testes em célula eletroquímica convencional foram realizados com dois eletrólitos: um agressivo (baixo pH e alta concentração de cloretos) e um de média agressividade (alto pH

e baixa concentração de cloretos). Como resultado, os testes não apresentaram diferenças significativas entre as microestruturas. Segundo Moreno (2014), com o primeiro eletrólito, a alta agressividade do meio pode ter mascarado efeitos advindos destas diferenças. Além disso, pelo *setup* da célula eletroquímica, foi difícil obter testes livres de corrosão por frestas (menos de 10% do total de testes), o que dificultou a análise da influência da microestrutura. Moreno (2014) atribuiu a dificuldade de identificar este efeito como um dos motivos para os resultados conflitantes na literatura.

Os testes em célula micro-capilar, realizados com 4 eletrólitos diferentes, apresentaram resultados bastante similares, e independentes da microestrutura. Moreno (2014) concluiu que seus testes possuem boa reprodutibilidade e que as citadas diferenças de potencial de corrosão em estudos anteriores, da ordem de 20-30 mV, são questionáveis, por estarem dentro da sua faixa de reprodutibilidade. De maneira geral, seus resultados foram diferentes dos de todos os outros autores, provavelmente devido à escolha do *setup* experimental utilizado, que favoreceu o fenômeno da corrosão por frestas, não permitindo analisar a influência da microestrutura corretamente.

Remmerswaal (2015) também estudou em sua dissertação o comportamento eletroquímico do aço DP600. Ao realizar os tratamentos térmicos, obteve frações volumétricas de 50% a 85% de martensita. Os testes foram realizados em uma célula eletroquímica convencional, com uma solução de 3,5% NaCl. Como resultado, a corrente de corrosão teve um pico na fração de 36% de ferrita e depois começou a cair, conforme a figura 20. Segundo Remmerswaal (2015), o aumento inicial da densidade de corrente se deve ao fato de a área anódica (ferrita) estar aumentando, o que aumenta a exposição da área reativa ao eletrólito. A continuação do aumento da área anódica (a partir dos 36% de ferrita) diminuiu muito a área catódica. Isto significa que o fornecimento de oxigênio no cátodo é muito baixo e não consegue consumir todos os elétrons gerados na área anódica. É importante notar que o desvio-padrão nos resultados é bastante elevado.

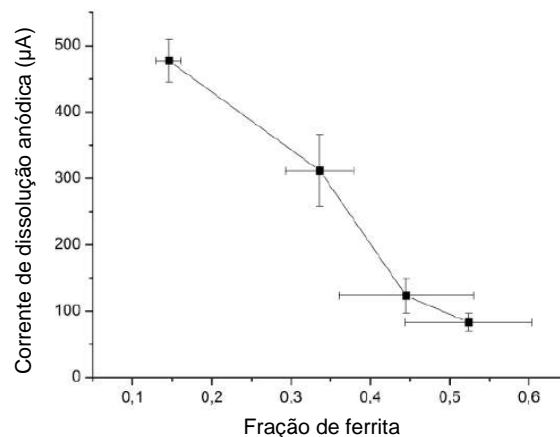
Figura 20 – Densidade da corrente de corrosão para as amostras ferríticas-martensíticas de Remmerswaal.



Fonte: REMMERSWAAL, 2015.

Na figura 21, Remmerswaal (2015) apresenta a corrente de dissolução anódica, ou seja, de dissolução da ferrita. A corrente é máxima quando a fração de ferrita é menor, e vai diminuindo conforme esta fração aumenta. Este comportamento confirma a existência de um par galvânico entre a ferrita e a martensita. Além disso, confirma a teoria de que a fase menos nobre corrói mais rapidamente quando sua área é pequena se comparada a da área catódica (efeito de relação de superfícies).

Figura 21 – Corrente de dissolução anódica x fração de ferrita das amostras de Remmerswaal.



Fonte: REMMERSWAAL, 2015.

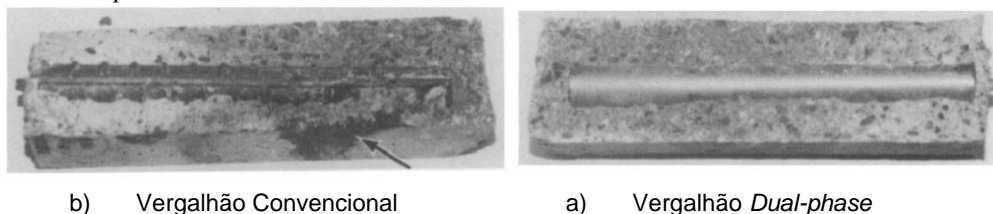
Corrosão em Concreto

Trejo *et al.* (1994) produziram vergalhões de aço *dual-phase* de aço com alto teor de silício (0,11% C, 1,96% Si, 0,41% Mn) com o objetivo de obter um material com melhor resistência a corrosão. O teor de silício elevado foi adicionado de maneira a aumentar o campo intercrítico e facilitar o tratamento térmico *online* na laminação. A microestrutura final

obtida foi um aço bifásico com 18% de martensita. As amostras foram comparadas a um aço comercial convencional (com 0,4% C e microestrutura 50% ferrita/50% perlita). Os vergalhões foram concretados e submetidos a testes de corrosão conforme as normas ASTM C876-91 e ASTM G1, em solução de NaCl.

A figura 22 apresenta duas amostras após oito meses de exposição à solução corrosiva. Na amostra de vergalhão convencional é perceptível a presença de produtos de corrosão na superfície do concreto. Já a amostra de aço *dual-phase* está visualmente limpa. Segundo os autores, a diferença no desempenho se deve a ausência de carbonetos da estrutura DP, que eliminou os pares galvânicos entre estes e a ferrita.

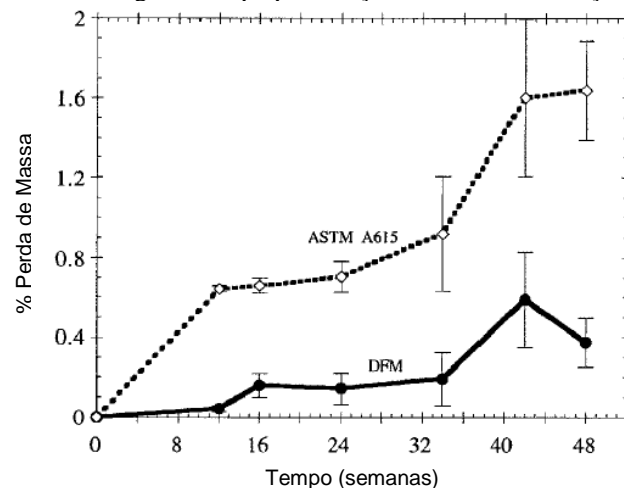
Figura 22 – Amostras de Trejo *et al.* após 8 meses de exposição à solução de NaCl. a) Vergalhão convencional; b) Vergalhão *Dual-phase*.



Fonte: TREJO *et al.*, 1994.

Trejo *et al.* (2000) realizaram comparações de desempenho eletroquímico em concreto entre um aço bifásico de alto silício (0,1% C, 0,4% Mn, 1,8% Si) com 40% de martensita e um aço ASTM A 615. Foram realizados testes com macrocélulas (Southern Exposure Cell), em ciclos de 7 dias nas condições ‘seca’ e ‘em solução’ de 3,5% NaCl, além de testes de imersão contínua por 12 meses em solução de 3,5% NaCl a 45°C para simular a água do mar, com retiradas de amostras a intervalos de tempo determinados. Os resultados mostrados na figura 23 apontam um desempenho superior do aço bifásico quanto à perda de massa. Segundo os autores, os testes realizados simulam aproximadamente 15 a 20 anos de exposição à atmosfera marinha, o que mostra que estes aços podem ser uma alternativa para aumentar a durabilidade de estruturas.

Figura 23 – Perda de massa ao longo do tempo para o aço convencional e o aço bifásico de Trejo *et al.*

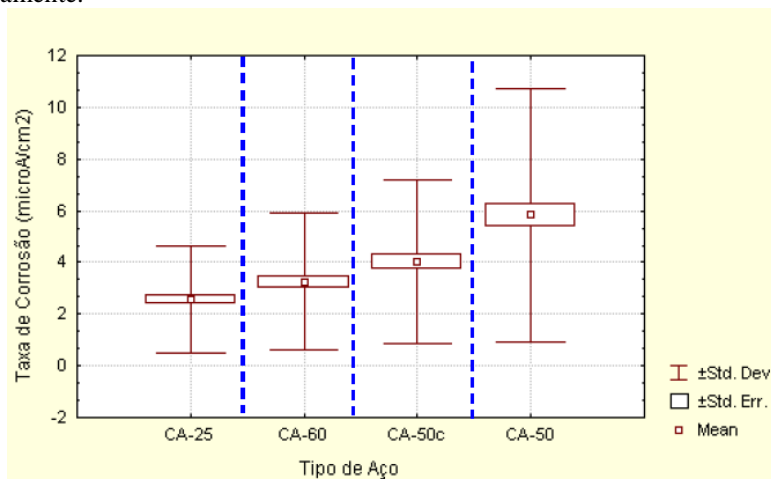


Fonte: TREJO *et al.*, 2000.

Cascudo e Helene (2001) fizeram uma pesquisa experimental cujo objetivo foi verificar a resistência à corrosão dos diferentes aços-carbono usados como armaduras para concreto armado do mercado brasileiro. O estudo avaliou três armaduras normalizadas no Brasil, as barras CA-25 e CA-50 e o fio CA-60, sendo que a barra CA-50 tinha dois acabamentos superficiais: com (CA-50c) ou sem carepa (CA-50). As barras foram inseridas em blocos de concreto e a corrosão foi iniciada por cloretos ou por carbonatação do concreto.

Mantidas as variáveis fixas, o aço CA-50 sem carepa mostrou taxas de corrosão mais elevadas do que o aço CA-50 com carepa, que por sua vez apresentou taxas maiores do que o CA-60. O que teve menor taxa de corrosão foi o CA-25, tendo sido as diferenças entre os quatro grupos significativas do ponto de vista estatístico. A figura 24 ilustra uma situação típica observada no citado estudo.

Figura 24 – Estimativa da média dos valores de taxa de corrosão gravimétrica, com seu erro padrão e desvio padrão, para cada tipo de aço, calculados por Cascudo e Helene. As linhas tracejadas definem os grupos que se diferem significativamente.



Fonte: CASCUDO; HELENE, 2001.

Na análise metalográfica, as barras CA-25 e CA-60 apresentaram uma microestrutura de ferrita-perlita, com a diferença que os grãos do CA-60 são alongados, típicas de deformação plástica a frio (aço trefilado). O aço CA-50 apresentou uma estrutura perlita-ferrita (com alto teor de perlita) no seu núcleo, enquanto que perifericamente, a estrutura era martensítica. Essa estrutura é típica de aço carbono temperado e revenido. Em termos de composição química, os aços CA-25 e CA-60 tiveram composição bastante parecida (C: 0,12%, Mn: 0,8%). O aço CA-50 apresentou o dobro do teor de carbono e também manganês mais alto (C: 0,26%, Mn: 0,9%).

Os resultados mostraram que o aço de estrutura superficial martensítica (CA-50 e CA-50c) apresenta maior propensão à corrosão do que os aços de estrutura ferrita-perlita (CA-25 e CA-60). A diferença nos resultados de corrosão entre o CA-50 e CA-50c é superior à diferença entre os aços CA-25 e CA-60, denotando que a ausência da carepa de laminação para o aço CA-50 é um fator mais negativo, no tocante à ocorrência da corrosão, do que é a trefilação para os aços baixo carbono de estrutura ferrita-perlita. Cascudo e Helene (2001) atribuíram então maior significância ao efeito da dissolução forçada do carbono na rede cristalina da ferrita, gerando uma solução sólida supersaturada de carbono altamente tensionada (estrutura martensítica), do que ao efeito da formação de pares galvânicos entre a ferrita e perlita, conforme destacado por Trejo *et al.* (1994; 1997; 2000).

Kelestemur *et al.* (2009) trataram termicamente o aço comercial SAE 1010 de maneira a obter microestruturas *dual-phase* com percentuais de 22% a 30% de martensita através de têmpera em água. Os tratamentos térmicos variaram em tempo de tratamento intercrítico (20, 40 e 60 min a 730°C) e temperatura de revenimento (sem tratamento, 200, 300 e 400°C por 45 min). As barras foram inseridas em blocos de concreto, cuja água para mistura recebeu adição de 3,5% NaCl para propiciar o ambiente corrosivo. Foram medidos os potenciais de corrosão e as curvas de polarização, determinando as correntes de corrosão. A tabela 4 apresenta o resumo dos resultados encontrados.

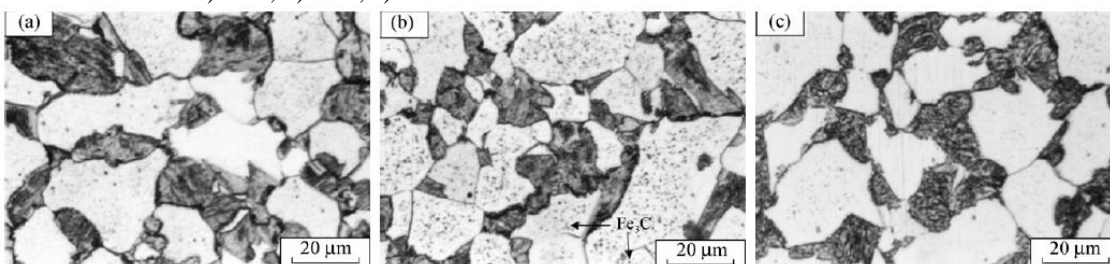
Tabela 4 – Corrente de corrosão (I_{corr}) para as amostras de Kelestemur *et al.* (o primeiro dígito se refere ao tempo de tratamento intercrítico e o segundo à temperatura de revenimento: por exemplo – D22 = 20 minutos de tratamento intercrítico e revenimento a 200°C).

Amostra	Fração volumétrica de perlita/martensita (%)	I_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)
C	13,71	0,1437
D20		0,1629
D22	22,68	0,3049
D23		0,3413
D24		0,2847
D40		0,2438
D42	28,06	0,2821
D43		0,3354
D44		0,3014
D60		0,2687
D62	30,58	0,3921
D63		0,4318
D64		0,3805

Fonte: KELESTEMUR *et al.*, 2009.

Nos resultados, é claro que quanto maior o percentual de martensita, maior é a corrente de corrosão. Além disso, entre as amostras com a mesma fração de segunda fase, as amostras que não passaram por revenimento (D20, D40, D60) são as que tem melhor desempenho, enquanto que as que passaram por revenimento a 300°C (D23, D43, D63) são as que tem o pior. Ao observar as microestruturas destes aços em microscópio ótico, notou-se que durante o revenimento ocorreu a precipitação da fase cementita a partir da matriz ferrítica. A temperatura de 300°C foi a que apresentou maior fração de precipitados, conforme a figura 25.

Figura 25 – Efeito da temperatura de revenimento na formação de cementita a partir da ferrita nas amostras de Kelestemur *et al.* a) D62; b) D63; c) D64



Fonte: KELESTEMUR *et al.*, 2009.

Segundo Kelestemur *et al.* (2009), esta precipitação é prejudicial à resistência à corrosão, pois provoca o aparecimento de mais pares galvânicos na microestrutura. Ele cita também que os pares galvânicos ferrita-cementita são mais prejudiciais do que os pares galvânicos ferrita-martensita. O único aço bifásico que teve desempenho parecido com o do aço ferrita-perlita foi o D20, com 22% de martensita e sem tratamento de revenimento. Todos os outros tiveram desempenho pior.

Ismail *et al.* (2010) produziram aços *dual-phase* com 20% de martensita a partir do tratamento intercrítico de um vergalhão comercial de baixo carbono (0,16% C, 0,23% Si, 0,67% Mn). As amostras foram inseridas em blocos de concreto e então submetidas a testes de corrosão conforme a norma ASTM G109 em três soluções diferentes: água pura, solução padrão de 3,5% NaCl e água do mar. Os resultados estão compilados na tabela 5. O aço *dual-phase* teve desempenho claramente superior ao aço convencional.

Tabela 5 – Resultados para o aço convencional e o aço *dual-phase* com 20% de martensita de Ismail *et al.*

	Aço Convencional			Aço Dual-phase		
	Água pura	Solução 3,5% Cl	Água do Mar	Água pura	Solução 3,5% Cl	Água do Mar
Potencial de Corrosão (E_{corr} - mV)	-467	-432,3	-298,6	-206,9	-196	-193,7
Densidade de Corrente de Corrosão (I_{corr} - A/cm ²)	$4,63 \times 10^{-6}$	$6,56 \times 10^{-6}$	$7,13 \times 10^{-6}$	$2,97 \times 10^{-7}$	$3,24 \times 10^{-7}$	$7,35 \times 10^{-7}$
Taxa de corrosão (mm/ano)	2,12	2,99	3,26	0,14	0,15	0,34

Fonte: ISMAIL *et al.*, 2010.

De acordo com Ismail *et al.* (2010), este comportamento ocorre porque no aço convencional há a presença de perlita, enquanto que a microestrutura do aço *dual-phase* é livre de carbonetos, estando quase todo o carbono ‘preso’ na estrutura martensítica.

1.3.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS DUAL-PHASE

Conforme mencionado anteriormente, as especificações para os aços utilizados na construção civil brasileira estão elencadas na norma ABNT NBR 7480:2007: Aço destinado a armaduras para estruturas de concreto armado – Especificação. A norma classifica os reforços em três categorias, de acordo com sua resistência de escoamento: CA-25 e CA-50 (barras laminadas a quente) e CA-60 (barras ou fios trefilados ou laminados a frio).

De acordo com a norma, os requisitos para a aceitação dos materiais são: propriedades mecânicas de tração, propriedades mecânicas de dobramento, soldabilidade e, caso requeridas

pelo cliente, propriedades de aderência ao concreto e resistência à fadiga. Os parâmetros mínimos aceitáveis pela norma estão resumidos na tabela 6. A avaliação das propriedades dos materiais deve ser de acordo com os ensaios normatizados pela ABNT.

Tabela 6 – Propriedades mecânicas exigíveis de barras e fios de aço destinados a armaduras para concreto armado segundo a norma NBR 7480.

Categoria	Valores mínimos de tração				Ensaio de dobramento a 180 °		Aderência	
	Resistência característica de escoamento ^a f_{yk} MPa ^e	Limite de resistência ^b f_{st} MPa ^f	Alongamento após ruptura em 10 Φ ^c A %	Alongamento total na força máxima ^d A_{gt} %	Diâmetro do pino mm		Coeficiente de conformação superficial mínimo η	
					$\phi < 20$	$\phi \geq 20$	$\Phi > 10$ mm	$\Phi \geq 10$ mm
CA-25	250	1,20 f_y	18	-	2 ϕ	4 ϕ	1,0	1,0
CA-50	500	1,08 f_y	8	5	3 ϕ	6 ϕ	1,0	1,5
CA-60	600	1,05 f_y ^c	5	-	5 ϕ	-	1,0	1,5

^a Valor característico do limite superior de escoamento f_{yk} da ABNT NBR 6118 obtido a partir do LE ou δ_e da ABNT NBR ISO 6892.

^b O mesmo que resistência convencional à ruptura ou resistência convencional à tração (LR ou δ_t da ABNT NBR ISO 6892).

^c Φ é o diâmetro nominal, conforme 3.4.

^d O alongamento deve ser atendido através do critério de alongamento após ruptura (A) ou alongamento total na força máxima (A_{gt}).

^e Para efeitos práticos de aplicação desta Norma, pode-se admitir 1 MPa = 0,1 kgf/mm².

^f f_{st} mínimo de 660 MPa.

Fonte: ABNT NBR 7480, 2007.

O vergalhão proposto pelo projeto de pesquisa deve obedecer aos requisitos mínimos da norma, de forma a obter aceitação rápida no mercado. Escolheu-se como categoria alvo para o novo vergalhão o CA-50. Portanto, para atender a norma, o vergalhão bifásico deve ter resistência ao escoamento de no mínimo 500 MPa.

A norma ABNT NBR 7480:2007, ao mencionar as especificações sobre soldabilidade de vergalhões comercializados no Brasil, diz que quando a soldabilidade dos vergalhões é requerida, deve atender às especificações descritas na norma ABNT NBR 6118:2004. Esta norma, por sua vez, afirma que para um aço ser considerado soldável, sua composição química deve atender aos limites estabelecidos na norma ABNT NBR 8965:1985.

Os requisitos de composição química estabelecidos pela norma ABNT NBR 8965:1985 para considerar o vergalhão como soldável são, em teores máximos (em massa):

- C: 0,35%
- Mn: 1,5%

- P: 0,05%
- S: 0,05%
- Si: 0,5%

A soldabilidade é uma medida da susceptibilidade de formação de martensita e ocorrências de trincas a frio em zonas termicamente afetadas (ZTA), devido ao processo de soldagem (DAROIT, 2012). Por isso, pode-se dizer que é uma propriedade inversa à temperabilidade. Além destas limitações, deve ser atendido ainda um valor máximo de carbono equivalente (CE) de 0,55%, sendo o CE calculado pela equação (21) (ABNT):

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (21)$$

Esta é a mesma equação adotada pelo International Institute of Welding (IIW). A American Welding Society (AWS), em sua norma que trata especificamente de vergalhões (AWS D1.4:2005), apresenta como critério de soldabilidade a fórmula conforme a equação (22):

$$CE = C + \frac{Mn}{6} \quad (22)$$

Pode-se notar que nenhuma delas leva em conta a influência do silício. Isto deve-se ao fato de que o silício não é uma adição de liga habitual em vergalhões de mercado atualmente. No entanto, a AWS possui outra norma (AWS D1.1:2000), que trata de aços para construção de estruturas em geral, e possui uma fórmula (equação 23) que inclui este fator, considerando que o silício tem a mesma influência do que o manganês na soldabilidade. Nesta fórmula, o CE máximo admissível é 0,5% (AWS, 2000):

$$CE = C + \frac{Mn+Si}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (23)$$

Quanto a resistência à tração, de maneira geral, aços bifásicos são bastante versáteis, e diversos trabalhos apontam que é possível obter aços bifásicos com resistências que vão de 450 a 1200 MPa. No entanto, a maioria dos estudos visam aplicações para chapas, e há pouquíssimos que focam a utilização destes aços para reforço em concreto.

A seguir serão apresentados alguns resultados obtidos que mostram a viabilidade da utilização deste material como vergalhão. Trejo (1997) realizou testes com vergalhões bifásicos de alto silício (0,1% C, 0,4% Mn, 2%Si). Os vergalhões foram produzidos inicialmente em laboratório, para obter os parâmetros de processamento, e depois em planta industrial. Os resultados para as propriedades mecânicas estão compilados na tabela 7. Os

aços obtidos comercialmente tinham 38% de martensita em volume, obtendo resistências ao escoamento da ordem de 460 MPa (abaixo do que a norma brasileira exige para o CA-50). No entanto, em seu trabalho, utilizando como parâmetro uma norma americana, Trejo (1997) tinha como objetivo obter aços com resistência de no mínimo 450 MPa, o que foi cumprido. Também foi demonstrado que os vergalhões *dual-phase* produzidos tinham menor carbono equivalente do que os vergalhões de mercado, o que faz com que sejam mais facilmente soldáveis. Por fim, realizou testes de dobra, e todos os aços foram dobrados sem problemas, conforme a norma referência.

Tabela 7 – Resistência ao escoamento e limite de resistência dos aços *dual-phase* e aços comerciais (CR: laminação controlada, IA: recozimento intercrítico).

Aço	Tensão de Escoamento (TE)(MPa)	Limite de Resistência (LR)(MPa)	Relação LR/TE	Alongamento total (%)
AR-CR-DFM	462	798	1,73	17,6
AR-IA-DFM	469	758	1,62	17,0
ASTM A-706	490	676	1,38	16,0
ASTM A-615	517	813	1,57	13,5

Fonte: TREJO, 1997.

Para aços com 0,1% C, 0,4% Mn, 2%Si e produção por laminação controlada, Trejo (1997) encontrou a relação empírica para a tensão de escoamento (σ_e) e para a fração volumétrica de martensita (VM_S), em função da temperatura intercrítica (T). As duas relações estão expressas nas equações (24) e (25).

$$\sigma_e = \text{antilog} (3,674 - 0,002825T + 0,000001863T^2) \quad (24)$$

$$VM_S = 283,7 - 0,6925T + 0,000457T^2 \quad (25)$$

Braz (2002) caracterizou mecanicamente vergalhões comerciais das classes CA-50 e CA-60 de diferentes fabricantes nacionais e comparou-os com aços bifásicos com alto teor de silício (0,1% C, 0,4% Mn, 1,7-2% Si) produzidos em escala piloto. Através de diferentes temperaturas de tratamento intercrítico, obteve frações de martensita de 20% a 40%. A variação no percentual de silício não impactou significativamente as propriedades mecânicas das barras. Ao realizar os testes de tração, os aços que obedeceram os requisitos mínimos da norma para as barras CA-50 foram os aços com percentual entre 30% e 40% de fração volumétrica de martensita. Além disso, todos os aços apresentaram fraturas dúcteis, o que indica que seriam aprovados no ensaio de dobramento. Braz (2002) também estudou as taxas de resfriamento para obter a microestrutura desejada nestes aços de alto silício, e concluiu que as taxas necessárias podem ser obtidas em equipamentos comerciais normalmente utilizados

para produção de vergalhões CA-50 (*Thermex/Tempcore*). Destacou, no entanto, que é necessário realizar a laminação a temperaturas mais baixas do que as usuais em usinas siderúrgicas.

Maffei, Salvatore e Valentini (2008) produziram vergalhões bifásicos de baixo carbono (0,07%C, 0,83% Si, 1,42% Mn) visando testá-los como alternativa para reforço do concreto de construções que devem resistir a abalos sísmicos. As barras foram fornecidas por uma siderúrgica, e o tratamento térmico feito em laboratório. Variou-se a temperatura de tratamento intercrítico para obter percentuais diferentes de martensita. Pelos resultados, apresentados na tabela 8, pode-se ver que todas as amostras apresentaram limites de resistência abaixo do requerido pela norma brasileira. Além disso, nota-se que não há linearidade nos resultados, pois pela literatura e estudos anteriores, quanto maior o percentual de martensita, maior deveria ser a resistência mecânica, o que não ocorreu em suas amostras. As maiores resistências estão em percentuais de martensita intermediários.

Maffei, Salvatore e Valentini (2008) explicam que esta diferença ocorreu porque nestas amostras houve a presença de outras fases que não a ferrita e martensita, conforme foi observado nas metalografias. Interessados no desempenho para aplicações sísmicas, Maffei, Salvatore e Valentini (2008) destacaram que a ótima relação resistência/ductilidade destes aços tem potencial para aplicação em armaduras de concreto.

Tabela 8 – Vergalhões obtidos por Maffei, Salvatore e Valentini e sua resistência ao escoamento ($R_{p0.2}$) e limite de resistência (R_m). 1 MPa = 1 N/mm².

Amostra	Têmpera (T°C)	Martensita (%)	Limite de Resistência (N/mm ²)	Tensão de Escoamento (N/mm ²)
T740a	740	16,77	712	392
T740b	740	16,52	654	344
T760a	760	17,03	730	425
T760b	760	21,31	705	371
T780a	780	18,22	759	427
T780b	780	25,70	728	418
T800a	800	20,92	735	420
T800b	800	24,22	757	386
T820b	820	24,76	712	360

Fonte: MAFFEI; SALVATORE; VALENTINI, 2008.

Bhagavathi *et al.* (2011) cortaram amostras de aço de baixo carbono (0,04% C, 0,03% Si, 0,6% Mn) de uma chapa e trataram termicamente de forma a obter diferentes frações de martensita na microestrutura (de 21% a 28%). Foram realizados ensaios de tração, cujos resultados apontaram limite de resistência de 428 a 575 MPa (quanto maior a fração de martensita, maior a resistência à tração). Os aços bifásicos tiveram melhor desempenho do que o ferrítico-perlítico base, testado para comparação, com limite de resistência de 346 MPa. A única amostra que superou o valor de 500 MPa foi a com fração de 28% de martensita.

Lorusso *et al.* (2012) testou fios de aço bifásico com o objetivo de avaliar se eles atendem a norma argentina de construção civil. Para isso, utilizou o fio-máquina normalmente utilizado para produzir os vergalhões disponível no mercado (0,08% C, 0,77% Mn, 0,21% Si), e a partir dele obteve a microestrutura *dual-phase*. O principal objetivo era obter um vergalhão com melhor ductilidade do que o atualmente disponível. Seus resultados, compilados na tabela 9, mostram que os diferentes aços DP não atenderam os requisitos mínimos da norma no que diz respeito à resistência ao escoamento, mas atenderam com folga todos os outros requisitos. Algumas amostras, denominadas 2%EUL, passaram por deformações a frio (*extension under load*) de 2%, visando simular o processo de trefilação à que o fio-máquina é submetido para obter o produto no formato final, nervurado. Estas amostras deformadas, que passaram por um processo de encruamento, tiveram ótimo desempenho nos ensaios à tração, atendendo com folga os requisitos mínimos apontados pela norma argentina.

Tabela 9 – Resultados de propriedades mecânicas para os diferentes materiais testados por Lorusso *et al.*

Amostra	M (%)	HV1	Tensão de Escoamento (TE)(MPa)	Limite de Resistência (LR)(MPa)	LR/TE	A _{10d} (%)
Fio-máquina	-	139±5	304	426	1,40	32,7
DP 795	25±5	184±1	333	656	1,97	14,9
DP 810	40±5	226±2	337	675	2,00	13,5
DP 820	50±5	252±8	356	693	1,95	12,5
DP 840	65±5	268±2	407	698	1,71	10,5
DP 810 (2% EUL)	40±5	227±2	588	689	1,17	12,7
DP 820 (2% EUL)	50±5	261±4	633	698	1,10	9,5
ATR 500N (comercial)	-	240±14	670	708	1,06	7,8
Requisitos da Norma	-	-	500	550	1,03	6,0

Fonte: LORUSSO *et al.*, 2012.

1.3.5 SUMÁRIO DA PARTE 1

Quanto à resistência à corrosão

A tabela 10 apresenta um resumo dos resultados de estudos anteriores que avaliaram o desempenho dos aços *dual-phase* frente à corrosão. Nem todos os artigos citados anteriormente estão presentes, pois só estão indicados os estudos onde foi utilizada uma amostra de aço convencional como comparação. Percebe-se claramente que os melhores resultados encontram-se em percentuais de até 30% de martensita em volume.

Tabela 10 – Resumo dos resultados de pesquisas anteriores.

Corrosão Eletroquímica	% Martensita (fração volumétrica)								
	15 - 20%	20-25%	25-30%	30-35%	35-40%	40-45%	45-50%	60-65%	80-85%
Sarkar et al (2005)				X (pior)	X (pior)		X (pior)		
Bhagavathi et al (2011)		X (melhor)	X (melhor)						
Kayali e Anaturk (2013)				X (pior)				X (pior)	X (pior)
Corrosão em Concreto									
Trejo et al (1994)	X (melhor)								
Trejo (1997)		X (melhor)							
Trejo et al (2000)					X (melhor)				
Kelestemur et al (2008)		X (igual)		X (pior)	X (pior)	X (pior)	X (pior)		
Ismail et al (2010)		X (melhor)							

De maneira geral, os testes foram realizados com uma extensa gama de aços diferentes, utilizando técnicas eletroquímicas diferentes, o que dificulta a comparação direta. No entanto, algumas tendências podem ser observadas:

- É necessário ter cuidado com o design experimental, evitando a utilização de eletrólitos muito agressivos, para não mascarar as diferenças de desempenho entre as microestruturas, que pode ser sutil.
- Nos pares galvânicos ferrita-perlita, ferrita-bainita e ferrita-martensita a ferrita atua como ânodo, sendo preferencialmente dissolvida.
- A taxa de corrosão aumenta com o aumento da fração volumétrica de martensita na microestrutura. Isto ocorre porque o aumento da área catódica em relação à anódica aumenta a corrente galvânica.
- Quanto maior for o refinamento da estrutura, maior será a taxa de corrosão, pois aumenta-se a área de contato entre as fases.

- Aços com microestrutura puramente martensítica tem desempenho pior do que aços ferrítico-perlíticos. A energia armazenada na estrutura distorcida e metaestável faz que esta estrutura tenha maior atividade, e conseqüentemente, maior taxa de corrosão.
- Há uma competição de fenômenos simultâneos que influencia o desempenho de aços bifásicos ferríticos-martensíticos:
 - Os aços compostos por ferrita-martensita com uma fração de até, aproximadamente, 30% em volume de martensita possuem um desempenho melhor do que os aços compostos por ferrita-perlita. Isto ocorre por dois motivos: 1) as estruturas cristalinas das fases ferrita e martensita são mais parecidas do que as da perlita; 2) a diferença de composição em carbono entre as fases é reduzida, quando comparadas com a perlita/cementita (carbonetos). Ambas as características diminuem a diferença de potencial eletroquímico entre as fases.
 - Acima deste percentual de 30% de martensita, os efeitos benéficos da microestrutura são ultrapassados pelo aumento da área catódica, que prejudica o desempenho frente à corrosão.
- O tratamento térmico de revenimento parece ser prejudicial à resistência à corrosão, pois promove a precipitação de partículas de Fe_3C na matriz ferrítica. Isto ocorre porque a ferrita de alta temperatura, a partir da qual a microestrutura intercrítica é temperada, dissolve mais carbono do que a ferrita de baixa temperatura.

Quanto às propriedades mecânicas

A partir dos resultados de estudos anteriores quanto à resistência mecânica dos vergalhões *dual-phase*, observa-se que no geral, por serem de baixo carbono e baixa liga, apresentam limites de escoamento abaixo da norma. É importante destacar, porém, que os estudos possuíam diferentes objetivos, sempre refletindo os requisitos para construção civil em seu país. Braz (2002), Bhagavathi et al. (2011) e Lorusso et al. (2012) conseguiram obter vergalhões com fração volumétrica de martensita entre 30% e 50% que atendessem os valores mínimos de 500 MPa requeridos para o material CA-50.

A partir da revisão bibliográfica realizada, chegou-se a conclusão de que um vergalhão *dual-phase* tem potencial para apresentar melhor desempenho frente à corrosão do que um vergalhão comum. Além disso, acredita-se que a produção do vergalhão *online*, a partir da

laminação controlada seguida de tratamento térmico (por exemplo, por meio do equipamento Thermex) é possível, com poucas modificações das linhas de produção já existentes. Determinou-se então a composição química alvo da liga, que consiste em carbono, manganês e alto silício e que será discutida na próxima seção. Desta forma, espera-se cumprir o objetivo de obtenção de um produto de desempenho superior e com custo semelhante aos já presentes no mercado.

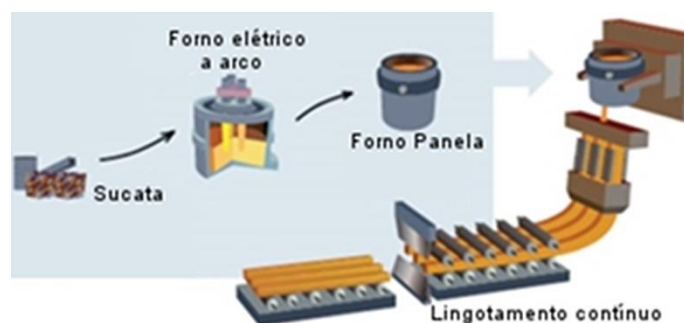
2. PARTE 2 - REVISÃO TERMODINÂMICA: PROCESSO SIDERÚRGICO

Nesta seção serão descritas as principais etapas do processo de produção de aço em uma usina semi-integrada, cuja matéria-prima é a sucata de aço, com foco na termodinâmica. As etapas de maior importância para o trabalho são a de desoxidação, lingotamento contínuo e laminação.

2.1 PRODUÇÃO DE AÇO EM USINAS SEMI-INTEGRADAS

As usinas siderúrgicas semi-integradas, também chamadas de mini-mills, são usinas majoritariamente recicladoras de sucata. O processo de produção de aço, representando a rota semi-integrada mais usual, está apresentado na figura 26 e pode ser descrita da seguinte maneira: o processo começa com a fusão da carga metálica em um Forno Elétrico a Arco (FEA), onde já ocorre uma primeira etapa de refino; em seguida, o aço passa por um refino secundário em Forno-Panela, para atingir a composição química objetivada; depois, é solidificado no lingotamento contínuo; e finalmente, é submetido à conformação mecânica, etapa chamada de laminação, que pode ser seguida de trefilação, obtendo-se os produtos acabados ou semi-acabados, matérias-primas para outras indústrias (MOURÃO, 2007).

Figura 26 – Esquema de produção de aço em uma usina semi-integrada.



Fonte: SCHAEFFLER, 2010.

Inicialmente, o forno elétrico era considerado um reator para fabricação de aços especiais (aço inoxidável e aços fortemente ligados), principalmente devido às possibilidades de controlar com grande precisão a composição química e a temperatura do metal. Contudo, nos últimos anos, com inovações tecnológicas, e principalmente o aumento do volume dos fornos, o forno elétrico tem sido cada vez mais utilizado para produção de aço ao carbono (ARAÚJO, 2005). A maioria dos FEAs encontra-se em usinas que produzem aços longos.

No Brasil, em 2015, a produção de aço pela rota semi-integrada foi de 3.641,8 milhões de toneladas, o que representou 21% da produção total (IABr, 2016a). Esta proporção é mais baixa do que em países como Estados Unidos (60%), Índia (60%), Itália (63%) e Espanha (78%) (QUARESMA, 2009). Isto se deve ao fato de que o Brasil possui abundância em minério de ferro de qualidade, um histórico tradicional de produção de ferro-gusa em altos-fornos a coque e à carvão vegetal e, concomitantemente, escassez de sucata metálica pelo baixo consumo per capita de aço no país (QUARESMA, 2009).

Apesar das previsões apontarem o alto-forno como rota preferencial de produção por muitos anos, devido a sua alta produtividade, a tendência é que no futuro a produção de aço pela rota da aciaria elétrica aumente em todo o mundo, por pressões ambientais e também por maior disponibilidade de sucata (QUARESMA, 2009).

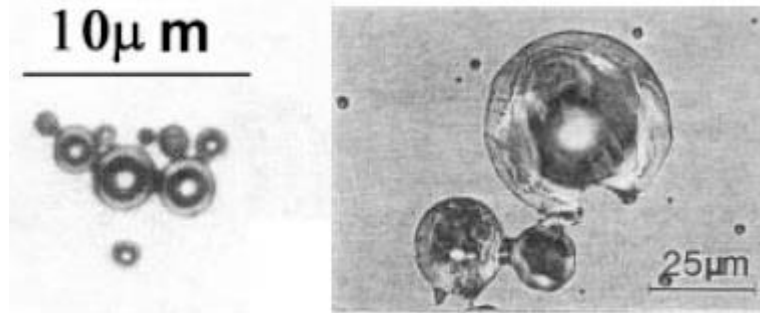
2.2 FORMAÇÃO E MODIFICAÇÃO DE INCLUSÕES DURANTE O PROCESSAMENTO DO AÇO

Considerando o objetivo do projeto de produzir o vergalhão em uma usina semi-integrada, nas próximas seções serão apresentadas com mais detalhes as etapas de processamento, dando ênfase à formação e modificação de inclusões não-metálicas em cada uma delas. A composição química escolhida como alvo, com alto teor de silício, é especialmente problemática, como será apresentado a seguir.

2.2.1 O QUE SÃO INCLUSÕES NÃO-METÁLICAS?

O aço, durante o seu processamento, contém diversas impurezas, advindas das matérias-primas utilizadas para sua confecção e de reações químicas entre o aço, a escória e a atmosfera. Estas impurezas reagem entre si ou com outros elementos não-metálicos, tais como o oxigênio e o nitrogênio dissolvidos no metal líquido, formando partículas sólidas, parcialmente sólidas ou totalmente líquidas chamadas de inclusões não-metálicas (THAPLIYAL, 2015). A figura 27 apresenta inclusões de SiO_2 em uma matriz metálica, a título de ilustração.

Figura 27 – Aglomerados de inclusões esféricas de SiO₂ em uma matriz metálica.



Fonte: ZHANG; THOMAS, 2003.

A formação das inclusões não-metálicas é uma consequência inevitável da físico-química das reações metalúrgicas que ocorrem durante o processo de fabricação do aço. Desse modo, todos os tipos de ligas de aço contêm algum teor de inclusões. Apesar do volume proporcionalmente pequeno, tais inclusões afetam propriedades como ductilidade, dureza, resistência à tração, à fadiga e à corrosão (BJORKLUND, 2008). Zhang *et al.* (2002) resumiram os diferentes defeitos em produtos relacionados à presença de inclusões nos aços.

A presença das inclusões é, portanto, o parâmetro mais utilizado para avaliar a limpeza dos aços, especialmente sua composição, tamanho e distribuição. Nem todas elas são igualmente prejudiciais (PRETORIUS; OLTMANN; SCHAT, 2013). A composição química é importante, pois define se as inclusões serão duras, frágeis ou macias, características que ditam seu comportamento na laminação e de resistência à fadiga. O tamanho e distribuição das inclusões também são cruciais: normalmente, aceitam-se maiores quantidades de inclusões pequenas (<4 μm) bem distribuídas na matriz metálica, enquanto que para inclusões grandes a tolerância é menor. Às vezes, uma falha catastrófica é causada por somente uma macroinclusão em toda a corrida. Por isso, produzir um aço limpo não exige somente controlar a quantidade de inclusões, mas também evitar a formação de inclusões maiores do que um tamanho crítico prejudicial ao produto (ZHANG, THOMAS, 2003; BJORKLUND, 2008; THAPLIYAL, 2015). O procedimento mais comum é mirar em inclusões pequenas, macias (ou seja, deformáveis) e em pouca quantidade (BJORKLUND, 2008). O nível de limpeza exigido/necessário durante o processamento depende da aplicação do produto final (PRETORIUS; OLTMANN; SCHAT, 2013).

Quanto à sua origem, as inclusões podem ser classificadas como endógenas ou exógenas (ZHANG; THOMAS, 2003):

- a) Endógenas: são produtos das reações químicas de desoxidação (primárias) ou inclusões precipitadas durante o resfriamento e a solidificação do aço (secundárias).
- b) Exógenas: surgem principalmente pela interação química e mecânica acidental do aço líquido com sua vizinhança (reoxidação, aprisionamento da escória e erosão do revestimento refratário).

Quanto à composição química, as inclusões podem ser classificadas como óxidos, sulfetos, carbonetos e nitretos tendo oxigênio, enxofre, carbono e nitrogênio como o elemento não-metálico primário, respectivamente. As inclusões podem também ser uma combinação destes compostos, formando inclusões complexas (THAPLIYAL, 2015).

Para produzir aço limpo é essencial entender como as inclusões se formam, como evoluem e como podem ser modificadas e removidas do aço (BJORKLUND, 2008; THAPLIYAL, 2015). Há diversas técnicas que permitem modificar as inclusões de maneira que elas sejam mais favoráveis do ponto de vista de processamento e de propriedades no produto final. Para isso, é fundamental estudar a evolução das inclusões ao longo do processo siderúrgico. Diversos estudos acompanharam a evolução da composição e morfologia das inclusões ao longo do processo, tais como: Beskow *et al.* (2002), Bielefeldt *et al.* (2004), Bielefeldt (2009).

Além de serem prejudiciais aos produtos finais, as inclusões podem atrapalhar o processamento do aço na usina, principalmente na fase de solidificação do aço por lingotamento contínuo e na laminação de bitolas de pequeno diâmetro. É neste aspecto, o de produção, que este trabalho está focado. É importante destacar que aços para aplicações em armaduras para concreto não são aços que exigem altos níveis de limpeza, portanto o teor final de oxigênio dissolvido e a quantidade de inclusões têm tolerâncias maiores.

2.2.2 FORNO ELÉTRICO A ARCO

O forno elétrico a arco (FEA) é o equipamento responsável, nas aciarias elétricas, por iniciar a transformação da sucata em um novo produto, sendo o responsável pela fusão da carga metálica e pelo refino primário. No FEA, a energia necessária para a fusão da sucata de aço é fornecida pelo arco elétrico gerado por três eletrodos de grafita. Este arco atinge altas temperaturas, suficientes para fundir o aço. Energia adicional também é fornecida através da combustão de oxigênio e gás natural injetados, que reagem com a carga fornecendo calor (MOURÃO, 2007).

As operações do FEA podem se dividir nas etapas de: (1) carregamento de sucata e fundentes; (2) fusão; (3) refino primário; e (4) vazamento. O carregamento de sucata no forno é realizado com o auxílio de cestões de sucata (usualmente utiliza-se mais de um cestão por fusão). Quando a sucata estiver completamente fundida, com temperatura do aço líquido por volta de 1.570°C, inicia-se o período de refino (MOURÃO, 2007).

A operação de refino no FEA envolve a remoção de elementos como o fósforo, alumínio, silício, manganês e carbono, através da sua oxidação (é chamado de refino oxidante ou primário). Por isso, as reações são dependentes da quantidade de oxigênio disponível. Os óxidos de carbono escapam sob a forma de gás, enquanto que os outros são absorvidos pela escória (ARAÚJO, 2005). O refino do aço no FEA é de grande importância para a obtenção da qualidade no produto final, especialmente no controle do teor final de fósforo.

Após terminado o refino oxidante e ajustada a temperatura, o furo de vazamento é aberto e o forno é inclinado de modo que o aço seja transferido para a panela (SILVA; MEI, 2011). Durante o processo de vazamento, são adicionadas ligas com base na análise do banho metálico e do tipo de aço desejado. Também são adicionados desoxidantes para eliminar o excesso de oxigênio dissolvido no aço. A adição é feita neste momento para aproveitar a agitação do banho metálico, acelerando a dissolução das adições. Uma nova escória é formada durante o vazamento (ARAÚJO, 2005; MOURÃO, 2013). Para obter informações mais detalhadas sobre a operação e os componentes do forno elétrico a arco usados no Brasil, pode-se consultar as seguintes bibliografias: Araújo (2005) e Rizzo (2005).

2.2.3 FORNO-PANELA

O aço que foi vazado do FEA para a panela agora avança para o refino secundário (também chamado de refino redutor) que ocorre no forno-panela, na maioria dos casos. Os processos envolvidos na desoxidação começam no vazamento e continuam ao longo do refino secundário. Outras funções do forno-panela são remover o enxofre (dessulfuração) e diminuir os teores de gases dissolvidos (H_2 e N_2 - desgaseificação) (MOURÃO, 2007). É também nesta etapa que as inclusões podem ser modificadas por reações com a escória sobrenadante. O processo de forno-panela é o de maior interesse para esta dissertação, e portanto vai ser analisada em maior detalhe.

A literatura oferece diversas definições sobre o que é escória. A definição de Pretorius e Carlsile (1998) é simples, mas eficiente: as escórias são soluções iônicas consistindo de

óxidos metálicos e fluoretos que flutuam sobre a superfície do aço líquido, podendo ser completa ou parcialmente líquidas. Os óxidos que compõem a escória são provenientes das mais variadas fontes, podendo ser adicionadas propositalmente, provenientes de impurezas da carga ou como resultado das diferentes reações químicas como oxidação e desoxidação (MOURÃO, 2007).

As escórias estão nos mesmos sistemas termodinâmicos Das inclusões (KANG; LEE, 2004). Os compostos que formam a escória podem ser separados em dois grupos: refratários e fluxantes. O CaO e o MgO são classificados como refratários, o que quer dizer que a sua adição resulta em um aumento da viscosidade da escória. Os SiO₂, Al₂O₃, FeO, MnO e CaF₂ são fluxantes, ou seja, aumentam a fluidez da escória (PRETORIUS; CARSLILE, 1998).

A propriedade da escória que mede a relação entre refratários e fluxantes é a basicidade. Abaixo, estão apresentadas as expressões para basicidade binária (B₂ – equação 26), basicidade ternária (B₃ – equação 27) e basicidade quaternária (B₄ – equação 28) (os teores de cada óxido devem ser em percentual em massa) (PRETORIUS; CARSLILE, 1998):

$$B_2 = \frac{CaO}{SiO_2} \quad (26)$$

$$B_3 = \frac{CaO}{(SiO_2 + Al_2O_3)} \quad (27)$$

$$B_4 = \frac{(CaO + MgO)}{(SiO_2 + Al_2O_3)} \quad (28)$$

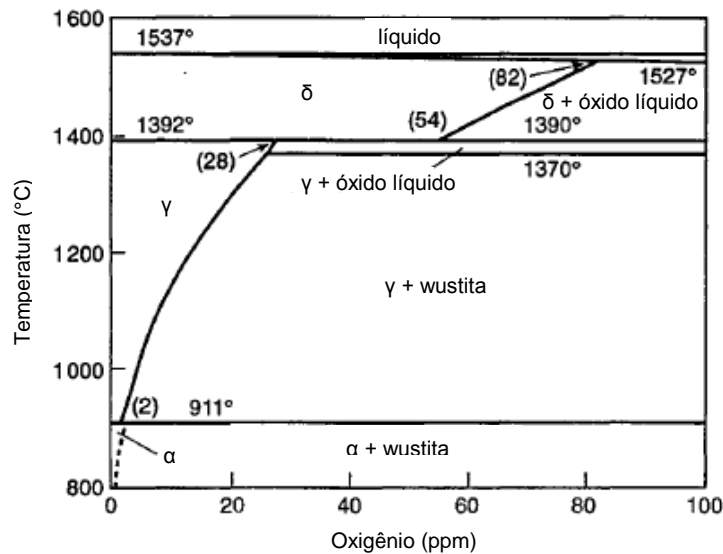
As escórias são responsáveis por fornecer um ambiente propício à dessulfuração, capturar as inclusões, modificar a composição química do aço e das inclusões remanescentes no banho, proteger o aço líquido da atmosfera (evitando reações indesejáveis) e diminuir as perdas térmicas para o ambiente. As escórias precisam mudar de acordo com a etapa de fabricação, sendo as escórias de refino primário diferentes das escórias de refino secundário (MOURÃO, 2007; PRETORIUS; CARSLILE, 1998).

2.2.4 DESOXIDAÇÃO

A desoxidação é o processo realizado imediatamente após o refino oxidante. Todo o oxigênio dissolvido em excesso que era benéfico à retirada das impurezas na etapa anterior agora passa a ser um agente promovedor de inclusões não-metálicas (TURKDOGAN, 1996). Além disso, se oxigênio livre em excesso permanecer no produto final, pode formar defeitos na forma de bolhas, ou *pin holes* (ZHANG *et al.*, 2002). Isso ocorre porque a solubilidade do oxigênio no ferro diminui com a diminuição da temperatura, conforme pode ser observado na

figura 28, onde os valores entre parênteses indicam os teores de oxigênio dissolvido em equilíbrio, em ppm.. O ferro a aproximadamente 1537°C, quando começa a solidificar, dissolve 82 ppm de oxigênio, enquanto que no final da solidificação, a 911°C, o ferro dissolve 2 ppm.

Figura 28 – Diagrama de fases Fe-O, região rica em Fe. Os números entre parênteses indicam o teor de oxigênio dissolvido em ppm em pontos específicos.



Fonte: TURKDOGAN, 1996.

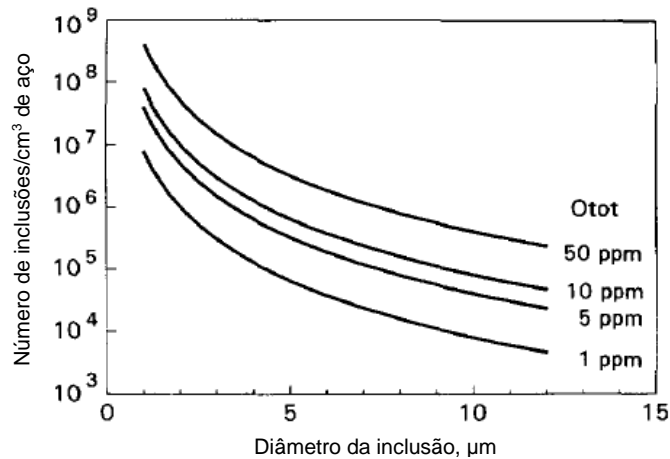
Para reduzir o teor de oxigênio dissolvido no aço, são adicionados desoxidantes que possuem maior afinidade com este elemento. Segundo Ghosh (2000), o processo de desoxidação pode ser simples ou complexo. A desoxidação simples ocorre quando é usado somente um desoxidante (geralmente alumínio) e o produto de desoxidação formado é, geralmente, um óxido puro (por exemplo, inclusões de Al_2O_3). Na desoxidação complexa, mais de um desoxidante é empregado (geralmente manganês e silício). Nesse caso, o produto de desoxidação é uma mistura de óxidos.

Os objetivos da desoxidação são, então, “fixar” uma grande parte do oxigênio livre na forma de óxido em inclusões que depois serão eliminadas no banho. Desta forma, é possível diminuir o teor de oxigênio dissolvido no aço a níveis bastante baixos (normalmente alguns ppm) e também garantir a baixa quantidade de inclusões remanescentes, com tamanho e morfologia adequadas (HOLLAPA, 1990; HOLAPPA; HELLE, 1995). O oxigênio total no aço passa a ser entendido como o que está expresso na equação (29) (GHOSH, 2000):

$$O_{TOTAL} = O_{dissolvido} + O_{inclusões} \quad (29)$$

O número de inclusões depende diretamente do teor de oxigênio dissolvido no aço, como pode ser visto na figura 29 (HOLAPPA, HELLE, 1995). Pode-se observar que a diferença média no número de inclusões para um teor de oxigênio de 1 e 50 ppm é de 10^2 , ou seja, os aços com 50 ppm têm 100 vezes mais inclusões.

Figura 29 – Número de inclusões em um cubo de aço de 1cm^3 em função do teor de oxigênio total e tamanho da inclusão.



Fonte: HOLAPPA; HELLE, 1995.

O teor final de oxigênio dissolvido depende do poder desoxidante do elemento adicionado. Turkdogan (1996) classifica os aços de acordo com o teor final de oxigênio ativo da seguinte maneira:

- 1) Aços resulfurados desoxidados com Mn com 100 a 200 ppm de O ativo;
- 2a) aços semi-acalmados desoxidados com Si/Mn com 50 a 70 ppm de O ativo;
- 2b) Aços semi-acalmados desoxidados com Si/Mn/Al com 25 a 40 ppm de O ativo;
- 2c) Aços semi-acalmados desoxidados com Si/Mn/Ca com 15 a 20 ppm de O ativo;
- 3) Aços acalmados com Al com 2 a 4 ppm de O ativo.

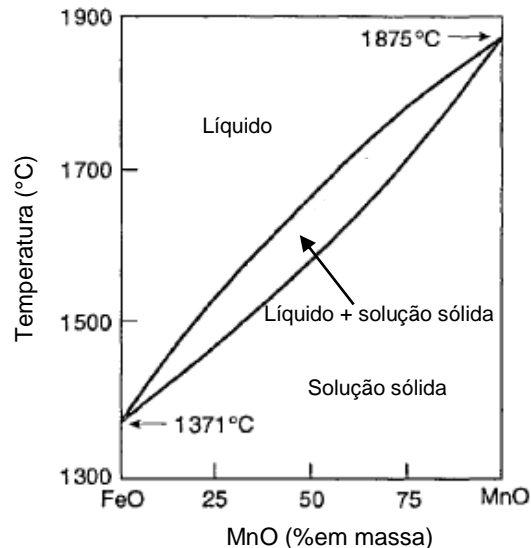
A seguir, será apresentada a revisão termodinâmica de alguns sistemas de desoxidação. No Apêndice A desta dissertação encontra-se uma revisão da termodinâmica básica, importante para o entendimento das próximas seções desta revisão bibliográfica.

2.2.4.1 Sistema Fe-Mn-O

Quando o aço é desoxidado com Mn, normalmente é adicionado na forma de ferro-liga, e o ferro também participa da reação. O produto da desoxidação é um composto de FeO-MnO de composição variável, que pode ser sólido ou líquido, conforme pode ser visto no

diagrama de fases apresentado na figura 30. Isso ocorre porque o manganês é um desoxidante fraco, não muito melhor do que o próprio ferro. (TURKDOGAN, 1996; FRUEHAN, 1998; GHOSH 2000).

Figura 30 – Diagrama de fases FeO-MnO.



Fonte: TURKDOGAN, 1996.

Por isso, a reação química é análoga a uma de desoxidação complexa, onde o ferro também atua como desoxidante. A reação e a respectiva constante de equilíbrio podem ser descritas pelas equações (30) e (31), respectivamente (GHOSH, 2000; TURKDOGAN 1996).



$$K = \frac{(\% \text{Mn}) \cdot (a_{\text{FeO}})}{a_{\text{MnO}}} \quad (31)$$

Onde $\alpha_{\text{Fe}} = 1$ e por isso não aparece na equação. Pela fórmula da constante de equilíbrio é possível notar que a proporção de cada óxido no produto de desoxidação (FeO/MnO) é diretamente proporcional à quantidade de desoxidante adicionado ao banho.

2.2.4.2 Sistema Fe-Si-O

O silício é um desoxidante mais poderoso do que o manganês e, apesar de também ser adicionado como uma ferroliga, o ferro não participa da desoxidação, conforme equação e constante de equilíbrio apresentadas nas equações (32) e (33) (GHOSH, 2000; TURKDOGAN, 1996):



$$K = \frac{a_{\text{SiO}_2}}{\% \text{Si} \cdot (\% \text{O})^2} \quad (33)$$

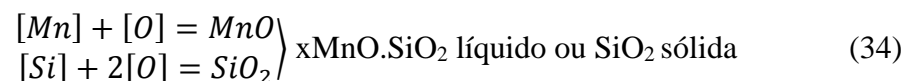
Se somente ferro-silício é adicionado, o produto de desoxidação é a sílica pura, sólida, de atividade igual a 1. No entanto, se outro desoxidante também é adicionado (o manganês, por exemplo), e o %Si é mantido constante, a atividade da SiO₂ vai ser menor do que 1, e necessariamente o valor de (%O)² será menor. Por isso, a desoxidação complexa consegue remover mais oxigênio adicionando menos desoxidantes (GHOSH, 2000). No item a seguir esse tipo de remoção será tratada com mais detalhes.

2.2.4.3 Sistema Fe-Si-Mn-O

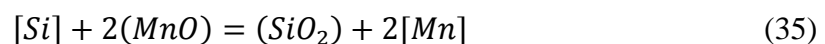
A desoxidação com manganês e silício é mais efetiva do que as desoxidações simples. Esta combinação é muito utilizada para aços que não podem ter inclusões de alumina, principalmente aqueles que exigem resistência à fadiga, como aços para cordoalhas de pneus e aços para molas (THAPLIYAL, 2015).

Segundo Kang e Lee (2004), o principal objetivo da adição do manganês como desoxidante é formar fases de xMnO.ySiO₂ mais interessantes metalurgicamente. A SiO₂ pura tem alto ponto de fusão e forma – por consequência de suas propriedades físico-químicas – inclusões sólidas de difícil remoção, porém se combinado com o MnO, pode formar inclusões líquidas.

As reações químicas de desoxidação e os produtos de desoxidação são apresentados na equação (34) (TURKDOGAN, 1996):



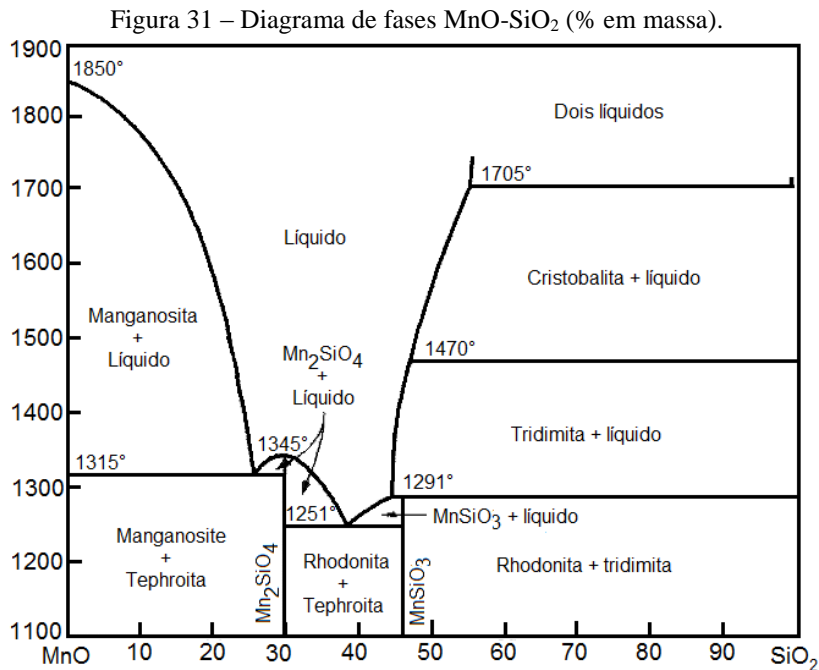
A partir de trabalhos realizados por diversos pesquisadores, chegou-se à seguinte relação de equilíbrio para a desoxidação com Si e Mn (equações 35 e 36) (FRUEHAN, 1998):



$$K_{MnSi} = \left(\frac{[\% Mn]}{a_{MnO}} \right)^2 \cdot \frac{a_{SiO_2}}{[\% Si]} \quad (36)$$

Para sistemas envolvendo desoxidação complexa, como a desoxidação com manganês e silício, é necessário conhecer a variação das atividades de acordo com a composição dos produtos de desoxidação, além dos coeficientes de interação dos elementos dissolvidos no aço (GHOSH, 2000). Os cálculos matemáticos ficam mais complexos e exigem modelagem sofisticada. Os *softwares* de termodinâmica computacional são ótimas ferramentas para realizar cálculos destes tipos de equilíbrios.

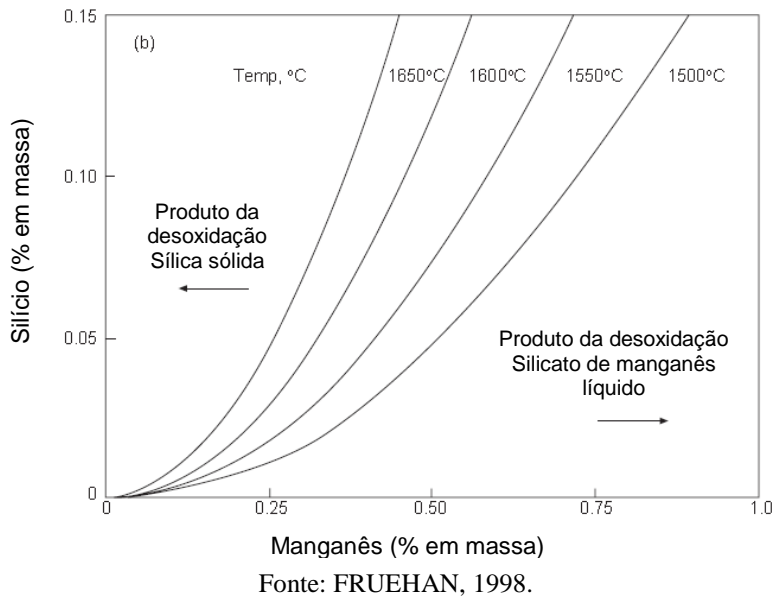
Para encontrar a região mais favorável às inclusões líquidas nas temperaturas de processamento dos aços praticadas em forno-panela, pode-se utilizar um diagrama de fases binário $\text{SiO}_2\text{-MnO}$, como o mostrado na figura 31.



Nas temperaturas entre 1500 e 1600°C, nota-se que o intervalo de inclusões líquidas encontra-se entre 25 e 50% de SiO_2 . Acima dessa concentração, forma-se cristobalita sólida. O ponto eutético (temperatura de fusão de 1251°C) corresponde à composição de 61,7% MnO e 38,3% SiO_2 .

O que define se o produto de desoxidação será SiO_2 pura (sólido) ou silicato de manganês líquido é a temperatura e os teores de Si e Mn dissolvidos no aço (FRUEHAN, 1998). A relação entre estes fatores está ilustrada na figura 32.

Figura 32 – Produtos formados na desoxidação complexa em função dos teores de silício e manganês e da temperatura.



Aços ricos em silício são termodinamicamente propensos a formar inclusões de SiO_2 pura. Ainda assim, o diagrama disponível representa regiões muito distantes daquelas de interesse para este trabalho, da ordem de 2% de silício. Temperaturas mais altas favorecem a formação de silicatos de manganês líquidos, e o resfriamento do aço pode provocar um deslocamento no equilíbrio, fazendo inclusões antes líquidas tornarem-se sólidas. Este fenômeno pode ser especialmente prejudicial durante o lingotamento contínuo, no distribuidor ou no molde.

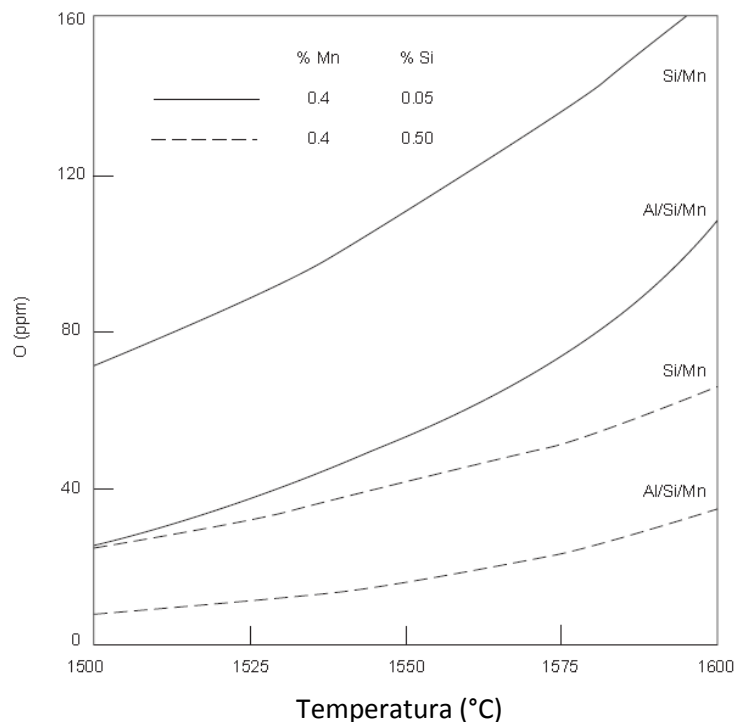
Na figura 32, as curvas são funções quadráticas representando relações Mn^2/Si fixas. Para garantir que as inclusões líquidas sejam líquidas a 1500°C , por exemplo, precisa-se garantir que a relação Mn^2/Si seja de no mínimo 5,88. Para a temperatura de 1600°C , a relação precisa ser de no mínimo 2,16 (BIELEFELDT, 2014). Nota-se que aços com teor maior de silício do que de manganês, como os aços que serão utilizados no projeto do vergalhão *dual-phase* tema desta dissertação, estão distantes desta relação, e provavelmente precipitarão SiO_2 sólida, independente da temperatura.

Manganês e silício são adicionados através da utilização de ferroligas, principalmente FeSi e FeSiMn . As ferroligas contém uma certa quantidade de alumínio na sua composição como impureza. Em alguns casos, a adição de Al é proposital, dependendo do nível final de oxigênio que se queira atingir. Desta forma, os produtos de desoxidação gerados são formados por compostos no sistema $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3$ (MARCON, 2007; THAPLIYAL, 2015).

2.2.4.4 Sistema Fe-Si-Mn-Al-O

Como explicado anteriormente, em aços desoxidados com Si e Mn, o alumínio estará presente, em pequenas quantidades, por ser uma impureza das ferroligas adicionadas. O alumínio participa das reações de equilíbrio, modificando a composição dos produtos de desoxidação (FRUEHAN, 1998). O sistema é complexo e podem ser formadas inúmeras fases diferentes, dependendo dos teores dos óxidos (ROGHANI; JAK; HAYES, 2003). A desoxidação com Si/Mn/Al é mais eficiente do que a desoxidação com Si/Mn, como pode ser visto na figura 33. O teor de oxigênio dissolvido diminui com o aumento do teor de silício, com a adição de alumínio e com a diminuição da temperatura.

Figura 33 – Efeito da adição de alumínio no teor de oxigênio dissolvido no aço com a temperatura para dois aços de composição diferente.

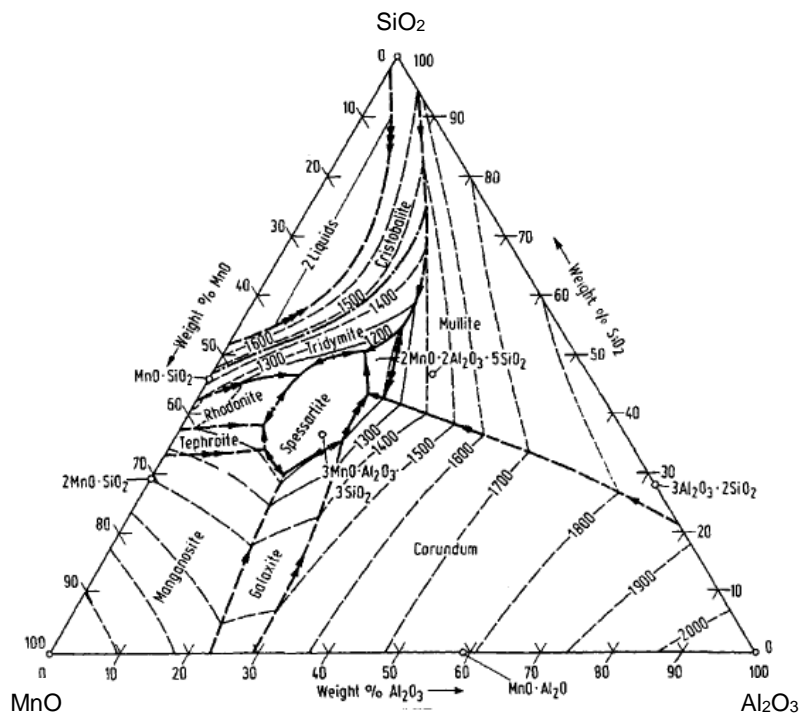


Fonte: FRUEHAN, 1998.

Para analisar as regiões de inclusões de baixo ponto de fusão deste sistema, é necessário utilizar um diagrama ternário do sistema $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3$. Este diagrama está apresentado na figura 34. As linhas pontilhadas são isotermas que representam a temperatura *liquidus*. As linhas em negrito mostram os campos de precipitação primária de fases. Observa-se que a maioria das fases presentes nesse sistema precipitam em temperaturas abaixo de 1600°C. Isto torna este sistema bastante flexível, visto que existe uma grande região do

diagrama em que se pode encontrar inclusões líquidas nas temperaturas comuns de fabricação dos aços.

Figura 34 – Diagrama ternário $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3$.



Fonte: SLAG ATLAS, 1995.

Um resumo das propriedades das fases deste sistema foi apresentado por Marcon (2007), conforme a tabela 11. Nela são apresentadas a fórmula química, a composição em fração em massa dos componentes, a temperatura de fusão, a dureza, a densidade e a estrutura cristalina. De maneira geral, inclusões ricas em MnO possuem pontos de fusão mais baixos e são mais deformáveis do que inclusões ricas em SiO_2 ou Al_2O_3 .

Tabela 11 – Características físicas das principais fases existentes no sistema MnO-SiO₂-Al₂O₃.

Fase	FQ	% massa			Tl °C	HV	d	EC
		MnO	SiO ₂	Al ₂ O ₃				
Coríndon	α -A	100	2050	3750	3,96	Trigonal
Cristobalita	S	...	100	...	1723	1600	2,32	Tetragonal
Tridimita	S	...	100	...	1670	1600	~2,3	...
Quartzo	S	...	100	...	1710	1600	2,6	Tetragonal
Manganosita	M	100	1850	400	5,36	Cúbico
Galaxita	M.A	41	...	59	1560	1500-1700	4,23	Cúbico
Mullita	3A.2S	72	1850	1500	3,16	Ortorrômico
Rodonita	M.S	54	46	...	1291	750	3,72	Triclínico
Tefroita	2M.S	70	30	...	1345	950	4,04	Ortorrômico
Espessartita	3M.A.3S	43	36	21	1195	1000-1100	4,18	Octaédrico
Mn-Anortita	M.A.2S	24	41	35
Mn-cordierita	2M.2A.5S	22	46	32

Nota: Fase – nome da fase; FQ – fórmula química onde M = MnO, S = SiO₂ e A = Al₂O₃; % em massa – fração percentual em massa de cada constituinte da fase; Tl – temperatura *liquidus*; HV – microdureza Vickers; d – densidade; EC – estrutura cristalina

Fonte: MARCON, 2007.

O coríndon (Al₂O₃) é uma fase de alta dureza e altíssimo ponto de fusão. No vocabulário siderúrgico, é normalmente chamado de alumina. É originado de maneira endógena, podendo ser fruto das impurezas nas ligas de ferro-silício e ferro-mangânês usadas para a desoxidação, da sucata utilizada na carga do FEA e também da própria adição do alumínio usado na desoxidação. Forma inclusões sólidas e pequenas, com tendência a formar aglomerados. Quando combinado com o MgO, forma o composto mineral chamado de espinélio. Outros óxidos duplos de metais, de fórmula química AO.B₂O₃ também são normalmente chamados de espinélios, e constituem um grupo com mesma estrutura cristalina (RHOGANI; JAK; HAYES, 2003; MARCON, 2007; ZHANG *et al.*, 2002).

A sílica (SiO₂), nos processos de aciaria, está normalmente presente na forma de cristobalita. Tem alto ponto de fusão, o que indica que são sólidas nas temperaturas de fabricação do aço, alta dureza, apesar de menor do que a alumina (MARCON, 2007). Possui alta viscosidade e não são deformáveis em condições de laminação (BERNARD; RIBOUD;

URBAIN, 1981). É comum se encontrar uma camada externa de SiO_2 ao redor de inclusões de Fe/Mn/O (THAPLIYAL, 2015).

A manganosita (MnO) também é sólida nas temperaturas de fabricação dos aços, porém é muito mais macia do que a sílica ou a alumina. Essas inclusões formam compostos sólidos com os óxidos de ferro da forma $\text{Fe}_x\text{Mn}_{1-x}\text{O}$. Inclusões de manganosita pura existem somente em aços com teor muito alto de manganês (THAPLIYAL, 2015).

A galaxita ($\text{MnO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$) tem uma estrutura do tipo espinélio e é considerada prejudicial à laminação devido à sua dureza. Seu ponto de fusão é de 1560°C , e elas precipitam no início do lingotamento (THAPLIYAL, 2015 BERNARD; RIBOUD; URBAIN, 1981). A mulita ($3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$) tem uma dureza semelhante, mas um ponto de fusão mais alto.

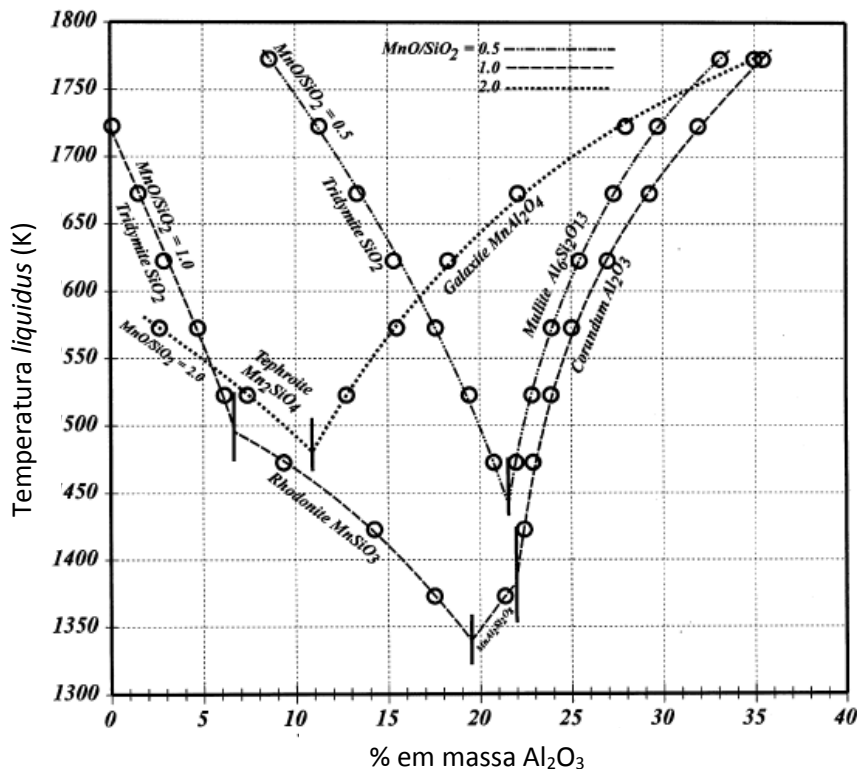
A rodonita ($\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$) é uma fase estável a temperatura ambiente e comumente encontrada em inclusões em aços. Tem baixo ponto de fusão e baixa dureza, sendo uma inclusão deformável em processos de laminação (BERNARD; RIBOUD; URBAIN, 1981). Para altos teores de SiO_2 , este pode cristalizar como cristobalita na matriz de rodonita (MARCON, 2007). A fase tefroita, enriquecida em manganês ($2\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$) apresenta baixa dureza, boa deformabilidade e baixo ponto de fusão (BERNARD; RIBOUD; URBAIN, 1981).

Com a presença de pouca alumina, os pontos de fusão das inclusões diminuem ainda mais. Segundo Choudhary, Chandra e Ghosh (2005), a espessartita ($3\text{MnO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 3\text{SiO}_2$) é a fase preferida do sistema $\text{MnO}\text{-}\text{SiO}_2\text{-}\text{Al}_2\text{O}_3$ por suas características de boa deformabilidade, baixo ponto de fusão, baixa dureza, boa molhabilidade pelo aço e boa capacidade de coalescimento e flotação. Inclusões de Mn-anortita também são deformáveis quando conformadas a quente (BERNARD; RIBOUD; URBAIN, 1981).

Roghani, Jak e Hayes (2003) realizaram um estudo experimental sobre o equilíbrio termodinâmico do sistema ternário $\text{MnO}\text{-}\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\text{SiO}_2$, com o objetivo de identificar os campos de estabilidade das fases, suas composições e seus pontos de fusão, e compará-los com os diagramas ternários existentes na literatura. Como resultado, encontraram que para aços sem alumínio, a relação MnO/SiO_2 no produto de desoxidação deve ser maior ou igual a 1 para garantir inclusões líquidas. Já quando há a adição de alumínio, este diminui o ponto de fusão das inclusões com teores de até 25% em massa de alumina na inclusão, como está demonstrado na figura 35. Além disso, quando há a presença de alumínio, é possível obter

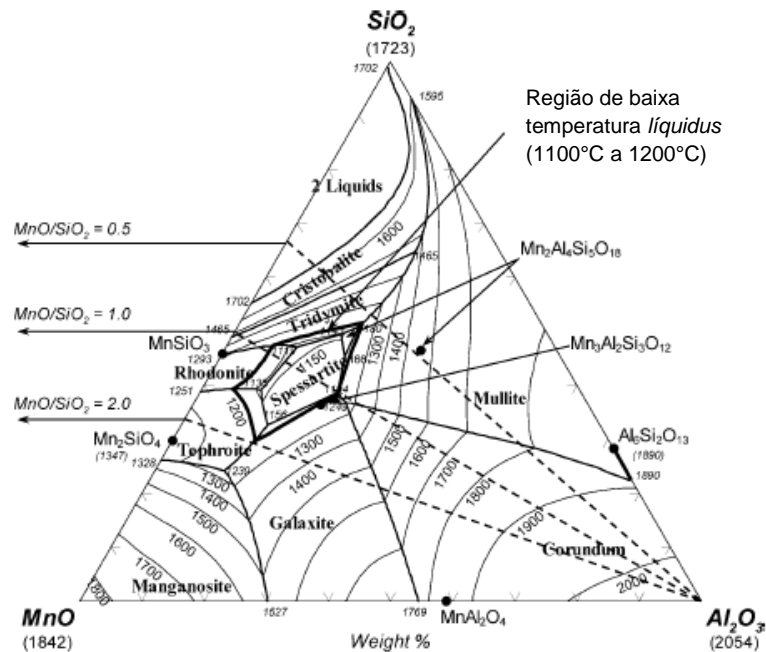
produtos de desoxidação 100% líquidos em relações $\text{MnO}/\text{SiO}_2 < 1$. Por exemplo, para relação $\text{MnO}/\text{SiO}_2 = 0,5$, a 1600°C , uma inclusão com até 25% de Al_2O_3 será líquida.

Figura 35 – Temperatura *liquidus* em função do teor de Al_2O_3 para relações MnO/SiO_2 de 0,5, 1,0 e 2,0 nas inclusões em um aço desoxidado com Si e Mn.



Kang e Lee (2004) realizaram um estudo termodinâmico abrangente de inclusões no sistema $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ e da desoxidação com Mn/Si, incluindo sistemas ricos em SiO_2 . Porém, eles limitaram a simulação à composição química de $\% \text{Mn} + \% \text{Si} = 1\%$. Foram realizados testes com o *software* de termodinâmica computacional FactSage, e os resultados foram comparados com testes experimentais. Para os cálculos, foi utilizado o Modelo Quase-Químico Modificado (*Modified Quasichemical Model*), que apresentou boas correlações com os dados obtidos experimentalmente. Para estes sistemas, identificaram que a região de inclusões com baixo ponto de fusão (espeartita) se concentra em relações MnO/SiO_2 entre 0,5 e 2 (em porcentagem em massa), conforme a figura 36. Eles também reproduziram os resultados de Roghani, Jak e Hayes (2003) para os pontos de fusão das inclusões em função do teor de Al_2O_3 . Segundo o estudo, as inclusões com $\% \text{MnO}/\% \text{SiO}_2 = 1$ formam compostos com baixo ponto de fusão (abaixo de 1200°C) com teores entre 5% e 25% de Al_2O_3 . Já para inclusões com $\% \text{MnO}/\% \text{SiO}_2 = 0,5$, a faixa de baixo ponto de fusão é mais estreita e se concentra nas proximidades de 20% de Al_2O_3 .

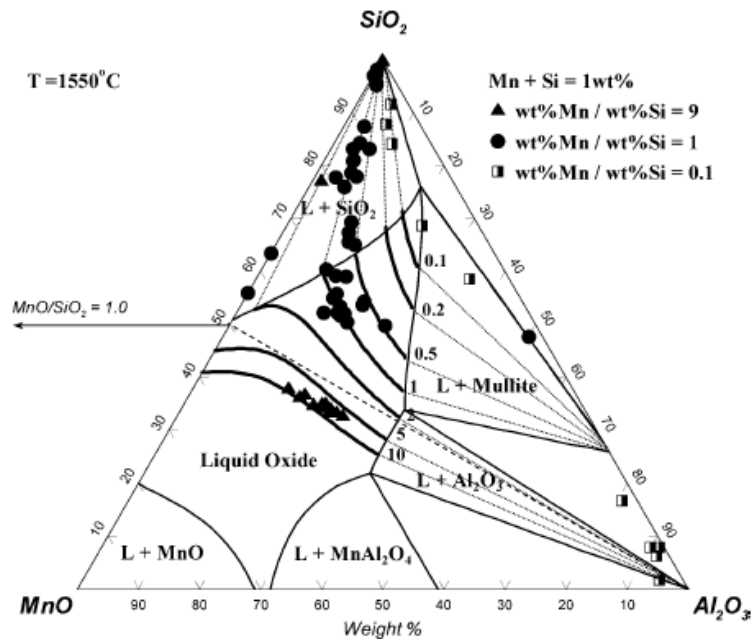
Figura 36 – Diagrama ternário MnO-Al₂O₃-SiO₂ indicando as relações MnO/SiO₂ onde se tem inclusões de menor ponto de fusão.



Fonte: KANG; LEE, 2004.

Quanto à composição do aço, seus resultados podem ser vistos na figura 37. O diagrama representa as fases líquida e sólida à temperatura de 1550°C. As linhas pretas na região sólida são linhas onde a relação %Mn/%Si no aço é fixa, e vai de 10 (rico em manganês) a 0,1 (rico em sílica). Os pontos são dados obtidos por ensaios experimentais, que foram realizados para %Mn/%Si de 9,1 e 0,1. Pode-se notar que, para as relações %Mn/%Si ricas em sílica, o produto de desoxidação encontra-se no campo de estabilidade de líquido + sílica sólida, enquanto que para aços ricos em manganês, o produto de desoxidação está totalmente líquido. A partir da análise de seus resultados, Kang e Lee (2004) determinaram que para aços que possuem $Mn + Si = 1\%$ em massa, para garantir inclusões líquidas a 1550°C, a composição do aço deve ter uma relação Mn/Si entre 2 e 5.

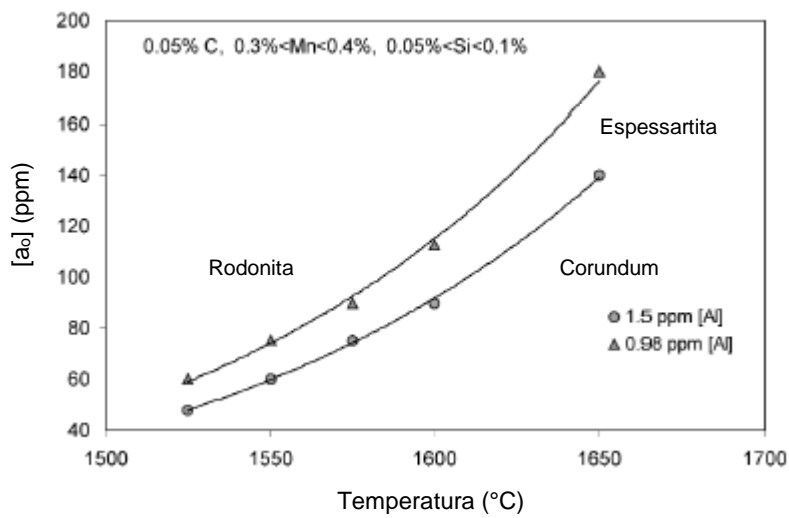
Figura 37 – Comparação entre experimentos e cálculos das composições das inclusões para aço desoxidado com Mn/Si a 1550°C.



Fonte: KANG; LEE, 2004.

Choudhary, Chandra e Ghosh (2005) desenvolveram um modelo termodinâmico para prever a composição química das inclusões formadas em aços desoxidados com Mn/Si. Foi utilizado o modelo de Solução Regular (*Regular Solution Model*). Seus cálculos foram feitos para aços nas seguintes faixas de composição: C – 0,05% e 0,68%, Mn – 0,3 e 0,7%, Si – 0,05% e 0,3%. Com resultado, encontraram que teores muito baixos de alumina podem modificar a inclusão. De acordo com a figura 38, uma pequena variação no teor de alumínio dissolvido pode modificar o teor de oxigênio em equilíbrio e também a morfologia da inclusão. Para ocorrer a formação de espessartita, é necessária a presença de alguns ppm de alumínio. É possível ver que o oxigênio também tem uma participação importante. Caso o aço seja desoxidado demais, favorece-se a formação de Al₂O₃. No entanto, se o aço for reoxidado, forma-se a rodonita.

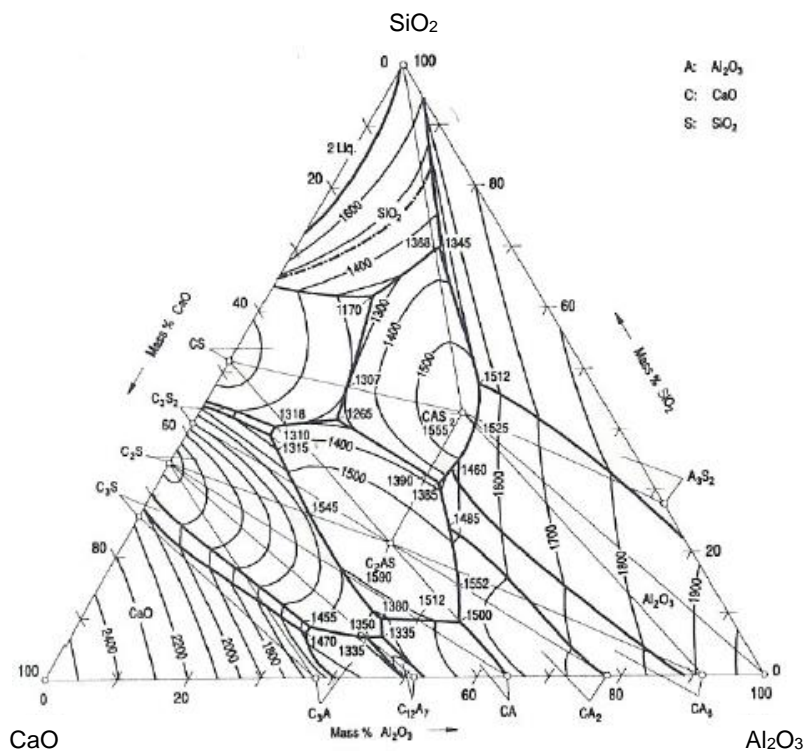
Figura 38 – Variação da atividade do oxigênio em função da temperatura e do teor de alumínio dissolvido no aço.



Fonte: CHOUDHARY; CHANDRA; GHOSH, 2005.

2.2.4.5 Sistema Fe-Si-Al-Ca-O

Este sistema é mais complexo do que o MnO-SiO₂-Al₂O₃ devido à grande quantidade de fases intermediárias formadas. Agora, os óxidos de manganês são substituídos pelos de cálcio na análise das inclusões. Um diagrama ternário do sistema CaO-SiO₂-Al₂O₃ está apresentado na figura 39. A região entre a pseudo-wollastonita (CS) e a anortita (CAS) é a de menor ponto de fusão e, portanto, a de maior interesse para processos de fabricação do aço.

Figura 39 – Diagrama ternário CaO-SiO₂-Al₂O₃.

Fonte: SLAG ATLAS, 1995.

Marcon (2007) também compilou as características das fases de maior interesse para o processo siderúrgico em uma tabela (tabela 12). São as fases correspondentes aos cálcio-aluminatos e cálcio-silicatos.

Tabela 12 – Características físicas das principais fases existentes no sistema CaO-SiO₂-Al₂O₃.

Fases intermediárias	% em massa			Temperatura <i>liquidus</i> °C	Microdureza Vickers HV	Densidade	Estrutura Cristalina
	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃				
CaO	100	2570	400	3,34	Trigonal
Wollastonita	48	52	...	<1125	...	2,92	Polimórfico
Pseudowollastonita	48	52	...	1125-1544	1000	2,9	Polimórfico
Guelenita	41	22	37	1590	...	3,5	Hexagonal
Anortita	20	43	37	1550	...	2,77	Tetragonal

Fonte: MARCON, 2007.

A pseudowollastonita (CaO.SiO₂) se transforma em wollastonita em temperaturas abaixo de 1125°C. A anortita (CaO.Al₂O₃.2SiO₂) é uma fase interessante pelas características de boa flotação (MARCON, 2007). Estas inclusões possuem boas deformabilidade (BERNARD; RIBOUD; URBAIN, 1981).

Remoção de inclusões não-metálicas

Esta pode ser considerada a etapa final da desoxidação, pois não adiantaria desoxidar o aço se não fosse possível retirar o oxigênio ainda presente na forma de inclusões. Durante o processamento do aço na panela aplicam-se diversas técnicas para promover a remoção das inclusões (MOURÃO, 2007; ARAÚJO, 2005; REIS, 2013).

- 1) Flotação: De acordo com a lei de Stokes, a diferença de densidades entre as inclusões não-metálicas e o aço líquido faz com que elas flitem naturalmente em direção à superfície. A velocidade de transporte depende do tamanho e morfologia das inclusões, da massa específica e da viscosidade do aço líquido. A velocidade de flotação das inclusões é diretamente proporcional ao quadrado do raio das mesmas, ou seja, a flotação é dificultada com a diminuição do diâmetro das inclusões. A aplicabilidade da lei de Stokes é limitada, pois considera o banho sem agitação.
- 2) Agitação magnética ou injeção de gás inerte: a agitação mecânica promove, além da homogeneização química e térmica do banho, a eliminação de inclusões por melhorar a dissolução do desoxidante, acelerar o crescimento das inclusões por coalescimento, e transportar inclusões até a escória por aprisionamento nas bolhas de gás.

Ao chegar até a escória, a inclusão precisa ser absorvida por ela. Uma inclusão só pode ser considerada como eliminada de um aço quando for totalmente dissolvida na escória. Esta absorção depende da composição química, viscosidade e fração líquida da escória, e de força motriz para reações de dissolução das inclusões (REIS, 2013).

Modificação das Inclusões Remanescentes

Como não é possível garantir a flotação de todas as inclusões presentes, uma prática efetiva é manipular a composição química e morfologia destas. Através deste artifício é possível obter inclusões com características aceitáveis para a continuação da fabricação e para o produto final.

Para aços acalmados ao alumínio, o procedimento mais comum é realizar a modificação das inclusões sólidas de alumina e espinélios pela adição de cálcio, normalmente na forma de CaSi. Dessa maneira, é possível formar inclusões de aluminatos de cálcio e de sulfetos de cálcio, com baixo ponto de fusão. Esta modificação serve principalmente para

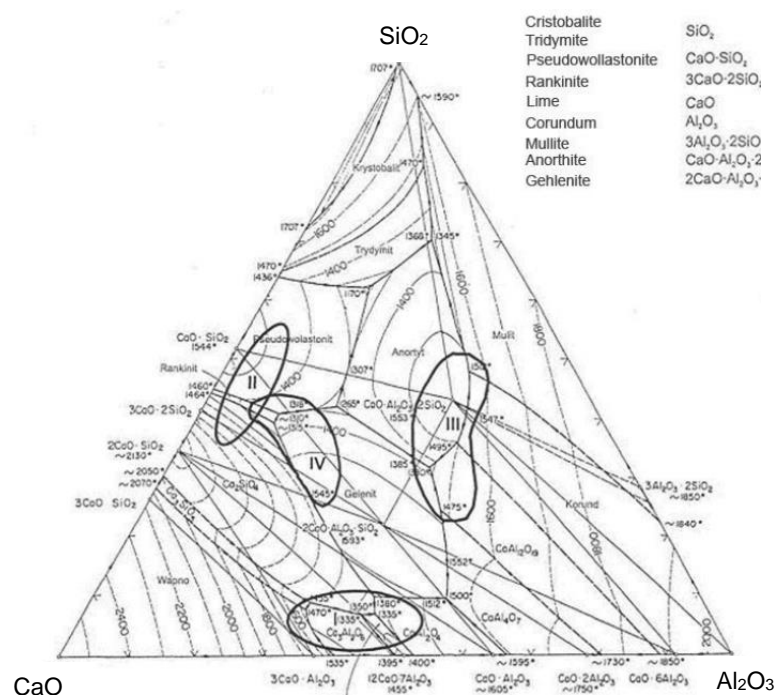
evitar o entupimento de válvulas durante o lingotamento contínuo, também chamado de *clogging*. Diversos pesquisadores descreveram como essa modificação ocorre, como por exemplo Janke *et al.* (2000), Holappa e Helle (2005), e Bielefeldt (2005; 2009).

Para aços desoxidados com Si-Mn, é comum a retirada da escória formada e a adição de wollastonita (CaO-SiO_2 contendo cerca de 47,5% CaO, 51% SiO_2) para a formação da nova escória. O objetivo é modificar as inclusões remanescentes de espessartita para inclusões do sistema Fe-Si-Al-Ca-O com pontos de fusão ainda menores, como é relatado no trabalho de Faulring (1999).

Escórias utilizadas no refino

Como mencionado anteriormente, as escórias têm papel importante no refino do aço, aumentando a desoxidação e modificando as inclusões. Wcislo, Michaliszyn e Baka (2012) classificam as escórias normalmente utilizadas para refino de aços em quatro grandes grupos, cujas regiões de composição estão apresentadas na figura 40.

Figura 40 – Exemplo de quatro composições químicas de escórias usadas no refino de aços.



Fonte: WCISLO; MICHALISZYN; BAKA (2012)

Segundo eles, a aplicação e a função de cada uma delas são as seguintes, conforme pode ser visto da figura 40:

I - Escórias para aços "super" puros, com baixo teor de alumínio e submetidos a tratamento com cálcio, com boas capacidades desoxidantes e dessulfurantes.

II - Escória de wollastonita para aços usados para fios (laminação a frio, como cordoalhas de pneus, por exemplo) e para aços resulfurados com usinabilidade melhorada.

III - Escória utilizada para aços aplicados em produtos com excelente acabamento superficial (cilindros hidráulicos, rolamentos). Sem capacidade de dessulfuração, alta capacidade de absorver Al_2O_3 .

IV - Escória utilizada para produzir aços para rolamentos, desoxidação com C e Si sem a adição de Al, ausência de tratamento com cálcio, alta capacidade de absorver Al_2O_3 .

2.2.5 LINGOTAMENTO CONTÍNUO

O lingotamento contínuo é a etapa na qual o aço líquido é transformado via solidificação em um produto semi-acabado. Uma panela transfere o aço líquido a um distribuidor, que por sua vez se encarrega de alimentar o molde através da vazão de aço líquido controlada. Este vazamento pode ocorrer de duas maneiras: com jato protegido (aços especiais, aços de alta limpeza inclusonária) ou com jato aberto (aços com menores exigências de limpeza). A solidificação inicia-se no molde resfriado de cobre, com a formação de uma casca sólida. Na sequência, o lingote (tarugo, bloco ou placa) abandona o contato com o molde e é resfriado diretamente em sua superfície através de *sprays* que borrifam água ao longo de uma série de zonas de resfriamento. A solidificação é normalmente finalizada nesta etapa, e o processo de resfriamento continua em uma etapa de radiação livre, culminando com o corte do lingote em segmentos adequados (MOURÃO, 2007; GARCIA *et al.*, 2006).

O distribuidor tem papel importante na remoção de inclusões. Através da utilização de modificadores de fluxo, como barreiras, diques e inibidores de turbulência, é possível direcionar o fluxo de aço para a superfície, onde há uma camada de pó fluxante (escória sintética), responsável por capturar inclusões. Desta forma aumenta-se a remoção de inclusões por flotação e absorção por pó fluxante (MACHADO, 2014; GARCIA *et al.*, 2006). Uma descrição mais detalhada deste fenômeno pode ser encontrada em Machado (2014).

Durante o lingotamento contínuo, o principal problema relacionado a inclusões é o entupimento das válvulas alimentadoras dos moldes, fenômeno chamado de *clogging*. O entupimento é causado pela deposição, nas paredes da válvula, de inclusões de Al_2O_3 sólidas nas temperaturas de processamento (BIELEFELDT, 2005). Para evitar que isso ocorra, o

procedimento comum é realizar a modificação das inclusões através da adição de ligas de cálcio, ainda no forno-panela, como mencionado anteriormente.

Em aços desoxidados com Mn-Si é essencial controlar a reoxidação durante o lingotamento contínuo. Como visto na revisão termodinâmica, a reoxidação destes aços pode levar ao aparecimento de inclusões de alumina (o alumínio dissolvido é proveniente das ferroligas adicionadas), ou ainda inclusões sólidas da família dos silicatos, já que o silício dissolvido é abundante e tem alta afinidade pelo oxigênio. A figura 41 mostra a escória formada no molde após reoxidação em aço com alto teor de silício.

Figura 41 – Escória sólida formada no molde em uma corrida com alto teor de silício dissolvido.



Fonte: GERDAU, 2013.

2.2.6 LAMINAÇÃO DE TARUGOS

Após a etapa de lingotamento contínuo, os tarugos (geometria de seção quadrada) são resfriados enquanto aguardam a próxima etapa de processamento: a laminação. A laminação transforma os produtos semi-acabados (tarugos) em produtos acabados utilizados pela indústria de transformação, como vergalhões, arames, perfis e barras. Esta transformação é feita através de conformação mecânica, na qual o material é forçado a passar entre dois cilindros, reduzindo sua seção transversal através de deformação plástica. Para chegar nas dimensões finais, o material passa por uma sucessão de conjuntos de cilindros, chamados passes de laminação (MOURÃO, 2013).

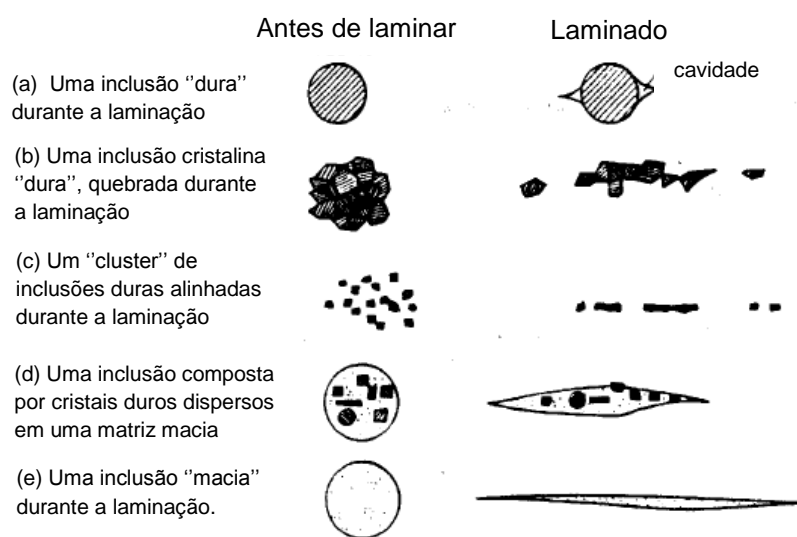
O tarugo proveniente do lingotamento contínuo necessariamente passa por uma etapa de laminação à quente. Para aumentar a ductilidade do material (normalmente com grandes seções iniciais) e diminuir a força a ser aplicada pelas máquinas, os tarugos são reaquecidos à temperaturas da ordem de 1200°C. A temperatura de trabalho se situa acima da temperatura de recristalização do metal da peça, a fim de reduzir a resistência à deformação plástica em cada passagem e permitir a recuperação da estrutura do metal, evitando o encruamento para os passes subsequentes (MOURÃO, 2013).

Segundo Bernard, Riboud e Urbain (1981), durante a laminação as inclusões podem se comportar de três maneiras:

- 1) Inclusões que têm viscosidade elevada e não são deformáveis;
- 2) Inclusões com tendência a recrystalizar e se tornarem não deformáveis;
- 3) Inclusões que são mais deformáveis que o aço e ficam alongadas na direção de laminação.

Zhang e Thomas (2003) apresentam em seu trabalho uma representação gráfica (figura 42) dos tipos de inclusão e suas morfologias antes e depois da laminação. Inclusões não deformáveis podem causar defeitos superficiais nos produtos finalizados ou até mesmo o rompimento de fios de pequeno diâmetro durante a laminação à frio. Além disso, as inclusões afetam as propriedades mecânicas dos produtos acabados. Segundo Bernard, Riboud e Urbain (1981), inclusões do tipo *a*, *b* ou *c* aumentam a anisotropia das propriedades mecânicas, afetando negativamente as propriedades de tenacidade e ductilidade, por exemplo.

Figura 42 – Representação esquemática da morfologia das inclusões antes e depois da laminação.



Fonte: BERNARD; RIBOUD; URBAIN, 1981.

No sistema $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3$ as inclusões deformáveis encontram-se na região central do diagrama de fases, e compreendem as fases tridimita, rodonita, mulita e espessartita. Já no sistema $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$, as fases preferenciais são wollastonita, pseudowollastonita e anortita, conforme mencionado na sessão de revisão termodinâmica.

2.3 TERMODINÂMICA COMPUTACIONAL

Como pode-se observar ao longo da revisão da literatura, o processo de produção do aço envolve um grande número de reações simultâneas e complexas, especialmente em relação às interações metal/escória e metal/inclusões. Para calcular o equilíbrio químico destas reações, modelos matemáticos termodinâmicos fazem uso de coeficientes de atividade e de interação, levando a modelos sofisticados. Programas computacionais que resolvam tais cálculos são ferramentas poderosas. A modelagem de processos por meio de cálculos termodinâmicos torna possível tanto otimizar processos já conhecidos, como simular novos processos e desenvolver novas ligas.

De maneira geral, a estratégia mais utilizada pelos *softwares* de cálculos termodinâmicos é a minimização da energia livre de Gibbs, a partir do modelo desta função para cada fase e da fixação de um número suficiente de variáveis termodinâmicas para que o problema tenha solução única. O modelo de minimização da energia de Gibbs segue a equação (37) (BIELEFELDT, 2005):

$$G = \sum_{\substack{\text{gás} \\ \text{ideal}}} n_i (g_i^\circ + RT \ln P_i) + \sum_{\substack{\text{fases} \\ \text{puras} \\ \text{condensadas}}} n_i g_i^\circ + \sum_{\substack{\text{solução} \\ 1}} n_i (g_i^\circ + RT \ln x_i + RT \ln \gamma_i) + \\ \sum_{\substack{\text{solução} \\ 2}} n_i (g_i^\circ + RT \ln x_i + RT \ln \gamma_i) + \dots \quad (37)$$

Onde n é o número de mols, x é a fração molar, g° é a energia de Gibbs padrão específica, P é a pressão parcial do gás e γ é o coeficiente de atividade. O módulo *Equilib* do *software* FactSage determina a combinação de n , P e x que minimizam a energia total (G) do sistema (BIELEFELDT, 2005).

O *software* FactSage, que será utilizado para as simulações realizadas nesta dissertação, é o resultado da fusão dos pacotes termoquímicos FACT-WIN/F*A*C*T e ChemSage/SOLGAMIX, e seu banco de dados foi extensamente aplicado como auxílio à predição de equilíbrios em sistemas metalúrgicos, com excelentes resultados na comparação com resultados experimentais e industriais. Os trabalhos de Bielefeldt (2005; 2009) e Bale *et al.* (2002; 2009) exemplificam diversas aplicações do software nessa área. Este programa

mostra boa aceitação pela comunidade científica para a investigação do equilíbrio entre escórias, inclusões e aço durante o refino secundário.

2.4 SUMÁRIO DA PARTE 2

Conforme exposto nesta segunda parte da revisão bibliográfica, os fenômenos que ocorrem durante todas as etapas de refino de aços na aciaria elétrica devem obedecer a termodinâmica que rege as reações. Além disso, a termodinâmica também pode ajudar a compreender os fenômenos da solidificação e da conformação mecânica dos produtos siderúrgicos.

Para esta dissertação, os conhecimentos termodinâmicos mais importantes são aqueles referentes à desoxidação, modificação de inclusões por reação com a escória e solidificação. Pelos estudos anteriores realizados com aços no sistema Fe-Si-Mn-Al-O, e apresentados nesta revisão, pode-se evidenciar que aços ricos em Si tendem a formar inclusões sólidas de SiO₂. No entanto, nenhum estudo chegou a composições de silício acima de 1%. Ao adicionar alumínio, o sistema é deslocado em direção a inclusões líquidas de baixo ponto de fusão e boa deformabilidade. No entanto, é preciso determinar qual faixa de alumínio máxima deve ser adicionada, para evitar a formação de inclusões sólidas de Al₂O₃, que também acabam gerando problemas, principalmente no lingotamento contínuo.

A termodinâmica computacional é uma ferramenta extremamente útil para estudos de sistemas siderúrgicos. Estudos anteriores já provaram que os resultados obtidos são confiáveis e se aproximam de resultados experimentais ou industriais, desde que operados corretamente, além de ser um recurso relativamente barato e de resposta rápida. Por essa razão, foi escolhida como metodologia para iniciar o projeto ao qual esta dissertação faz parte.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

O trabalho foi desenvolvido integralmente no Laboratório de Siderurgia (LaSid) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), localizado no Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da mesma universidade. Todas as simulações de experimentos descritas a seguir foram realizadas com o *software* comercial FactSage, versão 6.4. Os experimentos de cada etapa utilizaram recursos diferentes do *software*. Informações sobre o *hardware* necessário para utilização do FactSage poderão ser encontradas no website do FactSage (FACTSAGE).

É importante ressaltar que não foram objeto desta dissertação os aspectos cinéticos dos fenômenos envolvidos nem a validação experimental dos resultados encontrados. Estes aspectos serão estudados na continuação do projeto.

Os módulos utilizados para as simulações foram:

- *Equilib*: módulo de cálculo do equilíbrio termodinâmico pela minimização da energia livre de Gibbs;
- *Phase Diagram*: módulo de cálculo e plotagem de diagramas de fase.

Nas simulações realizadas neste estudo foram utilizados os seguintes bancos de dados:

- *FSstel- LIQU*, *FSstel- FCCI*, *FSstel- BCC*, *FSstel- CEMENTITE* – para a simulação de aço líquido e sólido durante a solidificação.
- *FTmisc- FeLQ* – para a simulação do banho de ferro líquido para processos siderúrgicos.
- *FToxid - SLAGA* – para a simulação das inclusões líquidas.
- *FactPS* – para a simulação dos óxidos sólidos.

Informações sobre os bancos de dados e os modelos termodinâmicos utilizados pelo programa podem ser obtidas em Eriksson e Pelton (1993), Bale *et al.* (2002), Jung *et al.* (2004) e Bale *et al.* (2009).

3.1 SIMULAÇÃO DAS TEMPERATURAS A1 E A3 E PERCENTUAIS DAS FASES

Como a liga proposta pelo projeto é nova, antes de partir para testes laboratoriais e em escala piloto, decidiu-se otimizar as composições químicas a serem testadas. Nesta etapa, o primeiro objetivo foi esclarecer como os elementos de liga C, Si e Mn influenciam nas temperaturas A1 e A3, que delimitam o intervalo intercrítico. Para isso, escolheu-se seis composições de aço diferentes, conforme a tabela 13. As composições foram escolhidas a partir dos estudos anteriores citados na revisão bibliográfica, especialmente os trabalhos de Trejo (1994, 1997, 2000) e de Braz (2002), que obtiveram bons resultados.

Tabela 13 – Composições dos seis aços simulados nesta etapa. Todos os percentuais são em massa.

Aço	C (%wt)	Mn (%wt)	Si (%wt)
1.1	0,10%	0,50%	1%
1.15		1%	1,50%
1.2			2%
1.25			2,50%
2.1	0,20%	0,50%	1%
2.15		1%	1,50%
2.2			2%
2.25			2,50%

À pressão constante de 1 atm, cada um dos aços foi resfriado de 1000 a 700°C, com intervalos de 25°C, no módulo *Equilib*. Além disso, o programa foi instruído a determinar as temperaturas de transição de fases (A1 e A3). Em cada um dos passos de temperatura, registrou-se a fração em massa de cada fase (austenita, ferrita, cementita) presente no equilíbrio.

As temperaturas correspondentes a 30% (T30) e 40% (T40) de austenita em massa também foram registradas, pois são as frações de martensita apontadas na seção 1.3.3 como as que apresentaram melhor desempenho de corrosão e de propriedades mecânicas. A partir dos dados de fração de fases, foi determinada uma ‘‘janela de temperatura antes da têmpera’’, cuja temperatura máxima é T40, pois representa a temperatura na qual o material, após ser temperado, teria 40% de martensita, valor definido como máximo para obter as propriedades requeridas pelo vergalhão.

É importante notar que o *software* lida com porcentagens em massa dos componentes, enquanto que os estudos utilizados como referência utilizavam a porcentagem das fases em volume, a partir de observação em microscópio óptico. Considerando-se que as fases presentes durante o processamento de um aço bifásico (austenita, ferrita e martensita) são todas fases ricas em Fe com pequena quantidade de C (máx 0,2% em massa), para esta dissertação, a densidade das três fases foi considerada a mesma, permitindo então correlacionar diretamente as porcentagens em massa e em volume. Neste caso, as diferenças de densidade devido às diferentes células unitárias foi desconsiderada.

3.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS FASES E PROPRIEDADES MECÂNICAS

A partir dos resultados das simulações da etapa anterior, obteve-se a composição química (Fe, C, Mn, Si) de cada uma das fases ao longo da variação de temperatura no intervalo intercrítico (entre A1 e A3). A partir destas composições, determinou-se propriedades mecânicas a partir de fórmulas empíricas encontradas na literatura. O objetivo foi prever o possível desempenho, considerando somente a influência da composição química nas propriedades, sem levar em conta fenômenos como o endurecimento por deformação ou tamanho de grão, e influência da taxa de resfriamento.

Temperaturas de formação da martensita - M_s e M_f

As duas temperaturas (M_s e M_f) foram calculadas para a temperatura mínima e a temperatura máxima da janela de temperatura antes da têmpera, para cada um dos aços estudados, conforme tabela 13. A temperatura de início da transformação martensítica (M_s) foi calculada pela fórmula de Andrews (1965 *apud* GORNI, 2015)³, a partir da composição química da fase austenítica, conforme a equação (18).

$$M_s = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 11,0Si - 7,0Mo \quad (18)$$

A temperatura de final da transformação martensítica (M_f) também foi calculada pela fórmula de Andrews, a partir da composição química da fase austenítica, pela equação (19).

$$M_f = M_s - 215 \quad (19)$$

Das duas temperaturas, a mais importante para o *design* da rota de produção é a temperatura M_f . Caso M_f esteja abaixo da temperatura ambiente, haverá a presença de austenita retida no vergalhão, que é uma fase que deve ser evitada na microestrutura *dual-phase*.

Soldabilidade

Como critério inicial para determinar a soldabilidade, utiliza-se as composições máximas (em percentual em massa) trazidas pela norma ABNT:NBR 8965:1985:

- C: 0,35%
- Mn: 1,5%
- P: 0,05%
- S: 0,05%
- Si: 0,5%

Além disso, a determinação do carbono equivalente foi feito através de duas fórmulas (equações 21 e 23), onde os teores dos elementos são em percentual em massa. A primeira é a determinada pela norma ABNT:NBR 8965:1985, onde, para um vergalhão ser considerado soldável, deve ter CE máx = 0,55%.

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (21)$$

A segunda é a fórmula da AWS, que leva em conta o teor de Si, onde, para um aço ser considerado soldável, deve ter CE máx = 0,5%.

$$CE = C + \frac{Mn+Si}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (23)$$

Optou-se por fazer o cálculo por ambas as fórmulas porque a fórmula brasileira não leva em conta a influência do silício na soldabilidade, e o silício é o elemento de liga mais importante nas composições químicas testadas. Além disso, a norma brasileira é de 1985, enquanto que a americana é de 2000, sendo considerada mais atualizada e, portanto, mais adequada para a avaliação da soldabilidade.

Resistência à tração (σ_e)

Como o intervalo de composições químicas estudadas na dissertação é bastante parecido com o estudado por Trejo (1997), foi utilizada a fórmula empírica obtida por ele para determinar a possível resistência à tração do aço. Trejo (1997) obteve vergalhões por duas rotas: por laminação controlada e por tratamento térmico em batelada. A equação (24) é a expressão encontrada para a tensão de escoamento de vergalhões produzidos por laminação controlada. Como esta é a rota de produção desejada ao final deste projeto, decidiu-se utilizar

esta expressão. A fórmula foi desenvolvida para um vergalhão com 0,1% C e 2% Si. T é a temperatura imediatamente antes da têmpera. Neste caso, foram utilizadas as temperaturas da janela de temperatura antes da têmpera. O objetivo é ter uma aproximação da ordem de grandeza da resistência destes aços.

$$\sigma_e = \text{antilog} (3,674 - 0,002825T + 0,000001863T^2) \quad (24)$$

3.3 TERMODINÂMICA DAS INCLUSÕES: INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO NA FORMAÇÃO DAS INCLUSÕES

Para investigar quais inclusões são formadas a partir da composição do banho líquido, sem a interferência da escória, neste primeiro momento estudou-se o sistema SiO₂-MnO-Al₂O₃, pois Mn e Si são os elementos de liga com afinidade pelo oxigênio e desejava-se entender a influência do elemento Al na composição química das inclusões. Foi fixada a composição de %Mn + %Si = 2% e, a partir da metodologia descrita por Kang e Lee (2004), modificou-se a relação %Mn/%Si, conforme a tabela 14. Foi escolhida a proporção %Mn + %Si = 2% porque, em testes preliminares, a variação dos teores de %Mn + %Si para valores mais altos não influenciou significativamente nos resultados.

Tabela 14 – Composições dos aços para simulação das inclusões. %Mn + %Si = 2, em massa.

%Mn/%Si	%Mn	% Si
10,0	1,818	0,181
5,0	1,667	0,333
2,0	1,333	0,667
1,0	1,000	1,000
0,5	0,667	1,333
0,2	0,333	1,667
0,1	0,181	1,818

A partir de entrevista com engenheiro responsável pelo processo em uma usina siderúrgica, foi realizada uma varredura de 20 a 70 ppm de oxigênio dissolvido e de 0 a 10 ppm de alumínio dissolvido no aço para cada composição. O equilíbrio foi calculado a 1550°C. Para cada composição de entrada, houve como resultado uma composição de inclusões no sistema SiO₂-MnO-Al₂O₃. A pequena fração de FeO encontrada nos resultados (< 5% em massa) foi agregada ao valor de MnO, conforme descrito na metodologia de Jung *et al.* (2004). A partir dos resultados, foram plotadas em um diagrama ternário linhas de iso-%Mn/%Si.

3.4 TERMODINÂMICA DAS INCLUSÕES: MODIFICAÇÃO DAS INCLUSÕES PELA ESCÓRIA

Aqui introduziu-se o CaO ao sistema. Foram testadas as combinações de três composições diferentes de aços e duas composições de escória, conforme a tabela 15. As composições dos aços foram escolhidas a partir dos testes anteriores realizados para determinação das temperaturas A1 e A3. A composição das escórias foi escolhida baseada na escória da região III (figura 40) apontada por Wcislo *et al.* (2012) e Faulring (1999), por serem utilizadas em aços desoxidados com Si-Mn. O teor de oxigênio foi escolhido de maneira que o aço já se encontra desoxidado. O objetivo foi avaliar como a escória modifica as inclusões remanescentes.

Tabela 15 – Composição química dos aços e escórias utilizados nas simulações (porcentagem em massa).

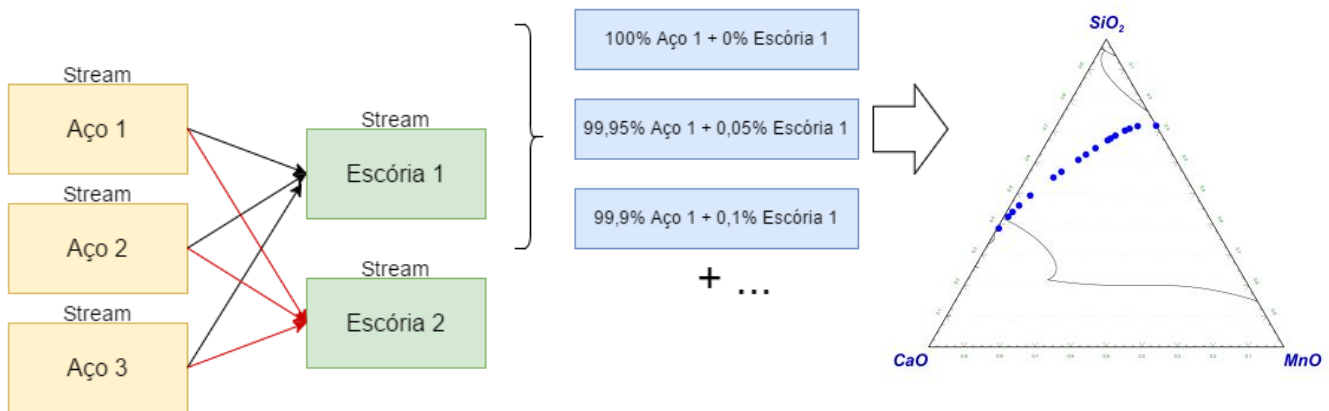
	%C	%Si	%Mn	O (ppm)	%Fe	%Mn/%Si
Aço 1	0,1	1,0	0,5	50	Balanço	0,50
Aço 2	0,1	1,5	1,0	50	Balanço	0,66
Aço 3	0,1	2,5	1,0	50	Balanço	0,40

	%SiO ₂	%CaO	%Al ₂ O ₃	%MnO	Basicidade*
Escória 1	33,33	66,67	-	-	2
Escória 2	45	45	5	5	1

*Basicidade binária %CaO/%SiO₂

Para clarificar o procedimento da simulação, foi construído um fluxograma, que pode ser visto na figura 43. Na figura se tem a exemplificação da metodologia para o sistema Aço 1 + Escória 1. Para os outros sistemas, foi utilizado o mesmo raciocínio.

Figura 43 – Fluxograma básico da metodologia aplicada à modificação das inclusões pela escória. Equilíbrios foram calculados a 1550°C e 1 atm. Exemplifica-se o caso *dos streams* Aço 1 + Escória 1 e os respectivos pontos obtidos no diagrama ternário.



A simulação foi feita da seguinte maneira: para cada aço, foi dado como entrada no programa a composição química (conforme a tabela 15), e calculado o equilíbrio a 1550°C e 1 atm. Esta solução em equilíbrio, que contém uma fase de aço líquido e uma fase oxidada líquida ou sólida (inclusões) foi salva no programa como uma *stream*. Uma *stream* nada mais é do que uma lista de espécies em equilíbrio calculada pelo módulo *Equilib*, onde as quantidades de cada componente ficam salvas. O mesmo foi feito para as escórias, individualmente. Assim, obteve-se 3 *streams* de aço e 2 *streams* de escória como reagentes iniciais. Para simular como as inclusões são modificadas pela adição de escória, as *streams* de aço foram reagidas com quantidades crescentes de *streams* de escória, de forma a simular o passar do tempo no refino secundário. A proporção de aço/escória foi de 0 a 0,1% em massa. Cada um dos cálculos resultou em um ponto no diagrama ternário. A proporção de aço/escória utilizada nas simulações é bem menor do que a do processo real (onde a escória corresponde a aproximadamente 10% da massa da panela, segundo entrevista com engenheiro responsável pelo processo em uma usina siderúrgica). As proporções de escória devem ser menores porque no *software* o contato entre as duas fases é ideal e total, enquanto que no processo real, somente a porção de aço em contato direto com a escória reage.

No *software*, foi programado que a composição final das inclusões tivesse teores fixos de 15% e 25% de Al_2O_3 , e o teor de alumínio dissolvido no aço (que foi deixado como uma incógnita) foi calculado de forma a obter esses valores de Al_2O_3 nas inclusões. Estes valores foram escolhidos a partir da revisão termodinâmica, como os resultados obtidos por Roghani,

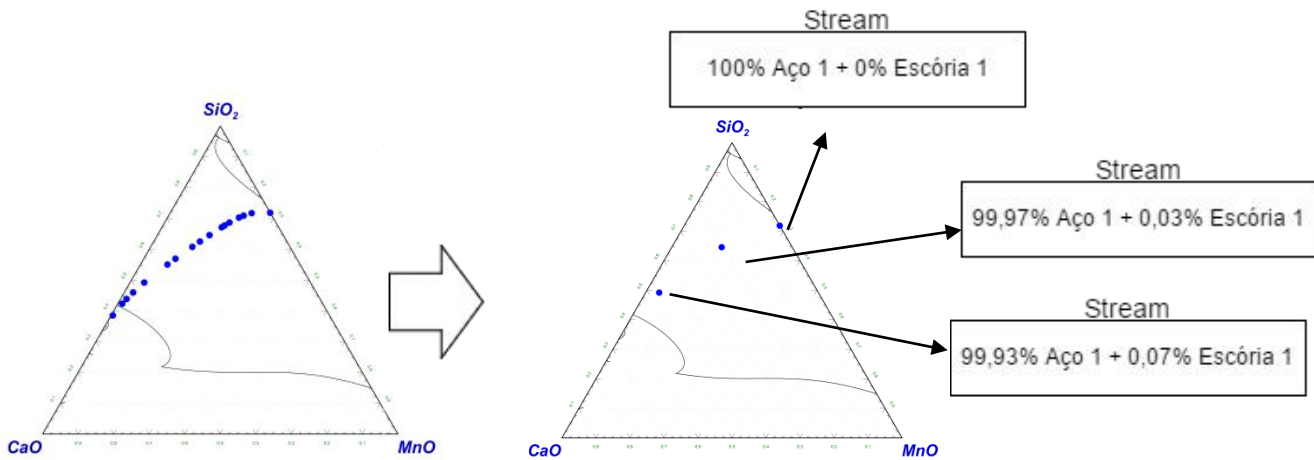
Jak e Hayes (2003), que mostrou que com estes teores de alumínio as inclusões possuem baixo ponto de fusão. O equilíbrio foi calculado a 1550°C e os resultados foram plotados em dois diagramas pseudo-ternários: CaO-MnO-SiO₂-15%Al₂O₃ e CaO-MnO-SiO₂-25%Al₂O₃.

3.5 TERMODINÂMICA DAS INCLUSÕES: SOLIDIFICAÇÃO DO AÇO

Novamente, para elucidar a metodologia desta etapa, foi feito um fluxograma que pode ser conferido na figura 44. A partir dos pontos obtidos na simulação anterior (etapa 3.4), para cada sistema pseudo-ternário (CaO-MnO-SiO₂-15%Al₂O₃ e CaO-MnO-SiO₂-25%Al₂O₃) escolheu-se três pontos específicos (15% Al₂O₃: A, B, C; 25% Al₂O₃: C, D, F), com composições que correspondessem a diferentes regiões do diagrama ternário, para simular o resfriamento. Cada um dos equilíbrios entre aço e escória escolhidos foi transformado em uma *stream*, onde cada um dos componentes teve sua quantidade e proporção salva. Esta é a condição inicial da simulação. A partir daí, resfriou-se esses sistemas, de 1600 a 1000°C.

Durante o resfriamento, ocorre a solidificação do aço e das fases óxidas. Além disso, todos os componentes são livres para reagir entre si. Por exemplo: ao diminuir a temperatura, a solubilidade do oxigênio no aço líquido diminui, fazendo com que alumínio e silício, antes dissolvidos no metal, se liguem a ele, formando novas inclusões. Dessa forma, ao resfriar o aço, a quantidade de inclusões acaba aumentando, retirando elementos que antes estavam no banho de aço líquido.

Figura 44 – Escolha exemplificada para o caso do Aço 1 + Escória 1 de três pontos específicos, de composições diferentes entre si no diagrama pseudo- ternário CaO-MnO-SiO₂-x.Al₂O₃ .

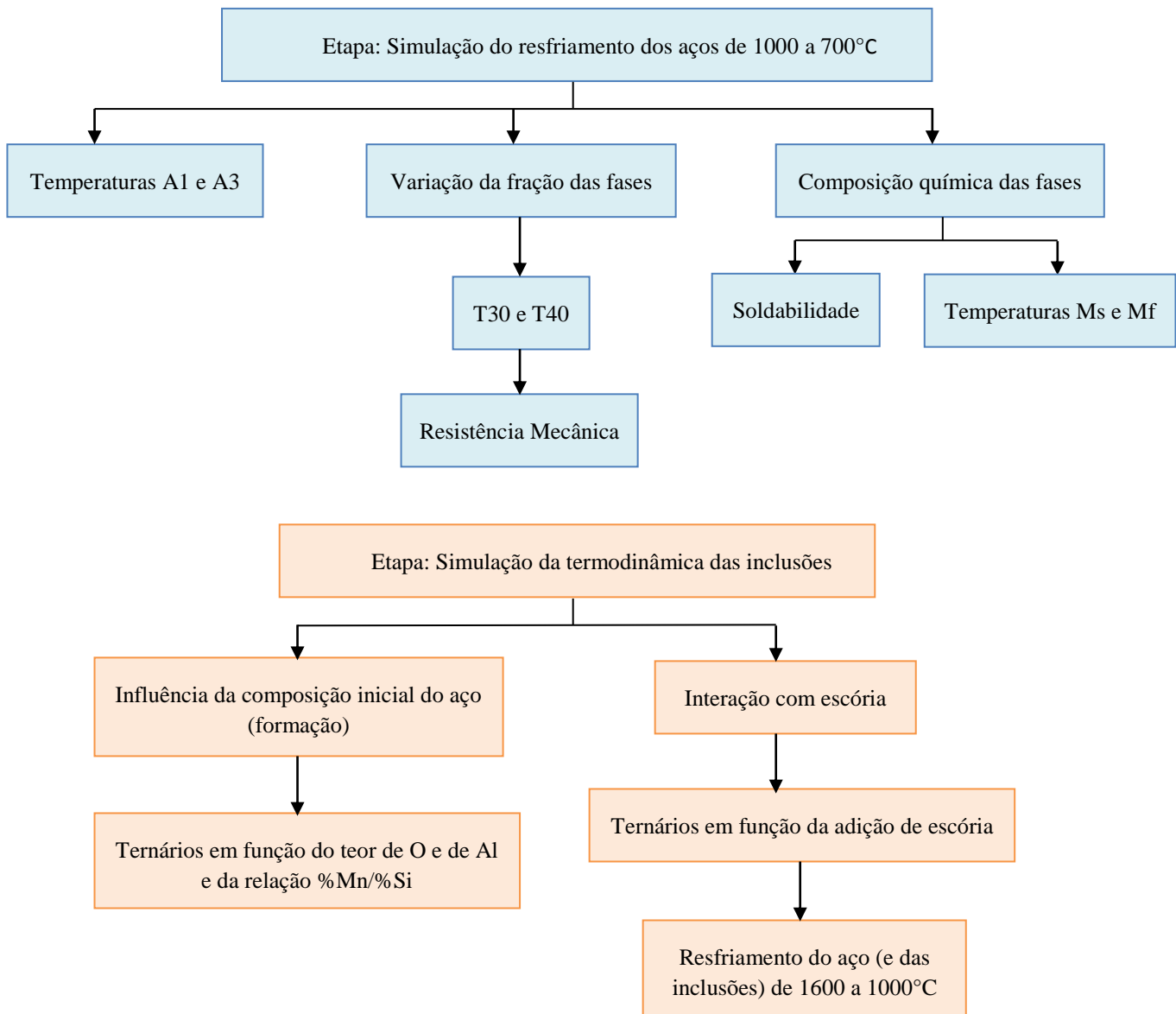


O objetivo era avaliar a modificação das inclusões durante o resfriamento, e portanto não foi analisada a composição do aço. Esta análise teve o objetivo de investigar quais inclusões podem estar presentes durante o lingotamento contínuo e em temperaturas de laminação, identificando possíveis fases prejudiciais aos processos. A determinação de quais fases óxidas eram esperadas durante o resfriamento, informação que deve ser entrada no *software*, foi feita a partir dos campos de fases presentes nos diagramas pseudo-ternários CaO-MnO-SiO₂-15%Al₂O₃ e CaO-MnO-SiO₂-25%Al₂O₃. Pela característica de livre reação entre as fases de aço e óxidos, a composição inicial dos pontos A, B, C, D, E e F é modificada ao longo do resfriamento, e portanto não segue o caminho tradicional de solidificação em um ternário, onde a composição química permanece fixa.

3.6 RESUMO DA METODOLOGIA EM FLUXOGRAMA

As etapas da metodologia descritas anteriormente podem ser vistas no fluxograma apresentado na figura 43. O fluxograma é importante, principalmente, para identificar mais facilmente quais etapas são independentes e quais alimentam as etapas subsequentes.

Figura 45 – Resumo da metodologia em fluxograma.



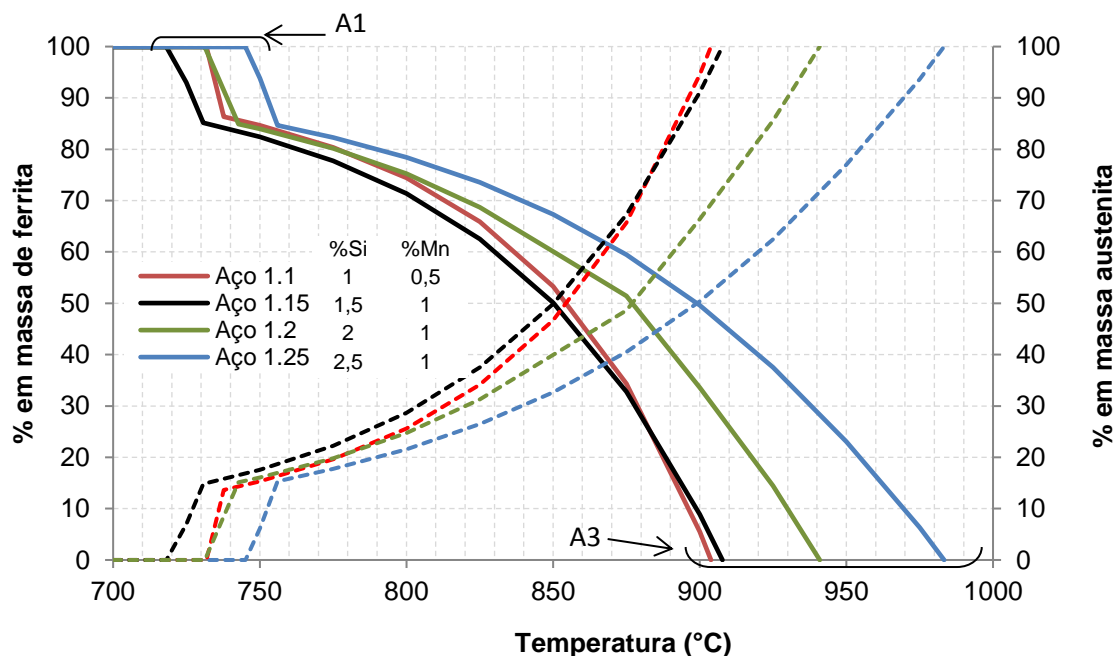
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 SIMULAÇÃO DAS TEMPERATURAS A1 E A3 E PERCENTUAIS DAS FASES

Os resultados das simulações da região intercrítica para os seis aços serão apresentados a seguir. A figura 46 busca esclarecer a influência do teor de silício e de manganês no intervalo intercrítico. Nesta seção da dissertação serão apresentados somente os resultados dos aços com 0,1% de carbono para realizar a comparação, pois os aços com 0,2% de carbono se comportam da mesma maneira. Os resultados para os aços com 0,2% de carbono podem ser encontrados no Apêndice B, página 137.

A figura 46 mostra a fração de ferrita e austenita presente em função da temperatura. A fração de ferrita está representada pelas linhas cheias e a fração de austenita pelas linhas tracejadas. A temperatura A3 é indicada pela fração de ferrita igual a zero. Claramente, quanto maior o teor de silício, maior é a temperatura A3. Isso está de acordo com a literatura revisada, que indica que o silício atua como estabilizante da ferrita, aumentando o intervalo intercrítico (TREJO, 1997; SILVA, 2011; CHIAVERINI, 1988).

Figura 46 – Influência do teor de silício na fração de ferrita e austenita com a temperatura para aços com 0,1% p C. As linhas cheias indicam a fração de ferrita e as linhas tracejadas indicam a fração de austenita.



A temperatura A1 é indicada pela fração de austenita igual a zero. A temperatura A1 também aumentou com o aumento do teor do silício, mas em menor proporção se comparada à temperatura A3. Ao comparar os aços 1.1 e 1.2, nota-se que ainda existe uma influência do

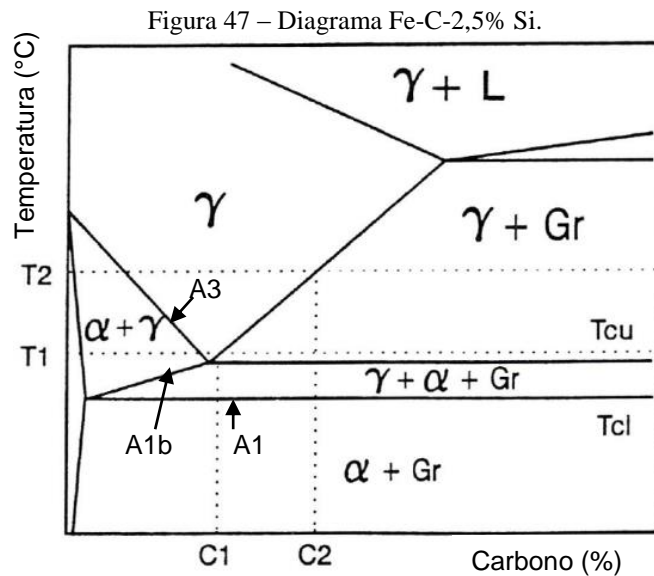
manganês na temperatura A1, que é muito próxima entre os dois aços, apesar de eles apresentarem uma diferença de 1% no teor de silício. No entanto, a A3 do aço 1.2 é superior a do aço 1.1, o que mostra que: ou o manganês tem maior influência sobre a temperatura A1 ou o silício tem menor influência, tendo mais poder para modificar a temperatura A3. De fato, proporcionalmente, os aumentos na A3 foram mais significativos do que os da A1, mostrando que a A1 é uma temperatura mais estável com a variação das composições químicas. O aço 1.25 foi o que apresentou as maiores temperaturas de A1 e A3.

Voltando à figura 46, pode-se notar uma exceção do comportamento inicialmente observado. O aço 1.15, que possui 1,5% de silício, foi o que apresentou a menor A1 e a A3 muito próxima do aço 1.1. Ao comparar a composição química dos dois, pode-se observar que eles têm outra diferença além do teor de silício: o teor de manganês. Portanto, pode-se dizer que a influência do manganês, no intervalo intercrítico, é contrária à do silício, puxando para baixo as temperaturas. De fato, a literatura aponta que o manganês é um elemento estabilizador da austenita, deslocando a temperatura do eutetóide para baixo porque forma preferencialmente soluções sólidas CFC com o ferro (SILVA, 2011; CHIAVERINI, 1988).

Outro ponto que merece destaque é que todas as curvas apresentam uma mudança de inclinação por volta dos 16% de austenita. De fato, as simulações mostraram três temperaturas de transição: A1, uma temperatura intermediária (agora chamada A1b), e A3. Analisando os resultados, nota-se que, em temperaturas abaixo de A1, existe uma fração menor do que 1% de carbono na forma de grafita. Segundo Chiaverini (1988), a explicação de porque o carbono está na forma de grafita e não de cementita é que o silício é um elemento fortemente grafitizante, favorecendo a decomposição do carboneto de ferro em ferro e carbono puros, propriedade conhecida e utilizada nos ferros-fundidos. Também por isso o componente rico em ferro presente é a ferrita, e não a perlita. É importante destacar que a grafitização em aços com baixo teor de carbono, como os estudados, aparece somente em resfriamento lento, próximo ao equilíbrio (condição utilizada nos cálculos do FactSage). Em resfriamentos mais rápidos, todo o carbono permanece na condição de Fe_3C , seguindo o diagrama Fe-C, que é metaestável (CHIAVERINI, 1988).

Ao aumentar a temperatura, começa-se a formar a austenita, mas a grafita ainda está presente. A mudança de inclinação ocorre quando todo o carbono passa a estar dissolvido na matriz de ferro. Logo, pode-se dizer que, para aços com alto teor de silício a linha referente à transformação eutetóide na verdade é um campo, onde se encontram em equilíbrio três fases: ferrita, grafita e austenita. A figura 47, disponível em um trabalho de Kowalski *et al.* (2013),

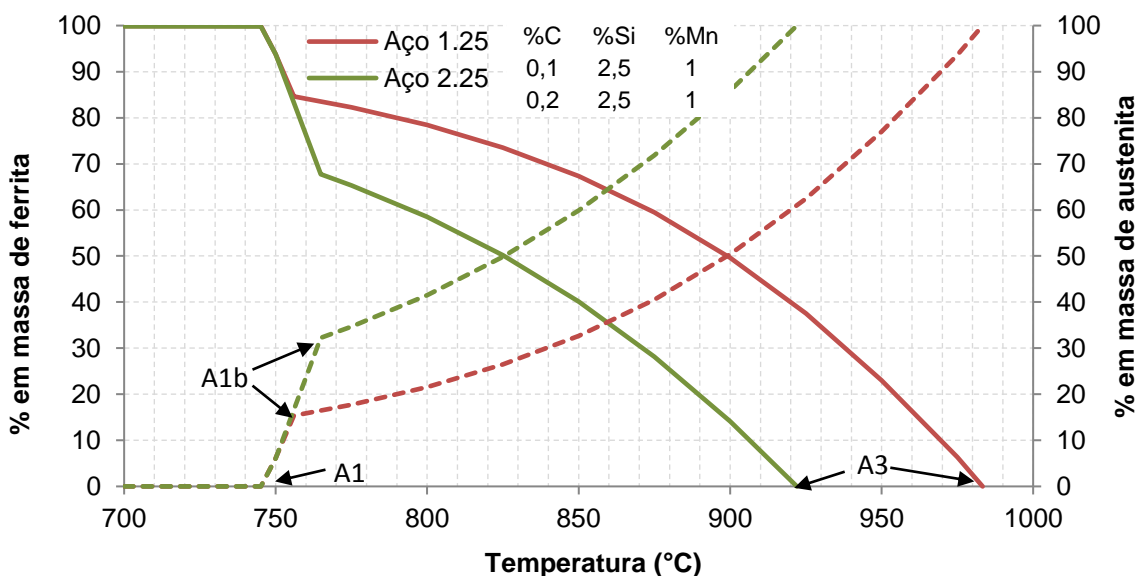
mostra um diagrama calculado Fe-C-2,5% Si, onde é possível identificar este campo, além de mostrar que o carbono encontra-se na forma de grafita (Gr) para este teor de silício, também confirmando o que foi encontrado pelas simulações. Quanto maior o teor de silício no aço, maior é a diferença das temperaturas que delimitam esse campo.



Fonte: KOWALSKI *et al.* (2013).

A figura 48 mostra a influência do teor de carbono no intervalo intercristo. Foram escolhidos dois aços com o mesmo teor de silício (2,5%) e manganês (1%), variando o teor de carbono de 0,1% e 0,2% em massa.

Figura 48 – Influência do teor de carbono na fração de ferrita e austenita com a temperatura. As linhas cheias indicam a fração de ferrita e as linhas tracejadas indicam a fração de austenita.



O que se nota, primeiramente, é a ausência de influência do teor de carbono na temperatura A1, o que já era esperado, visto que a linha representando A1 é paralela ao eixo do teor de carbono no diagrama de fases Fe-C-Si. Já a temperatura A1b, onde a grafita deixa de existir (representada pela mudança de inclinação da curva) é aumentada com o aumento do teor de carbono. Este fenômeno também pode ser verificado na figura 46, onde há uma inclinação positiva na linha (A1b) que separa os campos $(\alpha + \gamma)$ e $(\alpha + \gamma + \text{Gr})$.

Além disso, o carbono atua diminuindo a temperatura A3, o que também é observável em leitura direta do diagrama de fases, pela inclinação negativa da linha que separa os campos $(\alpha + \gamma)$ e γ . Quanto maior o teor de carbono, menor o intervalo intercrítico.

A tabela 16 resume todos os resultados encontrados nesta simulação para todos os aços. De maneira geral, todos os aços com menor teor de carbono apresentaram maior intervalo intercrítico, assim como os aços com maior teor de silício. As duas últimas colunas apresentam as temperaturas necessárias, no equilíbrio, para obter frações de 30% e 40% em massa de austenita, que após o tratamento térmico de têmpera seria transformada em martensita. Estas frações foram escolhidas por serem as que apresentaram melhores propriedades mecânicas e melhor resistência à corrosão.

Tabela 16 – Resultados de A1, A1b, A3, T30 (T para 30% de austenita) e T40 (T para 40% de austenita) para os seis aços simulados. %p = porcentagem em massa.

C (%p)	Mn (%p)	Si (%p)	Aço	A1 (°C)	A1b (°C)	A3 (°C)	T30 (°C)	T40 (°C)
0,1	0,50	1,0	1.1	731,77	737,74	903,83	803	837
		1,5	1.15	718,18	730,73	907,74	803	830
	1,0	2,0	1.2	731,32	742,69	940,92	820	850
		2,5	1.25	745,11	756,07	983,32	848	875
0,2	0,50	1,0	2.1	731,77	742,17	863,61	743	775
		1,5	2.15	718,17	739,04	866,26	737	768
	1,0	2,0	2.2	731,32	751,12	891,29	750	780
		2,5	2.25	745,14	764,91	922,03	763	798

Considerando-se o método de produção do vergalhão *online*, e levando em conta que a microestrutura final objetiva ter o menor gradiente de composição entre as fases, o ideal seria resfriar o material a partir de uma temperatura onde não houvesse a presença de grafita. Desta maneira, determinou-se como intervalo de temperatura ideal para o passe final de laminação (antes do resfriamento forçado) como o intervalo entre A1b e T40, sendo a fração final de

martensita dependente da temperatura escolhida. A tabela 17 apresenta as temperaturas da “janela” de laminação, e as frações de martensita correspondentes a estas temperaturas.

Tabela 17 – Janela de temperatura antes da têmpera (último passe) e frações de martensita correspondentes.

Aço	T _{min} (°C) <i>A1b</i>	T _{máx} (°C) <i>T40</i>	ΔT	Mart _{min} (% em massa)	Mart _{máx} (% em massa)
1.1	737,74	837	99,26	13,64	40
1.15	730,73	830	99,27	14,84	40
1.2	742,69	850	107,31	15,11	40
1.25	756,07	875	118,93	15,34	40
2.1	742,17	775	32,83	29,25	40
2.15	739,04	768	28,96	31,03	40
2.2	751,12	780	28,88	31,68	40
2.25	764,91	798	33,09	32,26	40

Os intervalos de temperatura para aços com 0,1% de carbono são bem maiores do que o dos aços com 0,2%, sendo este fator uma vantagem em termos de processamento, pois permite trabalhar com um controle menos preciso dos equipamentos. A estreita faixa para os aços com 0,2% C, na média de 30°C, pode inviabilizar sua produção. Além disso, as temperaturas mínimas e máximas também são mais altas para os aços com 0,1% C, outra vantagem, pois quanto mais alta a temperatura, menor a energia necessária para conformar as barras. Ainda assim, em ambos os casos as temperaturas estão bem abaixo do praticado em máquinas de laminação empregadas para a fabricação de vergalhões (entre 900 e 1000°C). Segundo Daroit (2012), o principal motivo para a utilização desta faixa de temperaturas é garantir que o vergalhão esteja em uma temperatura adequada para uma boa formação das espiras, processo que ocorre logo depois da laminação. A viabilidade da formação de espiras e conformação de barras a temperaturas mais baixas deve ser estudada. Para contornar esta dificuldade, pode-se pensar na produção de vergalhões em barras, quando não é necessária a característica de maleabilidade, permitindo utilizar temperaturas mais baixas.

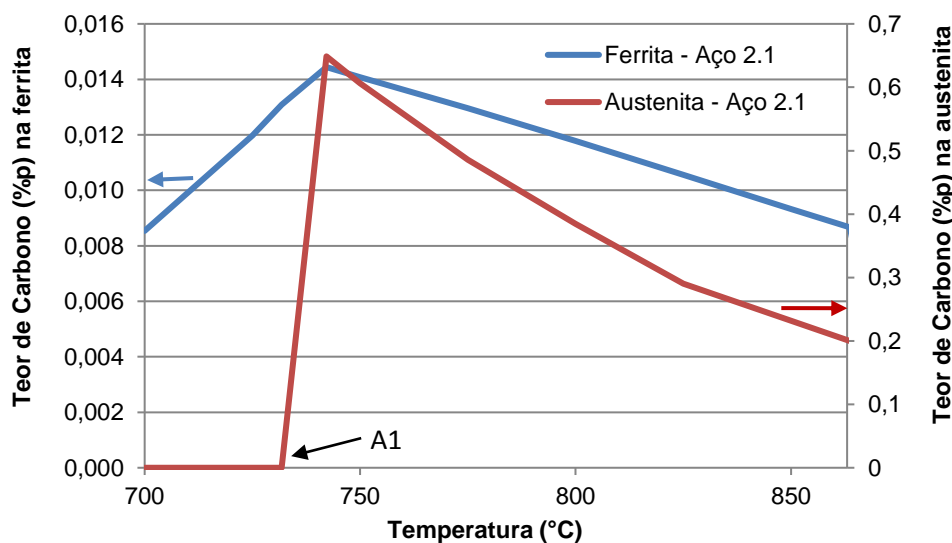
4.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS FASES E PROPRIEDADES MECÂNICAS

A mudança de solubilidade dos três elementos de liga (carbono, manganês e silício) nas fases ferrita e austenita foi estudada com a variação de temperatura. A região de temperaturas focada foi o intervalo do campo intercrítico. Os resultados estão mostrados nas figuras 49, 50 e 51 para o aço 2.1. Os perfis da variação foram os mesmos para todos os aços,

com mudanças nos valores absolutos de liga dissolvida e nas temperaturas mínima e máxima. Para o gráfico do carbono (figura 49), optou-se por utilizar dois eixos de leitura, pois os teores eram muito dissimilares entre as duas fases.

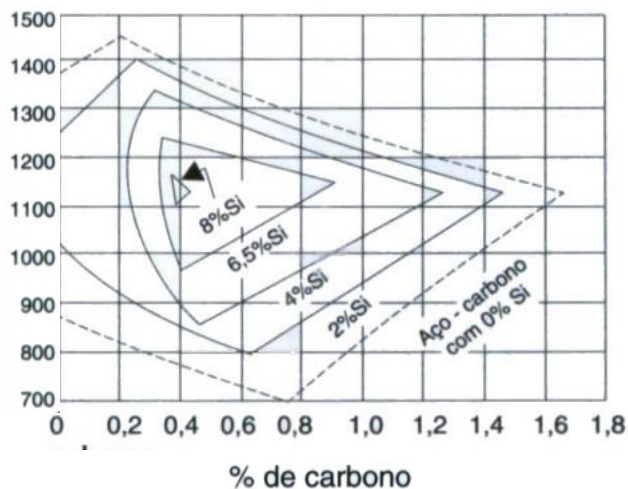
Como era de se esperar, a austenita tem maior solubilidade de carbono do que a ferrita. Isso ocorre porque o carbono é um soluto substitucional, e a estrutura cristalina CFC da austenita tem interstícios maiores do que a estrutura CCC da ferrita (ERICSSON, 1991). Lembrando que o teor de carbono total para este aço é 0,2%, antes de começar a se formar austenita o teor de carbono dissolvido na ferrita aumenta até um máximo (neste caso de 0,014%p), que ocorre na temperatura A1. A austenita, que surge a partir de A1, também tem a dissolução máxima de carbono (0,648%p) nesta temperatura. Depois, ambas as fases diminuem o carbono dissolvido. Este é o comportamento esperado e pode ser entendido como a aplicação da regra da alavanca em um diagrama Fe-C.

Figura 49 – Variação do teor de C dissolvido nas fases ferrita e austenita com a temperatura para o aço 2.1.



O ponto eutetóide do aço 2.1, mencionado anteriormente como a 0,648%p de carbono, está deslocado se comparado ao eutetóide do diagrama metaestável Fe-Fe₃C tradicional (0,76%p). Isto ocorre também por efeito da adição do silício em alto teor, como pode ser visto na figura 50, que mostra que a adição de silício tem a tendência de diminuir o teor de carbono do ponto eutetóide.

Figura 50 – Influência do silício sobre o teor de carbono e a temperatura do eutetóide do aço.



Fonte: CHIAVERINI (1988).

As tabelas 18 e 19 apresentam o método de cálculo utilizado para construir a figura 49. A construção das figuras 51, 52 e 53 foi feita analogamente. Para cada temperatura, há uma proporção entre as fases ferrita e austenita em equilíbrio. Da mesma maneira, cada fase possui sua composição própria, conforme apresentado na tabela 18.

Tabela 18 – Dados utilizados para construir a figura 49, unindo informações sobre as proporções das fases e as composições das fases em cada temperatura. Aço 2.1.

Temperatura	Composição das fases							
	Proporção das fases		Ferrita			Austenita		
	Ferrita	Austenita	C	Mn	Si	C	Mn	Si
700	99,809	0	0,008544	0,50096	1,0019	0	0	0
725	99,812	0	0,011974	0,50094	1,0019	0	0	0
731,77	99,813	0	0,013081	0,50094	1,0019	0	0	0
742,17	70,747	29,253	0,014441	0,31236	1,0904	0,64876	0,95379	0,78148
750	68,596	31,404	0,01408	0,31367	1,0966	0,60611	0,90700	0,78904
775	60,433	39,567	0,012953	0,31081	1,1173	0,48569	0,78896	0,82078
800	49,506	50,494	0,011777	0,30267	1,1437	0,38454	0,69346	0,85912
825	34,635	65,365	0,010557	0,30038	1,1790	0,29024	0,61114	0,90514
850	14,186	85,814	0,009324	0,27381	1,2279	0,23152	0,53739	0,96232
863,61	0	100	0	0	0	0,2	0,5	1

Em um primeiro momento, tem-se a impressão de que as composições estão equivocadas, pois, por exemplo, o aço 2.1 tem no total 0,2%p C e a fase austenita chega a ter 0,65%p C. No entanto, deve-se atentar para o fato de que os elementos estão distribuídos, particionados, proporcionalmente entre cada fase, sendo que a soma das partes deve dar o teor

total de 0,2%p C (conservação de massa). O cálculo para o carbono deve ser feito, portanto, conforme a equação 38:

$$\%C_{aço} = (\% Ferr * \% C_{Ferr}) + (\% Aust * \% C_{Aust}) \quad (38)$$

O resultado dos cálculos para todas as temperaturas e os elementos carbono, manganês e silício estão apresentados na tabela 19. Fica evidenciado que a composição total do aço não muda, somente a proporção entre as fases conforme a temperatura. Somente o carbono, em temperaturas abaixo da temperatura A1 (731,77), mostra concentração menor do que 0,2%p. Isto ocorre porque abaixo de A1, há a presença somente de ferrita, que tem capacidade de dissolver muito pouco carbono, como já mencionado anteriormente. Portanto, abaixo da temperatura A1, o carbono excedente deve estar na forma de grafite livre, conforme já foi evidenciado e discutido na figura 47.

Tabela 19 – Método de cálculo provando que a soma das proporções de cada fase é igual à composição do aço como um todo (conservação de massa). Os dados utilizados estão apresentados na tabela 18. Aço 2.1.

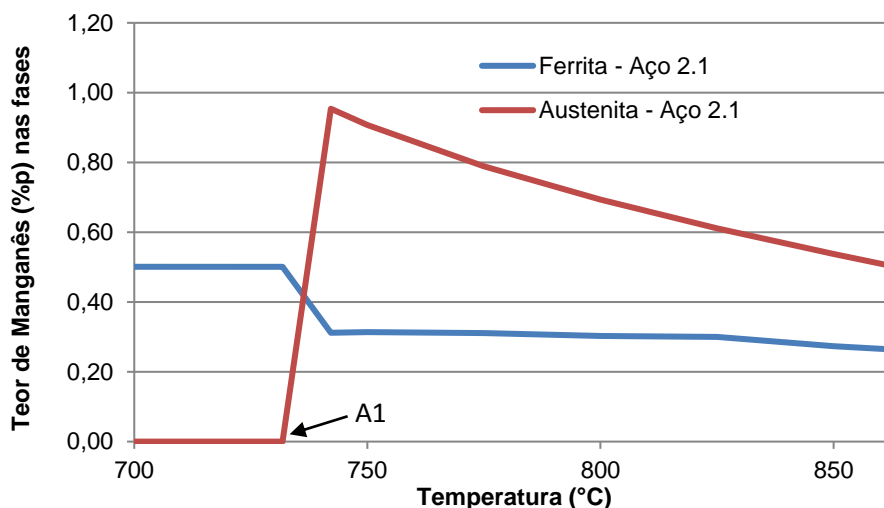
Temperatura	Composição do aço		
	C (%Ferr*C _{ferr})+(%Aust*C _{aust})	Mn (%Ferr*Mn _{ferr})+(%Aust*Mn _{aust})	Si (%Ferr*Si _{ferr})+(%Aust*Si _{aust})
700	0,01	0,50	1,00
725	0,01	0,50	1,00
731,77	0,01	0,50	1,00
742,17	0,20	0,50	1,00
750	(0,686*0,014)+(0,314*0,606) = 0,20	(0,686*0,314)+(0,314*0,907) = 0,50	(0,686*1,096)+(0,314*0,789) = 1,00
775	0,20	0,50	1,00
800	0,20	0,50	1,00
825	0,19	0,50	1,00
850	0,20	0,50	1,00
863,61	0,20	0,50	1,00

As variações de manganês e silício estão apresentadas nas figuras 51 a 53. De acordo com os resultados, a austenita dissolveu mais manganês (figura 51) e a ferrita dissolveu mais silício (figura 53). Isso ocorre pelo caráter estabilizador da austenita e da ferrita desses elementos, respectivamente.

O manganês é um estabilizador da austenita e tem uma maior solubilidade na austenita do que na ferrita (figura 52). É importante conhecer o teor de manganês na austenita, pois ele influencia positivamente a transformação austenita → martensita, permitindo utilizar taxas de resfriamento mais brandas (SUN; PUGH, 2000). Além disso, é um endurecedor da fase austenita. Nota-se na figura 51 que o teor do manganês na ferrita é praticamente constante, sofrendo uma pequena variação a partir do momento em que começa a se formar a austenita.

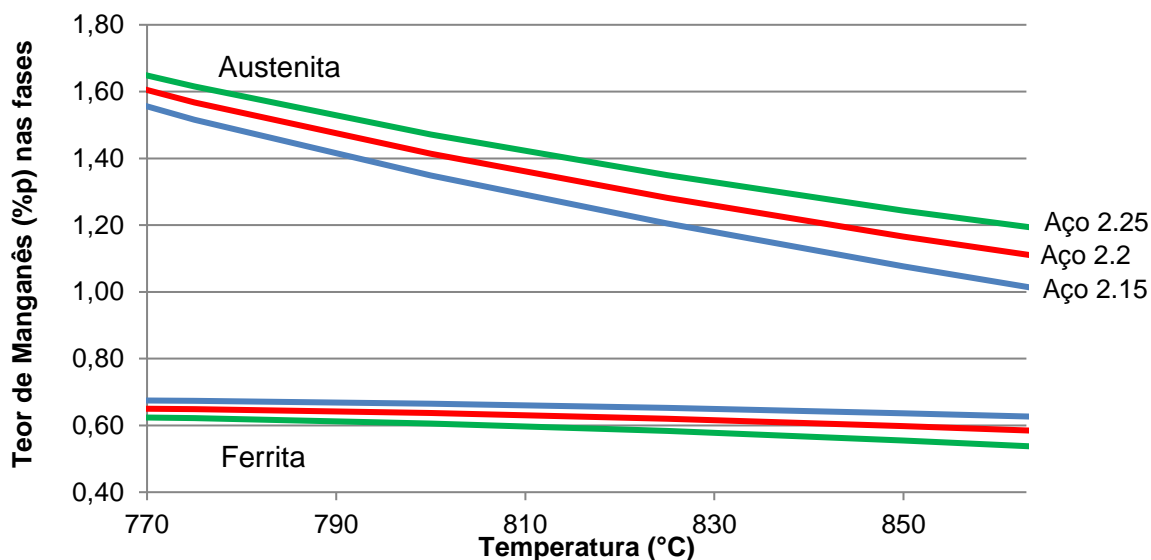
Já o teor do manganês na austenita diminui com o aumento da temperatura. Estes resultados estão de acordo com os encontrados em estudos experimentais, como os realizados por Sun e Pugh (2000) e Nouri *et al.* (2010).

Figura 51 – Variação do teor de Mn dissolvido nas fases ferrita e austenita com a temperatura para o aço 2.1.



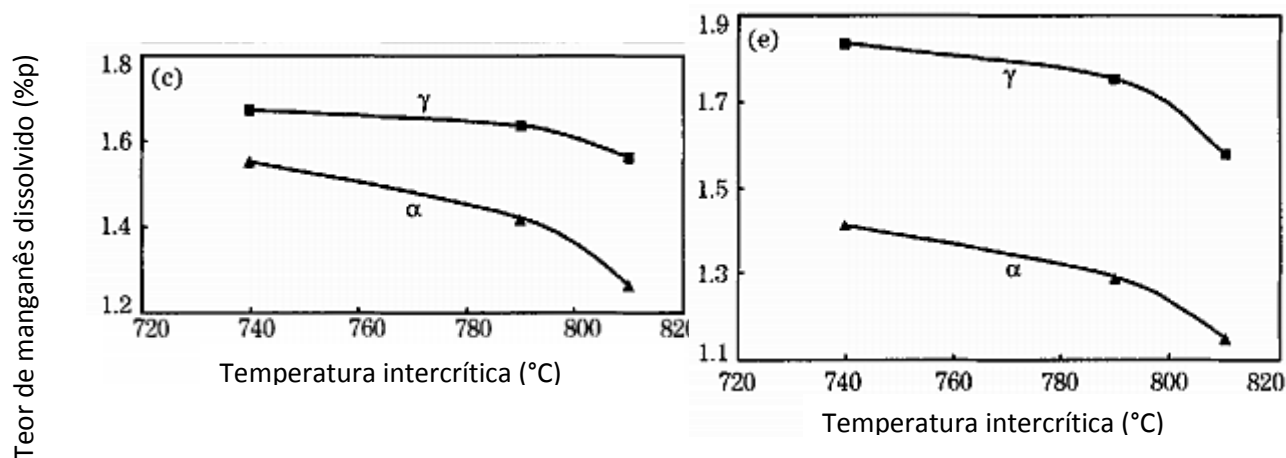
Nouri *et al.* (2010) também afirmam que a partição do manganês entre as duas fases é diretamente influenciada pelo teor de silício do aço. Segundo eles, o aumento do teor de silício no aço faz aumentar a diferença das concentrações de manganês entre as duas fases. Para testar esta hipótese, os teores de manganês de todos os aços com 0,2% de carbono e 1% de manganês foram colocados no mesmo gráfico, conforme a figura 52. Os resultados de Nouri *et al.* (2010) foram obtidos a partir da análises por EDS de ligas fundidas, e estão mostrados na figura 53. A figura 53 mostra as curvas obtidas pelo estudo para aços com 1,51% e 2,26% de silício.

Figura 52 – Influência do teor de silício na partição do manganês entre as fases ferrita e austenita. Aços com 0,2% p C.



Houve uma variação no sentido apontado por Nouri *et al.* (2010), porém de menor magnitude do que a registrada por eles. Segundo Nouri *et al.* (2010), isso ocorre porque o manganês se dissolve preferencialmente na austenita. Quando o teor de silício aumenta, para uma mesma temperatura, a fração de austenita diminui (expansão do campo intercrítico – tabela 17), e esta fica mais concentrada em manganês. É interessante notar também que, enquanto o teor de manganês dissolvido na austenita está na mesma ordem de grandeza entre os resultados, o teor de Mn dissolvido na ferrita é muito maior no trabalho de Nouri *et al.* (2010). Isto deve-se a dois fatores. A liga estudada por eles possui em média 1,60% de Mn (ou seja, maior do que neste trabalho) e o estudo experimental foi realizado fora das condições de equilíbrio (no caso, a partir de uma microestrutura inicial de ferrita + perlita, o tempo de tratamento intercrítico foi de 15 min, havendo pouco tempo para difusão dos átomos de manganês entre as fases).

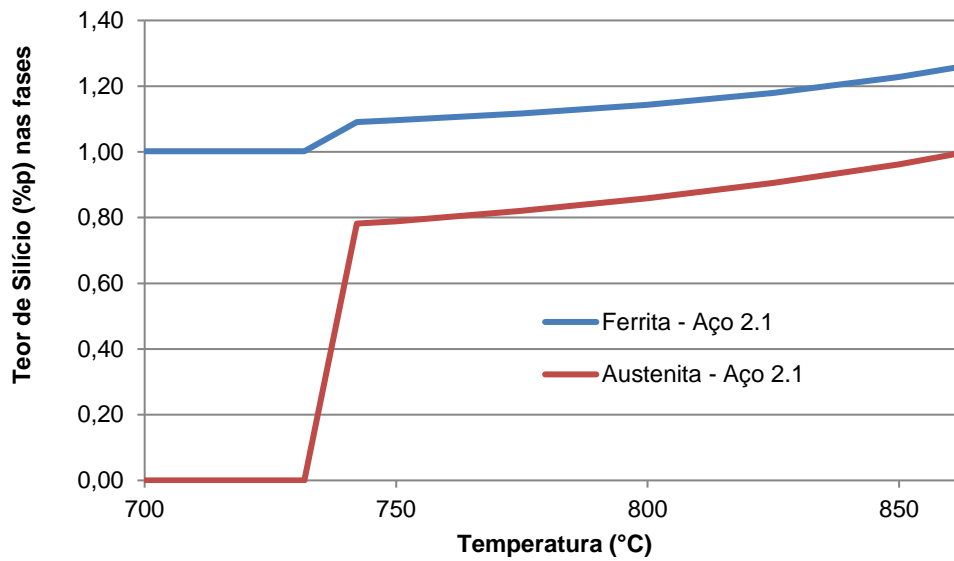
Figura 53 – Variação do teor de Mn dissolvido nas fases ferrita e austenita com a temperatura e com diferentes teores de Si. c) 1,51% Si, e) 2,26% Si.



Fonte: NOURI *et al.*, 2010.

A figura 54 mostra as concentrações de silício nas duas fases. Ao contrário do manganês e do carbono, a solubilidade do silício aumenta com o aumento da temperatura. Além disso, como discutido anteriormente, a fase ferrita dissolve um teor maior de silício do que a austenita. O teor de silício na ferrita é importante, pois favorece o endurecimento por solução sólida desta fase, sendo mais eficiente do que o próprio manganês (RASHID, 1981).

Figura 54 – Variação do teor de Si nas fases ferrita e austenita com a temperatura para o aço 2.1



A tabela 20 apresenta a composição química das fases austenita e ferrita para cada aço nas temperaturas da janela de temperatura antes da têmpera. Conhecer essas composições é importante, pois os elementos químicos dissolvidos influenciam diretamente a temperatura de início de formação da martensita, como será visto na sequência. Além disso, por passarem por um tratamento térmico de resfriamento rápido, os elementos provavelmente não poderão difundir, e estas serão as composições das fases ferrita e martensita à temperatura ambiente, influenciando diretamente nas propriedades mecânicas de ambas.

Tabela 20 – Resultados das composições químicas de cada uma das fases nas temperaturas da janela de temperatura antes da têmpera. F = ferrita A = austenita.

		Frações		C (%p)	Mn (%p)	Si (%p)
Aço 1.1	T min (°C)	86,36	F	0,0139	0,3880	1,0391
	737,74	13,64	A	0,6452	1,2089	0,7527
	T max (°C)	60,00	F	0,0090	0,3564	1,0950
	837	40,00	A	0,2393	0,7197	0,8547
Aço 1.15	T min (°C)	85,16	F	0,0114	0,7720	1,5510
	730,73	14,84	A	0,6087	2,3091	1,2071
	T max (°C)	60,00	F	0,0082	0,7129	1,6153
	830	40,00	A	0,2397	1,4370	1,3245
Aço 1.2	T min (°C)	84,89	F	0,0117	0,7929	2,0673
	742,69	15,11	A	0,5959	2,1634	1,6221
	T max (°C)	60,00	F	0,0090	0,7298	2,1420
	850	40,00	A	0,2369	1,4066	1,7864
Aço 1.25	T min (°C)	84,66	F	0,0123	0,8089	2,5817
	756,07	15,34	A	0,5841	2,0548	2,0490
	T max (°C)	60,00	F	0,0102	0,7455	2,6672
	875	40,00	A	0,2318	1,3735	2,2547
Aço 2.1	T min (°C)	70,75	F	0,0144	0,3124	1,0904
	742,17	29,25	A	0,6488	0,9538	0,7815
	T max (°C)	60,00	F	0,0130	0,3108	1,1173
	775	40,00	A	0,4857	0,7890	0,8208
Aço 2.15	T min (°C)	68,98	F	0,0124	0,6304	1,6182
	739,04	31,03	A	0,6172	1,8217	1,2372
	T max (°C)	60,00	F	0,0116	0,6255	1,6453
	768	40,00	A	0,4855	1,5676	1,2798
Aço 2.2	T min (°C)	68,32	F	0,0127	0,6544	2,1518
	751,12	31,68	A	0,6040	1,7454	1,6727
	T max (°C)	60,00	F	0,0122	0,6470	2,1805
	780	40,00	A	0,4845	1,5347	1,7266
Aço 2.25	T min (°C)	67,74	F	0,0133	0,6754	2,6825
	764,91	32,26	A	0,5921	1,6817	2,1168
	T max (°C)	60,00	F	0,0130	0,6659	2,7168
	798	40,00	A	0,4699	1,4823	2,1870

Temperaturas de formação da martensita M_s e M_f

As temperaturas M_s e M_f foram calculadas a partir da composição química da fase austenita pelas fórmulas propostas por Andrews. Elas foram determinadas para as temperaturas e composições das janelas de laminação, conforme a tabela 18. Os resultados encontram-se na tabela 21. O teor de carbono dissolvido na austenita é o fator que mais afeta

a temperatura M_s . Para os aços com 0,1% de carbono, o carbono dissolvido variou entre 0,6452% e 0,2318%. Já para aços com 0,2% de carbono, variou entre 0,6488% e 0,4699%.

Em termos de processamento, é interessante que ambas as temperaturas não sejam muito baixas: a M_s para poder usar taxas menos severas de resfriamento e a M_f para evitar a presença de austenita retida na microestrutura à temperatura ambiente. Comparando-se a M_f dos mesmos aços, aquele com menor teor de austenita precisa atingir temperaturas mais baixas para completar a transformação em 100% de martensita. Inclusive, alguns aços apresentam temperaturas de M_f negativas, o que indica que, à temperatura ambiente, a microestrutura terá como um de seus componentes a austenita retida. Neste sentido, todos os aços com 40% de austenita apresentaram melhor resultado, principalmente pelo menor teor de carbono dissolvido. Este é um aspecto positivo, pois segundo os estudos apresentados na revisão bibliográfica, para se obter melhor resistência à corrosão e melhor resistência mecânica, a faixa ideal de martensita fica entre 30% e 40% em volume, o que pode ser obtido com temperaturas factíveis em usinas siderúrgicas. É importante lembrar que existem outros fatores determinantes para o tratamento térmico bem sucedido, como o atraso da curva C de perlita, que não puderam ser avaliados neste trabalho. Os aços com 0,1% de carbono também apresentam valores mais favoráveis do que os aços com 0,2% de carbono. Porém, a diminuição do teor de carbono dissolvido também afeta a dureza e resistência mecânica da martensita, e portanto o impacto desta redução deve ser avaliado.

Quanto à morfologia da martensita, dependente principalmente do teor de carbono, pelas faixas apresentadas pode-se prever que os aços de 0,1% C possuirão em sua maioria martensita em forma de ripa, com a microestrutura mais refinada. Já para os aços com 0,2% de carbono, poderão coexistir martensita em ripa e em placas.

Tabela 21 – Temperaturas Ms e Mf para cada um dos aços estudados.

	T intercrítica (°C)	Fração Aust.	C (%p)	Mn (%p)	Si (%p)	Ms (°C)	Mf (°C)
Aço 1.1	737,74	13,64	0,6452	1,2089	0,7527	221,05	6,05
	837	40,00	0,2393	0,7197	0,8547	406,52	191,52
Aço 1.15	730,73	14,84	0,6087	2,3091	1,2071	198,06	-16,94
	830	40,00	0,2397	1,4370	1,3245	379,36	164,36
Aço 1.2	742,69	15,11	0,5959	2,1634	1,6221	203,32	-11,68
	850	40,00	0,2369	1,4066	1,7864	376,40	161,40
Aço 1.25	756,07	15,34	0,5841	2,0548	2,0490	206,91	-8,09
	875	40,00	0,2318	1,3735	2,2547	374,41	159,41
Aço 2.1	742,17	29,25	0,6488	0,9538	0,7815	226,98	11,98
	775	40,00	0,4857	0,7890	0,8208	300,54	85,54
Aço 2.15	739,04	31,03	0,6172	1,8217	1,2372	208,96	-6,04
	768	40,00	0,4855	1,5676	1,2798	271,90	56,90
Aço 2.2	751,12	31,68	0,6040	1,7454	1,6727	212,04	-2,96
	780	40,00	0,4845	1,5347	1,7266	268,42	53,42
Aço 2.25	764,91	32,26	0,5921	1,6817	2,1168	214,15	-0,85
	798	40,00	0,4699	1,4823	2,1870	271,10	56,10

Soldabilidade

Quanto à soldabilidade, utilizou-se dois critérios, a norma brasileira e a norma americana, porque a norma brasileira não leva em conta a influência do silício no carbono equivalente. No entanto, todos os aços já estariam reprovados no critério de teor máximo de silício permitido pela norma, que é de 0,5% Si. Portanto, a intenção foi conferir se os aços passariam na norma americana, e se a norma brasileira poderia ser flexibilizada, aumentando os teores de silício permitido.

A tabela 22 compila os resultados para estas duas normas, lembrando que o carbono equivalente depende somente da composição química do aço e que os critérios de aceitação são: ABNT até 0,55% e AWS até 0,5%. Pela norma brasileira, todos os valores de carbono equivalente estão abaixo de 0,5%, ou seja, aprovados. No entanto, justamente por não levar o silício em conta no cálculo, não pode-se considerar o resultado como válido, pois o teste é “cego” ao teor de silício. Tem-se então resultados conflitantes: os aços testados estão reprovados pelo limite máximo de composição química e aprovados pelo carbono equivalente.

Para tentar avaliar a influência do silício, utilizou-se a norma AWS. Pela norma americana, somente os aços com 0,5% Mn e 1% de Si estão aprovados (aços 1.1 e 2.1). Todos os outros encontram-se acima do carbono equivalente permitido.

Tabela 22 – Carbono Equivalente de acordo com as normas ABNT e AWS para cada um dos aços.

C (%p)	Mn (%p)	Si (%p)	Aço	CE (%)(ABNT)	CE (%)(AWS)
0,1	0,5	1	1.1	0,183	0,350
		1,5	1.15	0,267	0,517
	1	2	1.2	0,267	0,600
		2,5	1.25	0,267	0,683
0,2	0,5	1	2.1	0,283	0,450
		1,5	2.15	0,367	0,617
	1	2	2.2	0,367	0,700
		2,5	2.25	0,367	0,783

Existem, portanto, indicativos de que o silício é prejudicial à soldabilidade. Porém, por ser um material novo, que não se encaixa exatamente naqueles previstos em norma, para chegar a uma conclusão definitiva sobre a soldabilidade de vergalhões bifásicos seriam necessários testes e ensaios físicos, de acordo com aqueles descritos na norma ABNT e que garantem a segurança de uma junta soldada. Um dos fatores a ser analisado, por exemplo, é se a solda destruiria a microestrutura *dual-phase*, e qual o impacto disso na resistência mecânica da solda e da estrutura como um todo.

Resistência à tração σ_e

A tabela 23 apresenta os valores de resistência mecânica para o aço 2.1, calculados pela fórmula empírica desenvolvida por Trejo (1997). O cálculo foi feito somente com esta composição pois era a única que se encaixa no intervalo de validade da equação utilizada. As resistências foram calculadas para o intervalo de laminação determinado anteriormente. A resistência mecânica encontrada foi da ordem de 400 MPa, abaixo do esperado para aços *dual-phase* e abaixo do requerido para vergalhões. No entanto, esta é somente uma estimativa, pois fatores como tamanho de grão, morfologia e distribuição das fases, teor de carbono dissolvido na austenita e rota de processamento na usina podem impactar enormemente o valor de resistência mecânica. Apesar de ter a mesma composição química, esta fórmula se adapta melhor ao roteiro desenvolvido por Trejo (1997), onde todas estas variáveis citadas anteriormente foram reproduzidas para todas as amostras.

Tabela 23 – Resistência à tração para o aço 1.2.

Aço	Tmin	σ_e (MPa)	Tmax	σ_e (MPa)
1.2	742,69	401,34	850	415,69

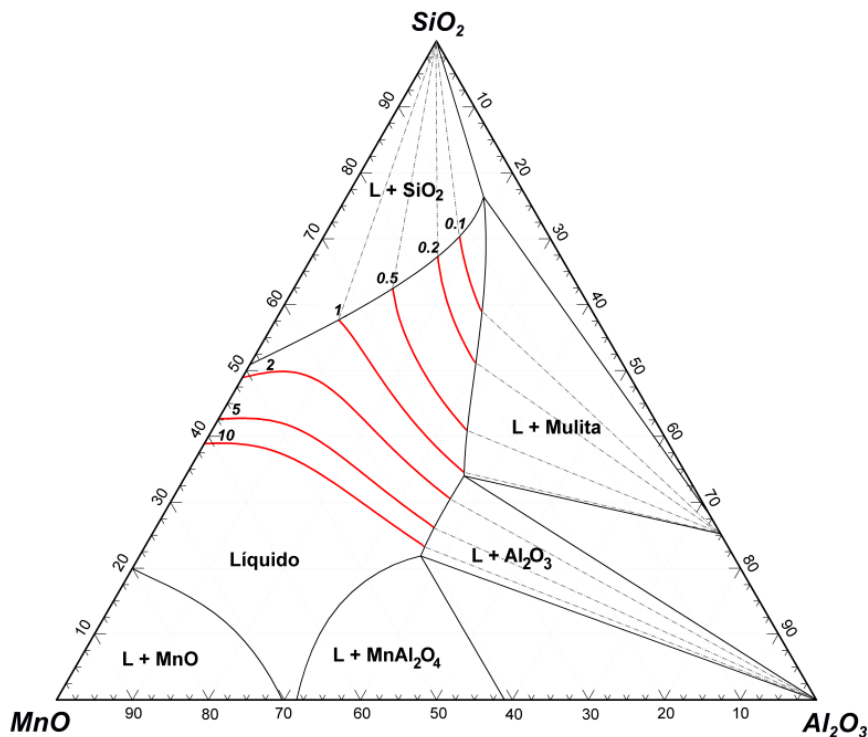
4.3 TERMODINÂMICA DAS INCLUSÕES: INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO NA FORMAÇÃO DAS INCLUSÕES

Na figura 55 pode-se observar o diagrama ternário onde estão representadas pelas linhas vermelhas o campo 100% líquido e pelas linhas pontilhadas os campos de sólido + líquido das composições das inclusões formadas em aços com diferentes relações %Mn/%Si, a 1550°C. Para todos os resultados apresentados nesta seção, %Mn + %Si = 2. A composição das inclusões está exatamente em cima das linhas para cada uma das relações %Mn/%Si. O que determina se serão sólidas ou líquidas é o teor de oxigênio dissolvido e o teor de alumínio. As fases sólidas presentes a 1550°C são sílica (SiO₂), alumina (Al₂O₃), mangansita (MnO), mulita (3Al₂O₃·2SiO₂) e galaxita (MnO·Al₂O₃).

Pode-se notar que os aços com teor maior de silício (%Mn/%Si < 1) têm o intervalo líquido de composições mais estreito se comparado ao dos aços mais ricos em manganês (%Mn/%Si > 1). Este comportamento está de acordo com aquele descrito na literatura por Roghani, Jak e Hayes (2003) e Kang e Lee (2004). Considerando primeiro um sistema na região pobre em alumínio, para relações %Mn/%Si crescentes até 1, ou seja, aços com mais silício do que manganês, a inclusão sólida formada é a sílica.

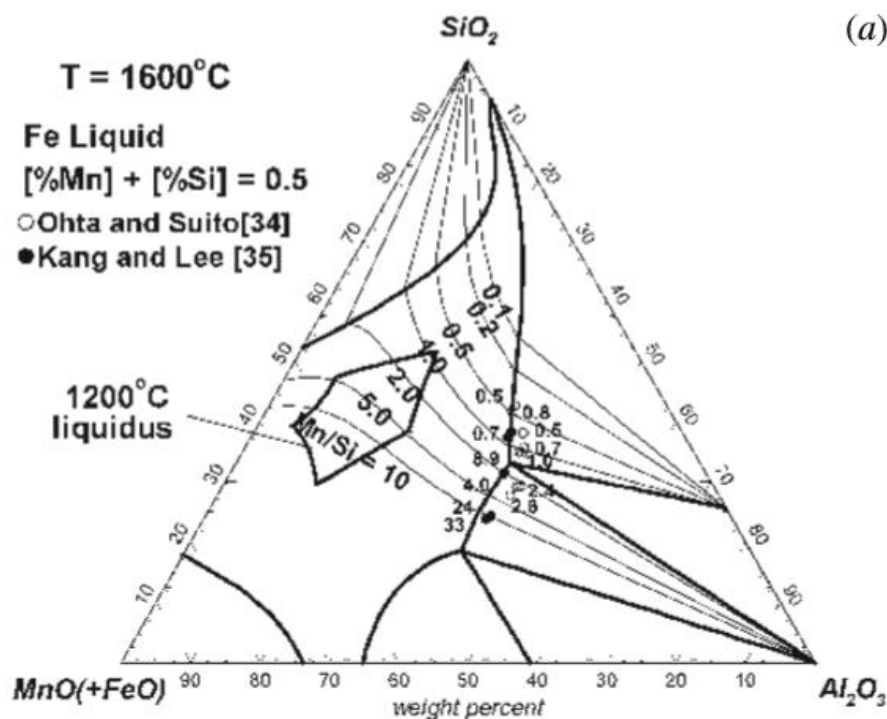
Já no sentido do crescimento da alumina, o intervalo líquido aumenta. No entanto, Al₂O₃ em excesso provoca o aparecimento de uma nova fase sólida: para aços com %Mn/%Si < 1 é a mulita, e para aços com %Mn/%Si > 1 é o alumina (Al₂O₃). Ambas as fases não são interessantes durante o processamento. A alumina pode provocar entupimentos das válvulas durante o lingotamento contínuo, e a mulita é extremamente dura e com alto ponto de fusão, sendo prejudicial à laminação (BERNARD, G.; RIBOUD, P. V.; URBAIN, G, 1981).

Figura 55 – Diagrama ternário, corte isotérmico a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Diagrama ternário calculado via *FactSage*. As linhas vermelhas e tracejadas representam a relação %Mn/%Si no aço.



Os resultados de Jung *et al.* (2004) para aços com %Mn + %Si = 0,5 a 1600°C estão representados na figura 56. Os resultados foram obtidos a partir de cálculos com o Modelo Quase-Químico, durante uma avaliação crítica e otimização do sistema MnO-Al₂O₃-SiO₂ para o banco de dados do *FactSage*. Ao comparar os dois resultados, vê-se que a região líquida de Jung *et al.* (2004) está um pouco maior, pois há uma diferença de temperatura, de 1550°C para 1600°C. A região mais rica em silício, até %Mn/%Si = 0,5, teve valores praticamente iguais de composição aos encontrados por Kang e Lee (2004) e Jung *et al.* (2004), que estudaram aços cujas composições foram de %Mn + %Si = 0,5, 1 e 1,5. Para as composições de %Mn/%Si = 1 e maiores, houve um pequeno deslocamento das composições na direção de aumento de MnO. Pode-se dizer que a relação %Mn/%Si tem influência muito maior na composição das inclusões primárias do que a massa total de Mn e Si presente no aço (%Mn + %Si), para os valores estudados. Por isso, considera-se que os valores encontrados nesta simulação são válidos para os aços de interesse, onde Mn + Si > 2% e %Mn/%Si < 1.

Figura 56 – Composições calculadas de inclusões no sistema MnO-Al₂O₃-SiO₂, em equilíbrio com ferro líquido, contendo várias relações Mn/Si e teor total de Mn + Si = 0,5. Os pontos indicados são as razões Mn/Si nos quais há a saturação de mulita ou alumina. Em destaque a região com temperatura *liquidus* igual a 1200°C.



Fonte: JUNG *et al* (2004)

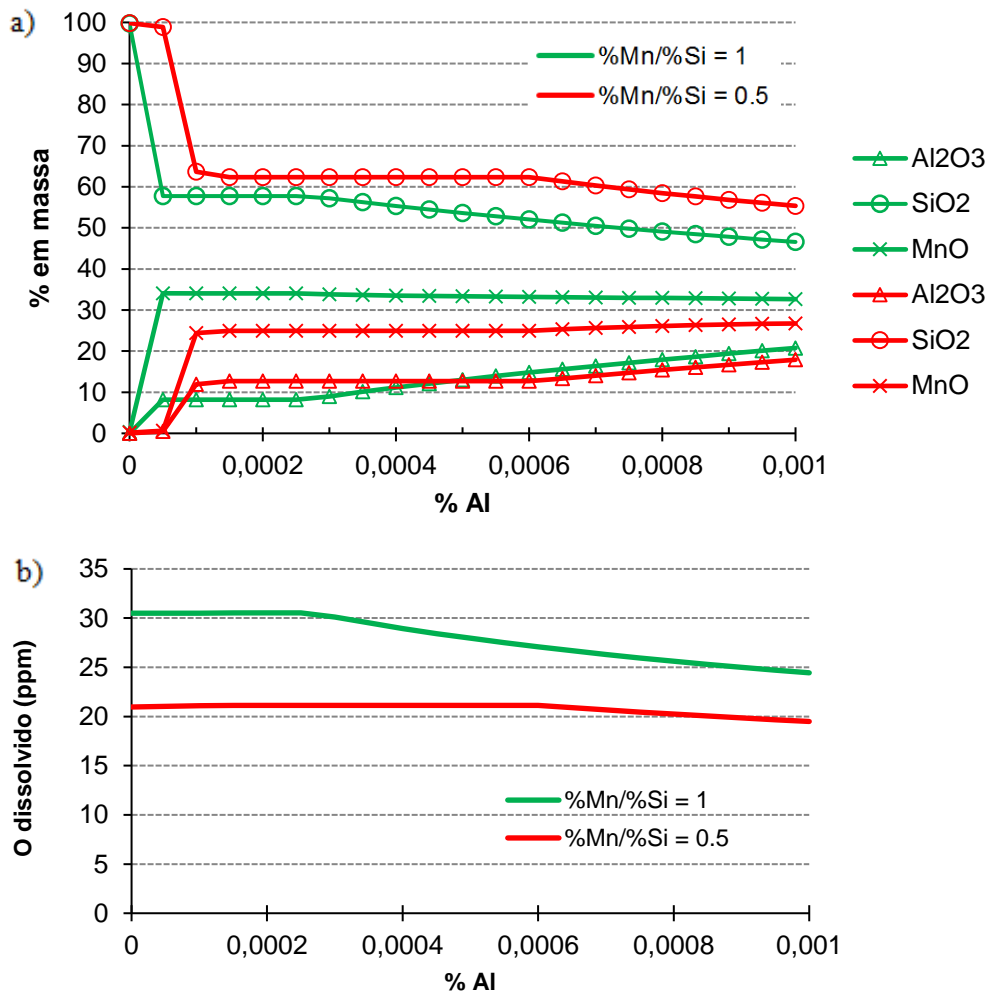
A figura 57 mostra a variação da composição das inclusões líquidas e o teor de oxigênio dissolvido no aço líquido com a variação do teor de alumínio. A composição das inclusões é dada em função dos três componentes do ternário, e não em fases compostas formadas por eles. Estão mostrados os aços com relação %Mn/%Si = 1 (verde) e 0,5 (vermelho).

Sem a adição de alumínio as inclusões são formadas por sílica pura, conforme previsto na revisão termodinâmica do sistema SiO₂-MnO. Com a adição de pequenas quantidades de alumínio (< 0,0001% ou 1 ppm), parte da sílica é substituída por MnO, e este teor de MnO é mantido praticamente constante ao longo do aumento do alumínio. Os aços mais ricos em silício têm um maior poder desoxidante, como pode ser visto pelo teor de oxigênio inicialmente em equilíbrio. Sendo o oxigênio total do sistema igual a 50 ppm, o oxigênio dissolvido no aço inicialmente é de 31 ppm para %Mn/%Si = 1 e 22 ppm para %Mn/%Si = 0,5.

Comparando os dois gráficos, nota-se que o teor de oxigênio dissolvido possui um patamar constante, e isso ocorre enquanto ainda existe a presença de cristobalita sólida (até 2,5 ppm de Al para o aço com %Mn/%Si = 1 e até 6 ppm de Al para o aço com %Mn/%Si = 0,5). Com o aumento do alumínio dissolvido, as inclusões tornam-se totalmente líquidas,

baixando a atividade da sílica e favorecendo a desoxidação. A partir deste ponto, a sílica vai sendo parcialmente substituída por alumina.

Figura 57 – a) % em massa das fases Al_2O_3 , SiO_2 , MnO nas inclusões líquidas *versus* % de alumínio no aço. $T = 1550^\circ\text{C}$ e $O_{\text{total}} = 50 \text{ ppm}$. b) Oxigênio dissolvido no aço *versus* % de alumínio no aço. O oxigênio dissolvido permanece constante enquanto há a presença de cristobalita sólida.



4.4 TERMODINÂMICA DAS INCLUSÕES: MODIFICAÇÃO DAS INCLUSÕES PELA ESCÓRIA

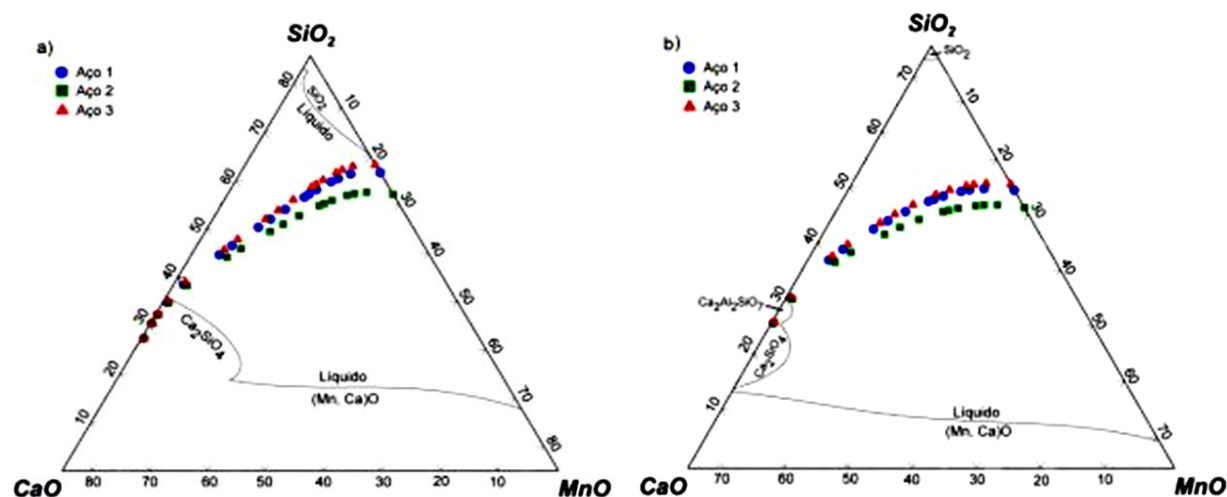
Escória 1

A escória 1 é formada somente por CaO e SiO_2 e possui basicidade binária igual a 2, conforme tabela 15 (p. 91). A figura 58 mostra a evolução da composição da inclusão conforme ela reage com a escória sobrenadante, considerando a temperatura constante de

1550°C. Na figura 58a estão as inclusões com composição fixa de 15% de Al_2O_3 e na figura 58b, as inclusões com 25% de Al_2O_3 .

Primeiramente, pode-se perceber que o sistema com maior teor de alumina (figura 58b) possui maior região líquida, o que está de acordo com o previsto em Roghani, Jak e Hayes (2003) e Kang e Lee (2004). A composição inicial das inclusões encontra-se sobre o eixo $\text{SiO}_2\text{-MnO}$, já a composição da escória encontra-se sobre o eixo CaO-SiO_2 . Nota-se, portanto, que com o passar do tempo de refino, a tendência das inclusões é de se aproximar da composição da escória. Conforme são enriquecidas em CaO , as inclusões permanecem líquidas até um limite (para as inclusões com 15% de Al_2O_3 , o limite é de 49% de CaO , para as com 25% de Al_2O_3 , é de 44% de CaO) onde começam novamente a se formar fases sólidas, desta vez ricas em CaO .

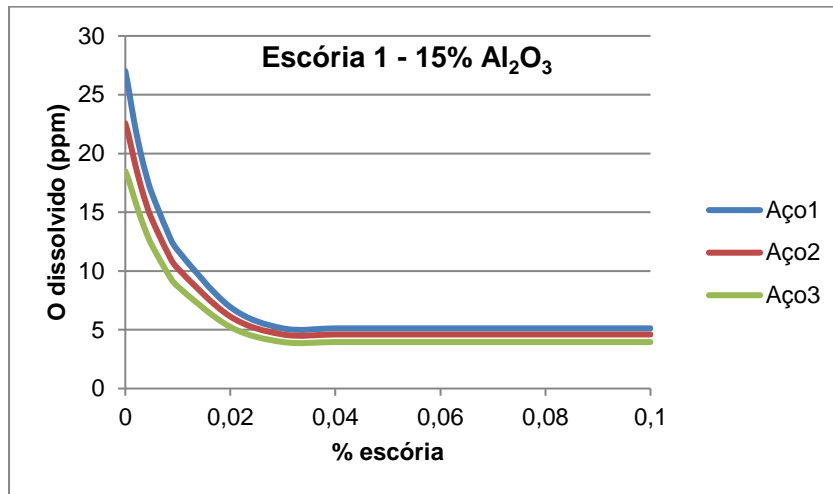
Figura 58 – Diagramas ternários, cortes isotérmicos a 1550°C, escória 1. Calculados via *FactSage*. Porcentagem em massa de alumina na inclusão é de a) 15% e b) 25%.



O refino pela escória apresentou também um efeito desoxidante. A figura 59 apresenta a variação do teor de oxigênio dissolvido ao longo da adição de escória para os aços com inclusões de 15% Al_2O_3 . O comportamento foi semelhante para inclusões de 25% de Al_2O_3 . O teor de oxigênio dissolvido inicial, para as frações de alumina de 15% e 25%, foi maior para o aço 1 (27 e 23 ppm) e menor para o aço 3 (18 e 16 ppm). Já o teor final de oxigênio dissolvido, constante a partir do momento em que se formou a nova fase sólida rica em CaO , foi o mesmo para os três aços: 5,1 ppm para $\text{Al}_2\text{O}_3 = 15\%$ e 3,7 ppm para $\text{Al}_2\text{O}_3 = 25\%$. Em sistemas com 15% Al_2O_3 (figura 58a), a primeira fase sólida a se formar é Ca_2SiO_4 , já para 25% (figura 58b) de Al_2O_3 , a primeira fase sólida é $\text{Ca}_2\text{Al}_2\text{SiO}_7$. A inclusão final possui tanto fração sólida quanto líquida. Em termos de laminação, estas duas fases sólidas não são

desejadas, pois são duras (BERNARD, G.; RIBOUD, P. V.; URBAIN, G, 1981). Nota-se também que entre as três composições de aço testadas, não há grandes diferenças na trajetória de modificação de inclusões.

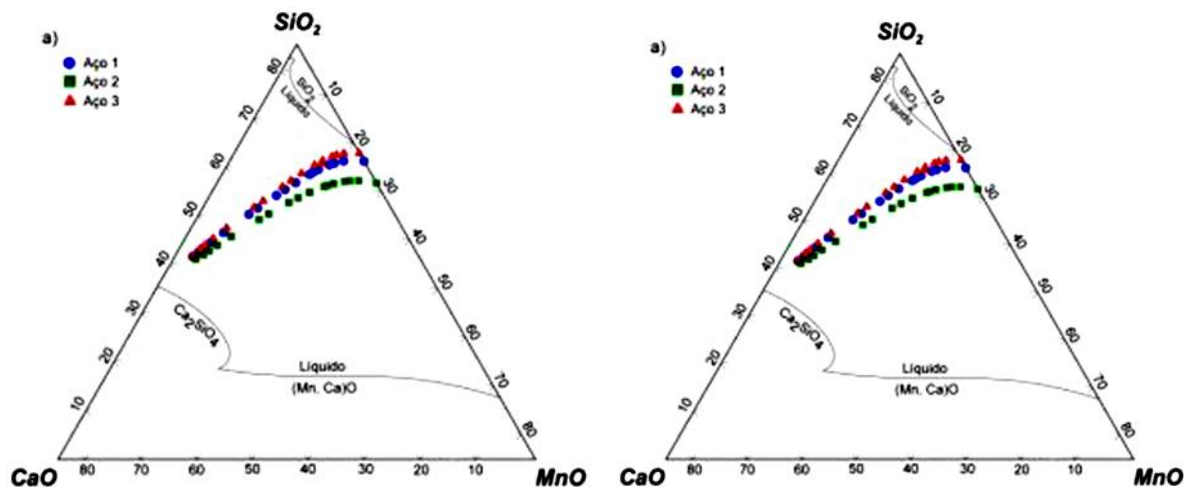
Figura 59 – Oxigênio dissolvido no aço em função da adição de escória no equilíbrio termodinâmico.



4.1) Escória 2

A figura 60 apresenta os resultados para a escória 2, que possui basicidade binária igual a 1, e pequenas quantidades de Al₂O₃ e MnO em sua composição, conforme tabela 15 (p. 91). De maneira análoga às simulações com a escória 1, a tendência das inclusões foi de reagir com a escória de forma a se aproximar da sua composição, enriquecendo-se em CaO, se for dado tempo suficiente. Neste caso, sendo a porcentagem de CaO menor na composição da escória, não chega a se formar uma nova fase sólida, rica em CaO. Os teores de oxigênio dissolvido iniciais foram os mesmos da escória 1 e os teores finais ficaram em 6,2 ppm para Al₂O₃ = 15% e 5,8 ppm para Al₂O₃ = 25%.

Figura 60 – Diagramas ternários, cortes isotérmicos a 1550°C, escória 2. Calculados via *FactSage*. Porcentagem de alumina na inclusão é a) 15% e b) 25%.



Kang e Lee (2004) e Bartosiaki *et al.* (2014) obtiveram dados de composição de inclusões ao longo do tempo de refino secundário de diversas corridas industriais, para diferentes aços. Em sua análise observaram a mesma tendência de inclusões reagindo com a escória e se aproximando da sua composição nominal. Bartosiaki *et al.* (2014) destacam que a incorporação de CaO pelas inclusões depende do teor de oxidação do banho. Quanto maior o teor de oxigênio total, menor o nível de CaO nas inclusões. Como as simulações apresentadas nas figuras 58 e 60 foram feitas com teor constante de 50 ppm de oxigênio, não foi possível observar esta variável. No entanto, pode-se afirmar que, independente da composição do aço, sabendo que as inclusões tendem a se aproximar da composição da escória, pode-se adaptar a composição da escória para obter as inclusões desejadas.

4.5 TERMODINÂMICA DAS INCLUSÕES: SOLIDIFICAÇÃO DO AÇO

Para os cálculos simulando a solidificação do aço, foram escolhidas, a partir das inclusões calculadas na etapa 4.4, três inclusões com composições diferentes para cada um dos sistemas (CaO-MnO-SiO₂-15%Al₂O₃ e CaO-MnO-SiO₂-25%Al₂O₃). Elas foram chamadas de A, B, C, D, E e F e estão indicadas na figura 61 a) e b), respectivamente. As composições dos pontos estão indicadas na tabela 24. Pode-se dizer que as inclusões das sequências A→B→C e D→E→F representam a evolução da modificação pela escória, sendo análoga à passagem do tempo (mesmo que o tempo não esteja quantificado nos experimentos).

Figura 61 – Diagramas de fases CaO-SiO₂-MnO com a) 15% Al₂O₃ e b) 25% Al₂O₃. Calculados via FactSage.

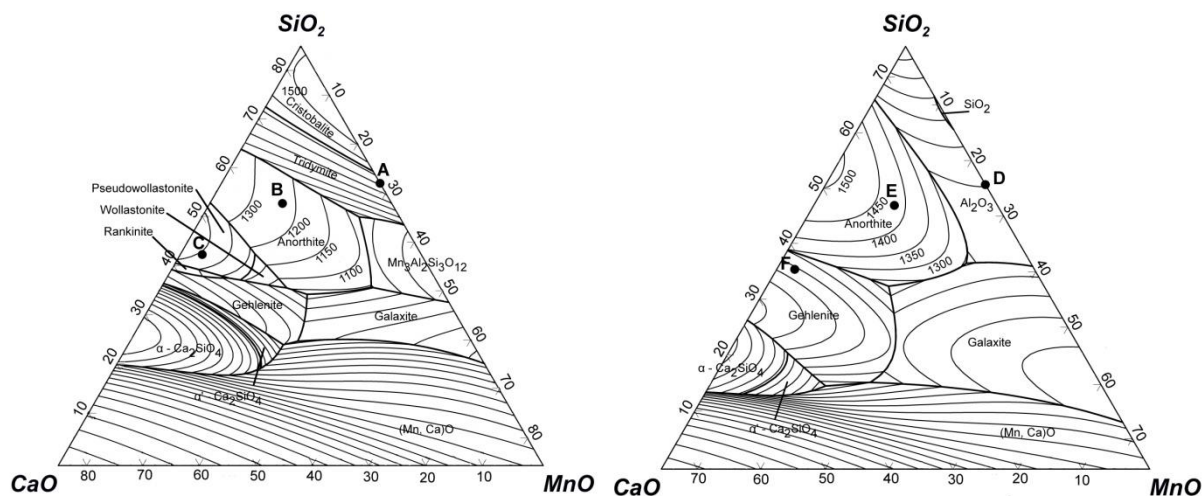
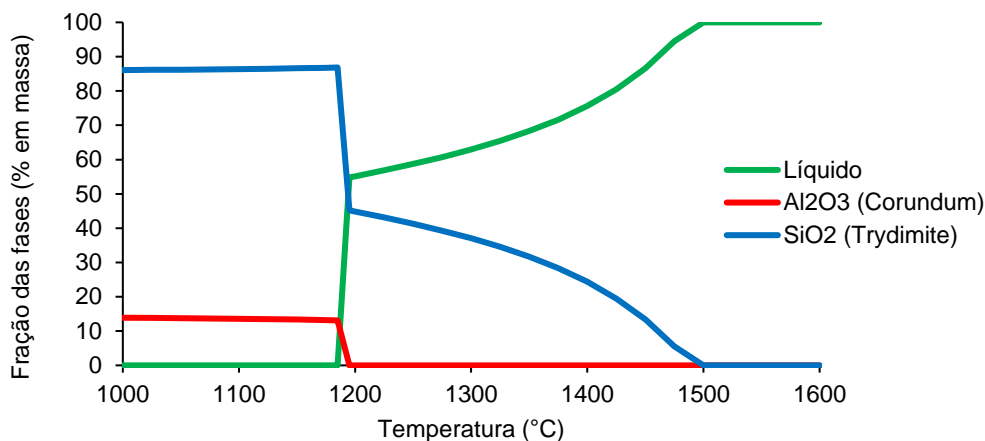


Tabela 24 – Composição das inclusões utilizadas para simulação do resfriamento (valores em % em massa).

	SiO ₂ (%p)	MnO (%p)	CaO (%p)	Al ₂ O ₃ (%p)
Ponto A	57	28	0	15
Ponto B	52	15	18	15
Ponto C	42	5	38	15
Ponto D	50	25	0	25
Ponto E	47	11	17	25
Ponto F	38	3	34	25

O posicionamento das inclusões no diagrama pseudo-ternário serve somente para visualização da composição inicial e indicação de quais fases são esperadas durante o resfriamento. O resfriamento dos pontos não corresponde exatamente ao resfriamento segundo o diagrama ternário porque a composição muda ao longo do resfriamento. Para o sistema com 15% de Al₂O₃, os resultados estão apresentados nas figuras 62, 63 e 64. A figura 62 apresenta o resfriamento do ponto A, onde não há presença de CaO. Inicialmente, todas as inclusões encontram-se líquidas.

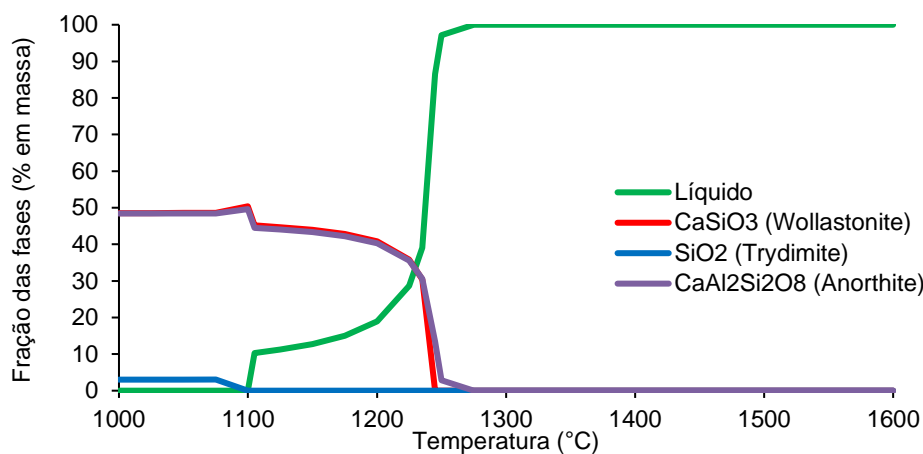
Figura 62 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto A ($\text{SiO}_2 = 57\%$, $\text{MnO} = 28\%$, $\text{Al}_2\text{O}_3 = 15\%$).



A partir de 1500°C começa a formação de inclusões sólidas de sílica. Esta é uma temperatura alta, na qual o aço está passando pela válvula do lingotamento contínuo, e as inclusões sólidas podem trazer problemas de entupimento destas. Com a redução da temperatura, a quantidade de inclusões líquidas diminui e a de sílica aumenta, e próximo da temperatura final de solidificação (~1200°C), é formada uma pequena quantidade de alumina. Esta temperatura apresenta o aço já solidificado, portanto não acarreta problemas para o lingotamento contínuo. O produto solidificado final possui inclusões de SiO_2 (86%) e de Al_2O_3 (14%). As inclusões de sílica não são deformáveis e podem provocar problemas durante a laminação (BERNARD, G.; RIBOUD, P. V.; URBAIN, G, 1981). Já as inclusões de alumina, no caso do ponto A, não vão acarretar problemas para o processamento do aço, pois surgem a temperaturas abaixo das temperaturas presentes nas válvulas de lingotamento contínuo. No entanto, ao passar pelo processo de laminação, as inclusões de alumina são duras e não deformáveis, o que pode acarretar em problemas no produto final.

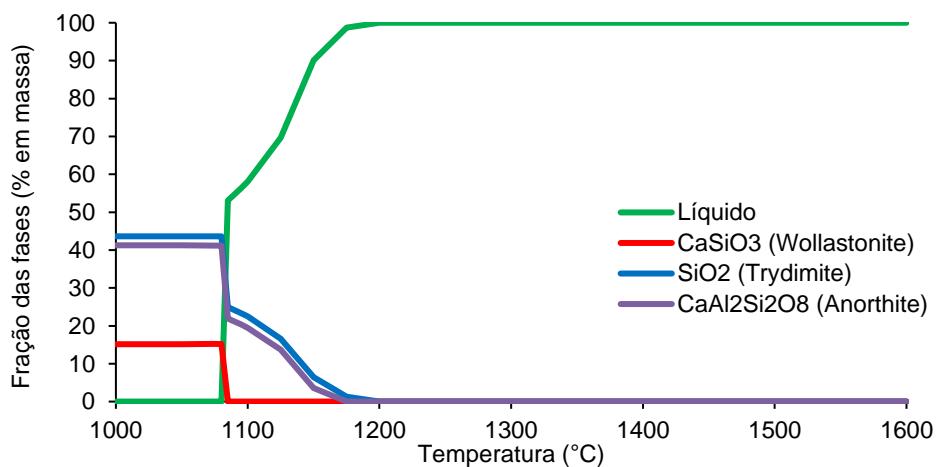
A figura 63 apresenta o resfriamento a partir do ponto B. Até em torno de 1250°C, as inclusões ainda estão líquidas, o que é ideal para o lingotamento contínuo. Baixando-se mais a temperatura, ocorre a formação simultânea de wollastonita e anortita. A 1100°C ocorre a solidificação do último líquido, com formação de tridimita. O produto final solidificado possui inclusões destas três fases, mais a sílica em menor quantidade. As fases wollastonita e anorthita são deformáveis e não apresentam problemas na laminação (BERNARD, G.; RIBOUD, P. V.; URBAIN, G, 1981).

Figura 63 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto B ($\text{SiO}_2 = 52\%$, $\text{MnO} = 15\%$, $\text{CaO} = 18\%$, $\text{Al}_2\text{O}_3 = 15\%$).



A figura 64 apresenta o resfriamento a partir do ponto C. Neste caso, a solidificação completa dos óxidos ocorre somente abaixo de 1100°C . Isto indica a fração de fase líquida é alta durante a laminação. As fases presentes em maior quantidade são a tridimita e a anortita. Também há a presença de wollastonita. Esta sílica de baixo ponto de fusão não é prejudicial à laminação.

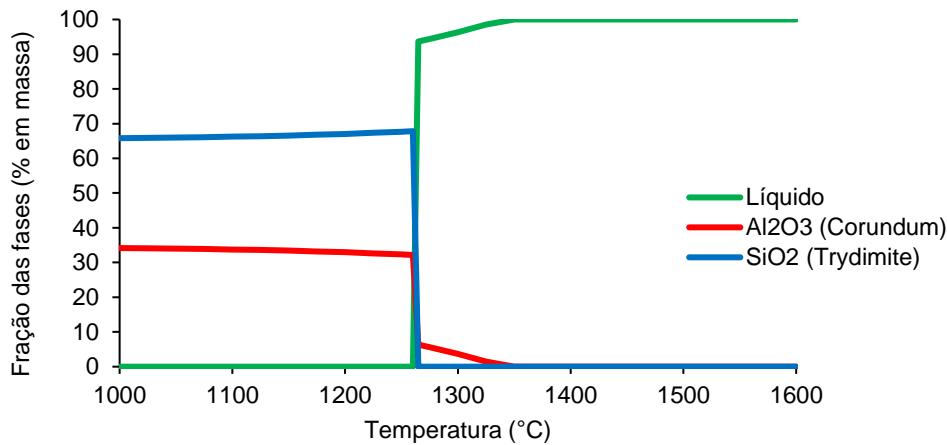
Figura 64 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto C ($\text{SiO}_2 = 42\%$, $\text{MnO} = 5\%$, $\text{CaO} = 38\%$, $\text{Al}_2\text{O}_3 = 15\%$).



Agora, serão apresentados os resfriamentos dos pontos D, E e F mostrados nas figuras 65, 66 e 67. Neste caso, as inclusões possuem fração de alumina fixa em 25%. O ponto D não tem a presença de CaO , assim como visto no ponto A (figura 60). Ao comparar a figura 62 com a figura 65, é possível perceber que o aumento de 10% no teor de Al_2O_3 diminuiu a temperatura de solidificação das inclusões de tridimita para $\sim 1260^\circ\text{C}$. Elas começam a se

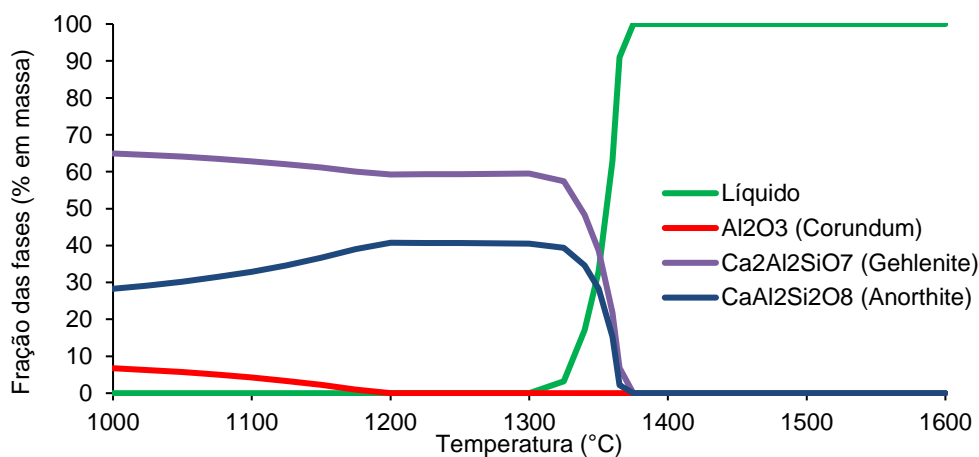
formar na mesma temperatura que o alumina e seus teores não sofrem modificações com a progressão do resfriamento.

Figura 65 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto D ($\text{SiO}_2 = 50\%$, $\text{MnO} = 25\%$, $\text{Al}_2\text{O}_3 = 25\%$).



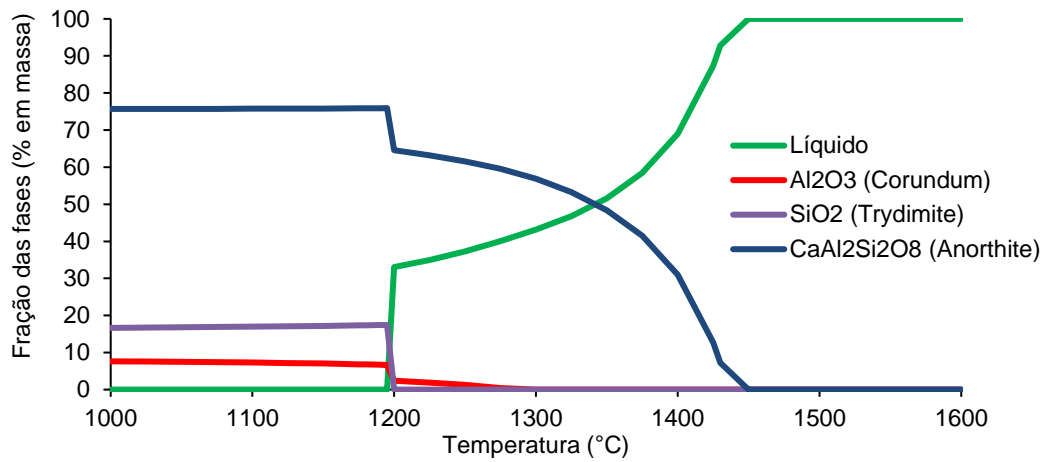
Ao analisar a solidificação do ponto E, figura 66, tem-se o surgimento de uma fase que não estava presente em nenhum outro sistema, a gelenita. Segundo Bernard *et al.* (1981) esta fase é dura e não deformável, e portanto indesejável na laminação. Gelenita e anortita começam a se formar por volta de 1360°C , e ao prosseguir o resfriamento parte da anortita é transformada em gelenita e alumina.

Figura 66 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto E ($\text{SiO}_2 = 47\%$, $\text{MnO} = 11\%$, $\text{CaO} = 17\%$, $\text{Al}_2\text{O}_3 = 25\%$).



A figura 67 apresenta o resfriamento do ponto F. A primeira fase sólida, anorthita, aparece a partir de $\sim 1440^\circ\text{C}$. Nesta temperatura o aço está parcialmente solidificado. A solidificação das inclusões termina a 1200°C , quando são formadas pequenas quantidades de tridimita e alumina.

Figura 67 – Fases formadas a partir da solidificação do ponto F ($\text{SiO}_2 = 38\%$, $\text{MnO} = 3\%$, $\text{CaO} = 34\%$, $\text{Al}_2\text{O}_3 = 25\%$).



Com a simulação termodinâmica de aços com alto teor de silício, confirmou-se que as inclusões primárias formadas são aquelas de SiO_2 , que são prejudiciais ao processamento do aço na usina. No entanto, a adição de pouca quantidade de alumínio desloca o equilíbrio, de maneira a se obter inclusões com menor ponto de fusão e mais benéficas. E ainda, como as inclusões tendem a ser modificadas pelas escórias (normalmente ricas em CaO), se aproximando delas, os pontos de fusão e os novos compostos podem ser ainda mais benéficos. É possível lingotar e laminar aços com inclusões nas regiões de 15% Al_2O_3 e 25% de Al_2O_3 desde que devidamente controladas.

5. CONCLUSÕES

Esta dissertação mostra que a simulação termodinâmica é uma ferramenta poderosa e que pode ser usada para conhecer o comportamento de novas ligas antes de serem feitos testes experimentais. As simulações ajudam a compreender resultados de experimentos e também a refinar o “design experimental” de novos materiais.

O estudo termodinâmico apontou que a produção de vergalhões com aços *dual-phase* com alto teor de silício é possível, confirmando o que outros trabalhos experimentais já indicavam. Quanto às composições de aços propostas neste trabalho pode-se afirmar que:

- A adição de silício acima de 1% faz com que a fase rica em carbono nos aços em temperatura ambiente seja a grafita, e não a cementita, segundo os cálculos termodinâmicos que reproduzem os sistemas em equilíbrio.
- A adição de silício expande o campo intercrítico, enquanto o manganês tem o efeito oposto. O aço 1.15 (1,5% Si) tem $\Delta T_{\text{intercrítico}} = 189^{\circ}\text{C}$ e o aço 1.25 (2,5% Si) tem $\Delta T_{\text{intercrítico}} = 238^{\circ}\text{C}$. Aços com maior teor de carbono também tem o seu intervalo intercrítico reduzido, conforme descrito pelo diagrama Fe-C.
- As frações de martensita que indicam melhores propriedades mecânicas e de resistência à corrosão estão entre 30 e 40% em volume.
- A janela de temperatura antes da têmpera mais favorável ao processamento foi obtida para o aço 1.25 (0,1% C, 1% Mn e 2,5% de Si). Ainda assim, seria necessário adaptação dos equipamentos de produção, pois as temperaturas obtidas (entre 756 e 875°C) estão abaixo das usualmente praticadas (entre 900 e 1000°C).
- As temperaturas de início e final da transformação martensítica dos aços com 0,1% C foram mais altas. Para fração de martensita de 40% em volume, Ms ficou entre 374 e 406°C e Mf entre 85 e 191°C, sendo preferíveis para o tratamento térmico de têmpera, por suprimir a existência de austenita retida à temperatura ambiente.
- Os resultados quanto à soldabilidade dos vergalhões *dual-phase* são conflitantes na norma brasileira (ABNT) e parcialmente aprovados na norma americana (AWS). Para uma resposta definitiva, são necessários testes e ensaios físicos adicionais.

- Para a composição inicial das inclusões formadas, o fator mais importante é a relação %Mn/%Si. As diferentes quantidades das ligas (%Mn + %Si = 0,5 e 2) não influenciaram significativamente a composição das inclusões formadas.
- Todos os aços simulados em contato com as escórias produziram inclusões que, com o passar do tempo de refino secundário, se aproximaram da composição nominal de equilíbrio da escória. Dessa forma, pode-se adaptar a composição da escória para obter inclusões de baixo ponto de fusão e boa deformabilidade.
- A escória 1 (CaO e SiO₂), de basicidade binária 2, produziu inclusões sólidas não deformáveis. A escória 2 (CaO, SiO₂, Al₂O₃, MnO), de basicidade binária 1, produziu inclusões totalmente líquidas nas simulações.
- A solidificação das inclusões sem CaO e com 15% de Al₂O₃ produziu como fase principal a sílica. As inclusões de sílica começam a se formar a 1500°C, temperatura em que o aço está passando pela válvula de lingotamento contínuo ou molde, o que pode prejudicar processo. Com o aumento para 25% de Al₂O₃, a temperatura de solidificação caiu para aproximadamente 1260°C.
- A solidificação das outras inclusões testadas produziu fases deformáveis e de baixo ponto de fusão, com exceção da fase gelenita, produzida pelo resfriamento do ponto E (SiO₂ = 47%, MnO = 11%, CaO = 17%, Al₂O₃ = 25%).

A partir dos resultados obtidos, sugere-se uma possível rota de produção para os aços bifásicos com alto teor de silício: produção em aciaria elétrica ou a oxigênio com refino secundário no forno panela para ajuste do teor de silício após a desoxidação e controle do teor de alumínio para obter inclusões com 15% a 25% de Al₂O₃. Ajuste da escória, com teor de CaO adequado, de maneira a obter inclusões favoráveis ao lingotamento contínuo e laminação. Após o último passe de laminação, o vergalhão deve estar no intervalo de temperatura da janela de temperatura antes da têmpera (entre A1b e T40), sendo então realizada têmpera e autorevenimento por resfriamento *online*.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Além da continuidade do projeto, conforme descrito na abertura do trabalho, algumas sugestões de trabalhos futuros com a finalidade de confirmar e expandir os resultados encontrados nesta dissertação são:

- Realizar ensaios em dilatômetro para confirmar os resultados de A3, A1, Ms e Mf encontrados pelo modelo termodinâmico.
- Realizar simulações de resfriamento e solidificação pelo método *Scheil Cooling* e comparar com o resfriamento em equilíbrio.
- Estudar outros fatores determinantes para o tratamento térmico, como a influência dos elementos de liga, tamanho de grão, deformação e taxa de resfriamento.
- Realizar simulações com escórias saturadas em MgO para prever a formação de inclusões do sistema de espinélios, bem como seu resfriamento.
- Simular a incorporação de CaO nas inclusões com diferentes níveis de oxidação do aço, para avaliar se a influência reportada por Bartosiaki *et al.* é reproduzida pelo modelo termodinâmico.
- Avaliar a viscosidade e fração sólidas das escórias utilizadas no estudo e seu impacto no processo.
- Avaliar a evolução da viscosidade das inclusões formadas ao longo do resfriamento a partir dos pontos A, B, C, D, E, F e G.
- Realizar ensaios laboratoriais de fusão de aço e escória, retirando amostras a diferentes tempos, e comparar o caminho de evolução da composição das inclusões, inserindo a análise cinética.
- Melhorar o modelo com as novas funcionalidades do *FactSage 7.0*, como por exemplo linhas de isoatividade.
- Aplicar a metodologia de simulação de processo siderúrgico a outros aços e produtos.

REFERÊNCIAS

AGUIRRE-GUERRERO, A. M. *et al.*. Corrosion performance of blended concretes exposed to different aggressive environments. **Construction and building materials**, v. 121, p. 704-716, 2016.

AL-RUBAIEY, S. I.; ANOON, E. A.; HANOON, M. M. The influence of microstructure on the corrosion rate of steels. **Journal of Engineering and Technology**. v. 31, n. 10, p. 1825-1836, 2013.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **D1.1:2000**: Structural Welding Code – Steel. Florida, 2000.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **D1.4:2005**: Structural Welding Code – Reinforcing Steel. Florida, 2005.

ARAÚJO, L. A. **Manual de Siderurgia – Vol 1: Produção**. 2. ed. São Paulo: Arte e Ciência Editora, 2005.

ARCELOR MITTAL. **Manual do Processo de Fabricação de CA50S, CA25 e CA60 Nervurado**. 2016. Disponível em: <<http://longos.arcelormittal.com/pdf/produtos/construcao-civil/outros/manual-fabricacao-ca-50-ca-60.pdf>> Acesso em 21.10.2016.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6118**: Projeto de Estruturas de Concreto - Procedimento. Rio de Janeiro, 2004.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 7480**: Aço destinado a armaduras para estruturas de concreto armado – Especificação. Rio de Janeiro, 2007.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 8965**: Barras de aço CA42S com características de soldabilidade destinadas a armaduras para concreto armado – Especificação. Rio de Janeiro, 1985.

ASTM A615. Standard Specification for Deformed and Plain Billet-Steel Bars for Concrete Reinforcement, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2001. Disponível em <www.astm.org>.

ASTM C876-91. Standard Test Method for Half-Cell Potentials of Uncoated Reinforcing Steel in Concrete (Withdrawn 2008), ASTM International, West Conshohocken, PA, 1999. Disponível em: <www.astm.org>.

ASTM G1-90. Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 1999. Disponível em <www.astm.org>.

ASTM G109. Standard Test Method for Determining Effects of Chemical Admixtures on Corrosion of Embedded Steel Reinforcement in Concrete Exposed to Chloride Environments, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2007. Disponível em <www.astm.org>.

BABAEI, M.; CASTEL, A. Chloride-induced corrosion of reinforcement in low-calcium fly ash-based geopolymer concrete. **Cement and concrete research**, v. 88, p. 96-107, 2016.

BALE, C. W. *et al.*. FactSage Thermochemical Software and Databases. **Calphad**. v. 26, n. 2, p. 189-228, 2002.

BALE, C. W. *et al.* FactSage Thermochemical Software and Databases – Recent Developments. **Calphad**. v. 33, n. 2, p. 295-311, 2009.

BARTOSIAKI, B. G.; PEREIRA, J. A. M.; BIELEFELDT, W. V.; VILELA, A. C. F. Estudo de inclusões não-metálicas após desoxidação e durante tratamento em forno-panela. Seminário de Aciaria, 45^o., Porto Alegre: ABM, 2014.

BERNARD, G.; RIBOUD, P. V.; URBAIN, G. **Étude de la plasticité d'inclusions d'oxydes. Révue de Metallurgie**. p.421-434, 1981.

BESKOW, K.; JIA, J.; LUPIS, H. P.; SICHEN, D. Chemical characteristics of inclusions formed at various stages during the ladle treatment of steel. **Ironmaking and Steelmaking**, vol. 29, n. 6, p. 427-435, 2002.

BHAGAVATHI, L. R.; CHAUDHARI, G. P.; NATH, S. K. Mechanical and corrosion behavior of plain low carbon *dual-phase* steels. **Materials and Design**, v. 32, p. 433 - 440p, 2011.

BIELEFELDT, W. V. **Desoxidação 3**. Notas de Aula – Siderurgia II. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2014.

BIELEFELDT, W. V. **Estudo do tratamento de inclusões com cálcio na fabricação do aço SAE 8620**. 2005. 134 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2005.

BIELEFELDT, W. V. **Tratamento de inclusões não-metálicas com cálcio nos aços SAE 1141 e SAE 8620**. 2009. 168 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

BIELEFELDT, W. V. *et al.* Evolução das inclusões no processamento do aço SAE 8620 via aciaria elétrica. Congresso Anual da ABM. 59°. São Paulo. **Anais...** p. 1020-1029, 2004.

BJORKLUND, J. **Thermodynamic aspects on inclusion composition and oxygen activity during ladle treatment**. 2008. 80 f. Tese (Doutorado em Engenharia), Royal Institute of Technology, Stockholm, 2008.

BRAZ, J. L. B. **Desenvolvimento e Caracterização de Aços Bifásicos para Aplicações na Construção Civil**. 2002. 77 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2002.

CASCUDO, O. **O controle da Corrosão de Armaduras em Concreto: Inspeção e técnicas eletroquímicas**. 1. ed. Goiânia: Editora UFG, 1997.

CASCUDO, O; HELENE, P. R. L. **Resistência à corrosão no concreto dos tipos de armaduras brasileiras para concreto armado: boletim técnico EPUSP – BT/PCC272**. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 20 f, 2001.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 6. ed. São Paulo: ABM, 1988.

CHOUDHARY, S. K.; CHANDRA, S.; GHOSH, A. Prediction of deoxidation and inclusion precipitation in semikilled steel. **Metallurgical and Materials Transactions B**. v. 36B, p. 59-66, 2005.

CHOUSIDIS, N. *et al.* Effect of fly ash chemical composition on the reinforcement corrosion, thermal diffusion and strength of blended cement concretes. **Constructions and building materials**, v. 126, p. 86-97, 2016.

DAL MOLIN, D. C. C. **Fissuras em Estruturas de Concreto Armado - Análise das Manifestações Típicas e Levantamento de Casos Ocorridos no Estado do Rio Grande do Sul**. 1988. 238 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1988.

DAROIT, M. **Estudo de aço microligado ao vanádio para a produção de barra nervurada para concreto armado com característica de soldabilidade segundo a norma ABNT NBR 8695:1985**. Dissertação (Mestrado em Engenharia), Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

ERICSSON, T. Principles of Heat Treating of Steels. In: **ASM Handbook, volume 4: Heat Treating**. USA: ASM International, p. 14-19, 1991.

ERIKSSON, G.; PELTON, A. D. Critical Evaluation and Optimization of the Thermodynamic Properties and Phase Diagrams of the CaO-Al₂O₃, Al₂O₃-SiO₂ and CaO-Al₂O₃-SiO₂ Systems. **Metallurgical and Materials Transactions B**. v. 24B, n. 5, p. 807-816, 1993.

FACTSAGE. Disponível em <<http://www.factsage.com/>>. Acesso em: 08/08/2016.

FAULRING, G. M. Inclusions modification n semi-killed steels. **Ironmaking and Steelmaking**, p. 29-36, 1999.

FERRER, B.; BOGAS, J. A.; REAL, S. Service life of structural lightweight aggregate concrete under carbonation-induced corrosion. **Construction and building materials**, v. 120, p. 161-171, 2016.

FRUEHAN, R. J. **The Making, Shaping and Treating of Steel**. 10th ed. Pittsburgh: The AISE Steel Foundation, 1998.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A.; CHEUNG, N. **Lingotamento contínuo de aços**. São Paulo: ABM, 2006.

GEMELLI, E. **Corrosão de Materiais Metálicos e sua Caracterização**. 1. ed. Rio de Janeiro: LTC Editora, 2001.

GENTIL, V. **Corrosão**. 6. ed. Rio de Janeiro: LTC Editora, 2011.

GERDAU, **Refino Secundário**, Treinamento Interno, 2013.

GEYER, R. M. T. **Estudo sobre a potencialidade de uso das escórias de aciaria como adição ao concreto**. 2001, 187 f. Tese (Doutorado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2001.

GHOSH, A. **Secondary Steelmaking: principles and applications**. 1. ed. CRC Press, 2000.

GORNI, A. A. **Steel forming and heat treating handbook**. Disponível em: <http://www.gorni.eng.br/e/Gorni_SFHTHandbook.pdf>. Acesso em: 02/02/2016.

GUO, J.; YANG, S.; SHANG, C.; WANG, Y.; HE, X. Influence of carbon content and microstructure on corrosion behavior of low alloy steels in a Cl⁻ containing environment. **Corrosion Science**. v. 51, p. 242-251, 2008.

HASHIMOTO, K.; ASAMI, K.; NAKA, M.; MASUMOTO, T. The Role of Alloying elements in improving the corrosion resistance of amorphous iron based alloys. **Corrosion Science**. v. 19, p. 857-867, 1979.

HOLAPPA, L. E. K. Clean Steel – Theoretical Considerations and Practical Approaches. In: International Iron and Steel Congress, 6th., Nagoya, **Proceedings...** p. 494-503, 1990.

HOLAPPA, L. E. K.; HELLE, A. S. Inclusion control in high-performance steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v.53, p. 177-186, 1995.

INSTITUTO BRASILEIRO DE GEOGRAFIA E ESTATÍSTICA. **Atlas do Censo Demográfico: 2010**. Disponível em: <http://www.ibge.gov.br/home/estatistica/populacao/censo2010/default_atlas.shtm>. Acesso em: 12/07/2016.

INSTITUTO AÇO BRASIL, 2016 a. **Estatística Preliminar – Junho 2016**. Disponível em: <http://www.acobrasil.org.br/site/arquivos/estatisticas/Preliminar_Junho_2016.pdf>. Acesso em: 20/07/2016.

INSTITUTO AÇO BRASIL, 2016 a. **Relatório de Sustentabilidade 2016**. Disponível em: <<http://www.acobrasil.org.br/sustentabilidade/>>. Acesso em: 20/07/2016.

ISMAIL, M.; HAMZAH, E.; GUAN, G. C.; RAHMAN, I. A. Corrosion performance of *dual-phase* steel embedded in concrete. **The Arabian Journal for Science and Engineering**, v. 35, n. 2B, p. 81 - 90, 2010.

JACOB, P. **O Globo**. Disponível em <<http://oglobo.globo.com/rio/elevado-do-joa-tem-sinais-de-corrosao-visiveis-6936057>>. Acesso em: 29 junho 2016.

JANKE, D.; ZHONTING, M. A.; VALENTIN, P.; HEINER, A. Improvement of castability and quality of continuously cast steel. **ISIJ International**. v. 40, n. 1, p. 31-39, 2000.

JUNG I.; KANG, Y. B.; DECTEROV, S. A.; PELTON, S. A. Thermodynamic evaluation and optimization of the MnO-Al₂O₃ and MnO-Al₂O₃-SiO₂ systems and applications to inclusion engineering. **Metallurgical and Materials Transactions B**. v. 35B, p. 259-268, 2004.

JUNG, I.; SERGEI, A.; DECTEROV, S. A.; PELTON, S. A. A Thermodynamic Model for Deoxidation Equilibria in Steel. **Metallurgical and Materials Transactions B**. v. 35B, n. 3, p. 493-507, 2004.

KANG, Y. B.; LEE, H. G. Inclusions chemistry for Mn/Si deoxidized steels: thermodynamic predictions and experimental confirmations. **ISIJ International**. v. 44, n. 6, p. 1006-1015, 2004.

KAYALI, Y.; ANATURK, B. Investigation of electrochemical corrosion behavior in a 3,5wt% NaCl solution of boronized *dual-phase* steel. **Materials and Design**, v. 46, p. 776 - 783, 2013.

KELESTEMUR, O.; AKSOY, M.; YILDIZ, S. Corrosion behavior of tempered *dual-phase* steel embedded in concrete. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v.16, n. 1, p. 43 - 50, 2009.

KODAMA, P. K. **Determinação da Região Intercrítica para Produção da Microestrutura Final de Aço Bifásico**. Trabalho de Conclusão de Curso em Engenharia de Materiais, Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2008.

KOO, J. Y.; YOUNG, M. J.; THOMAS, G. On the law of mixtures in *dual-phase* steels. **Metallurgical Transactions A**. v. 11, n. 5, p. 852-854, 1980.

KOWALSKI, A.; KLOSKA-NAWARECKA, S.; REGULSKI, K. ADI after austenitising from intercritical temperature. **Archives in Foundry Engineering**. v. 13, p. 81-88, 2013.

KULAKOWSKI, M. P. **Contribuição ao estudo da carbonatação em concretos e argamassas compostos com adição de sílica ativa**. 2002, 199 f. Tese (Doutorado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2002.

LÓPEZ, D. A.; PÉREZ, T.; SIMISON, S. N. The influence of microstructure and chemical composition of carbon and low alloy steels in CO₂ corrosion: a state-of-the-art- appraisal. **Materials and Design**. v. 24, p. 561-575, 2003.

LORUSSO, H.; BURGUEÑO, A.; EGIDI, D.; SVOBODA, H. Application of *dual-phase* steels in wires for reinforcement of concrete structures. **Procedia Materials Science**. v. 1, p. 118 – 125, 2012.

LÚCIO, A. **Físico-química metalúrgica**. Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, v.1, 1981.

MACHADO, F. D. **Modelagem física da remoção de inclusões em distribuidor de lingotamento contínuo de tarugos**. 2014, 118 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.

MAFFEI, B; SALVATORE, W.; VALENTINI, R. *Dual-phase* steel rebars for high-ductile r.c. structures, Part 1: Microstructural and mechanical characterization of steel rebars. **Engineering Structures**. v. 29, p. 3325 – 3332, 2007.

MAGALHÃES, L. E. **O Globo**. 2014. Disponível em < <http://oglobo.globo.com/rio/obras-no-elevado-do-joa-devem-ser-concluidas-ate-fim-deste-mes-11888941>>. Acesso em: 29 junho 2016.

MARCON, L. **Estudo da Evolução das Inclusões do Aço SAE 8620 com o Tratamento de Inclusões com Cálcio em Escala Laboratorial**. 2007, 109 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2007.

MAYS, G. C. **Durability of Concrete Structures - Investigation, Repair, Protection**. London: Chapman & Hall, 1992.

MORENO, D. E. F. **Influence of microstructure on the corrosion performance of DP steels**. 2014. 156 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Technische Universiteit Eindhoven, Eindhoven, 2014.

MOURÃO, M. B. **Introdução à Siderurgia**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2007.

MOURÃO, M. B. **Fundamentos da Siderurgia**. Curso ABM – EAD. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2013.

MUKHERJEE, K.; HAZRA, S.; PETKOV, P.; MILITZER, M. Critical Comparison of Novel and Conventional Processing for Dual-Phase Steels. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 22, n. 4, p. 511-515, 2007.

NACE. **Corrosion Costs and Preventive Strategies in the United States**. Springfield, National Technical Information Service, 12 f, 2002.

NIKOLAOU, J.; PAPADIMITRIOU, G. D. Microstructures and mechanical properties after heating of reinforcing 500MPa class weldable steels produced by various processes (Tempcore, microalloyed with vanadium and work-hardened). **Construction and Building Materials**, v. 18, p. 243-254, 2004.

NOURI, A.; SAGHAFIAN, H.; KHEIRANDISH, S. Effects of silicon content and intercritical annealing on manganese partitioning in *dual-phase* steels. **Journal of Iron and Steel Research**. v. 17, n. 5, p.44-50, 2010.

OSÓRIO, W. R.; PEIXOTO, L. C.; GARCIA, L.R; GARCIA, A. Electrochemical corrosion response of a low carbon heat treated steel in a NaCl solution. **Materials and Corrosion**. v. 60, n. 10, p. 804-812, 2009.

POLITO, G. **Corrosão em Estruturas de Concreto Armado: Causas, Mecanismos, Prevenção e Recuperação**. 2006, 191 f. Trabalho apresentado como requisito parcial para obtenção do título de especialista em Avaliação e Perícia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

PRETORIUS, E. B.; CARSLILE, R. C. Foamy slag fundamentals and their practical application to electric furnace steelmaking. In: **EAF Conference**. 1998.

PRETORIUS, E. B.; OLTMANN, H. G.; SCHAT, B. T. An overview of steel cleanliness from an industry perspective. In: AISTech Conference, Pittsburgh. **Proceedings...**2013.

QU, S.; PANG, X.; WANG, Y.; GAO, K. Corrosion behavior of each phase in low carbon microalloyed ferrite-bainite *dual-phase* steel: experiments and modelling. **Corrosion Science**. v. 75, p. 67-77, 2013.

QUARESMA, L. F. **Relatório Técnico 58 – Perfil do Aço**. Disponível em: <http://www.mme.gov.br/documents/1138775/1256652/P32_RT58_Perfil_do_Axo.pdf/27f7f328-260b-415b-8fb1-47435b68aeec>. Acesso em: 13/07/2016.

RALSTON, K. D.; BIRBILIS, N.; DAVIES, C. H. J. Revealing the relationship between grain size and corrosion rate of metals. **Scripta Materialia**. v. 63, p. 1201-1204, 2010.

RAMIREZ-ARTEAGA, A. M. *et al.* An electrochemical study of the corrosion behavior of a *dual-phase* steel in 0.5M H₂SO₄. **International Journal of Electrochemical Science**, v. 5, p. 1786 - 1798, 2010.

RASHID, M. S. Dual phase steels. **Annual Review of Materials Science**, v. 11, p. 245 – 266, 1981.

REIS, B. **Estudo sobre a capacidade de absorção de inclusões pela escória de refino secundário na fabricação de aços**. 2013. 77 f. Trabalho de Conclusão de Curso em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2013.

REMMERSWAAL, T. **The influence of microstructure on the corrosion behavior of ferritic-martensitic steel**. 2015, 106 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia), Delft University of Technology, Delft, 2015.

RESCHKE, J. S. **Escória granulada de fundição utilizada como substituição ao cimento em concretos : avaliação de propriedades relacionadas com a durabilidade**. 2003, 174 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2003.

RIZZO, E. M. S. **Introdução aos Processos Siderúrgicos**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2005.

ROBERTS, G; KRAUSS, G; KENNEDY, R. Tool Steel Alloy Design. In: **Tool Steels**. USA: ASM International, p. 45 – 65, 1998.

ROGHANI, G.; JAK, E.; HAYES, P. Phase equilibrium studies in the MnO-Al₂O₃-SiO₂ system. **Metallurgical and Materials Transactions B**. v. 33B, p. 827-838, 2003.

ROMEIRO, L. C. **Estudo termodinâmico da influência dos microelementos (V, Nb, Al e Ti) no crescimento dos grãos em aços forjados a quente**. 2013. 165f. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2013.

SARKAR, P.; KUMAR, P.; MANNA, M. K.; CHAKRABORTI, P. C. Microstructural influence on the electrochemical corrosion behavior of *dual-phase* steels in 3,5% NaCl solution. **Materials Letters**, v. 59, p. 2488 - 2491, 2005.

SCHAEFFLER, D. J. Understanding steelmaking for better forming... and forming better supplier-user partnerships for profitability, 30 de junho de 2010. Disponível em: <www.thefabricator.com>.

SLAG ATLAS. 2. ed. Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH, 1995.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 3. ed. São Paulo: Blucher Editora, 2011.

SILVA, O. S. P. **Cobrimento de Armaduras em Estruturas de Concreto Armado: Análise Comparativa entre o Valor Especificado em Projeto e o em Execução em Obras na Cidade de Porto Alegre**. 2012. 84 f. Trabalho de Conclusão de Curso em Engenharia Civil, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

SPEICH, G. R. *Dual-phase* steels. In: **ASM Handbook, volume 1: Properties and Selections: Irons, Steels, and High Performance Alloys**. USA: ASM International, p. 697 – 707, 1995.

SUN, S.; PUGH, M. Manganese partitioning in *dual-phase* steel during annealing. **Materials Science and Engineering A**. v. 276A, p. 167-174, 2000.

SUN, S.; PUGH, M. Properties of thermomechanically processed *dual-phase* steels containing fibrous martensite. **Materials Science and Engineering**. v. A335, p. 298-308, 2002.

TCU. **Processo nº TC 009.746/2012-9**. Brasília, 2012.

THAPLIYAL, V. **Inclusion engineering in Mn-Si de-oxidized steel for thin-strip casting**. 2015, 178 f. Tese (Doutorado em Engenharia), Missouri University of Science and Technology, Rolla, 2015.

TORRES, A. S. **Corrosão por Cloretos em Estruturas de Concreto Armado: Uma Meta-Análise**. 2011, 186 f. Tese (Doutorado em Engenharia). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

TREJO, D.; MONTEIRO, P. J. M.; THOMAS, G. Mechanical properties and corrosion susceptibility of *dual-phase* steel in concrete. **Cement and concrete research**, v. 24, n. 7, p. 1245 - 1254, 1994.

TREJO D. **Microstructural design and electrochemical evaluation of Fe-2Si-0.1C *dual-phase* ferritic martensitic steel for concrete reinforcement**. 1997, 188 f. Tese (Doutorado em Engenharia), University of California, Berkeley, 1997.

TREJO, D.; MONTEIRO, P. J. M.; GERWICK, B. C.; THOMAS, G. Microstructural Design of Concrete Reinforcing Bars for Improved Corrosion Performance. **ACI Materials Journal**, v. 97, n 1, p. 78-84, 2000.

TURKDOGAN, E. T. **Fundamentals of Steelmaking**. London: The Institute of Materials, 1996.

WCISLO, Z.; MICHALISZYN, A.; BAKA, A. Role of slag in the steel refining process in the ladle. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**. v. 55, v. 2, p. 390-395, 2012

WORLD AUTO STEEL. **ULSAB Programme Report**. 1998. Disponível em <<http://www.worldautosteel.org/projects/ulsab/ultralight-steel-auto-body-ulsab-programme/>>. Acesso: 08 agosto 2016.

ZHANG, L.; THOMAS, B. G. Inclusions in Continuous Casting of Steel. In: National Steelmaking Symposium, XXIV., 2003, Morelia, Mexico. **Proceedings...** p. 138 – 183, 2003.

ZHANG, L.; THOMAS, B. G.; WANG, X.; CAI, K. Evaluation and Control of steel cleanliness - review. In: Steelmaking Conference, 85th, **Proceedings...** p. 431 – 452, 2002.

APÊNDICE A - REVISÃO BÁSICA DA TERMODINÂMICA DE DESOXIDAÇÃO

A seguir, será discutida a termodinâmica de alguns sistemas de desoxidação, com o enfoque nos sistemas Si-Mn-O e Si-Mn-Al-O, por serem os sistemas de maior interesse para o estudo termodinâmico realizado nesta dissertação. Na publicação de Lúcio (1981) é possível encontrar uma revisão detalhada da termodinâmica envolvida em processos metalúrgicos.

Equilíbrio termodinâmico

Um sistema está em equilíbrio quando ele se encontra na condição mais estável, ou seja, não tem tendência a se modificar. Um sistema fechado, no qual não há entrada nem saída de massa, estará em equilíbrio termodinâmico a uma determinada combinação de temperatura e pressão na qual ele possua o menor valor para a energia de Gibbs (G). Pode-se também expressar o equilíbrio na forma $\Delta G = 0$, indicando que quando o sistema está em equilíbrio, não há variação da energia livre de Gibbs (ROMEIRO, 2013).

Sabendo que a energia de Gibbs é uma função de estado, sua variação (ΔG) é determinada apenas pela diferença entre o estado inicial e final do sistema, podendo ser descrita como a equação (39):

$$\Delta G = (G_{\text{produtos}} - G_{\text{reagentes}}) = \Delta G^{\circ} + RT \ln Q \quad (39)$$

Onde ΔG° é a variação de energia livre de Gibbs no estado padrão, R é a constante universal dos gases, T é a temperatura em Kelvin e Q é o quociente de reação expresso como o produto das atividades dos produtos sobre o produto das atividades dos reagentes. Para uma reação genérica (40), o Q pode ser expresso pela equação (41).



$$Q = \frac{[C]^c \cdot [D]^d}{[A]^a \cdot [B]^b} \quad (41)$$

Sendo no equilíbrio a relação $\Delta G = 0$, podemos reescrever a reação (38), de forma a obter a equação (42).

$$\Delta G^{\circ} = -RT \ln K \quad (42)$$

Onde K é a constante de equilíbrio de determinada reação (é expressa da mesma forma que Q , mas nas condições de equilíbrio). O valor de ΔG° de uma reação química pode ser encontrado ou calculado a partir de tabelas de dados termodinâmicos.

Atividade

A atividade é um conceito termodinâmico referente ao fato de que, quando um elemento está presente em uma solução, o seu efeito não é o mesmo como se ele estivesse isolado, pois sofre interações dos outros elementos presentes na solução. A atividade (a) de um soluto é proporcional à sua concentração na solução (fração em massa, x), a qual pode ser descrita conforme a equação (43), onde γ , coeficiente de proporcionalidade, é chamado de coeficiente de atividade (ROMEIRO, 2013).

$$a = \gamma \cdot x \quad (43)$$

Uma reação de desoxidação simples pode ser representada pela equação genérica (44) (GHOSH, 2000):



Onde M é o desoxidante e M_xO_y é o produto de desoxidação. A constante de equilíbrio (K) para a reação acima é dada por: atividades dos produtos sobre atividades dos reagentes. Para soluções muito diluídas, a atividade do soluto é aproximadamente igual à sua fração em massa (ou molar). Dessa forma, a constante de equilíbrio é igual à expressa pela equação (45) (GHOSH, 2000; TURKDOGAN, 1996):

$$K = \left\{ \frac{(a_{M_xO_y})}{[\%M]^x [\%O]^y} \right\} \quad (45)$$

Onde $a_{M_xO_y}$ é a atividade do produto de desoxidação e $\%M, O$ os percentuais em massa dos elementos na liga. Se o produto da desoxidação é puro, sua atividade pode ser aproximada para 1 (GHOSH, 2000). Os termos entre parênteses estão na forma precipitada e os entre colchetes estão na forma dissolvida no aço.

APÊNDICE B - RESULTADOS COMPLETOS DAS SIMULAÇÕES

1. Simulação das temperaturas A1 e A3 e percentuais das fases
2. Composição química das fases

Tabela 25 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 1.1. Em destaque, as temperatura A1a, A1b e A3.

Temperatura	Proporção das fases		Composição das fases					
			Ferrita			Austenita		
	Ferrita	Austenita	C	Mn	Si	C	Mn	Si
700	99,91	0,00	0,0085	0,5005	1,0009	0,0000	0,0000	0,0000
731,77	99,91	0,00	0,0131	0,5004	1,0009	0,0000	0,0000	0,0000
737,74	86,36	13,64	0,0139	0,3880	1,0391	0,6452	1,2089	0,7527
750	84,67	15,33	0,0133	0,3889	1,0435	0,5787	1,1137	0,7596
800	74,42	25,58	0,0110	0,3770	1,0661	0,3590	0,8578	0,8076
850	53,31	46,69	0,0082	0,3464	1,1097	0,2047	0,6754	0,8747
900	5,51	94,49	0,0056	0,2929	1,2111	0,1055	0,5121	0,9876
903,83	0,00	100,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,1000	0,5000	1,0000

Tabela 26 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 1.15. Em destaque, as temperatura A1a, A1b e A3.

Temperatura	Proporção das fases		Composição das fases					
			Ferrita			Austenita		
	Ferrita	Austenita	C	Mn	Si	C	Mn	Si
700	99,91	0,00	0,0077	1,0009	1,5014	0,0000	0,0000	0,0000
718,18	99,91	0,00	0,0099	1,0009	1,5014	0,0000	0,0000	0,0000
725	93,01	6,94	0,0107	0,8755	1,5231	0,6021	2,6745	0,0000
730,73	85,16	14,84	0,0114	0,7720	1,5510	0,6087	2,3091	1,2071
750	82,41	17,59	0,0109	0,7725	1,5596	0,5174	2,0659	1,2209
775	77,73	22,27	0,0102	0,7623	1,5720	0,4135	1,8300	1,2485
800	71,35	28,65	0,0094	0,7445	1,5882	0,3257	1,6363	1,2803
825	62,50	37,50	0,0084	0,7190	1,6100	0,2526	1,4684	1,3166
850	50,11	49,88	0,0075	0,6853	1,6402	0,1930	1,3161	1,3591
875	32,76	67,23	0,0065	0,6437	1,6828	0,1456	1,1736	1,4109
900	8,896	91,10	0,0056	0,5958	1,7425	0,1092	1,0395	1,4763
907,74	0	100	0,0000	0,0000	0,0000	0,1000	1,0000	1,5000

Tabela 27 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 1.2. Em destaque, as temperaturas A1a, A1b e A3.

Temperatura	Proporção das fases		Composição das fases					
			Ferrita			Austenita		
	Ferrita	Austenita	C	Mn	Si	C	Mn	Si
700	99,91	0,00	0,0001	0,0100	2,0019	0,0000	0,0000	0,0000
725	99,91	0,00	0,0096	1,0009	2,0018	0,0000	0,0000	0,0000
731,32	99,91	0,00	0,0104	1,0009	2,0018	0,0000	0,0000	0,0000
742,69	84,89	15,11	0,0117	0,7929	2,0673	0,5959	2,1634	1,6221
750	83,96	16,04	0,0116	0,7920	2,0704	0,5627	2,0887	1,6314
775	80,18	19,82	0,0111	0,7849	2,0827	0,4597	1,8702	1,6655
800	75,24	24,76	0,0105	0,7722	2,0978	0,3720	1,6924	1,7027
825	68,72	31,28	0,0098	0,7538	2,1171	0,2982	1,5409	1,7428
850	60,07	39,92	0,0090	0,7298	2,1420	0,2369	1,4066	1,7864
875	51,39	48,60	0,0083	0,7001	2,1745	0,1868	1,2836	1,8349
900	33,59	66,40	0,0075	0,6655	2,2170	0,1468	1,1692	1,8902
925	14,43	85,56	0,0068	0,6276	2,2714	0,1157	1,0628	1,9542
940,92	0	100	0,0000	0,0000	0,0000	0,1000	1,0000	2,000

Tabela 28 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 1.25. Em destaque, as temperaturas A1a, A1b e A3.

Temperatura	Proporção das fases		Composição das fases					
			Ferrita			Austenita		
	Ferrita	Austenita	C	Mn	Si	C	Mn	Si
700	99,91	0,00	0,0060	1,0009	2,5024	0,0000	0,0000	0,0000
725	99,91	0,00	0,0084	1,0009	2,5023	0,0000	0,0000	0,0000
745,11	99,91	0,00	0,0110	1,0009	2,5022	0,0000	0,0000	0,0000
750	93,83	6,12	0,0116	0,9126	2,5327	0,5775	2,3481	2,0210
756,07	84,66	15,34	0,0123	0,8089	2,5817	0,5841	2,0548	2,0490
775	82,28	17,72	0,0121	0,8051	2,5906	0,5082	1,9052	2,0792
800	78,42	21,58	0,0117	0,7962	2,6044	0,4208	1,7406	2,1206
825	73,53	26,47	0,0113	0,7833	2,6212	0,3464	1,6021	2,1635
850	67,32	32,68	0,0108	0,7663	2,6417	0,2838	1,4815	2,2080
875	59,47	40,53	0,0102	0,7455	2,6672	0,0148	1,4815	2,2547
900	49,63	50,37	0,0096	0,7211	2,6985	0,1891	1,2748	2,3044
925	37,52	62,48	0,0091	0,6940	2,7365	0,1546	1,1838	2,3579
950	23,04	76,96	0,0086	0,6654	2,7815	0,1274	1,1002	2,4157
975	6,34	93,66	0,0082	0,6367	2,8329	0,1062	1,0246	2,4775
983,32	0,00	100,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,1000	1,0000	2,5000

Tabela 29 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 2.1. Em destaque, as temperaturas A1a, A1b e A3.

Temperatura	Proporção das fases		Composição das fases					
			Ferrita			Austenita		
	Ferrita	Austenita	C	Mn	Si	C	Mn	Si
700	99,81	0,00	0,0085	0,5010	1,0019	0,0000	0,0000	0,0000
725	99,81	0,00	0,0120	0,5009	1,0019	0,0000	0,0000	0,0000
731,77	99,81	0,00	0,0131	0,5009	1,0019	0,0000	0,0000	0,0000
742,17	70,75	29,25	0,0144	0,3124	1,0904	0,6488	0,9538	0,7815
750	68,60	31,40	0,0141	0,3137	1,0966	0,6061	0,9070	0,7890
775	60,43	39,57	0,0130	0,3108	1,1173	0,4857	0,7890	0,8208
800	49,51	50,49	0,0118	0,3027	1,1437	0,3845	0,6935	0,8591
825	34,64	65,37	0,0106	0,3004	1,1790	0,2902	0,6111	0,9051
850	14,19	85,81	0,0093	0,2738	1,2279	0,2315	0,5374	0,9623
863,61	0,00	100,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,2000	0,5000	1,0000

Tabela 30 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 2.15. Em destaque, as temperaturas A1a, A1b e A3.

Temperatura	Proporção das fases		Composição das fases					
			Ferrita			Austenita		
	Ferrita	Austenita	C	Mn	Si	C	Mn	Si
700	99,81	0,00	0,0077	1,0019	1,5029	0,0000	0,0000	0,0000
718,17	99,81	0,00	0,0099	1,0019	1,5029	0,0000	0,0000	0,0000
725	92,91	6,95	0,0107	0,8763	1,5246	0,6020	2,6762	0,0000
739,04	68,98	31,03	0,0124	0,6304	1,6182	0,6172	1,8217	1,2372
750	65,98	34,02	0,0121	0,6308	1,6280	0,5644	1,7159	1,2517
775	57,71	42,29	0,0114	0,6223	1,6528	0,4574	1,5155	1,2915
800	46,97	53,03	0,0106	0,6061	1,6837	0,3677	1,3489	1,3373
825	32,93	67,07	0,0098	0,5831	1,7233	0,2934	1,2047	1,3904
850	14,64	85,36	0,0090	0,5546	1,7746	0,2328	1,0764	1,4529
866,26	0,00	100,00	0,0000	0,0000	0,0000	0,2000	1,0000	1,5000

Tabela 31 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 2.2. Em destaque, as temperaturas A1a, A1b e A3.

Temperatura	Proporção das fases		Composição das fases					
			Ferrita			Austenita		
	Ferrita	Austenita	C	Mn	Si	C	Mn	Si
700	99,81	0,00	0,0068	1,0019	2,0039	0,0000	0,0000	0,0000
725	99,81	0,00	0,0095	1,0019	2,0038	0,0000	0,0000	0,0000
731,32	99,81	0,00	0,0104	1,0019	2,0038	0,0000	0,0000	0,0000
750	70,82	29,17	0,0125	0,6718	2,1387	0,6030	1,7974	1,6643
751,12	68,32	31,68	0,0127	0,6544	2,1518	0,6040	1,7454	1,6727
775	61,79	38,21	0,0123	0,6489	2,1751	0,5036	1,5678	1,7168
800	53,25	46,75	0,0118	0,6370	2,2042	0,4144	1,4135	1,7673
825	42,54	57,46	0,0112	0,6198	2,2397	0,3397	1,2814	1,8226
850	29,15	70,85	0,0107	0,5982	2,2831	0,2779	1,1653	1,8835
875	12,62	87,38	0,0101	0,5731	2,3363	0,2274	1,0617	1,9514
891,29	0	100	0,0000	0,0000	0,0000	0,2000	1,0000	2,0000

Tabela 32 – Proporção e composição das fases com a variação de temperatura para o aço 2.25. Em destaque, as temperaturas A1a, A1b e A3.

Temperatura	Proporção das fases		Composição das fases					
			Ferrita			Austenita		
	Ferrita	Austenita	C	Mn	Si	C	Mn	Si
700	99,81	0,00	0,0060	1,0019	2,5049	0,0000	0,0000	0,0000
725	99,81	0,00	0,0084	1,0019	2,5048	0,0000	0,0000	0,0000
745,14	99,81	0,00	0,0110	1,0019	2,5047	0,0000	0,0000	0,0000
750	93,77	6,07	0,0116	0,9141	2,5350	0,5773	2,3513	2,0231
764,91	67,74	32,26	0,0133	0,6754	2,6825	0,5921	1,6817	2,1168
775	65,33	34,67	0,0132	0,6734	2,6922	0,5520	1,6155	2,1377
800	58,48	41,52	0,0130	0,6651	2,7191	0,4634	1,4717	2,1914
825	50,16	49,84	0,0127	0,6525	2,7506	0,3885	1,3498	2,2478
850	40,12	59,88	0,0124	0,6364	2,7876	0,3257	1,2436	2,3073
875	28,14	71,86	0,0121	0,6176	2,8309	0,2736	1,1498	2,3704
900	14,09	85,91	0,0118	0,5970	2,8810	0,2309	1,0661	2,4375
922,03	0	100	0,0000	0,0000	0,0000	0,2000	1,0000	2,5000

3. Termodinâmica das inclusões: influência da composição química do aço na formação das inclusões

Tabela 33 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 0,1.

Alpha (Al)	Al2O3	SiO2	FeO	Fe2O3	MnO	Mn2O3	SiO2	MnO	Al2O3
							A corner	B corner	C corner
O(ppm)= 20									
0,00045	1,73E-01	7,13E-01	2,66E-02	1,76E-06	8,77E-02	4,49E-06	71,29	11,43	17,28
0,0005	1,94E-01	6,81E-01	2,84E-02	2,00E-06	9,71E-02	4,98E-06	68,09	12,55	19,36
0,00055	2,11E-01	6,56E-01	2,96E-02	2,20E-06	1,03E-01	5,38E-06	65,55	13,31	21,14
0,0006	2,28E-01	6,34E-01	3,04E-02	2,39E-06	1,08E-01	5,72E-06	63,37	13,85	22,78
0,00065	2,43E-01	6,14E-01	3,09E-02	2,57E-06	1,12E-01	6,02E-06	61,42	14,24	24,34
0,0007	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,27E-06	59,71	14,52	25,77
0,00075	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,27E-06	59,71	14,52	25,77
O(ppm)= 22									
0,00045	1,71E-01	7,16E-01	2,64E-02	1,74E-06	8,68E-02	4,45E-06	71,57	11,32	17,11
0,0005	1,78E-01	7,05E-01	2,71E-02	1,82E-06	9,02E-02	4,61E-06	70,48	11,73	17,79
0,00055	1,96E-01	6,77E-01	2,86E-02	2,03E-06	9,81E-02	5,04E-06	67,71	12,67	19,61
0,0006	2,12E-01	6,54E-01	2,96E-02	2,21E-06	1,04E-01	5,40E-06	65,41	13,34	21,24
0,00065	2,28E-01	6,34E-01	3,03E-02	2,39E-06	1,08E-01	5,72E-06	63,40	13,84	22,76
0,0007	2,42E-01	6,16E-01	3,09E-02	2,56E-06	1,11E-01	5,99E-06	61,58	14,21	24,21
0,00075	2,56E-01	5,99E-01	3,12E-02	2,73E-06	1,14E-01	6,24E-06	59,89	14,49	25,62
0,0008	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,26E-06	59,71	14,52	25,77
0,00085	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,27E-06	59,71	14,52	25,77
O(ppm)= 24									
0,00045	1,71E-01	7,16E-01	2,64E-02	1,74E-06	8,68E-02	4,45E-06	71,57	11,32	17,11
0,0005	1,71E-01	7,16E-01	2,64E-02	1,74E-06	8,68E-02	4,45E-06	71,57	11,32	17,11
0,00055	1,82E-01	6,99E-01	2,75E-02	1,87E-06	9,21E-02	4,71E-06	69,86	11,96	18,19
0,0006	1,98E-01	6,74E-01	2,88E-02	2,05E-06	9,89E-02	5,09E-06	67,40	12,77	19,83
0,00065	2,13E-01	6,53E-01	2,97E-02	2,22E-06	1,04E-01	5,42E-06	65,30	13,38	21,33
0,0007	2,27E-01	6,34E-01	3,03E-02	2,39E-06	1,08E-01	5,71E-06	63,42	13,83	22,74
0,00075	2,41E-01	6,17E-01	3,08E-02	2,55E-06	1,11E-01	5,97E-06	61,71	14,19	24,10
0,0008	2,54E-01	6,01E-01	3,12E-02	2,70E-06	1,13E-01	6,21E-06	60,12	14,46	25,43
0,00085	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,26E-06	59,72	14,51	25,77
0,0009	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,26E-06	59,71	14,52	25,77
0,00095	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,27E-06	59,71	14,52	25,77
O(ppm)= 26									
0,00045	1,71E-01	7,16E-01	2,64E-02	1,74E-06	8,68E-02	4,45E-06	71,57	11,33	17,11
0,0005	1,71E-01	7,16E-01	2,64E-02	1,74E-06	8,68E-02	4,45E-06	71,57	11,32	17,11
0,00055	1,71E-01	7,16E-01	2,64E-02	1,74E-06	8,68E-02	4,45E-06	71,57	11,32	17,11
0,0006	1,85E-01	6,94E-01	2,78E-02	1,91E-06	9,36E-02	4,79E-06	69,35	12,13	18,52

0,00065	2,00E-01	6,71E-01	2,89E-02	2,08E-06	9,96E-02	5,13E-06	67,13	12,85	20,02
0,0007	2,14E-01	6,52E-01	2,97E-02	2,23E-06	1,04E-01	5,44E-06	65,19	13,40	21,41
0,00075	2,27E-01	6,34E-01	3,03E-02	2,39E-06	1,08E-01	5,71E-06	63,44	13,83	22,73
0,0008	2,40E-01	6,18E-01	3,08E-02	2,53E-06	1,11E-01	5,96E-06	61,83	14,16	24,01
0,00085	2,53E-01	6,03E-01	3,11E-02	2,68E-06	1,13E-01	6,18E-06	60,32	14,42	25,26
0,0009	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,26E-06	59,72	14,51	25,77
0,00095	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,26E-06	59,72	14,51	25,77
0,001	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,26E-06	59,72	14,51	25,77
0,00105	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,26E-06	59,71	14,52	25,77

O(ppm)= 28

0,00045	1,71E-01	7,16E-01	2,64E-02	1,74E-06	8,68E-02	4,45E-06	71,57	11,33	17,11
0,0005	1,71E-01	7,16E-01	2,64E-02	1,74E-06	8,68E-02	4,45E-06	71,57	11,32	17,11
0,00055	1,71E-01	7,16E-01	2,64E-02	1,74E-06	8,68E-02	4,45E-06	71,57	11,32	17,11
0,0006	1,73E-01	7,13E-01	2,66E-02	1,76E-06	8,76E-02	4,49E-06	71,30	11,42	17,28
0,00065	1,88E-01	6,89E-01	2,80E-02	1,94E-06	9,47E-02	4,85E-06	68,93	12,27	18,79
0,0007	2,02E-01	6,69E-01	2,90E-02	2,09E-06	1,00E-01	5,17E-06	66,91	12,92	20,17
0,00075	2,15E-01	6,51E-01	2,98E-02	2,24E-06	1,04E-01	5,45E-06	65,10	13,43	21,47
0,0008	2,27E-01	6,35E-01	3,03E-02	2,38E-06	1,08E-01	5,71E-06	63,46	13,83	22,72
0,00085	2,39E-01	6,19E-01	3,08E-02	2,52E-06	1,11E-01	5,94E-06	61,93	14,14	23,92
0,0009	2,51E-01	6,05E-01	3,11E-02	2,67E-06	1,13E-01	6,15E-06	60,50	14,39	25,10
0,00095	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,26E-06	59,72	14,51	25,77
0,001	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,26E-06	59,72	14,51	25,77
0,00105	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,26E-06	59,72	14,51	25,77

O(ppm) = 30

0,00045	1,71E-01	7,16E-01	2,64E-02	1,74E-06	8,68E-02	4,45E-06	71,57	11,33	17,11
0,0005	1,71E-01	7,16E-01	2,64E-02	1,74E-06	8,68E-02	4,45E-06	71,57	11,32	17,11
0,00055	1,71E-01	7,16E-01	2,64E-02	1,74E-06	8,68E-02	4,45E-06	71,57	11,32	17,11
0,0006	1,71E-01	7,16E-01	2,64E-02	1,74E-06	8,68E-02	4,45E-06	71,57	11,32	17,11
0,00065	1,76E-01	7,07E-01	2,70E-02	1,81E-06	8,95E-02	4,58E-06	70,71	11,64	17,64
0,0007	1,90E-01	6,86E-01	2,82E-02	1,96E-06	9,57E-02	4,91E-06	68,58	12,39	19,03
0,00075	2,03E-01	6,67E-01	2,91E-02	2,11E-06	1,01E-01	5,20E-06	66,71	12,98	20,31
0,0008	2,15E-01	6,50E-01	2,98E-02	2,25E-06	1,05E-01	5,46E-06	65,02	13,45	21,53
0,00085	2,27E-01	6,35E-01	3,03E-02	2,38E-06	1,08E-01	5,70E-06	63,47	13,82	22,71
0,0009	2,38E-01	6,20E-01	3,07E-02	2,52E-06	1,10E-01	5,92E-06	62,03	14,12	23,85
0,00095	2,50E-01	6,07E-01	3,11E-02	2,65E-06	1,13E-01	6,13E-06	60,67	14,37	24,97
0,001	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,26E-06	59,72	14,51	25,77
0,00105	2,58E-01	5,97E-01	3,12E-02	2,75E-06	1,14E-01	6,26E-06	59,72	14,51	25,77

Tabela 34 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 0,2.

Alpha (Al)	Al2O3	SiO2	FeO	Fe2O3	MnO	Mn2O3	SiO2	MnO	Al2O3
							A corner	B corner	C corner
O(ppm)= 20									
0,0003	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,05	16,12
0,00035	1,77E-01	6,53E-01	2,67E-02	2,08E-06	1,44E-01	8,30E-06	65,27	17,06	17,67
0,0004	1,93E-01	6,28E-01	2,74E-02	2,24E-06	1,51E-01	8,94E-06	62,84	17,86	19,31
0,00045	2,08E-01	6,08E-01	2,78E-02	2,38E-06	1,56E-01	9,48E-06	60,80	18,41	20,79
0,0005	2,22E-01	5,90E-01	2,80E-02	2,52E-06	1,60E-01	9,94E-06	59,02	18,80	22,19
0,00055	2,35E-01	5,74E-01	2,82E-02	2,65E-06	1,63E-01	1,03E-05	57,40	19,08	23,52
0,0006	2,48E-01	5,59E-01	2,82E-02	2,78E-06	1,65E-01	1,07E-05	55,91	19,27	24,82
0,00065	2,61E-01	5,45E-01	2,81E-02	2,92E-06	1,66E-01	1,10E-05	54,53	19,40	26,07
0,0007	2,73E-01	5,32E-01	2,80E-02	3,05E-06	1,67E-01	1,13E-05	53,22	19,48	27,30
0,00075	2,85E-01	5,20E-01	2,79E-02	3,18E-06	1,67E-01	1,15E-05	52,00	19,50	28,50
0,0008	2,92E-01	5,13E-01	2,78E-02	3,26E-06	1,67E-01	1,16E-05	51,33	19,50	29,17
0,00085	2,92E-01	5,13E-01	2,78E-02	3,26E-06	1,67E-01	1,16E-05	51,33	19,50	29,17
O(ppm)= 22									
0,0003	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,05	16,12
0,00035	1,63E-01	6,75E-01	2,59E-02	1,95E-06	1,36E-01	7,74E-06	67,50	16,19	16,31
0,0004	1,80E-01	6,48E-01	2,69E-02	2,11E-06	1,45E-01	8,43E-06	64,78	17,23	17,99
0,00045	1,95E-01	6,26E-01	2,75E-02	2,26E-06	1,52E-01	9,00E-06	62,59	17,93	19,48
0,0005	2,09E-01	6,07E-01	2,78E-02	2,39E-06	1,56E-01	9,50E-06	60,72	18,43	20,86
0,00055	2,22E-01	5,90E-01	2,80E-02	2,51E-06	1,60E-01	9,93E-06	59,05	18,79	22,17
0,0006	2,34E-01	5,75E-01	2,81E-02	2,64E-06	1,62E-01	1,03E-05	57,52	19,06	23,42
0,00065	2,46E-01	5,61E-01	2,82E-02	2,76E-06	1,64E-01	1,06E-05	56,11	19,25	24,64
0,0007	2,58E-01	5,48E-01	2,81E-02	2,89E-06	1,66E-01	1,09E-05	54,79	19,38	25,83
0,00075	2,70E-01	5,35E-01	2,81E-02	3,02E-06	1,67E-01	1,12E-05	53,55	19,46	26,99
0,0008	2,81E-01	5,24E-01	2,79E-02	3,14E-06	1,67E-01	1,14E-05	52,37	19,50	28,14
0,00085	2,92E-01	5,13E-01	2,78E-02	3,26E-06	1,67E-01	1,16E-05	51,33	19,50	29,17
0,0009	2,92E-01	5,13E-01	2,78E-02	3,26E-06	1,67E-01	1,16E-05	51,33	19,50	29,17
0,00095	2,92E-01	5,13E-01	2,78E-02	3,26E-06	1,67E-01	1,16E-05	51,33	19,50	29,17
O(ppm)= 24									
0,0003	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,06	16,12
0,00035	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,05	16,12
0,0004	1,68E-01	6,67E-01	2,62E-02	1,99E-06	1,39E-01	7,93E-06	66,75	16,49	16,76
0,00045	1,83E-01	6,44E-01	2,70E-02	2,14E-06	1,47E-01	8,54E-06	64,37	17,37	18,26
0,0005	1,96E-01	6,24E-01	2,75E-02	2,27E-06	1,52E-01	9,06E-06	62,38	17,99	19,63
0,00055	2,09E-01	6,06E-01	2,79E-02	2,39E-06	1,57E-01	9,52E-06	60,64	18,44	20,92
0,0006	2,21E-01	5,91E-01	2,80E-02	2,51E-06	1,60E-01	9,92E-06	59,07	18,78	22,14
0,00065	2,33E-01	5,76E-01	2,81E-02	2,63E-06	1,62E-01	1,03E-05	57,63	19,04	23,33
0,0007	2,45E-01	5,63E-01	2,82E-02	2,75E-06	1,64E-01	1,06E-05	56,29	19,23	24,48

0,00075	2,56E-01	5,50E-01	2,82E-02	2,87E-06	1,65E-01	1,09E-05	55,03	19,36	25,61
0,0008	2,67E-01	5,38E-01	2,81E-02	2,99E-06	1,66E-01	1,11E-05	53,84	19,44	26,72
0,00085	2,78E-01	5,27E-01	2,80E-02	3,11E-06	1,67E-01	1,13E-05	52,70	19,49	27,81
0,0009	2,89E-01	5,16E-01	2,78E-02	3,23E-06	1,67E-01	1,15E-05	51,62	19,50	28,88
0,00095	2,92E-01	5,13E-01	2,78E-02	3,26E-06	1,67E-01	1,16E-05	51,33	19,50	29,17
0,001	2,92E-01	5,13E-01	2,78E-02	3,26E-06	1,67E-01	1,16E-05	51,33	19,50	29,17
0,0015	2,92E-01	5,13E-01	2,78E-02	3,26E-06	1,67E-01	1,16E-05	51,33	19,50	29,17
O(ppm)= 26									
0,0003	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,06	16,12
0,00035	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,05	16,12
0,0004	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,05	16,12
0,00045	1,71E-01	6,62E-01	2,64E-02	2,03E-06	1,41E-01	8,08E-06	66,15	16,73	17,12
0,0005	1,85E-01	6,40E-01	2,71E-02	2,16E-06	1,48E-01	8,63E-06	64,02	17,49	18,49
0,00055	1,98E-01	6,22E-01	2,76E-02	2,28E-06	1,53E-01	9,11E-06	62,19	18,04	19,77
0,0006	2,10E-01	6,06E-01	2,79E-02	2,40E-06	1,57E-01	9,54E-06	60,57	18,46	20,97
0,00065	2,21E-01	5,91E-01	2,80E-02	2,51E-06	1,60E-01	9,92E-06	59,09	18,78	22,13
0,0007	2,32E-01	5,77E-01	2,81E-02	2,62E-06	1,62E-01	1,03E-05	57,73	19,02	23,25
0,00075	2,43E-01	5,65E-01	2,82E-02	2,73E-06	1,64E-01	1,06E-05	56,45	19,21	24,34
0,0008	2,54E-01	5,52E-01	2,82E-02	2,85E-06	1,65E-01	1,08E-05	55,25	19,34	25,42
0,00085	2,65E-01	5,41E-01	2,81E-02	2,96E-06	1,66E-01	1,11E-05	54,10	19,43	26,47
0,0009	2,75E-01	5,30E-01	2,80E-02	3,07E-06	1,67E-01	1,13E-05	53,01	19,48	27,51
0,00095	2,85E-01	5,20E-01	2,79E-02	3,19E-06	1,67E-01	1,15E-05	51,97	19,50	28,53
0,001	2,92E-01	5,13E-01	2,78E-02	3,26E-06	1,67E-01	1,16E-05	51,34	19,50	29,17
0,00105	2,92E-01	5,13E-01	2,78E-02	3,26E-06	1,67E-01	1,16E-05	51,34	19,50	29,17
O(ppm)= 28									
0,0003	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,06	16,12
0,00035	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,05	16,12
0,0004	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,05	16,12
0,00045	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,05	16,12
0,0005	1,74E-01	6,57E-01	2,66E-02	2,06E-06	1,43E-01	8,20E-06	65,66	16,91	17,43
0,00055	1,87E-01	6,37E-01	2,72E-02	2,18E-06	1,49E-01	8,71E-06	63,73	17,58	18,69
0,0006	1,99E-01	6,20E-01	2,76E-02	2,29E-06	1,53E-01	9,15E-06	62,03	18,08	19,88
0,00065	2,10E-01	6,05E-01	2,79E-02	2,40E-06	1,57E-01	9,55E-06	60,51	18,47	21,02
0,0007	2,21E-01	5,91E-01	2,80E-02	2,51E-06	1,60E-01	9,91E-06	59,12	18,78	22,11
0,00075	2,32E-01	5,78E-01	2,81E-02	2,61E-06	1,62E-01	1,02E-05	57,82	19,01	23,18
0,0008	2,42E-01	5,66E-01	2,82E-02	2,72E-06	1,64E-01	1,05E-05	56,60	19,19	24,22
0,00085	2,52E-01	5,54E-01	2,82E-02	2,83E-06	1,65E-01	1,08E-05	55,44	19,32	25,24
0,0009	2,62E-01	5,43E-01	2,81E-02	2,94E-06	1,66E-01	1,10E-05	54,35	19,41	26,24
0,00095	2,72E-01	5,33E-01	2,80E-02	3,04E-06	1,67E-01	1,12E-05	53,30	19,47	27,23
0,001	2,82E-01	5,23E-01	2,79E-02	3,15E-06	1,67E-01	1,14E-05	52,29	19,50	28,21
0,00105	2,92E-01	5,13E-01	2,78E-02	3,26E-06	1,67E-01	1,16E-05	51,34	19,49	29,17
O(ppm) = 30									

0,0003	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,67E-06	67,82	16,06	16,12
0,00035	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,06	16,12
0,0004	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,05	16,12
0,00045	1,61E-01	6,78E-01	2,58E-02	1,93E-06	1,35E-01	7,66E-06	67,82	16,05	16,12
0,0005	1,64E-01	6,73E-01	2,60E-02	1,96E-06	1,37E-01	7,79E-06	67,32	16,26	16,42
0,00055	1,77E-01	6,52E-01	2,68E-02	2,09E-06	1,44E-01	8,31E-06	65,25	17,06	17,69
0,0006	1,89E-01	6,35E-01	2,73E-02	2,20E-06	1,49E-01	8,77E-06	63,47	17,66	18,87
0,00065	2,00E-01	6,19E-01	2,76E-02	2,30E-06	1,54E-01	9,19E-06	61,89	18,12	19,99
0,0007	2,11E-01	6,05E-01	2,79E-02	2,41E-06	1,57E-01	9,56E-06	60,46	18,49	21,06
0,00075	2,21E-01	5,91E-01	2,80E-02	2,51E-06	1,60E-01	9,91E-06	59,13	18,77	22,10
0,0008	2,31E-01	5,79E-01	2,81E-02	2,61E-06	1,62E-01	1,02E-05	57,90	18,99	23,11
0,00085	2,41E-01	5,67E-01	2,82E-02	2,71E-06	1,64E-01	1,05E-05	56,73	19,17	24,10
0,0009	2,51E-01	5,56E-01	2,82E-02	2,81E-06	1,65E-01	1,08E-05	55,62	19,30	25,08
0,00095	2,60E-01	5,46E-01	2,81E-02	2,91E-06	1,66E-01	1,10E-05	54,57	19,40	26,04
0,001	2,70E-01	5,36E-01	2,81E-02	3,02E-06	1,66E-01	1,12E-05	53,56	19,46	26,99
0,00105	2,79E-01	5,26E-01	2,80E-02	3,12E-06	1,67E-01	1,14E-05	52,59	19,49	27,92

Tabela 35 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 0,2.

Alpha (Al)	Al ₂ O ₃	SiO ₂	FeO	Fe ₂ O ₃	MnO	Mn ₂ O ₃	SiO ₂	MnO	Al ₂ O ₃
							A corner	B corner	C corner
O(ppm)= 20									
0,0003	1,96E-01	5,38E-01	2,53E-02	2,87E-06	2,41E-01	1,89E-05	53,83	26,60	19,57
0,00035	2,09E-01	5,23E-01	2,50E-02	2,96E-06	2,42E-01	1,97E-05	52,34	26,73	20,93
0,0004	2,22E-01	5,10E-01	2,46E-02	3,06E-06	2,43E-01	2,03E-05	50,99	26,79	22,22
0,00045	2,34E-01	4,98E-01	2,43E-02	3,16E-06	2,44E-01	2,08E-05	49,76	26,80	23,44
0,0005	2,46E-01	4,86E-01	2,40E-02	3,26E-06	2,44E-01	2,13E-05	48,61	26,78	24,61
0,00055	2,57E-01	4,75E-01	2,37E-02	3,36E-06	2,43E-01	2,16E-05	47,55	26,72	25,73
0,0006	2,68E-01	4,65E-01	2,34E-02	3,46E-06	2,43E-01	2,19E-05	46,55	26,64	26,82
0,00065	2,79E-01	4,56E-01	2,31E-02	3,56E-06	2,42E-01	2,21E-05	45,61	26,53	27,86
0,0007	2,89E-01	4,47E-01	2,29E-02	3,65E-06	2,41E-01	2,22E-05	44,72	26,40	28,88
0,00075	2,99E-01	4,39E-01	2,26E-02	3,75E-06	2,40E-01	2,23E-05	43,88	26,26	29,86
0,0008	3,08E-01	4,31E-01	2,23E-02	3,84E-06	2,39E-01	2,23E-05	43,09	26,10	30,82
0,00085	3,17E-01	4,23E-01	2,20E-02	3,93E-06	2,37E-01	2,23E-05	42,33	25,92	31,74
0,0009	3,26E-01	4,16E-01	2,18E-02	4,01E-06	2,36E-01	2,23E-05	41,62	25,74	32,64
0,00095	3,32E-01	4,12E-01	2,16E-02	4,07E-06	2,34E-01	2,23E-05	41,15	25,61	33,24
0,001	3,32E-01	4,12E-01	2,16E-02	4,07E-06	2,34E-01	2,23E-05	41,15	25,61	33,24
O(ppm)= 22									
0,0001	1,32E-01	6,20E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,21E-01	1,44E-05	62,04	24,72	13,25
0,00015	1,52E-01	5,92E-01	2,60E-02	2,66E-06	2,30E-01	1,59E-05	59,20	25,62	15,18
0,0002	1,68E-01	5,71E-01	2,58E-02	2,72E-06	2,35E-01	1,71E-05	57,07	26,11	16,82

0,0003	1,83E-01	5,53E-01	2,55E-02	2,79E-06	2,39E-01	1,81E-05	55,29	26,42	18,29
0,00035	1,96E-01	5,37E-01	2,53E-02	2,87E-06	2,41E-01	1,89E-05	53,75	26,61	19,65
0,0004	2,09E-01	5,24E-01	2,50E-02	2,96E-06	2,42E-01	1,96E-05	52,36	26,73	20,92
0,00045	2,21E-01	5,11E-01	2,47E-02	3,05E-06	2,43E-01	2,03E-05	51,09	26,79	22,13
0,0005	2,33E-01	4,99E-01	2,44E-02	3,14E-06	2,44E-01	2,08E-05	49,91	26,80	23,28
0,00055	2,44E-01	4,88E-01	2,41E-02	3,24E-06	2,44E-01	2,12E-05	48,82	26,79	24,39
0,0006	2,55E-01	4,78E-01	2,38E-02	3,34E-06	2,44E-01	2,15E-05	47,80	26,74	25,47
0,00065	2,65E-01	4,68E-01	2,35E-02	3,43E-06	2,43E-01	2,18E-05	46,83	26,66	26,50
0,0007	2,75E-01	4,59E-01	2,32E-02	3,52E-06	2,42E-01	2,20E-05	45,92	26,57	27,51
0,00075	2,85E-01	4,51E-01	2,30E-02	3,62E-06	2,42E-01	2,22E-05	45,06	26,45	28,49
0,0008	2,94E-01	4,42E-01	2,27E-02	3,71E-06	2,40E-01	2,23E-05	44,24	26,32	29,44
0,00085	3,04E-01	4,35E-01	2,24E-02	3,80E-06	2,39E-01	2,23E-05	43,47	26,18	30,36
0,0009	3,13E-01	4,27E-01	2,22E-02	3,88E-06	2,38E-01	2,23E-05	42,73	26,02	31,26
0,00095	3,21E-01	4,20E-01	2,19E-02	3,96E-06	2,36E-01	2,23E-05	42,02	25,85	32,13
0,001	3,30E-01	4,13E-01	2,17E-02	4,04E-06	2,35E-01	2,23E-05	41,35	25,66	32,99
0,00105	0,33239	0,41152	0,021623	4,0661E-06	0,23444	0,000022286	41,15	25,61	33,24

O(ppm)= 25

0,0001	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,65	24,49	12,87
0,00015	1,34E-01	6,19E-01	2,60E-02	2,63E-06	2,22E-01	1,45E-05	61,85	24,79	13,36
0,0002	1,50E-01	5,94E-01	2,60E-02	2,66E-06	2,30E-01	1,58E-05	59,38	25,57	15,05
0,0003	1,65E-01	5,74E-01	2,59E-02	2,71E-06	2,34E-01	1,69E-05	57,43	26,04	16,53
0,00035	1,79E-01	5,58E-01	2,56E-02	2,77E-06	2,38E-01	1,78E-05	55,78	26,34	17,88
0,0004	1,91E-01	5,43E-01	2,54E-02	2,84E-06	2,40E-01	1,86E-05	54,32	26,55	19,14
0,00045	2,03E-01	5,30E-01	2,51E-02	2,92E-06	2,42E-01	1,93E-05	53,00	26,68	20,33
0,0005	2,15E-01	5,18E-01	2,48E-02	3,00E-06	2,43E-01	1,99E-05	51,78	26,76	21,46
0,00055	2,25E-01	5,07E-01	2,46E-02	3,09E-06	2,43E-01	2,04E-05	50,66	26,80	22,55
0,0006	2,36E-01	4,96E-01	2,43E-02	3,17E-06	2,44E-01	2,09E-05	49,60	26,80	23,60
0,00065	2,46E-01	4,86E-01	2,40E-02	3,26E-06	2,44E-01	2,13E-05	48,61	26,78	24,62
0,0007	2,56E-01	4,77E-01	2,38E-02	3,35E-06	2,44E-01	2,16E-05	47,67	26,73	25,60
0,00075	2,66E-01	4,68E-01	2,35E-02	3,44E-06	2,43E-01	2,18E-05	46,78	26,66	26,56
0,0008	2,75E-01	4,59E-01	2,32E-02	3,52E-06	2,42E-01	2,20E-05	45,93	26,57	27,50
0,00085	2,84E-01	4,51E-01	2,30E-02	3,61E-06	2,42E-01	2,21E-05	45,13	26,46	28,41
0,0009	2,93E-01	4,44E-01	2,27E-02	3,69E-06	2,41E-01	2,22E-05	44,36	26,34	29,30
0,00095	3,02E-01	4,36E-01	2,25E-02	3,78E-06	2,40E-01	2,23E-05	43,63	26,21	30,17
0,001	3,10E-01	4,29E-01	2,23E-02	3,86E-06	2,38E-01	2,23E-05	42,92	26,06	31,02
0,00105	3,18E-01	4,23E-01	2,20E-02	3,94E-06	2,37E-01	2,23E-05	42,25	25,90	31,85

O(ppm)= 28

0,0001	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,64	24,49	12,87
0,00015	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,65	24,49	12,87
0,0002	1,34E-01	6,17E-01	2,60E-02	2,63E-06	2,22E-01	1,45E-05	61,72	24,83	13,45
0,0003	1,49E-01	5,95E-01	2,60E-02	2,66E-06	2,29E-01	1,57E-05	59,53	25,53	14,95
0,00035	1,63E-01	5,77E-01	2,59E-02	2,70E-06	2,34E-01	1,67E-05	57,74	25,97	16,29

0,0004	1,75E-01	5,62E-01	2,57E-02	2,75E-06	2,37E-01	1,76E-05	56,19	26,27	17,54
0,00045	1,87E-01	5,48E-01	2,55E-02	2,82E-06	2,39E-01	1,84E-05	54,81	26,48	18,71
0,0005	1,98E-01	5,36E-01	2,52E-02	2,89E-06	2,41E-01	1,90E-05	53,56	26,63	19,82
0,00055	2,09E-01	5,24E-01	2,50E-02	2,96E-06	2,42E-01	1,96E-05	52,40	26,72	20,88
0,0006	2,19E-01	5,13E-01	2,47E-02	3,04E-06	2,43E-01	2,01E-05	51,31	26,78	21,91
0,00065	2,29E-01	5,03E-01	2,45E-02	3,11E-06	2,44E-01	2,06E-05	50,30	26,80	22,90
0,0007	2,39E-01	4,93E-01	2,42E-02	3,20E-06	2,44E-01	2,10E-05	49,34	26,80	23,87
0,00075	2,48E-01	4,84E-01	2,40E-02	3,28E-06	2,44E-01	2,13E-05	48,42	26,77	24,81
0,0008	2,57E-01	4,76E-01	2,37E-02	3,36E-06	2,43E-01	2,16E-05	47,56	26,72	25,72
0,00085	2,66E-01	4,67E-01	2,35E-02	3,44E-06	2,43E-01	2,18E-05	46,73	26,65	26,62
0,0009	2,75E-01	4,59E-01	2,32E-02	3,52E-06	2,42E-01	2,20E-05	45,94	26,57	27,49
0,00095	2,83E-01	4,52E-01	2,30E-02	3,60E-06	2,42E-01	2,21E-05	45,19	26,47	28,35
0,001	2,92E-01	4,45E-01	2,28E-02	3,68E-06	2,41E-01	2,22E-05	44,46	26,36	29,18
0,00105	3,00E-01	4,38E-01	2,25E-02	3,76E-06	2,40E-01	2,23E-05	43,77	26,23	30,00

O(ppm)= 30

0,0001	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,64	24,49	12,87
0,00015	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,65	24,49	12,87
0,0002	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,65	24,49	12,87
0,0003	1,40E-01	6,09E-01	2,61E-02	2,64E-06	2,25E-01	1,50E-05	60,92	25,11	13,98
0,00035	1,53E-01	5,90E-01	2,60E-02	2,67E-06	2,31E-01	1,60E-05	59,01	25,67	15,32
0,0004	1,66E-01	5,74E-01	2,59E-02	2,71E-06	2,35E-01	1,69E-05	57,40	26,04	16,56
0,00045	1,77E-01	5,60E-01	2,57E-02	2,76E-06	2,37E-01	1,77E-05	55,98	26,31	17,72
0,0005	1,88E-01	5,47E-01	2,54E-02	2,82E-06	2,40E-01	1,84E-05	54,69	26,50	18,81
0,00055	1,99E-01	5,35E-01	2,52E-02	2,89E-06	2,41E-01	1,91E-05	53,51	26,63	19,86
0,0006	2,09E-01	5,24E-01	2,50E-02	2,96E-06	2,42E-01	1,96E-05	52,41	26,72	20,87
0,00065	2,19E-01	5,14E-01	2,47E-02	3,03E-06	2,43E-01	2,01E-05	51,38	26,77	21,85
0,0007	2,28E-01	5,04E-01	2,45E-02	3,11E-06	2,43E-01	2,06E-05	50,40	26,80	22,80
0,00075	2,37E-01	4,95E-01	2,43E-02	3,18E-06	2,44E-01	2,09E-05	49,48	26,80	23,72
0,0008	2,46E-01	4,86E-01	2,40E-02	3,26E-06	2,44E-01	2,13E-05	48,60	26,78	24,62
0,00085	2,55E-01	4,78E-01	2,38E-02	3,34E-06	2,44E-01	2,15E-05	47,76	26,73	25,50
0,0009	2,64E-01	4,70E-01	2,36E-02	3,42E-06	2,43E-01	2,18E-05	46,96	26,67	26,37
0,00095	2,72E-01	4,62E-01	2,33E-02	3,50E-06	2,43E-01	2,19E-05	46,20	26,60	27,21
0,001	2,80E-01	4,55E-01	2,31E-02	3,58E-06	2,42E-01	2,21E-05	45,46	26,51	28,03
0,00105	2,88E-01	4,48E-01	2,29E-02	3,65E-06	2,41E-01	2,22E-05	44,75	26,40	28,84

O(ppm) = 33

0,0001	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,64	24,49	12,87
0,00015	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,64	24,49	12,87
0,0002	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,65	24,49	12,87
0,0003	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,65	24,48	12,87
0,00035	1,40E-01	6,09E-01	2,61E-02	2,64E-06	2,25E-01	1,50E-05	60,90	25,11	13,99
0,0004	1,52E-01	5,92E-01	2,60E-02	2,66E-06	2,30E-01	1,59E-05	59,16	25,63	15,21
0,00045	1,64E-01	5,77E-01	2,59E-02	2,70E-06	2,34E-01	1,67E-05	57,66	25,99	16,35

0,0005	1,74E-01	5,63E-01	2,57E-02	2,75E-06	2,37E-01	1,75E-05	56,32	26,25	17,43
0,00055	1,85E-01	5,51E-01	2,55E-02	2,80E-06	2,39E-01	1,82E-05	55,10	26,44	18,46
0,0006	1,94E-01	5,40E-01	2,53E-02	2,86E-06	2,40E-01	1,88E-05	53,98	26,58	19,44
0,00065	2,04E-01	5,29E-01	2,51E-02	2,92E-06	2,42E-01	1,94E-05	52,92	26,68	20,40
0,0007	2,13E-01	5,19E-01	2,49E-02	2,99E-06	2,43E-01	1,99E-05	51,93	26,75	21,32
0,00075	2,22E-01	5,10E-01	2,47E-02	3,06E-06	2,43E-01	2,03E-05	50,99	26,79	22,22
0,0008	2,31E-01	5,01E-01	2,44E-02	3,13E-06	2,44E-01	2,07E-05	50,10	26,80	23,10
0,00085	2,40E-01	4,93E-01	2,42E-02	3,20E-06	2,44E-01	2,10E-05	49,25	26,79	23,95
0,0009	2,48E-01	4,84E-01	2,40E-02	3,28E-06	2,44E-01	2,13E-05	48,44	26,77	24,79
0,00095	2,56E-01	4,77E-01	2,38E-02	3,35E-06	2,43E-01	2,16E-05	47,66	26,73	25,62
0,001	2,64E-01	4,69E-01	2,35E-02	3,42E-06	2,43E-01	2,18E-05	46,91	26,67	26,42
0,00105	2,72E-01	4,62E-01	2,33E-02	3,50E-06	2,43E-01	2,19E-05	46,19	26,60	27,22

Tabela 36 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 0,5.

Alpha (Al)	Al2O3	SiO2	FeO	Fe2O3	MnO	Mn2O3	SiO2	MnO	Al2O3
							A corner	B corner	C corner
O(ppm)= 20									
0,0003	1,96E-01	5,38E-01	2,53E-02	2,87E-06	2,41E-01	1,89E-05	53,83	26,60	19,57
0,00035	2,09E-01	5,23E-01	2,50E-02	2,96E-06	2,42E-01	1,97E-05	52,34	26,73	20,93
0,0004	2,22E-01	5,10E-01	2,46E-02	3,06E-06	2,43E-01	2,03E-05	50,99	26,79	22,22
0,00045	2,34E-01	4,98E-01	2,43E-02	3,16E-06	2,44E-01	2,08E-05	49,76	26,80	23,44
0,0005	2,46E-01	4,86E-01	2,40E-02	3,26E-06	2,44E-01	2,13E-05	48,61	26,78	24,61
0,00055	2,57E-01	4,75E-01	2,37E-02	3,36E-06	2,43E-01	2,16E-05	47,55	26,72	25,73
0,0006	2,68E-01	4,65E-01	2,34E-02	3,46E-06	2,43E-01	2,19E-05	46,55	26,64	26,82
0,00065	2,79E-01	4,56E-01	2,31E-02	3,56E-06	2,42E-01	2,21E-05	45,61	26,53	27,86
0,0007	2,89E-01	4,47E-01	2,29E-02	3,65E-06	2,41E-01	2,22E-05	44,72	26,40	28,88
0,00075	2,99E-01	4,39E-01	2,26E-02	3,75E-06	2,40E-01	2,23E-05	43,88	26,26	29,86
0,0008	3,08E-01	4,31E-01	2,23E-02	3,84E-06	2,39E-01	2,23E-05	43,09	26,10	30,82
0,00085	3,17E-01	4,23E-01	2,20E-02	3,93E-06	2,37E-01	2,23E-05	42,33	25,92	31,74
0,0009	3,26E-01	4,16E-01	2,18E-02	4,01E-06	2,36E-01	2,23E-05	41,62	25,74	32,64
0,00095	3,32E-01	4,12E-01	2,16E-02	4,07E-06	2,34E-01	2,23E-05	41,15	25,61	33,24
0,001	3,32E-01	4,12E-01	2,16E-02	4,07E-06	2,34E-01	2,23E-05	41,15	25,61	33,24
O(ppm)= 22									
0,0001	1,32E-01	6,20E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,21E-01	1,44E-05	62,04	24,72	13,25
0,00015	1,52E-01	5,92E-01	2,60E-02	2,66E-06	2,30E-01	1,59E-05	59,20	25,62	15,18
0,0002	1,68E-01	5,71E-01	2,58E-02	2,72E-06	2,35E-01	1,71E-05	57,07	26,11	16,82
0,0003	1,83E-01	5,53E-01	2,55E-02	2,79E-06	2,39E-01	1,81E-05	55,29	26,42	18,29
0,00035	1,96E-01	5,37E-01	2,53E-02	2,87E-06	2,41E-01	1,89E-05	53,75	26,61	19,65
0,0004	2,09E-01	5,24E-01	2,50E-02	2,96E-06	2,42E-01	1,96E-05	52,36	26,73	20,92
0,00045	2,21E-01	5,11E-01	2,47E-02	3,05E-06	2,43E-01	2,03E-05	51,09	26,79	22,13

0,0005	2,33E-01	4,99E-01	2,44E-02	3,14E-06	2,44E-01	2,08E-05	49,91	26,80	23,28
0,00055	2,44E-01	4,88E-01	2,41E-02	3,24E-06	2,44E-01	2,12E-05	48,82	26,79	24,39
0,0006	2,55E-01	4,78E-01	2,38E-02	3,34E-06	2,44E-01	2,15E-05	47,80	26,74	25,47
0,00065	2,65E-01	4,68E-01	2,35E-02	3,43E-06	2,43E-01	2,18E-05	46,83	26,66	26,50
0,0007	2,75E-01	4,59E-01	2,32E-02	3,52E-06	2,42E-01	2,20E-05	45,92	26,57	27,51
0,00075	2,85E-01	4,51E-01	2,30E-02	3,62E-06	2,42E-01	2,22E-05	45,06	26,45	28,49
0,0008	2,94E-01	4,42E-01	2,27E-02	3,71E-06	2,40E-01	2,23E-05	44,24	26,32	29,44
0,00085	3,04E-01	4,35E-01	2,24E-02	3,80E-06	2,39E-01	2,23E-05	43,47	26,18	30,36
0,0009	3,13E-01	4,27E-01	2,22E-02	3,88E-06	2,38E-01	2,23E-05	42,73	26,02	31,26
0,00095	3,21E-01	4,20E-01	2,19E-02	3,96E-06	2,36E-01	2,23E-05	42,02	25,85	32,13
0,001	3,30E-01	4,13E-01	2,17E-02	4,04E-06	2,35E-01	2,23E-05	41,35	25,66	32,99
0,00105	0,33239	0,41152	0,021623	4,0661E-06	0,23444	0,000022286	41,15	25,61	33,24

O(ppm)= 25

0,0001	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,65	24,49	12,87
0,00015	1,34E-01	6,19E-01	2,60E-02	2,63E-06	2,22E-01	1,45E-05	61,85	24,79	13,36
0,0002	1,50E-01	5,94E-01	2,60E-02	2,66E-06	2,30E-01	1,58E-05	59,38	25,57	15,05
0,0003	1,65E-01	5,74E-01	2,59E-02	2,71E-06	2,34E-01	1,69E-05	57,43	26,04	16,53
0,00035	1,79E-01	5,58E-01	2,56E-02	2,77E-06	2,38E-01	1,78E-05	55,78	26,34	17,88
0,0004	1,91E-01	5,43E-01	2,54E-02	2,84E-06	2,40E-01	1,86E-05	54,32	26,55	19,14
0,00045	2,03E-01	5,30E-01	2,51E-02	2,92E-06	2,42E-01	1,93E-05	53,00	26,68	20,33
0,0005	2,15E-01	5,18E-01	2,48E-02	3,00E-06	2,43E-01	1,99E-05	51,78	26,76	21,46
0,00055	2,25E-01	5,07E-01	2,46E-02	3,09E-06	2,43E-01	2,04E-05	50,66	26,80	22,55
0,0006	2,36E-01	4,96E-01	2,43E-02	3,17E-06	2,44E-01	2,09E-05	49,60	26,80	23,60
0,00065	2,46E-01	4,86E-01	2,40E-02	3,26E-06	2,44E-01	2,13E-05	48,61	26,78	24,62
0,0007	2,56E-01	4,77E-01	2,38E-02	3,35E-06	2,44E-01	2,16E-05	47,67	26,73	25,60
0,00075	2,66E-01	4,68E-01	2,35E-02	3,44E-06	2,43E-01	2,18E-05	46,78	26,66	26,56
0,0008	2,75E-01	4,59E-01	2,32E-02	3,52E-06	2,42E-01	2,20E-05	45,93	26,57	27,50
0,00085	2,84E-01	4,51E-01	2,30E-02	3,61E-06	2,42E-01	2,21E-05	45,13	26,46	28,41
0,0009	2,93E-01	4,44E-01	2,27E-02	3,69E-06	2,41E-01	2,22E-05	44,36	26,34	29,30
0,00095	3,02E-01	4,36E-01	2,25E-02	3,78E-06	2,40E-01	2,23E-05	43,63	26,21	30,17
0,001	3,10E-01	4,29E-01	2,23E-02	3,86E-06	2,38E-01	2,23E-05	42,92	26,06	31,02
0,00105	3,18E-01	4,23E-01	2,20E-02	3,94E-06	2,37E-01	2,23E-05	42,25	25,90	31,85

O(ppm)= 28

0,0001	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,64	24,49	12,87
0,00015	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,65	24,49	12,87
0,0002	1,34E-01	6,17E-01	2,60E-02	2,63E-06	2,22E-01	1,45E-05	61,72	24,83	13,45
0,0003	1,49E-01	5,95E-01	2,60E-02	2,66E-06	2,29E-01	1,57E-05	59,53	25,53	14,95
0,00035	1,63E-01	5,77E-01	2,59E-02	2,70E-06	2,34E-01	1,67E-05	57,74	25,97	16,29
0,0004	1,75E-01	5,62E-01	2,57E-02	2,75E-06	2,37E-01	1,76E-05	56,19	26,27	17,54
0,00045	1,87E-01	5,48E-01	2,55E-02	2,82E-06	2,39E-01	1,84E-05	54,81	26,48	18,71
0,0005	1,98E-01	5,36E-01	2,52E-02	2,89E-06	2,41E-01	1,90E-05	53,56	26,63	19,82
0,00055	2,09E-01	5,24E-01	2,50E-02	2,96E-06	2,42E-01	1,96E-05	52,40	26,72	20,88

0,0006	2,19E-01	5,13E-01	2,47E-02	3,04E-06	2,43E-01	2,01E-05	51,31	26,78	21,91
0,00065	2,29E-01	5,03E-01	2,45E-02	3,11E-06	2,44E-01	2,06E-05	50,30	26,80	22,90
0,0007	2,39E-01	4,93E-01	2,42E-02	3,20E-06	2,44E-01	2,10E-05	49,34	26,80	23,87
0,00075	2,48E-01	4,84E-01	2,40E-02	3,28E-06	2,44E-01	2,13E-05	48,42	26,77	24,81
0,0008	2,57E-01	4,76E-01	2,37E-02	3,36E-06	2,43E-01	2,16E-05	47,56	26,72	25,72
0,00085	2,66E-01	4,67E-01	2,35E-02	3,44E-06	2,43E-01	2,18E-05	46,73	26,65	26,62
0,0009	2,75E-01	4,59E-01	2,32E-02	3,52E-06	2,42E-01	2,20E-05	45,94	26,57	27,49
0,00095	2,83E-01	4,52E-01	2,30E-02	3,60E-06	2,42E-01	2,21E-05	45,19	26,47	28,35
0,001	2,92E-01	4,45E-01	2,28E-02	3,68E-06	2,41E-01	2,22E-05	44,46	26,36	29,18
0,00105	3,00E-01	4,38E-01	2,25E-02	3,76E-06	2,40E-01	2,23E-05	43,77	26,23	30,00

O(ppm)= 30

0,0001	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,64	24,49	12,87
0,00015	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,65	24,49	12,87
0,0002	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,65	24,49	12,87
0,0003	1,40E-01	6,09E-01	2,61E-02	2,64E-06	2,25E-01	1,50E-05	60,92	25,11	13,98
0,00035	1,53E-01	5,90E-01	2,60E-02	2,67E-06	2,31E-01	1,60E-05	59,01	25,67	15,32
0,0004	1,66E-01	5,74E-01	2,59E-02	2,71E-06	2,35E-01	1,69E-05	57,40	26,04	16,56
0,00045	1,77E-01	5,60E-01	2,57E-02	2,76E-06	2,37E-01	1,77E-05	55,98	26,31	17,72
0,0005	1,88E-01	5,47E-01	2,54E-02	2,82E-06	2,40E-01	1,84E-05	54,69	26,50	18,81
0,00055	1,99E-01	5,35E-01	2,52E-02	2,89E-06	2,41E-01	1,91E-05	53,51	26,63	19,86
0,0006	2,09E-01	5,24E-01	2,50E-02	2,96E-06	2,42E-01	1,96E-05	52,41	26,72	20,87
0,00065	2,19E-01	5,14E-01	2,47E-02	3,03E-06	2,43E-01	2,01E-05	51,38	26,77	21,85
0,0007	2,28E-01	5,04E-01	2,45E-02	3,11E-06	2,43E-01	2,06E-05	50,40	26,80	22,80
0,00075	2,37E-01	4,95E-01	2,43E-02	3,18E-06	2,44E-01	2,09E-05	49,48	26,80	23,72
0,0008	2,46E-01	4,86E-01	2,40E-02	3,26E-06	2,44E-01	2,13E-05	48,60	26,78	24,62
0,00085	2,55E-01	4,78E-01	2,38E-02	3,34E-06	2,44E-01	2,15E-05	47,76	26,73	25,50
0,0009	2,64E-01	4,70E-01	2,36E-02	3,42E-06	2,43E-01	2,18E-05	46,96	26,67	26,37
0,00095	2,72E-01	4,62E-01	2,33E-02	3,50E-06	2,43E-01	2,19E-05	46,20	26,60	27,21
0,001	2,80E-01	4,55E-01	2,31E-02	3,58E-06	2,42E-01	2,21E-05	45,46	26,51	28,03
0,00105	2,88E-01	4,48E-01	2,29E-02	3,65E-06	2,41E-01	2,22E-05	44,75	26,40	28,84

O(ppm) = 33

0,0001	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,64	24,49	12,87
0,00015	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,64	24,49	12,87
0,0002	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,65	24,49	12,87
0,0003	1,29E-01	6,26E-01	2,60E-02	2,62E-06	2,19E-01	1,41E-05	62,65	24,48	12,87
0,00035	1,40E-01	6,09E-01	2,61E-02	2,64E-06	2,25E-01	1,50E-05	60,90	25,11	13,99
0,0004	1,52E-01	5,92E-01	2,60E-02	2,66E-06	2,30E-01	1,59E-05	59,16	25,63	15,21
0,00045	1,64E-01	5,77E-01	2,59E-02	2,70E-06	2,34E-01	1,67E-05	57,66	25,99	16,35
0,0005	1,74E-01	5,63E-01	2,57E-02	2,75E-06	2,37E-01	1,75E-05	56,32	26,25	17,43
0,00055	1,85E-01	5,51E-01	2,55E-02	2,80E-06	2,39E-01	1,82E-05	55,10	26,44	18,46
0,0006	1,94E-01	5,40E-01	2,53E-02	2,86E-06	2,40E-01	1,88E-05	53,98	26,58	19,44
0,00065	2,04E-01	5,29E-01	2,51E-02	2,92E-06	2,42E-01	1,94E-05	52,92	26,68	20,40

0,0007	2,13E-01	5,19E-01	2,49E-02	2,99E-06	2,43E-01	1,99E-05	51,93	26,75	21,32
0,00075	2,22E-01	5,10E-01	2,47E-02	3,06E-06	2,43E-01	2,03E-05	50,99	26,79	22,22
0,0008	2,31E-01	5,01E-01	2,44E-02	3,13E-06	2,44E-01	2,07E-05	50,10	26,80	23,10
0,00085	2,40E-01	4,93E-01	2,42E-02	3,20E-06	2,44E-01	2,10E-05	49,25	26,79	23,95
0,0009	2,48E-01	4,84E-01	2,40E-02	3,28E-06	2,44E-01	2,13E-05	48,44	26,77	24,79
0,00095	2,56E-01	4,77E-01	2,38E-02	3,35E-06	2,43E-01	2,16E-05	47,66	26,73	25,62
0,001	2,64E-01	4,69E-01	2,35E-02	3,42E-06	2,43E-01	2,18E-05	46,91	26,67	26,42
0,00105	2,72E-01	4,62E-01	2,33E-02	3,50E-06	2,43E-01	2,19E-05	46,19	26,60	27,22

Tabela 37 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 1.

Alpha (Al)	Al ₂ O ₃	SiO ₂	FeO	Fe ₂ O ₃	MnO	Mn ₂ O ₃	SiO ₂	MnO	Al ₂ O ₃
							A corner	B corner	C corner
O(ppm)= 20									
0,0004	2,43E-01	4,35E-01	2,16E-02	3,97E-06	3,00E-01	3,32E-05	43,55	32,18	24,27
0,00045	2,54E-01	4,26E-01	2,12E-02	4,07E-06	2,99E-01	3,35E-05	42,59	31,98	25,42
0,0005	2,65E-01	4,17E-01	2,08E-02	4,16E-06	2,97E-01	3,38E-05	41,71	31,78	26,51
0,00055	2,75E-01	4,09E-01	2,05E-02	4,25E-06	2,95E-01	3,39E-05	40,89	31,57	27,55
0,0006	2,85E-01	4,01E-01	2,02E-02	4,33E-06	2,93E-01	3,39E-05	40,11	31,35	28,54
0,00065	2,95E-01	3,94E-01	1,99E-02	4,41E-06	2,91E-01	3,39E-05	39,39	31,13	29,49
0,0007	3,04E-01	3,87E-01	1,96E-02	4,49E-06	2,89E-01	3,38E-05	38,70	30,90	30,40
0,00075	3,13E-01	3,81E-01	1,93E-02	4,56E-06	2,87E-01	3,37E-05	38,05	30,66	31,28
0,0008	3,21E-01	3,74E-01	1,91E-02	4,63E-06	2,85E-01	3,35E-05	37,44	30,43	32,13
0,00085	3,30E-01	3,69E-01	1,88E-02	4,69E-06	2,83E-01	3,33E-05	36,86	30,19	32,95
0,0009	3,37E-01	3,63E-01	1,86E-02	4,76E-06	2,81E-01	3,31E-05	36,30	29,95	33,75
0,00095	3,45E-01	3,58E-01	1,84E-02	4,81E-06	2,79E-01	3,29E-05	35,77	29,71	34,52
0,001	3,53E-01	3,53E-01	1,82E-02	4,87E-06	2,76E-01	3,27E-05	35,26	29,47	35,27
0,00105	0,35996	0,34777	0,017981	4,9179E-06	0,27425	0,000032444	34,78	29,23	36,00
O(ppm)= 22									
0,0002	1,89E-01	4,82E-01	2,37E-02	3,63E-06	3,05E-01	3,01E-05	48,24	32,86	18,90
0,0003	2,03E-01	4,70E-01	2,31E-02	3,70E-06	3,04E-01	3,11E-05	46,97	32,71	20,32
0,00035	2,16E-01	4,58E-01	2,26E-02	3,78E-06	3,03E-01	3,20E-05	45,81	32,56	21,63
0,0004	2,29E-01	4,47E-01	2,21E-02	3,87E-06	3,02E-01	3,26E-05	44,74	32,40	22,86
0,00045	2,40E-01	4,38E-01	2,17E-02	3,95E-06	3,00E-01	3,31E-05	43,76	32,22	24,02
0,0005	2,51E-01	4,28E-01	2,13E-02	4,04E-06	2,99E-01	3,35E-05	42,84	32,04	25,12
0,00055	2,62E-01	4,20E-01	2,10E-02	4,13E-06	2,97E-01	3,37E-05	41,99	31,85	26,17
0,0006	2,72E-01	4,12E-01	2,06E-02	4,21E-06	2,96E-01	3,38E-05	41,19	31,65	27,17
0,00065	2,81E-01	4,04E-01	2,03E-02	4,30E-06	2,94E-01	3,39E-05	40,43	31,44	28,13
0,0007	2,91E-01	3,97E-01	2,00E-02	4,37E-06	2,92E-01	3,39E-05	39,72	31,23	29,05

0,00075	2,99E-01	3,90E-01	1,97E-02	4,45E-06	2,90E-01	3,39E-05	39,05	31,01	29,94
0,0008	3,08E-01	3,84E-01	1,95E-02	4,52E-06	2,88E-01	3,38E-05	38,41	30,79	30,80
0,00085	3,16E-01	3,78E-01	1,92E-02	4,59E-06	2,86E-01	3,36E-05	37,80	30,57	31,63
0,0009	3,24E-01	3,72E-01	1,90E-02	4,65E-06	2,84E-01	3,35E-05	37,23	30,34	32,43
0,00095	3,32E-01	3,67E-01	1,87E-02	4,71E-06	2,82E-01	3,33E-05	36,67	30,12	33,21
0,001	3,40E-01	3,61E-01	1,85E-02	4,77E-06	2,80E-01	3,31E-05	36,15	29,88	33,97
0,00105	0,34707	0,35641	0,018328	0,000004827	0,27815	0,000032864	35,64	29,65	34,71

O(ppm)= 25

0,00005	1,10E-01	5,54E-01	2,76E-02	3,92E-06	3,08E-01	2,20E-05	55,44	33,52	11,05
0,0001	1,34E-01	5,33E-01	2,63E-02	3,64E-06	3,07E-01	2,47E-05	53,30	33,29	13,41
0,00015	1,53E-01	5,16E-01	2,53E-02	3,57E-06	3,06E-01	2,67E-05	51,58	33,15	15,27
0,0002	1,69E-01	5,01E-01	2,46E-02	3,57E-06	3,06E-01	2,83E-05	50,09	33,03	16,88
0,0003	1,83E-01	4,88E-01	2,40E-02	3,60E-06	3,05E-01	2,96E-05	48,77	32,91	18,32
0,00035	1,96E-01	4,76E-01	2,34E-02	3,66E-06	3,04E-01	3,07E-05	47,57	32,79	19,65
0,0004	2,09E-01	4,65E-01	2,29E-02	3,73E-06	3,04E-01	3,15E-05	46,47	32,65	20,88
0,00045	2,20E-01	4,54E-01	2,25E-02	3,81E-06	3,03E-01	3,22E-05	45,45	32,51	22,05
0,0005	2,32E-01	4,45E-01	2,20E-02	3,89E-06	3,01E-01	3,28E-05	44,49	32,35	23,15
0,00055	2,42E-01	4,36E-01	2,17E-02	3,97E-06	3,00E-01	3,32E-05	43,60	32,19	24,21
0,0006	2,52E-01	4,28E-01	2,13E-02	4,05E-06	2,99E-01	3,35E-05	42,77	32,02	25,21
0,00065	2,62E-01	4,20E-01	2,10E-02	4,13E-06	2,97E-01	3,37E-05	41,98	31,84	26,18
0,0007	2,71E-01	4,12E-01	2,06E-02	4,21E-06	2,96E-01	3,38E-05	41,23	31,66	27,11
0,00075	2,80E-01	4,05E-01	2,03E-02	4,29E-06	2,94E-01	3,39E-05	40,52	31,47	28,01
0,0008	2,89E-01	3,99E-01	2,01E-02	4,36E-06	2,93E-01	3,39E-05	39,85	31,27	28,88
0,00085	2,97E-01	3,92E-01	1,98E-02	4,43E-06	2,91E-01	3,39E-05	39,21	31,07	29,72
0,0009	3,05E-01	3,86E-01	1,95E-02	4,50E-06	2,89E-01	3,38E-05	38,61	30,86	30,53
0,00095	3,13E-01	3,80E-01	1,93E-02	4,57E-06	2,87E-01	3,37E-05	38,03	30,65	31,32
0,001	3,21E-01	3,75E-01	1,91E-02	4,63E-06	2,85E-01	3,35E-05	37,47	30,44	32,09
0,00105	3,28E-01	3,69E-01	1,89E-02	4,69E-06	2,83E-01	3,34E-05	36,94	30,23	32,84

O(ppm)= 28

0,00005	8,81E-02	5,73E-01	2,89E-02	4,49E-06	3,10E-01	1,96E-05	57,29	33,90	8,81
0,0001	1,14E-01	5,51E-01	2,73E-02	3,85E-06	3,07E-01	2,25E-05	55,10	33,47	11,43
0,00015	1,34E-01	5,33E-01	2,63E-02	3,64E-06	3,07E-01	2,46E-05	53,32	33,29	13,39
0,0002	1,50E-01	5,18E-01	2,55E-02	3,57E-06	3,06E-01	2,64E-05	51,79	33,17	15,04
0,0003	1,65E-01	5,04E-01	2,48E-02	3,56E-06	3,06E-01	2,79E-05	50,44	33,06	16,51
0,00035	1,78E-01	4,92E-01	2,42E-02	3,59E-06	3,05E-01	2,92E-05	49,21	32,95	17,84
0,0004	1,91E-01	4,81E-01	2,36E-02	3,63E-06	3,05E-01	3,02E-05	48,08	32,84	19,08
0,00045	2,02E-01	4,70E-01	2,32E-02	3,69E-06	3,04E-01	3,11E-05	47,04	32,72	20,24
0,0005	2,13E-01	4,61E-01	2,27E-02	3,76E-06	3,03E-01	3,18E-05	46,07	32,60	21,34
0,00055	2,24E-01	4,51E-01	2,23E-02	3,83E-06	3,02E-01	3,24E-05	45,15	32,46	22,39
0,0006	2,34E-01	4,43E-01	2,20E-02	3,91E-06	3,01E-01	3,29E-05	44,29	32,32	23,40
0,00065	2,44E-01	4,35E-01	2,16E-02	3,98E-06	3,00E-01	3,32E-05	43,47	32,17	24,36
0,0007	2,53E-01	4,27E-01	2,13E-02	4,06E-06	2,99E-01	3,35E-05	42,70	32,01	25,30

0,00075	2,62E-01	4,20E-01	2,10E-02	4,13E-06	2,97E-01	3,37E-05	41,97	31,84	26,20
0,0008	2,71E-01	4,13E-01	2,07E-02	4,21E-06	2,96E-01	3,38E-05	41,27	31,67	27,07
0,00085	2,79E-01	4,06E-01	2,04E-02	4,28E-06	2,94E-01	3,39E-05	40,60	31,49	27,91
0,0009	2,87E-01	4,00E-01	2,01E-02	4,35E-06	2,93E-01	3,39E-05	39,97	31,30	28,73
0,00095	2,95E-01	3,94E-01	1,99E-02	4,42E-06	2,91E-01	3,39E-05	39,36	31,12	29,52
0,001	3,03E-01	3,88E-01	1,96E-02	4,48E-06	2,90E-01	3,38E-05	38,78	30,92	30,30
0,00105	3,10E-01	3,82E-01	1,94E-02	4,54E-06	2,88E-01	3,37E-05	38,23	30,73	31,05

O(ppm)= 30

0,00005	8,23E-02	5,77E-01	2,93E-02	4,72E-06	3,11E-01	1,90E-05	57,72	34,05	8,23
0,0001	1,02E-01	5,62E-01	2,80E-02	4,08E-06	3,08E-01	2,11E-05	56,15	33,63	10,22
0,00015	1,22E-01	5,44E-01	2,69E-02	3,75E-06	3,07E-01	2,34E-05	54,37	33,39	12,24
0,0002	1,39E-01	5,28E-01	2,60E-02	3,61E-06	3,06E-01	2,52E-05	52,83	33,25	13,92
0,0003	1,54E-01	5,15E-01	2,53E-02	3,56E-06	3,06E-01	2,68E-05	51,47	33,14	15,39
0,00035	1,67E-01	5,02E-01	2,47E-02	3,56E-06	3,06E-01	2,81E-05	50,23	33,04	16,72
0,0004	1,80E-01	4,91E-01	2,41E-02	3,59E-06	3,05E-01	2,93E-05	49,10	32,94	17,96
0,00045	1,91E-01	4,80E-01	2,36E-02	3,64E-06	3,05E-01	3,03E-05	48,05	32,84	19,12
0,0005	2,02E-01	4,71E-01	2,32E-02	3,69E-06	3,04E-01	3,11E-05	47,06	32,72	20,22
0,00055	2,13E-01	4,61E-01	2,28E-02	3,76E-06	3,03E-01	3,18E-05	46,13	32,61	21,26
0,0006	2,23E-01	4,53E-01	2,24E-02	3,82E-06	3,02E-01	3,23E-05	45,26	32,48	22,26
0,00065	2,32E-01	4,44E-01	2,20E-02	3,89E-06	3,01E-01	3,28E-05	44,43	32,34	23,23
0,0007	2,42E-01	4,36E-01	2,17E-02	3,97E-06	3,00E-01	3,32E-05	43,65	32,20	24,15
0,00075	2,51E-01	4,29E-01	2,14E-02	4,04E-06	2,99E-01	3,34E-05	42,90	32,05	25,05
0,0008	2,59E-01	4,22E-01	2,11E-02	4,11E-06	2,98E-01	3,36E-05	42,19	31,89	25,92
0,00085	2,68E-01	4,15E-01	2,08E-02	4,18E-06	2,96E-01	3,38E-05	41,51	31,73	26,76
0,0009	2,76E-01	4,09E-01	2,05E-02	4,25E-06	2,95E-01	3,39E-05	40,86	31,56	27,58
0,00095	2,84E-01	4,02E-01	2,02E-02	4,32E-06	2,94E-01	3,39E-05	40,24	31,38	28,38
0,001	2,91E-01	3,96E-01	2,00E-02	4,38E-06	2,92E-01	3,39E-05	39,65	31,21	29,15
0,00105	2,99E-01	3,91E-01	1,97E-02	4,45E-06	2,90E-01	3,39E-05	39,08	31,02	29,90

O(ppm) = 33

0,00005	8,22E-02	5,77E-01	2,93E-02	4,73E-06	3,11E-01	1,90E-05	57,72	34,06	8,22
0,0001	8,58E-02	5,75E-01	2,91E-02	4,58E-06	3,10E-01	1,94E-05	57,47	33,96	8,58
0,00015	1,07E-01	5,58E-01	2,78E-02	3,99E-06	3,08E-01	2,16E-05	55,77	33,57	10,66
0,0002	1,24E-01	5,43E-01	2,68E-02	3,73E-06	3,07E-01	2,35E-05	54,25	33,38	12,37
0,0003	1,39E-01	5,29E-01	2,60E-02	3,61E-06	3,06E-01	2,52E-05	52,89	33,25	13,85
0,00035	1,52E-01	5,17E-01	2,54E-02	3,57E-06	3,06E-01	2,66E-05	51,66	33,16	15,19
0,0004	1,64E-01	5,05E-01	2,48E-02	3,56E-06	3,06E-01	2,78E-05	50,52	33,07	16,42
0,00045	1,76E-01	4,95E-01	2,43E-02	3,58E-06	3,05E-01	2,89E-05	49,46	32,97	17,57
0,0005	1,87E-01	4,85E-01	2,38E-02	3,62E-06	3,05E-01	2,99E-05	48,47	32,88	18,65
0,00055	1,97E-01	4,75E-01	2,34E-02	3,66E-06	3,04E-01	3,07E-05	47,53	32,78	19,69
0,0006	2,07E-01	4,66E-01	2,30E-02	3,72E-06	3,04E-01	3,14E-05	46,65	32,67	20,68
0,00065	2,16E-01	4,58E-01	2,26E-02	3,78E-06	3,03E-01	3,20E-05	45,81	32,56	21,63
0,0007	2,25E-01	4,50E-01	2,23E-02	3,84E-06	3,02E-01	3,25E-05	45,01	32,44	22,55

0,00075	2,34E-01	4,43E-01	2,19E-02	3,91E-06	3,01E-01	3,29E-05	44,25	32,31	23,44
0,0008	2,43E-01	4,35E-01	2,16E-02	3,98E-06	3,00E-01	3,32E-05	43,53	32,18	24,30
0,00085	2,51E-01	4,28E-01	2,13E-02	4,05E-06	2,99E-01	3,35E-05	42,83	32,03	25,14
0,0009	2,59E-01	4,22E-01	2,10E-02	4,11E-06	2,98E-01	3,37E-05	42,17	31,89	25,95
0,00095	2,67E-01	4,15E-01	2,08E-02	4,18E-06	2,97E-01	3,38E-05	41,53	31,73	26,74
0,001	2,75E-01	4,09E-01	2,05E-02	4,25E-06	2,95E-01	3,39E-05	40,92	31,57	27,51
0,00105	2,83E-01	4,03E-01	2,03E-02	4,31E-06	2,94E-01	3,39E-05	40,33	31,41	28,26

O(ppm) = 35

0,00005	8,22E-02	5,77E-01	2,93E-02	4,73E-06	3,11E-01	1,90E-05	57,72	34,06	8,22
0,0001	8,23E-02	5,77E-01	2,93E-02	4,72E-06	3,11E-01	1,90E-05	57,72	34,05	8,23
0,00015	9,71E-02	5,66E-01	2,84E-02	4,21E-06	3,09E-01	2,06E-05	56,57	33,71	9,71
0,0002	1,14E-01	5,51E-01	2,73E-02	3,85E-06	3,07E-01	2,25E-05	55,10	33,47	11,43
0,0003	1,29E-01	5,38E-01	2,65E-02	3,68E-06	3,07E-01	2,41E-05	53,76	33,33	12,91
0,00035	1,42E-01	5,25E-01	2,59E-02	3,60E-06	3,06E-01	2,56E-05	52,53	33,23	14,25
0,0004	1,55E-01	5,14E-01	2,53E-02	3,56E-06	3,06E-01	2,69E-05	51,40	33,14	15,47
0,00045	1,66E-01	5,03E-01	2,47E-02	3,56E-06	3,06E-01	2,80E-05	50,34	33,05	16,61
0,0005	1,77E-01	4,93E-01	2,42E-02	3,58E-06	3,05E-01	2,90E-05	49,35	32,96	17,69
0,00055	1,87E-01	4,84E-01	2,38E-02	3,62E-06	3,05E-01	2,99E-05	48,41	32,87	18,71
0,0006	1,97E-01	4,75E-01	2,34E-02	3,67E-06	3,04E-01	3,07E-05	47,53	32,78	19,70
0,00065	2,06E-01	4,67E-01	2,30E-02	3,72E-06	3,04E-01	3,14E-05	46,69	32,68	20,64
0,0007	2,15E-01	4,59E-01	2,27E-02	3,78E-06	3,03E-01	3,19E-05	45,88	32,57	21,55
0,00075	2,24E-01	4,51E-01	2,23E-02	3,84E-06	3,02E-01	3,24E-05	45,12	32,45	22,43
0,0008	2,33E-01	4,44E-01	2,20E-02	3,90E-06	3,01E-01	3,28E-05	44,38	32,33	23,28
0,00085	2,41E-01	4,37E-01	2,17E-02	3,96E-06	3,00E-01	3,31E-05	43,68	32,20	24,11
0,0009	2,49E-01	4,30E-01	2,14E-02	4,03E-06	2,99E-01	3,34E-05	43,01	32,07	24,92
0,00095	2,57E-01	4,24E-01	2,11E-02	4,09E-06	2,98E-01	3,36E-05	42,36	31,93	25,71
0,001	2,65E-01	4,17E-01	2,09E-02	4,16E-06	2,97E-01	3,37E-05	41,74	31,78	26,48
0,00105	2,72E-01	4,11E-01	2,06E-02	4,22E-06	2,96E-01	3,38E-05	41,14	31,63	27,22

O(ppm) = 38

0,00005	8,22E-02	5,77E-01	2,93E-02	4,73E-06	3,11E-01	1,90E-05	57,72	34,06	8,22
0,0001	8,22E-02	5,77E-01	2,93E-02	4,73E-06	3,11E-01	1,90E-05	57,72	34,05	8,22
0,00015	8,44E-02	5,76E-01	2,92E-02	4,64E-06	3,11E-01	1,93E-05	57,57	33,99	8,44
0,0002	1,01E-01	5,62E-01	2,81E-02	4,10E-06	3,08E-01	2,10E-05	56,21	33,64	10,15
0,0003	1,16E-01	5,49E-01	2,72E-02	3,83E-06	3,07E-01	2,27E-05	54,92	33,45	11,63
0,00035	1,30E-01	5,37E-01	2,65E-02	3,68E-06	3,07E-01	2,42E-05	53,72	33,33	12,95
0,0004	1,42E-01	5,26E-01	2,59E-02	3,60E-06	3,06E-01	2,55E-05	52,61	33,23	14,16
0,00045	1,53E-01	5,16E-01	2,53E-02	3,57E-06	3,06E-01	2,67E-05	51,56	33,15	15,29
0,0005	1,64E-01	5,06E-01	2,48E-02	3,56E-06	3,06E-01	2,78E-05	50,58	33,07	16,35
0,00055	1,74E-01	4,96E-01	2,44E-02	3,58E-06	3,05E-01	2,87E-05	49,65	32,99	17,36
0,0006	1,83E-01	4,88E-01	2,40E-02	3,61E-06	3,05E-01	2,96E-05	48,77	32,91	18,33
0,00065	1,93E-01	4,79E-01	2,36E-02	3,64E-06	3,05E-01	3,04E-05	47,92	32,82	19,25
0,0007	2,01E-01	4,71E-01	2,32E-02	3,69E-06	3,04E-01	3,10E-05	47,12	32,73	20,15

0,00075	2,10E-01	4,64E-01	2,29E-02	3,74E-06	3,03E-01	3,16E-05	46,35	32,63	21,02
0,0008	2,19E-01	4,56E-01	2,25E-02	3,80E-06	3,03E-01	3,21E-05	45,62	32,53	21,86
0,00085	2,27E-01	4,49E-01	2,22E-02	3,85E-06	3,02E-01	3,25E-05	44,91	32,42	22,67
0,0009	2,35E-01	4,42E-01	2,19E-02	3,91E-06	3,01E-01	3,29E-05	44,23	32,30	23,47
0,00095	2,42E-01	4,36E-01	2,17E-02	3,97E-06	3,00E-01	3,32E-05	43,57	32,18	24,25
0,001	2,50E-01	4,29E-01	2,14E-02	4,04E-06	2,99E-01	3,34E-05	42,94	32,06	25,00
0,00105	2,57E-01	4,23E-01	2,11E-02	4,10E-06	2,98E-01	3,36E-05	42,33	31,92	25,75
O(ppm) = 40									
0,00005	8,22E-02	5,77E-01	2,93E-02	4,73E-06	3,11E-01	1,90E-05	57,72	34,07	8,22
0,0001	8,22E-02	5,77E-01	2,93E-02	4,73E-06	3,11E-01	1,90E-05	57,72	34,06	8,22
0,00015	8,23E-02	5,77E-01	2,93E-02	4,73E-06	3,11E-01	1,90E-05	57,72	34,05	8,23
0,0002	9,38E-02	5,68E-01	2,86E-02	4,31E-06	3,09E-01	2,02E-05	56,84	33,77	9,38
0,0003	1,08E-01	5,56E-01	2,77E-02	3,95E-06	3,08E-01	2,18E-05	55,61	33,54	10,85
0,00035	1,22E-01	5,44E-01	2,69E-02	3,76E-06	3,07E-01	2,33E-05	54,44	33,40	12,16
0,0004	1,34E-01	5,33E-01	2,63E-02	3,65E-06	3,07E-01	2,46E-05	53,35	33,29	13,36
0,00045	1,45E-01	5,23E-01	2,57E-02	3,59E-06	3,06E-01	2,58E-05	52,32	33,21	14,48
0,0005	1,55E-01	5,13E-01	2,52E-02	3,56E-06	3,06E-01	2,69E-05	51,34	33,13	15,53
0,00055	1,65E-01	5,04E-01	2,48E-02	3,56E-06	3,06E-01	2,80E-05	50,42	33,06	16,53
0,0006	1,75E-01	4,95E-01	2,43E-02	3,58E-06	3,05E-01	2,89E-05	49,54	32,98	17,48
0,00065	1,84E-01	4,87E-01	2,39E-02	3,61E-06	3,05E-01	2,97E-05	48,70	32,90	18,40
0,0007	1,93E-01	4,79E-01	2,36E-02	3,65E-06	3,05E-01	3,04E-05	47,90	32,82	19,28
0,00075	2,01E-01	4,71E-01	2,32E-02	3,69E-06	3,04E-01	3,10E-05	47,13	32,73	20,14
0,0008	2,10E-01	4,64E-01	2,29E-02	3,74E-06	3,03E-01	3,16E-05	46,40	32,64	20,97
0,00085	2,18E-01	4,57E-01	2,26E-02	3,79E-06	3,03E-01	3,21E-05	45,69	32,54	21,77
0,0009	2,26E-01	4,50E-01	2,23E-02	3,85E-06	3,02E-01	3,25E-05	45,00	32,44	22,56
0,00095	2,33E-01	4,43E-01	2,20E-02	3,90E-06	3,01E-01	3,28E-05	44,35	32,33	23,33
0,001	2,41E-01	4,37E-01	2,17E-02	3,96E-06	3,00E-01	3,31E-05	43,71	32,21	24,08
0,00105	2,48E-01	4,31E-01	2,14E-02	4,02E-06	2,99E-01	3,34E-05	43,10	32,09	24,81

Tabela 38 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 2.

Alpha (Al)	Al2O3	SiO2	FeO	Fe2O3	MnO	Mn2O3	SiO2	MnO	Al2O3
							A corner	B corner	C corner
O(ppm) = 23									
0,0003	2,37E-01	3,92E-01	2,03E-02	5,23E-06	3,51E-01	4,96E-05	39,19	37,10	23,71
0,0004	2,60E-01	3,75E-01	1,94E-02	5,40E-06	3,45E-01	5,00E-05	37,54	36,47	25,99
0,0005	2,80E-01	3,61E-01	1,86E-02	5,56E-06	3,40E-01	4,99E-05	36,11	35,88	28,01
0,0006	2,98E-01	3,49E-01	1,80E-02	5,70E-06	3,35E-01	4,94E-05	34,86	35,30	29,84
0,0007	3,15E-01	3,37E-01	1,75E-02	5,81E-06	3,30E-01	4,88E-05	33,73	34,74	31,52
0,0008	3,31E-01	3,27E-01	1,71E-02	5,92E-06	3,25E-01	4,80E-05	32,72	34,20	33,08
0,0009	3,45E-01	3,18E-01	1,67E-02	6,00E-06	3,20E-01	4,72E-05	31,80	33,67	34,54

0,001	3,59E-01	3,09E-01	1,63E-02	6,08E-06	3,15E-01	4,64E-05	30,94	33,15	35,91
O(ppm)= 25									
0,0002	1,95E-01	4,23E-01	2,21E-02	4,98E-06	3,60E-01	4,71E-05	42,31	38,20	19,49
0,0003	2,22E-01	4,03E-01	2,09E-02	5,13E-06	3,54E-01	4,90E-05	40,28	37,50	22,22
0,0004	2,46E-01	3,86E-01	1,99E-02	5,30E-06	3,49E-01	4,98E-05	38,57	36,87	24,56
0,0005	2,66E-01	3,71E-01	1,91E-02	5,45E-06	3,44E-01	5,00E-05	37,08	36,29	26,63
0,0006	2,85E-01	3,58E-01	1,85E-02	5,60E-06	3,39E-01	4,98E-05	35,78	35,73	28,50
0,0007	3,02E-01	3,46E-01	1,79E-02	5,72E-06	3,34E-01	4,93E-05	34,61	35,18	30,21
0,0008	3,18E-01	3,36E-01	1,74E-02	5,83E-06	3,29E-01	4,86E-05	33,55	34,65	31,80
0,0009	3,33E-01	3,26E-01	1,70E-02	5,93E-06	3,24E-01	4,79E-05	32,59	34,13	33,28
0,001	3,47E-01	3,17E-01	1,66E-02	6,01E-06	3,19E-01	4,71E-05	31,71	33,62	34,68
O(ppm)= 28									
0,00005	1,12E-01	4,79E-01	2,68E-02	5,40E-06	3,82E-01	3,58E-05	47,95	40,88	11,17
0,0001	1,37E-01	4,64E-01	2,53E-02	5,05E-06	3,74E-01	3,98E-05	46,45	39,89	13,67
0,00015	1,56E-01	4,51E-01	2,42E-02	4,94E-06	3,68E-01	4,27E-05	45,12	39,26	15,62
0,0002	1,73E-01	4,39E-01	2,33E-02	4,93E-06	3,65E-01	4,48E-05	43,93	38,79	17,28
0,0003	1,88E-01	4,28E-01	2,25E-02	4,96E-06	3,61E-01	4,64E-05	42,85	38,40	18,76
0,00035	2,01E-01	4,19E-01	2,19E-02	5,01E-06	3,59E-01	4,76E-05	41,85	38,05	20,10
0,0004	2,13E-01	4,09E-01	2,13E-02	5,08E-06	3,56E-01	4,85E-05	40,93	37,73	21,35
0,00045	2,25E-01	4,01E-01	2,08E-02	5,15E-06	3,53E-01	4,91E-05	40,07	37,42	22,51
0,0005	2,36E-01	3,93E-01	2,03E-02	5,23E-06	3,51E-01	4,96E-05	39,27	37,13	23,60
0,00055	2,46E-01	3,85E-01	1,99E-02	5,30E-06	3,49E-01	4,99E-05	38,52	36,85	24,63
0,0006	2,56E-01	3,78E-01	1,95E-02	5,38E-06	3,46E-01	5,00E-05	37,81	36,58	25,61
0,00065	2,65E-01	3,71E-01	1,92E-02	5,45E-06	3,44E-01	5,00E-05	37,14	36,31	26,55
0,0007	2,74E-01	3,65E-01	1,88E-02	5,52E-06	3,42E-01	5,00E-05	36,51	36,05	27,45
0,00075	2,83E-01	3,59E-01	1,85E-02	5,58E-06	3,39E-01	4,98E-05	35,91	35,79	28,31
0,0008	2,91E-01	3,53E-01	1,83E-02	5,64E-06	3,37E-01	4,96E-05	35,34	35,53	29,13
0,00085	2,99E-01	3,48E-01	1,80E-02	5,70E-06	3,35E-01	4,94E-05	34,80	35,27	29,93
0,0009	3,07E-01	3,43E-01	1,78E-02	5,76E-06	3,32E-01	4,91E-05	34,28	35,02	30,70
0,00095	3,14E-01	3,38E-01	1,75E-02	5,81E-06	3,30E-01	4,88E-05	33,78	34,77	31,45
0,001	3,22E-01	3,33E-01	1,73E-02	5,86E-06	3,28E-01	4,85E-05	33,31	34,52	32,17
0,00105	0,32875	0,32852	0,017112	5,9047E-06	0,32557	0,00004813	32,85	34,27	32,88
O(ppm)= 30									
0,0001	1,22E-01	4,74E-01	2,62E-02	5,23E-06	3,78E-01	3,75E-05	47,39	40,45	12,16
0,0002	1,59E-01	4,49E-01	2,40E-02	4,94E-06	3,68E-01	4,31E-05	44,92	39,18	15,91
0,0003	1,88E-01	4,28E-01	2,25E-02	4,96E-06	3,61E-01	4,64E-05	42,83	38,39	18,78
0,0004	2,12E-01	4,10E-01	2,13E-02	5,07E-06	3,56E-01	4,84E-05	41,03	37,76	21,21
0,0005	2,34E-01	3,94E-01	2,04E-02	5,21E-06	3,52E-01	4,95E-05	39,44	37,20	23,36
0,0006	2,53E-01	3,80E-01	1,96E-02	5,35E-06	3,47E-01	5,00E-05	38,03	36,67	25,30
0,0007	2,71E-01	3,68E-01	1,90E-02	5,49E-06	3,43E-01	5,00E-05	36,77	36,16	27,08
0,0008	2,87E-01	3,56E-01	1,84E-02	5,61E-06	3,38E-01	4,97E-05	35,62	35,66	28,72
0,0009	3,03E-01	3,46E-01	1,79E-02	5,73E-06	3,34E-01	4,93E-05	34,57	35,17	30,26

0,001	3,17E-01	3,36E-01	1,75E-02	5,83E-06	3,29E-01	4,87E-05	33,61	34,68	31,71
O(ppm) = 33									
0,0001	1,01E-01	4,85E-01	2,75E-02	5,66E-06	3,87E-01	3,40E-05	48,51	41,41	10,08
0,0002	1,40E-01	4,62E-01	2,51E-02	5,02E-06	3,73E-01	4,03E-05	46,23	39,77	14,00
0,0003	1,69E-01	4,42E-01	2,34E-02	4,93E-06	3,65E-01	4,44E-05	44,19	38,89	16,93
0,0004	1,94E-01	4,24E-01	2,22E-02	4,98E-06	3,60E-01	4,70E-05	42,38	38,23	19,39
0,0005	2,16E-01	4,08E-01	2,12E-02	5,09E-06	3,55E-01	4,86E-05	40,77	37,67	21,56
0,0006	2,35E-01	3,93E-01	2,04E-02	5,22E-06	3,51E-01	4,96E-05	39,33	37,16	23,52
0,0007	2,53E-01	3,80E-01	1,96E-02	5,36E-06	3,47E-01	5,00E-05	38,02	36,66	25,31
0,0008	2,70E-01	3,68E-01	1,90E-02	5,48E-06	3,43E-01	5,00E-05	36,84	36,18	26,98
0,0009	2,85E-01	3,57E-01	1,85E-02	5,60E-06	3,39E-01	4,98E-05	35,75	35,71	28,54
0,001	3,00E-01	3,47E-01	1,80E-02	5,71E-06	3,34E-01	4,94E-05	34,75	35,25	30,00
O(ppm)= 35									
0,0001	8,84E-02	4,90E-01	2,83E-02	6,05E-06	3,93E-01	3,20E-05	49,04	42,12	8,84
0,0002	1,28E-01	4,70E-01	2,58E-02	5,14E-06	3,76E-01	3,85E-05	46,97	40,19	12,84
0,0003	1,58E-01	4,50E-01	2,41E-02	4,94E-06	3,68E-01	4,29E-05	45,00	39,21	15,79
0,0004	1,83E-01	4,32E-01	2,28E-02	4,94E-06	3,62E-01	4,59E-05	43,22	38,53	18,25
0,0005	2,04E-01	4,16E-01	2,17E-02	5,03E-06	3,58E-01	4,79E-05	41,61	37,96	20,43
0,0006	2,24E-01	4,02E-01	2,08E-02	5,15E-06	3,54E-01	4,91E-05	40,16	37,45	22,39
0,0007	2,42E-01	3,88E-01	2,01E-02	5,27E-06	3,50E-01	4,98E-05	38,84	36,97	24,19
0,0008	2,59E-01	3,76E-01	1,94E-02	5,40E-06	3,46E-01	5,00E-05	37,63	36,51	25,87
0,0009	2,74E-01	3,65E-01	1,88E-02	5,52E-06	3,42E-01	5,00E-05	36,52	36,05	27,43
0,001	2,89E-01	3,55E-01	1,83E-02	5,63E-06	3,38E-01	4,97E-05	35,50	35,60	28,91
O(ppm) = 38									
0,0001	7,23E-02	4,96E-01	2,93E-02	6,75E-06	4,03E-01	2,94E-05	49,56	43,22	7,23
0,0002	1,13E-01	4,79E-01	2,68E-02	5,39E-06	3,82E-01	3,60E-05	47,91	40,84	11,25
0,0003	1,42E-01	4,61E-01	2,50E-02	5,01E-06	3,72E-01	4,07E-05	46,09	39,70	14,21
0,0004	1,67E-01	4,44E-01	2,36E-02	4,93E-06	3,66E-01	4,41E-05	44,37	38,96	16,68
0,0005	1,88E-01	4,28E-01	2,25E-02	4,96E-06	3,61E-01	4,65E-05	42,79	38,37	18,84
0,0006	2,08E-01	4,13E-01	2,15E-02	5,05E-06	3,57E-01	4,81E-05	41,34	37,87	20,80
0,0007	2,26E-01	4,00E-01	2,07E-02	5,16E-06	3,53E-01	4,92E-05	40,00	37,40	22,60
0,0008	2,43E-01	3,88E-01	2,00E-02	5,28E-06	3,49E-01	4,98E-05	38,78	36,95	24,27
0,0009	2,58E-01	3,76E-01	1,94E-02	5,40E-06	3,46E-01	5,00E-05	37,64	36,51	25,85
0,001	2,73E-01	3,66E-01	1,89E-02	5,51E-06	3,42E-01	5,00E-05	36,59	36,08	27,33
O(ppm) = 40									
0,0001	6,33E-02	4,97E-01	2,98E-02	7,25E-06	4,10E-01	2,80E-05	49,74	43,93	6,33
0,0002	1,03E-01	4,84E-01	2,74E-02	5,60E-06	3,86E-01	3,44E-05	48,40	41,30	10,30
0,0003	1,33E-01	4,67E-01	2,55E-02	5,09E-06	3,75E-01	3,92E-05	46,71	40,03	13,25
0,0004	1,57E-01	4,51E-01	2,41E-02	4,94E-06	3,68E-01	4,28E-05	45,06	39,24	15,70
0,0005	1,79E-01	4,35E-01	2,30E-02	4,94E-06	3,63E-01	4,55E-05	43,51	38,63	17,86
0,0006	1,98E-01	4,21E-01	2,20E-02	5,00E-06	3,59E-01	4,74E-05	42,07	38,12	19,80
0,0007	2,16E-01	4,07E-01	2,12E-02	5,10E-06	3,55E-01	4,87E-05	40,74	37,66	21,60

0,0008	2,33E-01	3,95E-01	2,05E-02	5,21E-06	3,52E-01	4,95E-05	39,51	37,22	23,27
0,0009	2,48E-01	3,84E-01	1,98E-02	5,32E-06	3,48E-01	4,99E-05	38,37	36,80	24,84
0,001	2,63E-01	3,73E-01	1,93E-02	5,43E-06	3,44E-01	5,00E-05	37,31	36,38	26,32

O(ppm) = 43

0,0001	5,24E-02	4,99E-01	3,03E-02	7,98E-06	4,19E-01	2,64E-05	49,85	44,91	5,24
0,0002	9,04E-02	4,90E-01	2,82E-02	5,98E-06	3,92E-01	3,23E-05	48,97	42,00	9,04
0,0003	1,19E-01	4,75E-01	2,64E-02	5,27E-06	3,79E-01	3,71E-05	47,52	40,54	11,94
0,0004	1,44E-01	4,60E-01	2,49E-02	5,00E-06	3,72E-01	4,09E-05	45,99	39,65	14,36
0,0005	1,65E-01	4,45E-01	2,37E-02	4,93E-06	3,66E-01	4,38E-05	44,51	39,01	16,49
0,0006	1,84E-01	4,31E-01	2,27E-02	4,95E-06	3,62E-01	4,61E-05	43,10	38,49	18,41
0,0007	2,02E-01	4,18E-01	2,18E-02	5,02E-06	3,58E-01	4,77E-05	41,79	38,03	20,18
0,0008	2,18E-01	4,06E-01	2,11E-02	5,11E-06	3,55E-01	4,88E-05	40,56	37,60	21,84
0,0009	2,34E-01	3,94E-01	2,04E-02	5,22E-06	3,51E-01	4,95E-05	39,42	37,19	23,40
0,001	2,49E-01	3,83E-01	1,98E-02	5,32E-06	3,48E-01	4,99E-05	38,34	36,79	24,87

O(ppm) = 45

0,0001	4,67E-02	4,99E-01	3,05E-02	8,41E-06	4,24E-01	2,56E-05	49,86	45,47	4,67
0,0002	8,30E-02	4,92E-01	2,87E-02	6,26E-06	3,96E-01	3,11E-05	49,24	42,46	8,30
0,0003	1,11E-01	4,80E-01	2,69E-02	5,41E-06	3,82E-01	3,58E-05	47,96	40,89	11,15
0,0004	1,35E-01	4,65E-01	2,54E-02	5,07E-06	3,74E-01	3,96E-05	46,53	39,93	13,54
0,0005	1,56E-01	4,51E-01	2,42E-02	4,95E-06	3,68E-01	4,27E-05	45,11	39,25	15,64
0,0006	1,75E-01	4,37E-01	2,31E-02	4,93E-06	3,64E-01	4,51E-05	43,74	38,72	17,55
0,0007	1,93E-01	4,24E-01	2,23E-02	4,98E-06	3,60E-01	4,69E-05	42,45	38,25	19,30
0,0008	2,09E-01	4,12E-01	2,15E-02	5,06E-06	3,57E-01	4,82E-05	41,23	37,83	20,94
0,0009	2,25E-01	4,01E-01	2,08E-02	5,16E-06	3,53E-01	4,91E-05	40,08	37,43	22,49
0,001	2,40E-01	3,90E-01	2,02E-02	5,26E-06	3,50E-01	4,97E-05	39,01	37,04	23,96

O(ppm) = 48

0,0001	3,98E-02	4,98E-01	3,07E-02	8,98E-06	4,31E-01	2,46E-05	49,83	46,19	3,98
0,0002	7,33E-02	4,95E-01	2,92E-02	6,70E-06	4,02E-01	2,96E-05	49,53	43,14	7,33
0,0003	1,01E-01	4,85E-01	2,75E-02	5,66E-06	3,87E-01	3,40E-05	48,51	41,41	10,08
0,0004	1,24E-01	4,72E-01	2,61E-02	5,20E-06	3,77E-01	3,79E-05	47,24	40,35	12,41
0,0005	1,45E-01	4,59E-01	2,48E-02	5,00E-06	3,71E-01	4,11E-05	45,91	39,62	14,47
0,0006	1,63E-01	4,46E-01	2,38E-02	4,93E-06	3,67E-01	4,36E-05	44,61	39,05	16,34
0,0007	1,81E-01	4,34E-01	2,29E-02	4,94E-06	3,63E-01	4,57E-05	43,36	38,58	18,07
0,0008	1,97E-01	4,22E-01	2,21E-02	5,00E-06	3,59E-01	4,73E-05	42,16	38,15	19,68
0,0009	2,12E-01	4,10E-01	2,14E-02	5,08E-06	3,56E-01	4,84E-05	41,03	37,76	21,21
0,001	2,27E-01	4,00E-01	2,07E-02	5,17E-06	3,53E-01	4,92E-05	39,96	37,38	22,66

O(ppm) = 50

0,0001	3,61E-02	4,98E-01	3,07E-02	9,30E-06	4,35E-01	2,41E-05	49,80	46,59	3,61
0,0002	6,77E-02	4,97E-01	2,96E-02	7,00E-06	4,06E-01	2,87E-05	49,66	43,57	6,77
0,0003	9,43E-02	4,88E-01	2,80E-02	5,85E-06	3,90E-01	3,30E-05	48,80	41,76	9,43
0,0004	1,17E-01	4,76E-01	2,65E-02	5,31E-06	3,80E-01	3,68E-05	47,64	40,64	11,72
0,0005	1,38E-01	4,64E-01	2,53E-02	5,05E-06	3,73E-01	4,00E-05	46,39	39,86	13,75

0,0006	1,56E-01	4,51E-01	2,42E-02	4,95E-06	3,68E-01	4,27E-05	45,14	39,27	15,59
0,0007	1,73E-01	4,39E-01	2,33E-02	4,93E-06	3,65E-01	4,48E-05	43,92	38,78	17,30
0,0008	1,89E-01	4,27E-01	2,25E-02	4,97E-06	3,61E-01	4,65E-05	42,75	38,36	18,89
0,0009	2,04E-01	4,16E-01	2,17E-02	5,03E-06	3,58E-01	4,79E-05	41,63	37,97	20,40
0,001	2,18E-01	4,06E-01	2,11E-02	5,11E-06	3,55E-01	4,88E-05	40,57	37,60	21,84
O(ppm) = 52									
0,00005	0,01676	0,49437	0,030561	0,000011141	0,45828	0,000021543	49,44	48,89	1,68

Tabela 39 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 5.

Alpha (Al)	Al2O3	SiO2	FeO	Fe2O3	MnO	Mn2O3	SiO2	MnO	Al2O3
							A corner	B corner	C corner
O(ppm) = 35									
0,0001	1,32E-01	4,02E-01	2,52E-02	8,42E-06	4,40E-01	6,74E-05	40,18	46,57	13,25
0,0002	1,70E-01	3,81E-01	2,30E-02	8,14E-06	4,25E-01	7,46E-05	38,12	44,84	17,03
0,0003	1,99E-01	3,64E-01	2,15E-02	8,16E-06	4,15E-01	7,81E-05	36,39	43,70	19,92
0,0004	2,23E-01	3,49E-01	2,03E-02	8,26E-06	4,08E-01	7,95E-05	34,88	42,79	22,33
0,0005	2,44E-01	3,36E-01	1,94E-02	8,37E-06	4,01E-01	7,98E-05	33,56	42,01	24,43
0,0006	2,63E-01	3,24E-01	1,86E-02	8,48E-06	3,94E-01	7,94E-05	32,37	41,31	26,32
0,0007	2,80E-01	3,13E-01	1,80E-02	8,58E-06	3,89E-01	7,86E-05	31,30	40,66	28,04
0,0008	2,96E-01	3,03E-01	1,74E-02	8,67E-06	3,83E-01	7,75E-05	30,32	40,05	29,62
0,0009	3,11E-01	2,94E-01	1,69E-02	8,74E-06	3,78E-01	7,63E-05	29,43	39,47	31,10
0,001	3,25E-01	2,86E-01	1,65E-02	8,80E-06	3,73E-01	7,49E-05	28,60	38,92	32,49
O(ppm)= 38									
	1,08E-01	4,13E-01	2,65E-02	8,89E-06	4,52E-01	6,16E-05	41,26	47,90	10,84
0,0002	1,49E-01	3,93E-01	2,42E-02	8,25E-06	4,34E-01	7,08E-05	39,34	45,79	14,87
0,0003	1,79E-01	3,76E-01	2,25E-02	8,13E-06	4,22E-01	7,58E-05	37,64	44,51	17,86
0,0004	2,03E-01	3,61E-01	2,13E-02	8,17E-06	4,14E-01	7,84E-05	36,12	43,54	20,34
0,0005	2,25E-01	3,48E-01	2,02E-02	8,27E-06	4,07E-01	7,96E-05	34,77	42,73	22,50
0,0006	2,44E-01	3,36E-01	1,94E-02	8,37E-06	4,01E-01	7,98E-05	33,55	42,01	24,44
0,0007	2,62E-01	3,24E-01	1,86E-02	8,48E-06	3,95E-01	7,95E-05	32,45	41,35	26,20
0,0008	2,78E-01	3,14E-01	1,80E-02	8,57E-06	3,89E-01	7,87E-05	31,43	40,74	27,82
0,0009	2,93E-01	3,05E-01	1,75E-02	8,66E-06	3,84E-01	7,77E-05	30,50	40,17	29,33
0,001	3,08E-01	2,96E-01	1,70E-02	8,73E-06	3,79E-01	7,66E-05	29,64	39,61	30,75
O(ppm)= 40									
0,0001	9,40E-02	4,18E-01	2,73E-02	9,32E-06	4,61E-01	5,79E-05	41,79	48,81	9,40
0,0002	1,35E-01	4,00E-01	2,50E-02	8,38E-06	4,39E-01	6,81E-05	40,04	46,43	13,53
0,0003	1,66E-01	3,84E-01	2,33E-02	8,15E-06	4,27E-01	7,39E-05	38,39	45,04	16,57

0,0004	1,91E-01	3,69E-01	2,19E-02	8,14E-06	4,18E-01	7,73E-05	36,89	44,02	19,09
0,0005	2,13E-01	3,55E-01	2,08E-02	8,21E-06	4,11E-01	7,91E-05	35,54	43,18	21,28
0,0006	2,32E-01	3,43E-01	1,99E-02	8,31E-06	4,05E-01	7,98E-05	34,31	42,46	23,24
0,0007	2,50E-01	3,32E-01	1,91E-02	8,41E-06	3,99E-01	7,98E-05	33,19	41,80	25,02
0,0008	2,67E-01	3,22E-01	1,85E-02	8,51E-06	3,93E-01	7,93E-05	32,16	41,18	26,66
0,0009	2,82E-01	3,12E-01	1,79E-02	8,60E-06	3,88E-01	7,85E-05	31,21	40,60	28,19
0,001	2,96E-01	3,03E-01	1,74E-02	8,67E-06	3,83E-01	7,75E-05	30,32	40,05	29,62
O(ppm)= 43									
0,0001	7,55E-02	4,23E-01	2,82E-02	1,01E-05	4,73E-01	5,28E-05	42,31	50,14	7,55
0,0002	1,17E-01	4,09E-01	2,61E-02	8,69E-06	4,48E-01	6,38E-05	40,89	47,39	11,72
0,0003	1,48E-01	3,94E-01	2,43E-02	8,26E-06	4,34E-01	7,07E-05	39,38	45,82	14,80
0,0004	1,73E-01	3,79E-01	2,28E-02	8,14E-06	4,24E-01	7,51E-05	37,94	44,72	17,33
0,0005	1,95E-01	3,66E-01	2,17E-02	8,15E-06	4,17E-01	7,77E-05	36,61	43,84	19,54
0,0006	2,15E-01	3,54E-01	2,07E-02	8,22E-06	4,10E-01	7,92E-05	35,38	43,09	21,52
0,0007	2,33E-01	3,43E-01	1,99E-02	8,32E-06	4,04E-01	7,98E-05	34,25	42,42	23,33
0,0008	2,50E-01	3,32E-01	1,91E-02	8,41E-06	3,99E-01	7,98E-05	33,21	41,81	24,99
0,0009	2,65E-01	3,22E-01	1,85E-02	8,50E-06	3,94E-01	7,94E-05	32,23	41,23	26,54
0,001	2,80E-01	3,13E-01	1,80E-02	8,59E-06	3,89E-01	7,86E-05	31,33	40,68	27,99
O(ppm) = 45									
0,0001	6,54E-02	4,25E-01	2,86E-02	1,06E-05	4,81E-01	5,01E-05	42,51	50,95	6,54
0,0002	1,06E-01	4,13E-01	2,67E-02	8,95E-06	4,53E-01	6,11E-05	41,34	48,02	10,64
0,0003	1,37E-01	3,99E-01	2,49E-02	8,37E-06	4,38E-01	6,85E-05	39,95	46,34	13,71
0,0004	1,62E-01	3,86E-01	2,34E-02	8,17E-06	4,28E-01	7,34E-05	38,57	45,18	16,25
0,0005	1,85E-01	3,73E-01	2,22E-02	8,14E-06	4,20E-01	7,66E-05	37,27	44,27	18,46
0,0006	2,04E-01	3,61E-01	2,12E-02	8,18E-06	4,14E-01	7,85E-05	36,06	43,50	20,44
0,0007	2,22E-01	3,49E-01	2,03E-02	8,26E-06	4,08E-01	7,95E-05	34,93	42,82	22,25
0,0008	2,39E-01	3,39E-01	1,96E-02	8,35E-06	4,02E-01	7,99E-05	33,88	42,20	23,92
0,0009	2,55E-01	3,29E-01	1,89E-02	8,44E-06	3,97E-01	7,97E-05	32,90	41,63	25,48
0,001	2,69E-01	3,20E-01	1,84E-02	8,53E-06	3,92E-01	7,92E-05	31,98	41,08	26,94
O(ppm)= 48									
0,0001	5,34E-02	4,27E-01	2,89E-02	1,13E-05	4,91E-01	4,67E-05	42,67	51,99	5,34
0,0002	9,22E-02	4,18E-01	2,74E-02	9,39E-06	4,62E-01	5,74E-05	41,84	48,93	9,22
0,0003	1,22E-01	4,07E-01	2,58E-02	8,59E-06	4,45E-01	6,51E-05	40,66	47,11	12,23
0,0004	1,47E-01	3,94E-01	2,43E-02	8,26E-06	4,34E-01	7,06E-05	39,41	45,85	14,75
0,0005	1,69E-01	3,82E-01	2,31E-02	8,15E-06	4,26E-01	7,45E-05	38,17	44,89	16,94
0,0006	1,89E-01	3,70E-01	2,20E-02	8,15E-06	4,19E-01	7,71E-05	37,00	44,09	18,92
0,0007	2,07E-01	3,59E-01	2,11E-02	8,20E-06	4,13E-01	7,87E-05	35,88	43,40	20,72
0,0008	2,24E-01	3,48E-01	2,03E-02	8,27E-06	4,07E-01	7,96E-05	34,84	42,77	22,39
0,0009	2,40E-01	3,39E-01	1,96E-02	8,35E-06	4,02E-01	7,99E-05	33,85	42,19	23,96
0,001	2,54E-01	3,29E-01	1,90E-02	8,44E-06	3,97E-01	7,97E-05	32,93	41,65	25,42
O(ppm) = 50									
0,0001	4,72E-02	4,27E-01	2,90E-02	1,17E-05	4,97E-01	4,50E-05	42,72	52,56	4,72

0,0002	8,40E-02	4,21E-01	2,78E-02	9,71E-06	4,67E-01	5,52E-05	42,09	49,51	8,40
0,0003	1,13E-01	4,10E-01	2,63E-02	8,78E-06	4,50E-01	6,29E-05	41,05	47,60	11,35
0,0004	1,38E-01	3,99E-01	2,48E-02	8,36E-06	4,38E-01	6,88E-05	39,89	46,29	13,83
0,0005	1,60E-01	3,87E-01	2,36E-02	8,19E-06	4,29E-01	7,30E-05	38,71	45,28	16,01
0,0006	1,80E-01	3,76E-01	2,25E-02	8,14E-06	4,22E-01	7,60E-05	37,57	44,47	17,97
0,0007	1,98E-01	3,65E-01	2,16E-02	8,17E-06	4,16E-01	7,80E-05	36,48	43,76	19,76
0,0008	2,14E-01	3,54E-01	2,07E-02	8,23E-06	4,10E-01	7,92E-05	35,44	43,13	21,43
0,0009	2,30E-01	3,45E-01	2,00E-02	8,30E-06	4,05E-01	7,98E-05	34,46	42,55	22,99
0,001	2,45E-01	3,35E-01	1,94E-02	8,39E-06	4,01E-01	7,99E-05	33,54	42,01	24,46
O(ppm) = 53									
0,0001	3,98E-02	4,28E-01	2,91E-02	1,22E-05	5,04E-01	4,30E-05	42,75	53,27	3,98
0,0002	7,35E-02	4,23E-01	2,83E-02	1,02E-05	4,75E-01	5,23E-05	42,35	50,30	7,35
0,0003	1,02E-01	4,15E-01	2,69E-02	9,09E-06	4,56E-01	5,99E-05	41,52	48,32	10,16
0,0004	1,26E-01	4,05E-01	2,56E-02	8,54E-06	4,44E-01	6,59E-05	40,50	46,92	12,58
0,0005	1,47E-01	3,94E-01	2,43E-02	8,27E-06	4,34E-01	7,06E-05	39,42	45,87	14,71
0,0006	1,66E-01	3,83E-01	2,32E-02	8,16E-06	4,27E-01	7,41E-05	38,35	45,01	16,64
0,0007	1,84E-01	3,73E-01	2,23E-02	8,15E-06	4,21E-01	7,66E-05	37,30	44,29	18,42
0,0008	2,01E-01	3,63E-01	2,14E-02	8,18E-06	4,15E-01	7,82E-05	36,29	43,64	20,07
0,0009	2,16E-01	3,53E-01	2,07E-02	8,24E-06	4,10E-01	7,93E-05	35,32	43,06	21,62
0,001	2,31E-01	3,44E-01	2,00E-02	8,31E-06	4,05E-01	7,98E-05	34,41	42,52	23,07
O(ppm) = 55									
0,0001	3,59E-02	4,28E-01	2,91E-02	1,24E-05	5,07E-01	4,20E-05	42,76	53,65	3,59
0,0002	6,75E-02	4,25E-01	2,85E-02	1,05E-05	4,79E-01	5,07E-05	42,47	50,78	6,75
0,0003	9,46E-02	4,18E-01	2,73E-02	9,32E-06	4,60E-01	5,81E-05	41,76	48,78	9,46
0,0004	1,18E-01	4,08E-01	2,60E-02	8,68E-06	4,47E-01	6,41E-05	40,84	47,34	11,82
0,0005	1,39E-01	3,98E-01	2,48E-02	8,35E-06	4,38E-01	6,90E-05	39,84	46,24	13,92
0,0006	1,58E-01	3,88E-01	2,37E-02	8,20E-06	4,30E-01	7,27E-05	38,81	45,37	15,82
0,0007	1,76E-01	3,78E-01	2,27E-02	8,15E-06	4,23E-01	7,55E-05	37,80	44,63	17,58
0,0008	1,92E-01	3,68E-01	2,19E-02	8,16E-06	4,18E-01	7,75E-05	36,81	43,97	19,21
0,0009	2,07E-01	3,59E-01	2,11E-02	8,20E-06	4,13E-01	7,88E-05	35,86	43,39	20,75
0,001	2,22E-01	3,50E-01	2,04E-02	8,27E-06	4,08E-01	7,95E-05	34,96	42,84	22,20
O(ppm) = 58									
0,0001	3,13E-02	4,27E-01	2,90E-02	1,28E-05	5,12E-01	4,07E-05	42,75	54,12	3,13
0,0002	5,99E-02	4,26E-01	2,88E-02	1,09E-05	4,85E-01	4,86E-05	42,59	51,42	5,99
0,0003	8,53E-02	4,20E-01	2,78E-02	9,67E-06	4,66E-01	5,56E-05	42,05	49,42	8,53
0,0004	1,08E-01	4,13E-01	2,66E-02	8,92E-06	4,53E-01	6,16E-05	41,27	47,93	10,79
0,0005	1,28E-01	4,04E-01	2,54E-02	8,50E-06	4,42E-01	6,65E-05	40,38	46,79	12,83
0,0006	1,47E-01	3,94E-01	2,44E-02	8,28E-06	4,34E-01	7,06E-05	39,44	45,88	14,68
0,0007	1,64E-01	3,85E-01	2,34E-02	8,18E-06	4,28E-01	7,37E-05	38,48	45,12	16,40
0,0008	1,80E-01	3,75E-01	2,25E-02	8,15E-06	4,22E-01	7,61E-05	37,54	44,45	18,01
0,0009	1,95E-01	3,66E-01	2,17E-02	8,17E-06	4,17E-01	7,78E-05	36,62	43,85	19,52
0,001	2,10E-01	3,57E-01	2,10E-02	8,21E-06	4,12E-01	7,89E-05	35,73	43,31	20,96

O(ppm) = 60									
0,00005	1,46E-02	4,26E-01	2,86E-02	1,39E-05	5,30E-01	3,63E-05	42,65	55,90	1,46
O(ppm) = 63									
0,00005	1,29E-02	4,26E-01	2,85E-02	1,40E-05	5,32E-01	3,59E-05	42,63	56,08	1,29
O(ppm) = 65									
0,00005	0,012022	0,42618	0,028434	0,000014082	0,53331	0,000035626	42,62	56,18	1,20
O(ppm) = 68									
0,00005	0,010875	0,42605	0,028377	0,00001416	0,53465	0,000035332	42,61	56,31	1,09
O(ppm) = 70									
0,00005	0,010223	0,42597	0,028344	0,000014204	0,53542	0,000035166	42,60	56,38	1,02
O(ppm) = 33									
0,0001	0,14976	0,39286	0,02415	8,2323E-06	0,43315	0,000071043	39,29	45,74	14,98
0,0002	0,18575	0,37206	0,022159	8,1299E-06	0,41995	0,000076681	37,21	44,22	18,58
0,0003	0,21366	0,35484	0,020751	8,2096E-06	0,41066	0,000079078	35,48	43,15	21,37
0,0004	0,23716	0,34007	0,019674	8,3294E-06	0,40301	0,000079803	34,01	42,28	23,72
0,0005	0,25774	0,32713	0,018813	8,4498E-06	0,39623	0,000079583	32,71	41,51	25,77
0,0006	0,2762	0,3156	0,018105	8,5583E-06	0,39001	0,000078813	31,56	40,82	27,62
0,0007							0,00	0,00	0,00
0,0008							0,00	0,00	0,00
0,0009							0,00	0,00	0,00
0,001	0,33676	0,27893	0,016187	0,000008844	0,36804	0,00007372	27,89	38,43	33,68
O(ppm) = 30									
0,001	0,35496	0,26836	0,015718	8,8969E-06	0,36088	0,000071741	26,84	37,67	35,50

Tabela 40 – Dados utilizados para construir o diagrama ternário com as linhas de iso-composição Mn/Si (figura 55). Cálculo a 1550°C, %Mn + %Si = 2. Mn/Si = 10.

Alpha (Al)	Al2O3	SiO2	FeO	Fe2O3	MnO	Mn2O3	SiO2	MnO	Al2O3
							A corner	B corner	C corner
O(ppm) = 35									
0,0002	2,24E-01	3,16E-01	2,08E-02	0,000012222	4,39E-01	1,10E-04	31,62	46,02	22,37
0,0003	2,48E-01	3,02E-01	1,96E-02	0,000012286	4,30E-01	1,10E-04	30,19	45,00	24,81
0,0004	2,69E-01	2,90E-01	1,88E-02	0,000012348	4,22E-01	1,09E-04	28,96	44,12	26,92
0,0005	2,88E-01	2,79E-01	1,81E-02	0,000012397	4,15E-01	1,07E-04	27,87	43,35	28,78
0,0006	3,05E-01	2,69E-01	1,75E-02	0,00001243	4,09E-01	1,05E-04	26,89	42,64	30,47
0,0007	3,20E-01	2,60E-01	1,70E-02	0,000012448	4,03E-01	1,02E-04	26,00	41,98	32,02
0,0008	3,35E-01	2,52E-01	1,66E-02	0,000012454	3,97E-01	1,00E-04	25,17	41,36	33,47
0,0009	3,48E-01	2,44E-01	1,62E-02	0,000012449	3,91E-01	9,80E-05	24,40	40,76	34,84
0,001	3,61E-01	2,37E-01	1,59E-02	0,000012436	3,86E-01	9,59E-05	23,68	40,19	36,13
O(ppm)= 38									
0,0001	1,65E-01	3,48E-01	2,38E-02	1,23E-05	4,62E-01	1,05E-04	34,85	48,62	16,53
0,0002	1,99E-01	3,30E-01	2,20E-02	1,22E-05	4,49E-01	1,09E-04	33,03	47,08	19,89

0,0003	2,25E-01	3,15E-01	2,07E-02	1,22E-05	4,39E-01	1,10E-04	31,53	45,96	22,52
0,0004	2,47E-01	3,02E-01	1,97E-02	1,23E-05	4,30E-01	1,10E-04	30,23	45,03	24,74
0,0005	2,67E-01	2,91E-01	1,88E-02	1,23E-05	4,23E-01	1,09E-04	29,09	44,22	26,69
0,0006	2,85E-01	2,81E-01	1,82E-02	1,24E-05	4,17E-01	1,07E-04	28,06	43,49	28,46
0,0007	3,01E-01	2,71E-01	1,76E-02	1,24E-05	4,10E-01	1,05E-04	27,12	42,81	30,07
0,0008	3,16E-01	2,63E-01	1,71E-02	1,24E-05	4,05E-01	1,03E-04	26,26	42,18	31,56
0,0009	3,30E-01	2,55E-01	1,67E-02	1,25E-05	3,99E-01	1,01E-04	25,46	41,58	32,97
0,001	3,43E-01	2,47E-01	1,63E-02	1,25E-05	3,94E-01	9,89E-05	24,71	41,01	34,29

O(ppm)= 40

0,0001	1,47E-01	3,58E-01	2,49E-02	1,25E-05	4,70E-01	1,01E-04	35,75	49,53	14,72
0,0002	1,83E-01	3,39E-01	2,29E-02	1,22E-05	4,55E-01	1,08E-04	33,91	47,80	18,29
0,0003	2,10E-01	3,24E-01	2,14E-02	1,22E-05	4,44E-01	1,10E-04	32,38	46,59	21,03
0,0004	2,33E-01	3,11E-01	2,03E-02	1,23E-05	4,36E-01	1,10E-04	31,06	45,62	23,33
0,0005	2,53E-01	2,99E-01	1,94E-02	1,23E-05	4,28E-01	1,10E-04	29,88	44,78	25,34
0,0006	2,71E-01	2,88E-01	1,87E-02	1,24E-05	4,22E-01	1,08E-04	28,82	44,03	27,15
0,0007	2,88E-01	2,79E-01	1,81E-02	1,24E-05	4,15E-01	1,07E-04	27,86	43,35	28,79
0,0008	3,03E-01	2,70E-01	1,75E-02	1,24E-05	4,09E-01	1,05E-04	26,97	42,71	30,32
0,0009	3,17E-01	2,62E-01	1,71E-02	1,25E-05	4,04E-01	1,03E-04	26,15	42,10	31,75
0,001	3,31E-01	2,54E-01	1,67E-02	1,25E-05	3,98E-01	1,01E-04	25,39	41,53	33,09

O(ppm) = 42

0,0001	1,30E-01	3,66E-01	2,59E-02	1,28E-05	4,79E-01	9,66E-05	36,55	50,48	12,96
0,0002	1,67E-01	3,47E-01	2,37E-02	1,23E-05	4,61E-01	1,05E-04	34,73	48,52	16,74
0,0003	1,96E-01	3,32E-01	2,22E-02	1,22E-05	4,50E-01	1,09E-04	33,19	47,22	19,59
0,0004	2,20E-01	3,18E-01	2,10E-02	1,22E-05	4,41E-01	1,10E-04	31,85	46,20	21,96
0,0005	2,40E-01	3,07E-01	2,00E-02	1,23E-05	4,33E-01	1,10E-04	30,65	45,33	24,02
0,0006	2,59E-01	2,96E-01	1,92E-02	1,23E-05	4,26E-01	1,09E-04	29,57	44,56	25,87
0,0007	2,75E-01	2,86E-01	1,85E-02	1,24E-05	4,20E-01	1,08E-04	28,59	43,86	27,55
0,0008	2,91E-01	2,77E-01	1,79E-02	1,24E-05	4,14E-01	1,06E-04	27,68	43,22	29,10
0,0009	3,06E-01	2,68E-01	1,74E-02	1,24E-05	4,09E-01	1,04E-04	26,84	42,61	30,55
0,001	3,19E-01	2,61E-01	1,70E-02	1,25E-05	4,03E-01	1,03E-04	26,06	42,03	31,91

O(ppm) = 45

0,0001	1,05E-01	3,75E-01	2,72E-02	1,35E-05	4,92E-01	8,90E-05	37,52	51,96	10,53
0,0002	1,46E-01	3,58E-01	2,50E-02	1,25E-05	4,71E-01	1,01E-04	35,82	49,61	14,57
0,0003	1,75E-01	3,43E-01	2,33E-02	1,23E-05	4,58E-01	1,07E-04	34,31	48,15	17,54
0,0004	2,00E-01	3,30E-01	2,20E-02	1,22E-05	4,48E-01	1,09E-04	32,97	47,04	19,99
0,0005	2,21E-01	3,18E-01	2,09E-02	1,22E-05	4,40E-01	1,10E-04	31,76	46,13	22,12
0,0006	2,40E-01	3,07E-01	2,00E-02	1,23E-05	4,33E-01	1,10E-04	30,66	45,33	24,01
0,0007	2,57E-01	2,96E-01	1,92E-02	1,23E-05	4,27E-01	1,09E-04	29,65	44,62	25,74
0,0008	2,73E-01	2,87E-01	1,86E-02	1,24E-05	4,21E-01	1,08E-04	28,72	43,96	27,33
0,0009	2,88E-01	2,79E-01	1,81E-02	1,24E-05	4,15E-01	1,07E-04	27,85	43,34	28,81
0,001	3,02E-01	2,70E-01	1,76E-02	1,24E-05	4,10E-01	1,05E-04	27,04	42,76	30,20

O(ppm) = 48

0,0001	8,43E-02	3,82E-01	2,83E-02	1,43E-05	5,06E-01	8,16E-05	38,17	53,40	8,43
0,0002	1,26E-01	3,67E-01	2,61E-02	1,29E-05	4,81E-01	9,56E-05	36,71	50,70	12,59
0,0003	1,56E-01	3,53E-01	2,44E-02	1,24E-05	4,66E-01	1,03E-04	35,29	49,07	15,64
0,0004	1,81E-01	3,40E-01	2,30E-02	1,23E-05	4,56E-01	1,08E-04	33,98	47,87	18,15
0,0005	2,03E-01	3,28E-01	2,18E-02	1,22E-05	4,47E-01	1,10E-04	32,78	46,90	20,31
0,0006	2,22E-01	3,17E-01	2,08E-02	1,22E-05	4,40E-01	1,11E-04	31,68	46,08	22,25
0,0007	2,40E-01	3,07E-01	2,00E-02	1,23E-05	4,33E-01	1,10E-04	30,66	45,34	24,00
0,0008	2,56E-01	2,97E-01	1,93E-02	1,23E-05	4,27E-01	1,10E-04	29,71	44,67	25,62
0,0009	2,71E-01	2,88E-01	1,87E-02	1,24E-05	4,22E-01	1,08E-04	28,83	44,04	27,13
0,001	2,85E-01	2,80E-01	1,82E-02	1,24E-05	4,16E-01	1,07E-04	28,01	43,45	28,54
O(ppm) = 50									
0,0001	7,25E-02	3,85E-01	2,87E-02	1,49E-05	5,14E-01	7,72E-05	38,45	54,29	7,25
0,0002	1,14E-01	3,72E-01	2,68E-02	1,32E-05	4,87E-01	9,19E-05	37,19	51,41	11,40
0,0003	1,45E-01	3,59E-01	2,50E-02	1,26E-05	4,72E-01	1,01E-04	35,86	49,67	14,47
0,0004	1,70E-01	3,46E-01	2,36E-02	1,23E-05	4,60E-01	1,06E-04	34,60	48,41	16,99
0,0005	1,92E-01	3,34E-01	2,24E-02	1,22E-05	4,52E-01	1,09E-04	33,42	47,40	19,18
0,0006	2,11E-01	3,23E-01	2,14E-02	1,22E-05	4,44E-01	1,10E-04	32,32	46,55	21,13
0,0007	2,29E-01	3,13E-01	2,05E-02	1,23E-05	4,37E-01	1,11E-04	31,30	45,80	22,90
0,0008	2,45E-01	3,04E-01	1,98E-02	1,23E-05	4,31E-01	1,10E-04	30,35	45,12	24,53
0,0009	2,60E-01	2,95E-01	1,91E-02	1,23E-05	4,26E-01	1,09E-04	29,46	44,49	26,05
0,001	2,75E-01	2,86E-01	1,86E-02	1,24E-05	4,20E-01	1,08E-04	28,63	43,90	27,47
O(ppm) = 53									
0,0001	5,85E-02	3,87E-01	2,91E-02	1,57E-05	5,25E-01	7,17E-05	38,71	55,44	5,85
0,0002	9,83E-02	3,77E-01	2,76E-02	1,37E-05	4,97E-01	8,67E-05	37,75	52,42	9,83
0,0003	1,29E-01	3,66E-01	2,60E-02	1,29E-05	4,79E-01	9,64E-05	36,59	50,54	12,87
0,0004	1,54E-01	3,54E-01	2,45E-02	1,25E-05	4,67E-01	1,03E-04	35,41	49,19	15,39
0,0005	1,76E-01	3,43E-01	2,33E-02	1,23E-05	4,58E-01	1,07E-04	34,29	48,13	17,58
0,0006	1,95E-01	3,32E-01	2,22E-02	1,22E-05	4,50E-01	1,09E-04	33,22	47,25	19,54
0,0007	2,13E-01	3,22E-01	2,13E-02	1,22E-05	4,43E-01	1,10E-04	32,21	46,47	21,32
0,0008	2,30E-01	3,13E-01	2,05E-02	1,23E-05	4,37E-01	1,11E-04	31,26	45,78	22,96
0,0009	2,45E-01	3,04E-01	1,98E-02	1,23E-05	4,31E-01	1,10E-04	30,37	45,14	24,49
0,001	2,59E-01	2,95E-01	1,92E-02	1,24E-05	4,26E-01	1,09E-04	29,53	44,54	25,93
O(ppm) = 55									
0,00005	2,75E-02	3,90E-01	2,91E-02	1,77E-05	5,54E-01	5,93E-05	38,97	58,27	2,75
0,0001	5,11E-02	3,88E-01	2,92E-02	1,62E-05	5,31E-01	6,88E-05	38,81	56,08	5,11
0,0002	8,92E-02	3,80E-01	2,81E-02	1,41E-05	5,02E-01	8,34E-05	38,03	53,06	8,92
0,0003	1,19E-01	3,70E-01	2,65E-02	1,31E-05	4,84E-01	9,36E-05	36,99	51,11	11,91
0,0004	1,44E-01	3,59E-01	2,51E-02	1,26E-05	4,72E-01	1,01E-04	35,89	49,70	14,41
0,0005	1,66E-01	3,48E-01	2,38E-02	1,24E-05	4,62E-01	1,05E-04	34,81	48,61	16,59
O(ppm) = 58									
0,00005	2,23E-02	3,90E-01	2,90E-02	1,81E-05	5,59E-01	5,73E-05	38,98	58,79	2,23
0,0001	4,26E-02	3,89E-01	2,93E-02	1,68E-05	5,39E-01	6,54E-05	38,89	56,84	4,26

0,0002	7,74E-02	3,83E-01	2,85E-02	1,47E-05	5,11E-01	7,91E-05	38,33	53,92	7,74
0,0003	1,06E-01	3,75E-01	2,72E-02	1,35E-05	4,92E-01	8,94E-05	37,48	51,91	10,61
0,0004	1,31E-01	3,65E-01	2,59E-02	1,28E-05	4,78E-01	9,70E-05	36,50	50,44	13,06
0,0005	1,52E-01	3,55E-01	2,46E-02	1,25E-05	4,68E-01	1,02E-04	35,50	49,29	15,21
O(ppm) = 60									
0,00005	1,98E-02	3,90E-01	2,89E-02	1,82E-05	5,62E-01	5,62E-05	38,97	59,05	1,98
0,0001	3,82E-02	3,89E-01	2,93E-02	1,71E-05	5,43E-01	6,37E-05	38,92	57,26	3,82
0,0002	7,08E-02	3,85E-01	2,88E-02	1,50E-05	5,16E-01	7,66E-05	38,48	54,44	7,08
0,0003	9,85E-02	3,77E-01	2,76E-02	1,38E-05	4,96E-01	8,68E-05	37,74	52,42	9,85
0,0004	1,22E-01	3,68E-01	2,63E-02	1,30E-05	4,83E-01	9,47E-05	36,85	50,91	12,24
0,0005	1,44E-01	3,59E-01	2,51E-02	1,26E-05	4,72E-01	1,00E-04	35,91	49,73	14,36
O(ppm) = 62									
0,00005	1,77E-02	3,90E-01	2,88E-02	1,84E-05	5,64E-01	5,54E-05	38,97	59,26	1,77
0,0001	3,45E-02	3,89E-01	2,92E-02	1,73E-05	5,47E-01	6,22E-05	38,94	57,60	3,45
0,0002	6,50E-02	3,86E-01	2,90E-02	1,54E-05	5,20E-01	7,44E-05	38,59	54,91	6,50
0,0003	9,16E-02	3,80E-01	2,80E-02	1,40E-05	5,01E-01	8,44E-05	37,95	52,89	9,16
0,0004	1,15E-01	3,71E-01	2,68E-02	1,32E-05	4,87E-01	9,23E-05	37,15	51,37	11,49
0,0005	1,36E-01	3,63E-01	2,56E-02	1,27E-05	4,76E-01	9,85E-05	36,27	50,16	13,57
O(ppm) = 65									
0,00005	1,53E-02	3,90E-01	2,87E-02	1,85E-05	5,66E-01	5,45E-05	38,96	59,50	1,53
0,0001	3,01E-02	3,90E-01	2,92E-02	1,76E-05	5,51E-01	6,04E-05	38,96	58,03	3,01
0,0002	5,77E-02	3,87E-01	2,91E-02	1,58E-05	5,26E-01	7,15E-05	38,71	55,52	5,77
0,0003	8,24E-02	3,82E-01	2,84E-02	1,45E-05	5,07E-01	8,11E-05	38,20	53,55	8,24
0,0004	1,05E-01	3,75E-01	2,73E-02	1,35E-05	4,93E-01	8,90E-05	37,52	52,01	10,47
0,0005	1,25E-01	3,67E-01	2,62E-02	1,30E-05	4,81E-01	9,54E-05	36,74	50,78	12,48
O(ppm) = 68									
0,00005	1,35E-02	3,90E-01	2,86E-02	1,86E-05	5,68E-01	5,38E-05	38,96	59,70	1,35
O(ppm) = 70									
0,00005	1,25E-02	3,90E-01	2,86E-02	1,87E-05	5,69E-01	5,34E-05	38,95	59,80	1,25
O(ppm) = 72									
0,00005	1,16E-02	3,89E-01	2,85E-02	1,87E-05	5,70E-01	5,30E-05	38,95	59,89	1,16
O(ppm) = 75									
0,00005	1,05E-02	3,89E-01	2,85E-02	1,88E-05	5,72E-01	5,26E-05	38,94	60,01	1,05

4. Termodinâmica das inclusões: Modificação das inclusões pela escória

Tabela 41 - Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 1 + Aço 1, inclusões com 15% de Al_2O_3 .

% escória	SiO ₂	CaO	MnO	soma	Al ₂ O ₃
0,1000	25,9180	59,0190	0,0630	85,0000	15,0000
0,0500	30,2230	54,5510	0,2260	85,0000	15,0000
0,0400	32,0000	52,6230	0,3773	85,0003	14,9997
0,0300	34,4750	49,7800	0,7456	85,0006	14,9994
0,0200	38,0960	45,1430	1,7607	84,9997	15,0003
0,0100	44,2050	35,9760	4,8187	84,9997	15,0003
0,0080	46,0960	32,8770	6,0270	85,0000	15,0000
0,0050	49,8730	26,4560	8,6717	85,0007	14,9993
0,0040	51,5420	23,5480	9,9101	85,0001	14,9999
0,0030	53,5490	20,0060	11,4453	85,0003	14,9997
0,0020	56,0460	15,4990	13,4553	85,0003	14,9997
0,0018	56,6210	14,4330	13,9456	84,9996	15,0004
0,0015	57,5380	12,6950	14,7673	85,0003	14,9997
0,0010	59,1870	9,3389	16,4743	85,0002	14,9998
0,0008	59,8570	7,7929	17,3505	85,0004	14,9996
0,0005	60,7650	5,1981	19,0362	84,9993	15,0007
0,0000	61,0760	0,0000	23,9240	85,0000	15,0000

Tabela 42 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 1 + Aço 2, inclusões com 15% de Al_2O_3 .

% escória	SiO ₂	CaO	MnO	soma	Al ₂ O ₃
0,1000	25,9150	59,0040	0,0813	85,0003	14,9997
0,0500	30,2110	54,4760	0,3135	85,0005	14,9995
0,0400	31,9760	52,4950	0,5289	84,9999	15,0001
0,0300	34,4140	49,5390	1,0473	85,0003	14,9997
0,0200	37,9260	44,6400	2,4342	85,0002	14,9998
0,0100	43,7300	34,8860	6,3839	84,9999	15,0001
0,0080	45,5040	31,6100	7,8865	85,0005	14,9995
0,0050	48,9950	24,8940	11,1110	85,0000	15,0000
0,0040	50,4980	21,8970	12,6058	85,0008	14,9992
0,0030	52,2450	18,2970	14,4572	84,9992	15,0008
0,0020	54,2740	13,8230	16,9027	84,9997	15,0003
0,0018	54,7080	12,7860	17,5058	84,9998	15,0002
0,0015	55,3630	11,1190	18,5180	85,0000	15,0000
0,0010	56,3910	7,9864	20,6226	85,0000	15,0000
0,0008	56,7290	6,5876	21,6830	84,9996	15,0004
0,0005	57,0540	4,3092	23,6371	85,0003	14,9997
0,0000	56,5930	0,0000	28,4074	85,0004	14,9996

Tabela 43 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 1 + Aço 3, inclusões com 15% de Al_2O_3 .

% escória	SiO ₂	CaO	MnO	soma	Al ₂ O ₃
0,1000	25,9390	59,0080	0,0527	84,9997	15,0003
0,0500	30,3270	54,4650	0,2076	84,9996	15,0004
0,0400	32,1710	52,4720	0,3570	85,0000	15,0000
0,0300	34,7770	49,4900	0,7329	84,9999	15,0001
0,0200	38,6660	44,5310	1,8028	84,9998	15,0002
0,0100	45,3700	34,5750	5,0549	84,9999	15,0001
0,0080	47,4610	31,2140	6,3252	85,0002	14,9998
0,0050	51,6220	24,3320	9,0456	84,9996	15,0004
0,0040	53,4400	21,2780	10,2819	84,9999	15,0001
0,0030	55,5910	17,6350	11,7740	85,0000	15,0000
0,0020	58,1730	13,1680	13,6593	85,0003	14,9997
0,0018	58,7470	12,1450	14,1081	85,0001	14,9999
0,0015	59,6370	10,5110	14,8522	85,0002	14,9998
0,0010	61,1480	7,4814	16,3702	84,9996	15,0004
0,0008	61,7210	6,1468	17,1319	84,9997	15,0003
0,0005	62,4490	3,9969	18,5539	84,9998	15,0002
0,0000	62,7480	0,0000	22,2515	84,9995	15,0005

Tabela 44 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 2 + Aço 1, inclusões com 15% de Al_2O_3 .

% escória	SiO ₂	CaO	MnO	soma	Al ₂ O ₃
0,1000	40,5700	41,6080	2,8211	84,9991	15,0009
0,0500	42,5370	38,6190	3,8436	84,9996	15,0004
0,0400	43,3580	37,3300	4,3130	85,0010	14,9990
0,0300	44,5500	35,4150	5,0344	84,9994	15,0006
0,0200	46,4680	32,2560	6,2765	85,0005	14,9995
0,0100	50,1990	25,8900	8,9115	85,0005	14,9995
0,0080	51,4570	23,6960	9,8467	84,9997	15,0003
0,0050	54,0690	19,0780	11,8530	85,0000	15,0000
0,0040	55,2480	16,9560	12,7960	85,0000	15,0000
0,0030	56,6640	14,3530	13,9833	85,0003	14,9997
0,0020	58,3820	11,0300	15,5884	85,0004	14,9996
0,0018	58,7630	10,2450	15,9921	85,0001	14,9999
0,0015	59,3530	8,9700	16,6766	84,9996	15,0004
0,0010	60,3390	6,5318	18,1289	84,9997	15,0003
0,0008	60,7000	5,4235	18,8759	84,9994	15,0006
0,0005	61,1280	3,5892	20,2829	85,0001	14,9999
0,0000	61,0760	0,0000	23,9240	85,0000	15,0000

Tabela 45 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 2 + Aço 2, inclusões com 15% de Al_2O_3 .

% escória	SiO ₂	CaO	MnO	soma	Al ₂ O ₃
0,1000	40,0510	41,2790	3,6701	85,0001	14,9999
0,0500	41,9170	38,1160	4,9675	85,0005	14,9995
0,0400	42,6950	36,7470	5,5583	85,0003	14,9997
0,0300	43,8250	34,7140	6,4609	84,9999	15,0001
0,0200	45,6370	31,3610	8,0022	85,0002	14,9998
0,0100	49,1220	24,6440	11,2339	84,9999	15,0001
0,0080	50,2710	22,3540	12,3741	84,9991	15,0009
0,0050	52,5760	17,5970	14,8264	84,9994	15,0006
0,0040	53,5620	15,4510	15,9873	85,0003	14,9997
0,0030	54,6770	12,8630	17,4601	85,0001	14,9999
0,0020	55,8840	9,6497	19,4661	84,9998	15,0002
0,0018	56,1230	8,9081	19,9691	85,0002	14,9998
0,0015	56,4630	7,7202	20,8176	85,0008	14,9992
0,0010	56,9230	5,5088	22,5688	85,0006	14,9994
0,0008	57,0370	4,5315	23,4317	85,0002	14,9998
0,0005	57,0800	2,9537	24,9666	85,0003	14,9997
0,0000	56,5930	0,0000	28,4074	85,0004	14,9996

Tabela 46 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 2 + Aço 3, inclusões com 15% de Al_2O_3 .

% escória	SiO ₂	CaO	MnO	soma	Al ₂ O ₃
0,1000	40,8730	41,4240	2,7031	85,0001	14,9999
0,0500	43,0380	38,2030	3,7590	85,0000	15,0000
0,0400	43,9490	36,8030	4,2484	85,0004	14,9996
0,0300	45,2810	34,7150	5,0038	84,9998	15,0002
0,0200	47,4330	31,2590	6,3083	85,0003	14,9997
0,0100	51,6300	24,3190	9,0509	84,9999	15,0001
0,0080	53,0360	21,9590	10,0050	85,0000	15,0000
0,0050	55,9100	17,0900	12,0001	85,0001	14,9999
0,0040	57,1740	14,9160	12,9096	84,9996	15,0004
0,0030	58,6490	12,3200	14,0311	85,0001	14,9999
0,0020	60,3460	9,1452	15,5083	84,9995	15,0005
0,0018	60,7050	8,4212	15,8733	84,9995	15,0005
0,0015	61,2450	7,2688	16,4862	85,0000	15,0000
0,0010	62,0950	5,1481	17,7578	85,0009	14,9991
0,0008	62,3870	4,2213	18,3919	85,0002	14,9998
0,0005	62,7200	2,7378	19,5418	84,9996	15,0004
0,0000	62,7480	0,0000	22,2515	84,9995	15,0005

Tabela 47 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 1 + Aço 1, inclusões com 25% de Al_2O_3 .

% escória	SiO ₂	CaO	MnO	soma	Al ₂ O ₃
0,1000	16,7140	58,2510	0,0348	74,9998	25,0002
0,0500	21,1460	53,7580	0,0953	74,9993	25,0007
0,0400	23,0540	51,7990	0,1469	74,9999	25,0001
0,0300	25,8330	48,8870	0,2800	75,0000	25,0000
0,0200	30,1010	44,1260	0,7731	75,0001	24,9999
0,0100	36,9490	34,7930	3,2585	75,0005	24,9995
0,0080	38,8710	31,6480	4,4807	74,9997	25,0003
0,0050	42,4540	25,1470	7,3996	75,0006	24,9994
0,0040	43,9210	22,2170	8,8621	75,0001	24,9999
0,0030	45,5670	18,6710	10,7615	74,9995	25,0005
0,0020	47,3830	14,2200	13,3965	74,9995	25,0005
0,0018	47,7560	13,1800	14,0639	74,9999	25,0001
0,0015	48,3050	11,5020	15,1918	74,9988	25,0012
0,0010	49,1350	8,3249	17,5394	74,9993	25,0007
0,0008	49,3990	6,8940	18,7073	75,0003	24,9997
0,0005	49,6500	4,5435	20,8066	75,0001	24,9999
0,0000	49,3550	0,0000	25,6447	74,9997	25,0003

Tabela 48 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 1 + Aço 2, inclusões com 25% de Al_2O_3 .

% escória	SiO ₂	CaO	MnO	soma	Al ₂ O ₃
0,1000	16,7100	58,2470	0,0425	74,9995	25,0005
0,0500	21,1380	53,7340	0,1282	75,0002	24,9998
0,0400	23,0440	51,7550	0,2018	75,0008	24,9992
0,0300	25,8130	48,7950	0,3923	75,0003	24,9997
0,0200	30,0250	43,8840	1,0911	75,0001	24,9999
0,0100	36,5480	34,0430	4,4086	74,9996	25,0004
0,0080	38,3190	30,7210	5,9600	75,0000	25,0000
0,0050	41,5280	23,9260	9,5467	75,0007	24,9993
0,0040	42,7910	20,9110	11,2978	74,9998	25,0002
0,0030	44,1510	17,3150	13,5347	75,0007	24,9993
0,0020	45,5320	12,9070	16,5607	74,9997	25,0003
0,0018	45,7920	11,8980	17,3103	75,0003	24,9997
0,0015	46,1530	10,2890	18,5584	75,0004	24,9996
0,0010	46,6190	7,3120	21,0687	74,9997	25,0003
0,0008	46,7270	6,0046	22,2689	75,0005	24,9995
0,0005	46,7560	3,9035	24,3401	74,9996	25,0004
0,0000	46,2790	0,0000	28,7211	75,0001	24,9999

Tabela 49 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 1 + Aço 3, inclusões com 25% de Al_2O_3 .

% escória	SiO ₂	CaO	MnO	soma	Al ₂ O ₃
0,1000	16,7160	58,2570	0,0275	75,0005	24,9995
0,0500	21,1750	53,7420	0,0830	75,0000	25,0000
0,0400	23,1110	51,7570	0,1314	74,9994	25,0006
0,0300	25,9580	48,7820	0,2597	74,9997	25,0003
0,0200	30,4090	43,8320	0,7598	75,0008	24,9992
0,0100	37,7210	33,8620	3,4167	74,9997	25,0003
0,0080	39,7930	30,4820	4,7247	74,9997	25,0003
0,0050	43,6320	23,5660	7,8022	75,0002	24,9998
0,0040	45,1760	20,5080	9,3162	75,0002	24,9998
0,0030	46,8680	16,8800	11,2521	75,0001	24,9999
0,0020	48,6510	12,4770	13,8724	75,0004	24,9996
0,0018	49,0000	11,4780	14,5216	74,9996	25,0004
0,0015	49,5040	9,8913	15,6050	75,0003	24,9997
0,0010	50,2260	6,9838	17,7907	75,0005	24,9995
0,0008	50,4420	5,7183	18,8388	74,9991	25,0009
0,0005	50,6410	3,7002	20,6581	74,9993	25,0007
0,0000	50,4540	0,0000	24,5461	75,0001	24,9999

Tabela 50 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 2 + Aço 1, inclusões com 25% de Al_2O_3 .

% escória	SiO ₂	CaO	MnO	soma	Al ₂ O ₃
0,1000	32,4290	41,2490	1,3215	74,9995	25,0005
0,0500	34,7180	38,1380	2,1434	74,9994	25,0006
0,0400	35,6410	36,7920	2,5663	74,9993	25,0007
0,0300	36,9470	34,7940	3,2590	75,0000	25,0000
0,0200	38,9570	31,5010	4,5418	74,9998	25,0002
0,0100	42,5790	24,9040	7,5172	75,0002	24,9998
0,0080	43,7100	22,6490	8,6404	74,9994	25,0006
0,0050	45,8850	17,9460	11,1695	75,0005	24,9995
0,0040	46,7720	15,8120	12,4157	74,9997	25,0003
0,0030	47,7400	13,2260	14,0334	74,9994	25,0006
0,0020	48,7380	9,9922	16,2699	75,0001	24,9999
0,0018	48,9280	9,2415	16,8304	74,9999	25,0001
0,0015	49,1950	8,0350	17,7697	74,9997	25,0003
0,0010	49,5490	5,7733	19,6778	75,0001	24,9999
0,0008	49,6370	4,7660	20,5972	75,0002	24,9998
0,0005	49,6770	3,1267	22,1959	74,9996	25,0004
0,0000	49,3550	0,0000	25,6447	74,9997	25,0003

Tabela 51 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 2 + Aço 2, inclusões com 25% de Al_2O_3 .

% escória	SiO ₂	CaO	MnO	soma	Al ₂ O ₃
0,1000	46,2790	0,0000	28,7211	75,0001	24,9999
0,0500	32,1400	41,0710	1,7883	74,9993	25,0007
0,0400	34,3110	37,8260	2,8626	74,9996	25,0004
0,0300	35,1790	36,4140	3,4073	75,0003	24,9997
0,0200	36,3980	34,3120	4,2899	74,9999	25,0001
0,0100	38,2580	30,8410	5,9009	74,9999	25,0001
0,0080	41,5310	23,9200	9,5490	75,0000	25,0000
0,0050	42,5210	21,5780	10,9003	74,9993	25,0007
0,0040	44,3450	16,7590	13,8962	75,0002	24,9998
0,0030	45,0420	14,6130	15,3450	75,0000	25,0000
0,0020	45,7540	12,0540	17,1919	74,9999	25,0001
0,0018	46,4010	8,9328	19,6660	74,9998	25,0002
0,0015	46,5070	8,2228	20,2701	74,9999	25,0001
0,0010	46,6420	7,0943	21,2645	75,0008	24,9992
0,0008	46,7640	5,0224	23,2136	75,0000	25,0000
0,0005	46,7620	4,1186	24,1188	74,9994	25,0006
0,0000	46,2790	0,0000	28,7211	75,0001	24,9999

Tabela 52 – Dados utilizados para construir os diagramas ternários de evolução da composição das inclusões. Escória 2 + Aço , inclusões com 25% de Al₂O₃.

% escória	SiO ₂	CaO	MnO	soma	Al ₂ O ₃
0,1000	32,5930	41,1510	1,2557	74,9997	25,0003
0,0500	35,0230	37,8870	2,0903	75,0003	24,9997
0,0400	36,0120	36,4610	2,5270	75,0000	25,0000
0,0300	37,4210	34,3300	3,2485	74,9995	25,0005
0,0200	39,6050	30,7990	4,5961	75,0001	24,9999
0,0100	43,5480	23,7260	7,7257	74,9997	25,0003
0,0080	44,7690	21,3330	8,8978	74,9998	25,0002
0,0050	47,0650	16,4320	11,5032	75,0002	24,9998
0,0040	47,9700	14,2650	12,7651	75,0001	24,9999
0,0030	48,9250	11,6990	14,3754	74,9994	25,0006
0,0020	49,8590	8,6033	16,5377	75,0000	25,0000
0,0018	50,0290	7,9050	17,0663	75,0003	24,9997
0,0015	50,2610	6,7997	17,9392	74,9999	25,0001
0,0010	50,5580	4,7869	19,6554	75,0003	24,9997
0,0008	50,6300	3,9158	20,4542	75,0000	25,0000
0,0005	50,6650	2,5315	21,8044	75,0009	24,9991
0,0000	50,4540	1,6104	22,9368	75,0012	24,9988