Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Wendel de Carvalho Torres

DESENVOLVIMENTO E CARACTERIZAÇÃO DE AÇO FUNDIDO VISANDO OBTENÇÃO DE MICROESTRUTURA BAINÍTICA COM REFINO MICROESTRUTURAL

Belo Horizonte

Junho de 2019

Wendel de Carvalho Torres

Desenvolvimento e caracterização de aço fundido visando obtenção de microestrutura bainítica com refino microestrutural

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Denilson José do Carmo

Belo Horizonte

Junho de 2019

Torres, Wendel de Carvalho.
T693d Desenvolvimento e caracterização de aço fundido visando obtenção de microestrutura bainítica com refino microestrutural / Wendel de Carvalho Torres. - 2019.
163 f. : il.
Orientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa.
Coorientador: Denilson José do Carmo.

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2019.
Bibliografia.

1. Aço fundido – Propriedades mecânicas. 2. Aço – Tratamento térmico . 3. Aço - Fundição . I. Corrêa, Elaine Carballo Siqueira. II. Título.

CDD: 672.36

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca - Campus I / CEFET-MG
Bibliotecário: Leôncio d'Assumpção de Souza - CRB/6-3348

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, razão de tudo.

Agradeço aos meus pais, Alcides e Natalícia e aos meus irmãos, Rorges, Geisiane e Josiane pelos princípios, valores e incentivo.

Agradeço à minha esposa Anjelita e ao meu filho Rafael, pela compreensão, pela inspiração e pelo apoio incondicional.

Minha eterna gratidão à minha orientadora, Professora Elaine Carballo Siqueira Corrêa e ao meu coorientador, Professor Denilson José do Carmo. Pessoas maravilhosas, sensíveis, compreensivas e didáticas. Não mediram esforços para me conduzir em segurança por essa jornada tão desafiadora.

Agradeço aos meus familiares e aos familiares da minha esposa, em especial Cleiton, Joyce, Benvinda, Elisa, Laerte, Chiquito (*in memoriam*), Perpétua, Sônia Coutinho, José Carlos, Márcia (*in memoriam*), Izabela, Raul e Thiago.

Muito obrigado ao Professor Reyler Bueno Faria pela inspiração e exemplo.

Agradeço a todos os funcionários do SENAI Itaúna CETEF Marcelino Corradi. Em especial aos colegas Jaime, Trajano, Helton e Humberto pelo apoio com os experimentos na fundição. Agradeço aos colegas Fernanda, Naira, João, Genilton, Renato, Gleisson, Ciro, Patrícia, José Milton, Wagner, Dualas, Phillipe, Arley, Jean, Leandro e Luciana pela ajuda com os ensaios laboratoriais. A conclusão desta pesquisa não seria possível sem o apoio de vocês. Agradeço a Édson pelos desenhos e ferramentais e a Wender pela ajuda com a revisão da dissertação. Agradeço a Rogéria, Cláudia, Carlos, Leir e Ana Cristina pelo apoio. Minha admiração e gratidão ao Professor Pedro Paulo Drumond. Manifesto meu agradecimento ao Sistema FIEMG e ao SENAI pelas oportunidades e apoio.

Muito obrigado ao Professor Cláudio Turani Vaz e toda a coordenação do Mestrado em Engenharia de Materiais do CEFET/MG. Agradeço aos professores do CEFET/MG por compartilharem seus conhecimentos. Em especial ao Professor Wellington Lopes.

Agradeço aos colegas da turma de mestrado 2017/1 por dividirem comigo momentos tão especiais e alegres. Em especial a Fabrício, Diego Naron, Heuzimara, Jove, Ismael e Anderson, que tornaram as viagens tão divertidas e edificantes.

Por fim meu muito obrigado a todos que de alguma forma contribuíram para a realização desse sonho.

“Vem, eu te direi o que ainda estás a procurar. A verdade é como o sol e invadirá teu coração. Sim, eu irei e aprenderei minha razão de ser.”

(Josmar Braga e Valdeci Farias)

RESUMO

Os aços fundidos mais resistentes são produzidos a partir da introdução de elementos químicos, geralmente formadores de carbonetos, e de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento. Entretanto, o sucesso da técnica é restrito às peças de pequena espessura, devido à temperabilidade limitada dos aços. Dentro deste contexto, o objetivo deste trabalho é o desenvolvimento de uma liga de aço, fundida e isotermicamente tratada, com estrutura, a princípio, bainítica, podendo também apresentar martensita e austenita retida, sendo um material que pode alcançar elevada resistência à tração e dureza sem apresentar a fragilidade própria da estrutura martensítica. Esse material poderia ser aplicado em peças de pequenas e grandes dimensões nas indústrias de mineração, de transportes, notadamente as ferroviárias, de cimento, de refratários e de fabricantes de máquinas. Para isso foram estudados e testados diferentes tipos de refinadores de grão, temperaturas e tempos para o tratamento de austêmpera. Dos refinadores testados destaca-se o inoculante com cério, que promoveu refino da estrutura semelhante ao vanádio, tradicionalmente usado pelas indústrias de fundição. O tratamento de austêmpera realizado a 300°C propiciou a obtenção de aços com estrutura predominantemente bainítica, resistência à tração próxima a 2000 MPa e alongamento entre 3 a 6%. Com a austêmpera realizada a 220°C foi possível obter aços com estrutura multiconstituída composta por bainita, martensita e austenita retida, resistência à tração em torno de 2300 MPa e dureza próxima de 60 HRC.

Palavras-chave: Fundição, Aço fundido, Bainita, Martensita, Austenita Retida, Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

The most resistant cast steels are generally produced by introducing carbide forming elements and heat treatments, quenching followed by tempering. However, the success of the technique is limited to small pieces due to the hardenability of the steels. In this context, the objective of this work was the development of a molten and isothermally heat treated steel initially with bainitic structure, eventually also with martensite and retained austenite. The new material could reach high tensile strength and hardness levels without presenting the typical low toughness of the martensitic structure. This material could be used in small and large parts in mining, transportation, railway, cement, refractory and machine manufacturers industries. Different types of grain refiners, temperatures and times for the austempering were investigated. Among the refiners, the cerium inoculant is stand out, leading to a refined structure similar to that obtained by using vanadium, traditionally employed in foundry industries. Austempering at 300 °C led to the development of a predominantly bainitic structure, with tensile strength of approximately of 2000 MPa and elongation between 3 and 6%. Austempering at 220 °C led to the development of a multi-constituted structure composed of bainite, martensite and retained austenite, with tensile strength of 2300 MPa and hardness close to 60 HRC.

Key words: Casting, Cast Steel, Bainite, Martensite, Retained Austenite, Mechanical Properties.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1 – Distribuição do percentual em peso das ligas metálicas fundidas no Brasil. 20
Figura 1.2 – Distribuição por setores das peças fabricadas em aço fundido no Brasil. 21
Figura 1.3 – Propriedades mecânicas dos aços.....22
Figura 3.1 – Equilíbrio termodinâmico das reações de desoxidação e dessulfuração em aço para vários elementos metálicos dissolvidos. 25
Figura 3.2 – Morfologia das inclusões de alumina geradas durante a desoxidação de aços.....27
Figura 3.3 – Diagrama de fases binário do sistema $CaO\text{-}Al_2O_3$. 28
Figura 3.4 – Modificação das inclusões de alumina e de sulfetos. 28
Figura 3.5 – Comparação entre os rendimentos obtidos na adição de cálcio por meio de arame e de liga granulada, considerando-se taxas inferiores a 0,20Kg de Ca por tonelada de aço. 30
Figura 3.6 – Teor de [Ca] total e [O] total para várias inclusões de aluminato de cálcio em ligas de aço. 31
Figura 3.7 – Número de inclusões em 1 cm^3 de aço em função do teor total de oxigênio e do tamanho de inclusão, assumindo que as inclusões são de Al_2O_3, que elas possuem o mesmo tamanho e que o oxigênio está todo contido nelas. 31
Figura 3.8 – Relação entre diâmetro de grão ferrítico ($d^{-1/2}$) e tensão limite de escoamento de aços microligados ao Nb-Ti.....33
Figura 3.9 – Micrografias com grãos de austenita de um aço fundido com alto silício. 35
Figura 3.10 – Micrografia óptica mostrando o contorno dos grãos austeníticos.....36
Figura 3.11 - Linhas de equilíbrio para metais de terras raras dissolvidos em aço e afinidade por oxigênio e enxofre a 1600 °C. 38
Figura 3.12 – Representação esquemática do diagrama TTT para o aço eutetóide e curva de resfriamento para obtenção de bainita. 39
Figura 3.13 – Microestrutura bainítica convencional (aço 0,2%C, 1%Cr, 2%Mn). 40
Figura 3.14 – Reconstrução em 3D de ripas e placas da bainita inferior. 40
Figura 3.15 – Diferenças associadas aos dois mecanismos da transformação bainítica. 41

Figura 3.16 – Imagens de íons evaporados obtidos por meio de sonda atômica mostrando a distribuição de átomos através da interface ferrita/austenita durante a transformação bainítica. 42
Figura 3.17 – Fatores relevantes na descrição da cinética de transformação da bainita. 43
Figura 3.18 – Curvas de energia livre para a ferrita e para austenita em função da concentração de carbono ilustrando o conceito da linha T0. 44
Figura 3.19 – Micrografia de bainita superior. 46
Figura 3.20 – Representação esquemática dos mecanismos de formação e transição da bainita superior e da bainita inferior. 46
Figura 3.21 – Micrografias da bainita inferior. 47
Figura 3.22 – Microestrutura bainítica livre de carbonetos. 48
Figura 3.23 – Diagrama TTT representando a transformação bainítica incompleta no ADI. 48
Figura 3.24 – Microestrutura bainítica nanoestruturada. 50
Figura 4.1 – Fluxograma do trabalho. 52
Figura 4.2 – Bloco para obtenção dos corpos de prova. 54
Figura 4.3 – Desenho em 3D dos corpos de prova e sistema de canais. 54
Figura 4.4 – Ferramental usado na moldagem dos blocos para obtenção dos corpos de prova. 55
Figura 4.5 – Confecção dos moldes de areia. 55
Figura 4.6 – Matérias primas utilizadas nas fusões preliminares. 57
Figura 4.7 – Forno à indução de cadinho instalado na oficina do SENAI Itaúna CETEF. 57
Figura 4.8 – Imagens obtidas durante a fusão da primeira liga. 59
Figura 4.9 – Determinação da qualidade da desoxidação por meio da análise do corte longitudinal do corpo de prova cilíndrico. 59
Figura 4.10 – Blocos obtidos nas fusões limpos e armazenados. 60
Figura 4.11 – Ciclo utilizado no tratamento térmico de homogeneização. 61
Figura 4.12 – Forno de tratamento térmico e proteção dos blocos contra descarbonetação. 61
Figura 4.13 – Corte da amostra para a análise micrográfica da estrutura bruta de fundição. 62
Figura 4.14 – Tela do *software* Analysis Docu. 64

Figura 4.15 – Desenho em 3D do sistema de canais para as ligas preliminares da etapa 2. 65
Figura 4.16 – Dimensões da cunha atmosférica para o massalote do corpo de prova. 66
Figura 4.17 – Confecção dos moldes para a fusão das ligas preliminares da etapa 2. 67
Figura 4.18 – Imagens obtidas durante a fusão das ligas preliminares da etapa 2...68
Figura 4.19 – Bloco cortado e corpos de prova pré-usinados. 69
Figura 4.20 – Curva dilatométrica de um aço baixo carbono. 70
Figura 4.21 – Curvas dilatométricas da austenitização e formação de martensita....70
Figura 4.22 – Dilatômetro de alta resolução Adamel Lhomargy DT1000. 71
Figura 4.23 – Diagrama geral do dilatômetro de alta resolução Adamel Lhomargy DT1000. 71
Figura 4.24 – Ciclo térmico para o ensaio de dilatometria. 72
Figura 4.25 – Ciclos térmicos para os tratamentos térmicos preliminares de austêmpera. 73
Figura 4.26 – Dispositivo para fixação dos corpos de prova e forno para banho de sais. 74
Figura 4.27 – Ciclos dos tratamentos térmicos de austêmpera.....75
Figura 4.28 – Desenhos esquemáticos dos corpos de prova para os ensaios de resistência a tração e resistência ao impacto. 76
Figura 4.29 – Microscópio Eletrônico de Varredura com Microanálise Química por Dispersão de Energia (MEV/EDS). 77
Figura 4.30 – Microdurômetro e ultra microdurômetro. 77
Figura 4.31 – Máquina de ensaios de impacto Charpy e durômetro. 78
Figura 4.32 – Máquina universal de ensaios. 78
Figura 4.33 – Desenho do bloco para corpo de prova tipo Keel.....79
Figura 4.34 – Desenho em 3D do sistema de canais para as ligas principais. 80
Figura 4.35 – Bloco cortado e corpos de prova pré-usinados. 81
Figura 4.36 – Máquina universal de ensaios Kratos.....83
Figura 5.1 – Aço após o vazamento dos moldes. 84
Figura 5.2 – Bloco apresentando cavidades provocadas por inclusão de escória. ...85
Figura 5.3 – Blocos apresentando cavidade e depressão provocadas pela contração líquida. 85

Figura 5.4 – Faces cortadas dos corpos de prova cilíndricos obtidos antes e depois da desoxidação complexa. 87
Figura 5.5 – Micrografias (MO) das amostras brutas de fundição. 88
Figura 5.6 – Micrografias (MO) das amostras homogeneizadas e sem ataque químico. 89
Figura 5.7 – Micrografias (MO) das amostras homogeneizadas. 89
Figura 5.8 – Micrografias (MO) das amostras com o contorno de grão revelado. 91
Figura 5.9 – Blocos apresentando cavidades provocadas por inclusão de escória. .93
Figura 5.10 – Atuação da cunha atmosférica. 93
Figura 5.11 – Curva dilatométrica do corpo de prova 1 da liga preliminar 1B. 94
Figura 5.12 – Diagrama TTT (Tempo Temperatura Transformação) das ligas preliminares da etapa 2. 96
Figura 5.13 – Micrografias (MO) das amostras brutas de fundição das ligas preliminares da etapa 2. 97
Figura 5.14 – Microanálise química por dispersão de energia (EDS) em partículas e em óxidos encontrados na microestrutura da liga preliminar 1B. 98
Figura 5.15 – Micrografias (MO) das amostras homogeneizadas e sem ataque químico. 99
Figura 5.16 – Micrografias (MO) das amostras homogeneizadas. 100
Figura 5.17 – Micrografias (MO) das amostras temperadas e revenidas. 101
Figura 5.18 – Micrografias (MO) das amostras preliminarmente austemperadas pertencentes ao primeiro lote da liga 1B. 102
Figura 5.19 – Micrografias obtidas por MEV das amostras das ligas 1B e 4B austemperadas a 200°C por 96 horas. 103
Figura 5.20 – Micrografias (MO) das amostras austemperadas a 250°C. 104
Figura 5.21 – Micrografias obtidas por MEV das amostras austemperadas a 250°C por 24 horas. 105
Figura 5.22 – Microanálise química por dispersão de energia (EDS) realizada na microestrutura da amostra preliminar do lote 2 da liga 4B. 106
Figura 5.23 – Micrografias (MO) das amostras das ligas 1B e 4B austemperada a 300°C por 6 horas. 107
Figura 5.24 – Micrografias (MO) dos corpos de prova da liga 1B austemperados a 220°C. 108

Figura 5.25 – Micrografias (MO) dos corpos de prova da liga 4B austemperados a 220°C. 109
Figura 5.26 - Micrografias (MEV) dos corpos de prova das ligas 1B e 4B austemperados a 220°C por 96 horas.....109
Figura 5.27 – Micrografias (MO) dos corpos de prova da liga 1B austemperados a 300°C. 110
Figura 5.28 – Micrografias (MO) dos corpos de prova da liga 4B austemperados a 300°C. 110
Figura 5.29 - Micrografias (MEV) dos corpos de prova das ligas 1B e 4B austemperados a 300°C por 48 horas.....111
Figura 5.30 – Dureza Rockwell C das ligas preliminares austemperadas.....112
Figura 5.31 – Resistência ao impacto das ligas austemperadas.....113
Figura 5.32 – Limite de resistência das ligas preliminares austemperadas. 115
Figura 5.33 – Limite de escoamento das ligas preliminares austemperadas a 300°C. 115
Figura 5.34 – Alongamento uniforme das ligas preliminares austemperadas a 300°C. 116
Figura 5.35 – Fratura de um dos corpos de prova da liga 4B austemperado a 220°C por 48 horas. 116
Figura 5.36 – Fratura de um dos corpos de prova da liga 4B austemperado a 300°C por 48 horas. 117
Figura 5.37 – Blocos para obtenção dos corpos de prova das ligas principais. 118
Figura 5.38 – Curva dilatométrica do corpo de prova 3 da liga 1C.....119
Figura 5.39 – Diagrama TTT (Tempo Temperatura Transformação) das ligas principais. 120
Figura 5.40 – Micrografias (MO) das amostras brutas de fundição das ligas principais. 121
Figura 5.41 – Micrografias (MO) das amostras homogeneizadas e sem ataque químico.....122
Figura 5.42 – Micrografias (MO) das amostras homogeneizadas. 122
Figura 5.43 – Micrografias (MEV) das amostras homogeneizadas. 122
Figura 5.44 – Micrografias (MO) das amostras temperadas e revenidas. 123
Figura 5.45 – Micrografias (MO) dos corpos de prova da liga 1C austemperados a 220°C. 124

Figura 5.46 – Micrografias (MO) dos corpos de prova da liga 4C austemperados a 220°C. 125
Figura 5.47 – Estrutura de um aço austemperado a 200°C por 48 horas. 126
Figura 5.48 – Micrografias (MEV) das ligas 1C e 4C austemperadas por 24 e 96 horas. 126
Figura 5.49 – Micrografias dos corpos de prova da liga 1C austemperados a 300°C por diferentes tempos.....127
Figura 5.50 – Micrografias dos corpos de prova da liga 4B austemperados a 300°C por diferentes tempos.....128
Figura 5.51 – Micrografias de aços austemperados a 300°C.....128
Figura 5.52 – Micrografias (MEV) das ligas 1C e 4C austemperadas por 6 e 48 horas. 129
Figura 5.53 – Dureza Rockwell C das ligas principais austemperadas. 131
Figura 5.54 – Resistência ao impacto das ligas principais austemperadas. 132
Figura 5.55 – Limite de resistência das ligas principais austemperadas.....133
Figura 5.56 – Limite de escoamento das ligas principais austemperadas a 300°C.134
Figura 5.57 – Alongamento após ruptura das ligas principais.....134
Figura 5.58 – Fratura de um dos corpos de prova da liga 1C austemperado a 220°C por 96 horas. 135
Figura 5.59 – Fratura de um dos corpos de prova da liga 1C austemperado a 300°C por 48 horas. 136

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Propriedades físicas da alumina e dos aluminatos de cálcio. 29
Tabela 4.1 – Composição química de referência da liga de aço elaborada no trabalho. 53
Tabela 4.2 – Temperaturas de sobreaquecimento e vazamento obtidas nas fusões preliminares. 58
Tabela 4.3 – Temperaturas de austenitização calculadas para as ligas. 63
Tabela 4.4 – Temperaturas de sobreaquecimento e vazamento obtidas nas fusões das ligas preliminares da etapa 2. 68
Tabela 4.5 – Identificação e distribuição dos lotes de corpos de prova 75
Tabela 4.6 – Temperaturas de sobreaquecimento e vazamento obtidas nas fusões das ligas preliminares da etapa 2. 81
Tabela 4.7 – Identificação e distribuição dos lotes de corpos de prova 82
Tabela 5.1 – Composição química obtida nas ligas preliminares da etapa 1. 86
Tabela 5.2 – Teores de oxigênio livre calculados para cada liga. 87
Tabela 5.3 – Tamanho de grão das ligas preliminares da etapa 1. 90
Tabela 5.4 – Durezas obtidas nas ligas preliminares homogeneizadas. 91
Tabela 5.5 – Composição química obtida nas ligas preliminares da etapa 2. 94
Tabela 5.6 – Temperaturas críticas de transformação da austenita e da martensita para os corpos de prova das ligas preliminares da etapa 2. 95
Tabela 5.7 – Elementos químicos presentes nas partículas e nas inclusões de óxidos e respectivos teores. 99
Tabela 5.8 – Tamanho de grão das ligas preliminares. 100
Tabela 5.9 – Microdureza nas amostras da liga 4B austemperadas a 200°C por 24 e 72 horas. 103
Tabela 5.10 – Ultra microdureza por penetração instrumentada nas amostras das ligas 1B e 4B austemperadas a 200°C por 96 horas. 103
Tabela 5.11 – Elementos químicos presentes em diferentes constituintes e fases da microestrutura da amostra preliminar do lote 2 da liga 4B. 106
Tabela 5.12 – Medições de dureza Vickers nas amostras austemperadas a 250°C por 24 horas. 107
Tabela 5.13 – Durezas obtidas na estrutura homogeneizada das ligas preliminares da etapa 2. 112

Tabela 5.14 – Dureza Rockwell C das ligas preliminares austemperadas. 112
Tabela 5.15 – Resistência ao impacto das ligas austemperadas. 113
Tabela 5.16 – Resultados dos ensaios de resistência à tração das ligas preliminares austemperadas. 114
Tabela 5.17 – Composição química obtida nas ligas principais. 118
Tabela 5.18 – Temperaturas de transformação da austenita e da martensita para os corpos de prova das ligas principais. 119
Tabela 5.19 – Tamanho de grão das ligas principais. 123
Tabela 5.20 – Durezas obtidas nas ligas principais homogeneizadas. 130
Tabela 5.21 – Dureza Rockwell C das ligas principais austemperadas. 130
Tabela 5.22 – Resistência ao impacto das ligas principais austemperadas. 131
Tabela 5.23 – Resultados dos ensaios de resistência à tração das ligas principais austemperadas. 132

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

3D – Três dimensões

$T\gamma_i$ – Temperatura de início de formação da austenita

$T\gamma_f$ – Temperatura de fim de formação da austenita

ABIFA – Associação Brasileira de Fundição

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

AFM – Microscopia de Força Atômica (*Atomic Force Microscopy*)

AISI – Sistema Americano para a Classificação dos Aços (*American Iron and Steel Institute*)

ASTM – Sociedade Americana para Ensaios e Materiais (*American Society for Testing and Materials)*

B_i – Temperatura de início da transformação bainítica

CaS – Sulfeto de cálcio

CETEF – Centro Tecnológico de Fundição

EDS – Espectrometria por Energia Dispersiva

Fe_3C – Carboneto de ferro

FIB – Microscopia de Raios de Íons Focalizados (*Focused Ion Beam*)

FIM – Microscopia de Campo Iônico (*Field Ion Microscopy*)

γ - Austenita

g – grama

ICP – Plasma Acoplado Indutivamente (*Inductive Coupling Plasma*)

ISO – Organização Internacional para Padronização (*International Organization for Standardization*)

LAMAT – Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais

LE – Limite de escoamento

LR – Limite de resistência à tração

LVDT – Transformador Diferencial Variável Linear (*Linear Variable Differential Transformer*).

M – Martensita

MA – Martensita e Austenita Retida

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

MME – Ministério de Minas e Energia do Brasil

MnS – Sulfeto de manganês

MO – Microscopia Óptica

M_i – Temperatura de início da transformação martensítica

NBR – Norma Brasileira

nm – nanômetro

P – Perlita

TEM – Microscopia Eletrônica de Transmissão (*Transmission Electron Microscopy*)

TR – Terras Raras

TRIP – Plasticidade Induzida por Transformação de Fases (*Transformation Induced Plasticity*)

TTT – Tempo Temperatura Transformação

α– Ferrita

SUMÁRIO

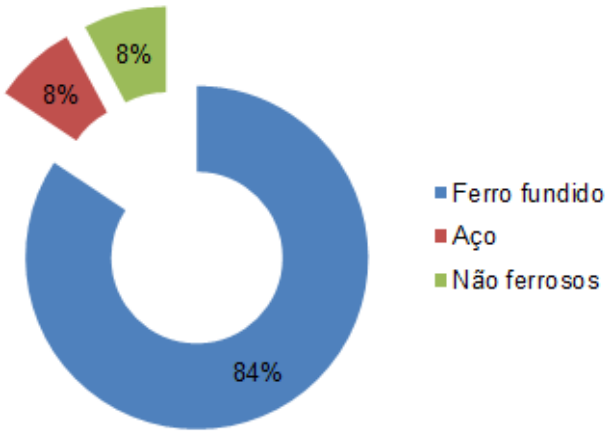
1 INTRODUÇÃO 20
2 OBJETIVOS 24
2.1 Objetivo Geral 24
2.2 Objetivos Específicos 24
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 25
3.1 Desoxidação do aço fundido 25
3.2 Refinadores de grão para o aço fundido 32
3.3 Transformação bainítica 38
3.4 Bainita superior e inferior 44
3.5 Aços de alta resistência mecânica com estrutura bainítica 47
4 MATERIAIS E MÉTODOS 52
4.1 Descrição Geral do Trabalho 52
4.2 Ligas Preliminares – Etapa 1 53
4.2.1 Confecção dos moldes de areia 53
4.2.2 Fusão e obtenção dos blocos para os corpos de prova 56
4.2.3 Tratamento térmico de homogeneização 60
4.2.4 Caracterização estrutural 61
4.3 Ligas Preliminares – Etapa 2 65
4.3.1 Confecção dos moldes de areia 66
4.3.2 Elaboração do aço e obtenção dos blocos para corpos de prova 67
4.3.3 Tratamento térmico de homogeneização 68
4.3.4 Ensaio de dilatometria 69
4.3.5 Tratamento térmico de austêmpera 73
4.3.6 Caracterização estrutural e mecânica 76
4.4 Ligas Principais 79
4.4.1 Confecção dos moldes de areia 80
4.4.2 Elaboração do aço e obtenção dos blocos para corpos de prova 80
4.4.3 Ensaio de dilatometria 81
4.4.4 Tratamento térmico de austêmpera 82
4.4.5 Caracterização estrutural e mecânica 83

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO....84
5.1 Ligas Preliminares – Etapa 1....84
5.1.1 Características de fundição....84
5.1.2 Composição química....85
5.1.3 Qualidade da desoxidação....86
5.1.4 Caracterização....88
5.2 Ligas Preliminares – Etapa 2....92
5.2.1 Características de fundição....92
5.2.2 Composição química....93
5.2.3 Dilatometria....94
5.2.4 Caracterização microestrutural....97
5.2.5 Caracterização mecânica....111
5.3 Ligas Principais....117
5.3.1 Características de fundição....117
5.3.2 Composição química....118
5.3.3 Dilatometria....119
5.3.4 Caracterização estrutural....120
5.3.5 Caracterização mecânica....129
6 CONCLUSÕES....137
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS....140
APÊNDICE....146

1 INTRODUÇÃO

O Brasil é um dos dez maiores produtores mundiais de fundidos. Segundo o Ministério de Minas e Energia do Brasil – MME (2017), no ano de 2016 foram produzidas 2,10 milhões de toneladas de peças, sendo 8% em aço. De acordo com a Associação Brasileira de Fundição – ABIFA (2016), a capacidade instalada é superior a 4 milhões de toneladas por ano. Em 2016 o Brasil exportou aproximadamente 20% do que produziu de fundidos e percebe-se grandes esforços para elevar novamente esse índice, que em 2005 era de 37%. Tais números credenciam o país à vanguarda do ramo, principalmente ao se considerar que é também um dos maiores fornecedores mundiais de matéria-prima para o mercado de fundição e que possui potencial energético inigualável. Não há dados disponíveis sobre o volume das importações, mas sabe-se que ocorrem, principalmente, de forma indireta na importação de conjuntos completos como motor e componentes automotivos, bens de capital e veículos montados. A produção de ligas metálicas fundidas no Brasil está representada na figura 1.1.

Figura 1.1 – Distribuição do percentual em peso das ligas metálicas fundidas no Brasil.

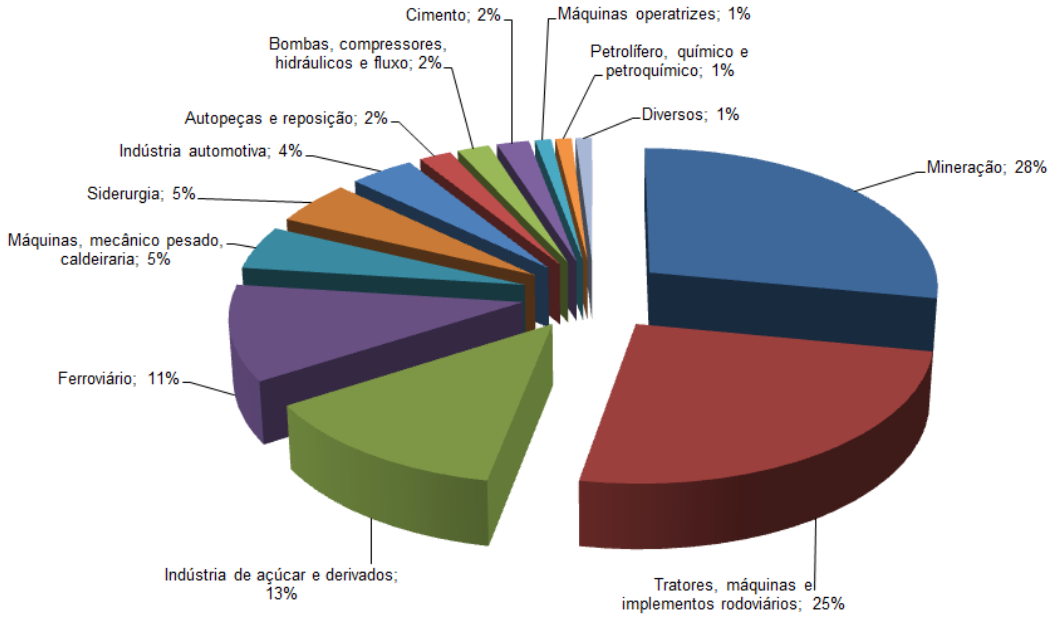


Fonte: Ministério das Minas e Energia, 2017 (Adaptado).

Observa-se que mais de 80% do que se produz de fundidos no país é de ferro fundido. Considerando o fato de que as ligas de aço representam apenas 8%, sugere-se elevado potencial de crescimento. Segundo a revista *Metal Casting* (2018), na China esse percentual é de 10%, no México é de 13% e na Rússia chega a 18%. Segundo a ABIFA (2016), os setores que mais consumiam peças de aço no

Brasil em 2015, eram o de mineração, o de tratores, máquinas e implementos rodoviários, a indústria de açúcares e derivados e o setor ferroviário. Na figura 1.2 é exibida a distribuição por setores das peças fabricadas em aço fundido.

Figura 1.2 – Distribuição por setores das peças fabricadas em aço fundido no Brasil.



Fonte: ABIFA, 2016 (Adaptado).

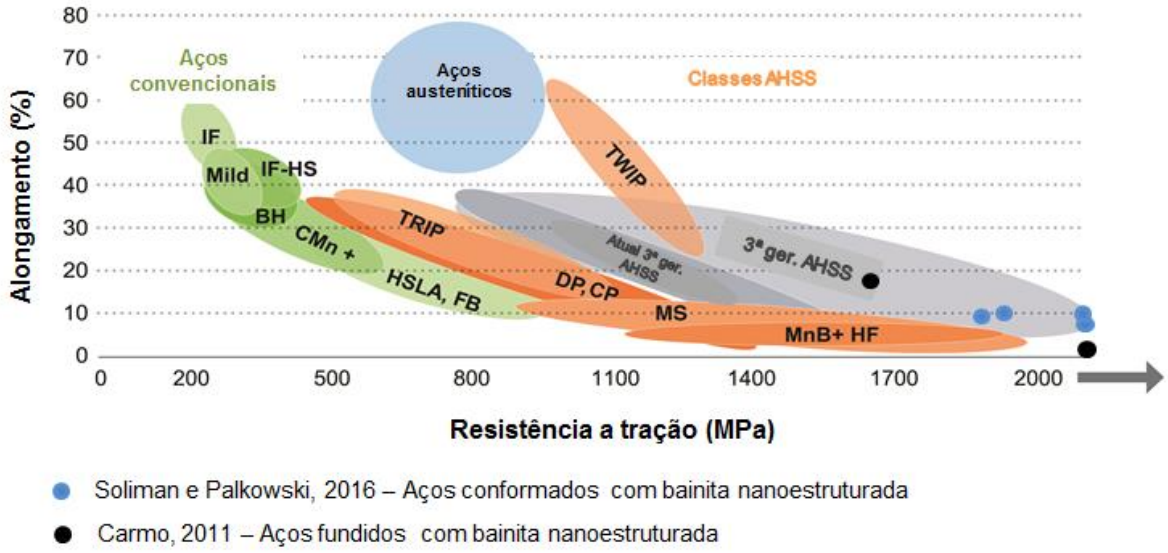
O aço conformado atualmente é, de longe, o mais usado entre os materiais metálicos e o mais abrangente em suas aplicações. Seu sucesso vem de sua versatilidade e baixo custo, o que o torna um material sofisticado e de grande aplicação.

Inovações tecnológicas têm sido desenvolvidas para substituição de processos convencionais e aperfeiçoamento das características dos aços. Normalmente estão relacionadas às mudanças na microestrutura por meio de variações da composição química e dos processamentos térmicos ou termomecânicos. Busca-se, sobretudo, o aumento da resistência mecânica, da resistência à fadiga e da tenacidade. Um dos grandes desafios enfrentados é combinar resistência mecânica e tenacidade, propriedades tipicamente excludentes, em uma mesma liga.

O processo de conformação mecânica permite a obtenção de aços de elevada resistência por meio de redução da mobilidade dos elementos internos das estruturas. Os aços para a indústria automobilística são exemplos, conforme está

ilustrado na figura 1.3. Porém, esta técnica possui também suas limitações relacionadas à dimensão e geometria dos componentes.

Figura 1.3 – Propriedades mecânicas dos aços.



Fonte: World Auto Steel, 2018 (Adaptado).

No ramo de fundição a demanda de aços se caracteriza pela necessidade de peças para reposição com propriedades peculiares quanto à resistência mecânica. Normalmente são aplicadas em ambientes com variados índices de forças de impacto e níveis de desgaste abrasivo. Os materiais fundidos disponíveis apresentam-se em três opções:

- aços fundidos média liga com tratamento térmico de têmpera e revenimento, limitados a peças de menores espessuras pela dificuldade de se conseguir extrair calor de forma tão rápida que permita a obtenção de martensita em toda a extensão do componente. Outra limitação é a presença de carbonetos na estrutura, que por serem fases duras e frágeis promovem nucleação de trincas e baixa resistência à fadiga;
- aços Hadfield com altos teores de carbono e manganês, limitados a aplicações que envolvem grandes forças de impacto sequenciais capazes de promover a transformação estrutural e consequente resistência ao desgaste;
- ferros fundidos brancos altamente ligados com extrema resistência ao desgaste, porém, com limitada resistência ao impacto.

Nos últimos anos diversos pesquisadores têm se envolvido com estudos relacionados à estrutura bainítica, nos quais se constatou ser possível produzir tal estrutura com limites de resistência acima de 2000 MPa, elevada dureza e excelente tenacidade. Soliman e Palkowski (2016) compilaram diversos estudos nos quais foram obtidos aços conformados com bainita nanoestruturada e que apresentam propriedades mecânicas notáveis. Alguns resultados desses estudos estão apresentados na figura 1.3. A tecnologia dos aços nanoestruturados pode ser aplicada em aços fundidos, com a finalidade de se obter peças espessas e com geometrias complexas, mantendo elevadas propriedades de resistência à tração, ductilidade e dureza. No Brasil, Carmo (2011) desenvolveu uma liga de aço fundido com estrutura bainítica nanoestruturada, cujas propriedades mecânicas também são exibidas na figura 1.3 e competem com as dos aços conformados mais resistentes.

A rota de produção de um aço fundido com estrutura bainítica nanoestruturada percorre etapas cruciais para a obtenção das propriedades mecânicas desejadas. Uma dessas etapas é o refino de grão, que pode ser obtido por meio da adição de agentes refinadores no aço líquido durante a fusão. No presente trabalho foi avaliado o efeito desses refinadores no tamanho dos grãos da liga e posteriormente na estrutura final, após tratamento térmico. Outra etapa de suma importância é o tratamento térmico de austêmpera por meio do qual, nesse trabalho, foi estudada a transformação bainítica e o efeito da temperatura e do tempo de tratamento na formação da estrutura e nas propriedades mecânicas do aço fundido.

O aço desenvolvido no trabalho não possui estrutura nanoestruturada, porém foram alcançadas resistências mecânicas interessantes e com elevado potencial para aplicação na indústria.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral desse estudo é desenvolver e caracterizar uma liga de aço fundida e tratada termicamente, cuja estrutura, a princípio, é bainítica e apresenta refino estrutural.

2.2 Objetivos Específicos

- Avaliar a influência de determinadas variáveis relacionadas ao processo de fundição nas características do material desenvolvido, como na formação de inclusões no aço líquido.
- Avaliar os efeitos do sistema de alimentação dos corpos de prova nas propriedades mecânicas da liga.
- Avaliar, quanto à sanidade estrutural, dois tipos diferentes de corpos de prova indicados pela norma ASTM A1067 / A1067M – 12a (2018), o tipo T e tipo Keel.
- Avaliar a influência do alumínio na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga.
- Avaliar o efeito de quatro tipos de refinadores de grão austenítico: vanádio, titânio, inoculante com cério e esses refinadores em conjunto, no tamanho dos grãos da liga.
- Avaliar o efeito do inoculante com cério na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga considerando os diferentes tempos e temperaturas para o tratamento térmico de austêmpera.
- Aplicar técnicas de dilatometria para determinação das temperaturas de início e fim da austenitização e da temperatura de início da formação da martensita e comparar os resultados com aqueles obtidos empregando o software MUCG83.
- Avaliar o efeito da temperatura e do tempo de tratamento térmico de austêmpera, na microestrutura e no comportamento mecânico da liga.

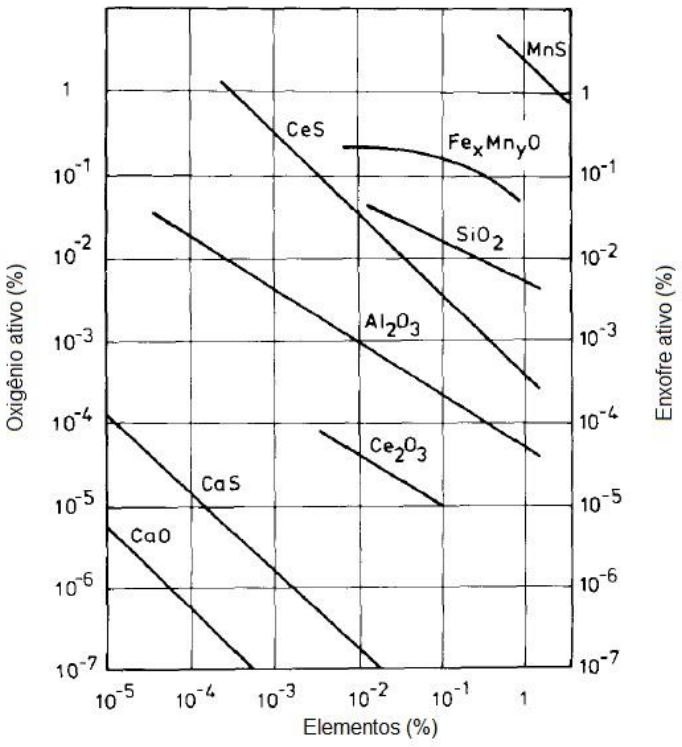
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Desoxidação do aço fundido

No processo de fundição o tratamento de desoxidação do aço é necessário porque durante a fusão, sobretudo em elevadas temperaturas, ocorre a absorção de oxigênio. No aço líquido, parte do oxigênio encontra-se combinada na forma de inclusões não metálicas e parte permanece dissolvida ou ativa. Durante a solidificação ocorre a redução da solubilidade do oxigênio ativo, gerando bolhas de CO (monóxido de carbono) que permanecem nas peças fundidas na forma de porosidades. Essas porosidades afetam fortemente as propriedades mecânicas do aço fundido.

Segundo Holappa e Helle (1995), o propósito da desoxidação do aço é propiciar a combinação do oxigênio ativo com determinados elementos conforme descrito na figura 3.1 e permitir sua remoção na forma de óxidos e inclusões que se agregam à escória e ao revestimento refratário.

Figura 3.1 – Equilíbrio termodinâmico das reações de desoxidação e dessulfuração em aço para vários elementos metálicos dissolvidos.



Fonte: Holappa e Helle, 1995 (Adaptado).

Observa-se que a afinidade do oxigênio pelos elementos da parte inferior do diagrama é maior do que pelos elementos da parte superior. Consequentemente a pressão de equilíbrio do oxigênio combinado com eles é mais baixa e os óxidos resultantes são mais estáveis. Durante a desoxidação, adicionam-se elementos que com o oxigênio formam óxidos mais estáveis do que os óxidos que o retêm dissolvido na liga.

Anteriormente considerava-se a adição de silício e manganês uma maneira satisfatória de desoxidar o aço. Com os valores típicos de manganês e silício era possível obter teores de oxigênio ativo de 50 a 100 ppm. Atualmente, a desoxidação com alumínio é o método mais comum e permite a obtenção de teores de oxigênio ativo abaixo de 5 ppm para 0,02 a 0,03% de alumínio no aço líquido.

Segundo Zhang (2006) o oxigênio ativo pode ser controlado pelo equilíbrio termodinâmico com o alumínio, representado pela equação 3.1.

$$\lg K = \lg \left(w_{[Al]}^{2} \cdot w_{[O]}^{3} \right) = -\frac{62780}{T} + 20{,}54 \qquad (3.1)$$

Onde, K é a constante de equilíbrio da reação, $w_{[Al]}$ é o teor de alumínio no aço, $w_{[O]}$ é o teor de oxigênio no aço e T representa a temperatura em °C.

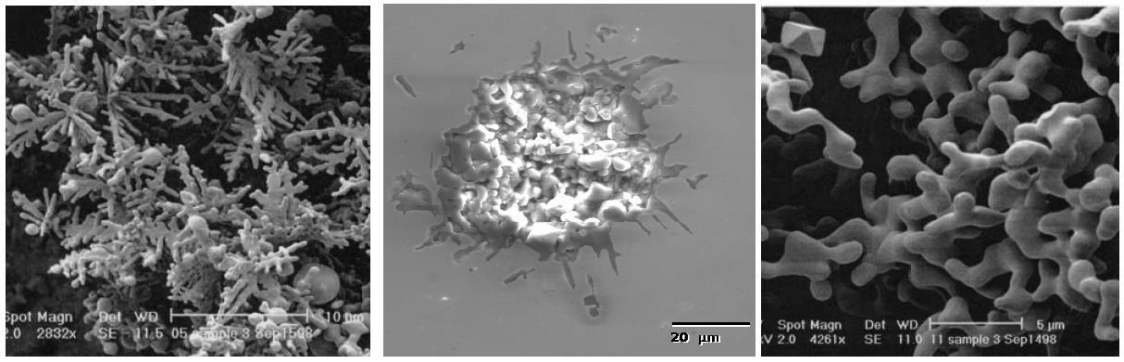
A utilização de alumínio na desoxidação do aço leva naturalmente à formação de alumina. Parte deste óxido é absorvida pela escória e o restante permanece no aço líquido gerando inclusões sólidas que podem deteriorar as propriedades mecânicas da liga. A quantidade, a distribuição de tamanho, a morfologia e a composição química das inclusões são características que impactam fortemente as propriedades mecânicas do aço. A distribuição de tamanho é particularmente importante, pois macro inclusões são mais prejudiciais (ZHANG e THOMAS, 2003).

Segundo Zhang e Thomas (2003) as inclusões de alumina possuem três formas distintas conforme está ilustrado na figura 3.2. Para controlar a composição, a morfologia e o tamanho das inclusões de alumina adiciona-se o cálcio ao aço, complementando o tratamento de desoxidação. Essa técnica, de acordo com Zhang e Thomas (2003), é denominada desoxidação complexa.

Diferentemente da desoxidação simples quando somente um desoxidante é utilizado e o produto da desoxidação é um óxido puro, na desoxidação complexa é

utilizado mais de um desoxidante o que promove a formação de vários tipos de óxidos oriundos dos elementos desoxidantes, aumentando a efetividade na eliminação do oxigênio.

Figura 3.2 – Morfologia das inclusões de alumina geradas durante a desoxidação de aços.



(a) (b) (c)

(a) Dendrítica, quando é formada em ambiente com teor de oxigênio elevado;
(b) Cluster ou agrupamento, quando é formada a partir da desoxidação da liga;
(c) Coral que é originada a partir do desmembramento das dendritas e/ou dos clusters.

Fonte: Zhang e Thomas, 2003.

Ao ser adicionado no aço líquido o cálcio pode modificar as inclusões de óxido, dessulfurar o aço e controlar a morfologia das inclusões de sulfeto. O cálcio dissolvido no aço líquido reage com alumina sólida para formar a inclusão de CaO-Al_2O_3 de acordo com a equação 3.2 (CHOUDHARY e GHOSH, 2008).

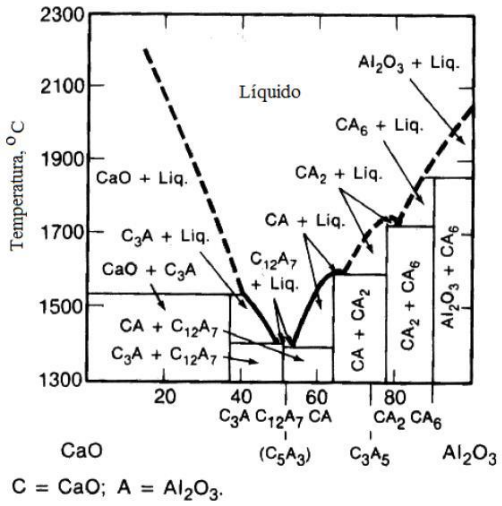
$$x[Ca] + \left(1-\frac{2}{3}x\right) Al_2O_3 = (CaO)_x(Al_2O_3)_{1-x} + \frac{2}{3}x[Al] \quad (3.2)$$

Onde $0<x \leq 1$

Segundo Richerson (1992) as modificações das inclusões de alumina ocorrem com a adição progressiva de cálcio, seguindo a sequência $Al_2O_3 \rightarrow CA_6 \rightarrow CA_2 \rightarrow CA \rightarrow C_{12}A_7 \rightarrow C_3A_{(x)liq.}$, na qual “C” representa CaO e “A” representa Al_2O_3. Na figura 3.3 consta o diagrama de fases binário do sistema CaO-Al_2O_3 no qual podem ser observadas as diferentes fases do sistema CaO-Al_2O_3 em relação às diferentes proporções desses óxidos.

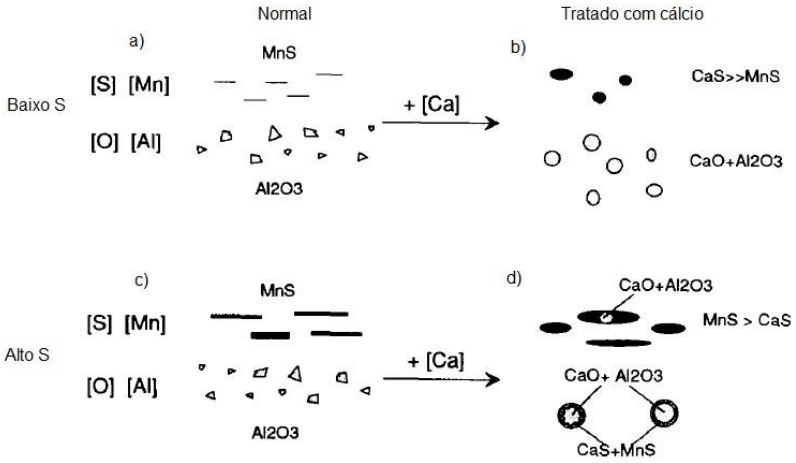
Segundo Holappa e Helle (1995) o cálcio modifica gradualmente as inclusões de alumina e de sulfeto tornando-as globulares e líquidas a 1600°C, conforme está ilustrado na figura 3.4.

Figura 3.3 – Diagrama de fases binário do sistema CaO-Al_2O_3.



Fonte: Richerson, 1992 (Adaptado).

Figura 3.4 – Modificação das inclusões de alumina e de sulfetos.



Fonte: Holappa e Helle, 1995 (Adaptado).

Para Choudhary e Ghosh (2008), o grau em que as inclusões de alumina são modificadas pelo tratamento do aço com cálcio está relacionado com a interação entre o oxigênio, o cálcio e o enxofre. Ao ser adicionado no aço líquido desoxidado com alumínio, inicialmente o cálcio converte as inclusões de alumina em aluminatos de cálcio. Apresentando elevado teor de CaO, o aluminato de cálcio terá elevada capacidade de dessulfurar e absorverá quantidades significativas de enxofre. Durante o resfriamento do aço, a solubilidade do enxofre na inclusão diminui, precipitando o CaS e resultando em uma inclusão duplex de CaS ou CaS-MnS e aluminato de cálcio.

Na tabela 3.1 são apresentadas as propriedades físicas da alumina e dos aluminatos de cálcio. Observa-se que os aluminatos de cálcio possuem menor dureza e ponto de fusão que a alumina e que estas propriedades têm seus valores reduzidos com o acréscimo de cálcio.

Holappa e Helle (1995) afirmam que os efeitos das inclusões sobre as propriedades mecânicas do aço são indiscutíveis. As maiores são mais prejudiciais que as menores. Em geral, reduzem a dureza, a ductilidade, a resistência à fadiga, e a capacidade de conformação. As inclusões pequenas geralmente não são problemáticas e podem até melhorar certas propriedades de aço agindo como núcleos para a precipitação de outras fases ou influenciando o crescimento de grão. É possível reduzir a influência negativa das inclusões ou mesmo alterá-la para ser positiva. Um exemplo típico de efeito benéfico do controle de inclusão diz respeito às inclusões de sulfetos, que após o tratamento do aço líquido com cálcio são modificados para sulfatos mais globulares, ricos em cálcio, que melhoram as propriedades mecânicas do material.

Tabela 3.1 – Propriedades físicas da alumina e dos aluminatos de cálcio.

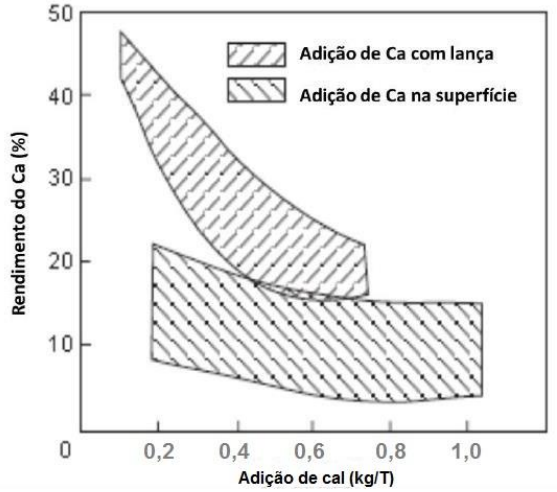
Nome	Fórmula	Ponto de Fusão (°C)	Densidade (g/cm^3)	Dureza Vickers (HV)
Alumina	Al_2O_3	2050	3,96	3000-4500
Hexa-aluminato monocálcico	$CA_6(CaO{\cdot}6Al_2O_3)$	1850	3,38	2200
Di-aluminato monocálcico	$CA_2(CaO.2Al_2O_3)$	1750	2,91	1100
Aluminato monocálcico	$CA(CaO.Al_2O_3)$	1605	2,98	930
Hepta-aluminato dodecálcico	$C_{12}A_7(12CaO.7Al_2O_3)$	1455	2,83	-
Aluminato tricálcico	$C_3A(3CaO.Al_2O_3)$	1535	3,04	-

Fonte: Kiessling e Lange, 1966 apud Moraes, 2009 (Adaptado).

Aços tratados com alumínio e cálcio apresentam melhor usinabilidade, o que implica em aumento da vida útil das ferramentas. Em tratamentos com cálcio, as inclusões abrasivas de sílica e alumina são convertidas em silicatos e aluminatos de cálcio, as quais durante a usinagem podem ser cortadas em altas velocidades, o que traz um benefício ao processo.

Segundo Kor e Glaws (1998) em aciarias é comum a adição do cálcio envolvido com uma chapa fina de aço com o formato final de arame. O cálcio puro tem um ponto de ebulição de 1491°C e vaporiza ao entrar em contato com o aço líquido, apresentando assim, baixo rendimento, conforme está ilustrado na figura 3.5.

Figura 3.5 – Comparação entre os rendimentos obtidos na adição de cálcio por meio de arame e de liga granulada, considerando-se taxas inferiores a 0,20Kg de Ca por tonelada de aço.



Fonte: Kor e Glaws, 1998.

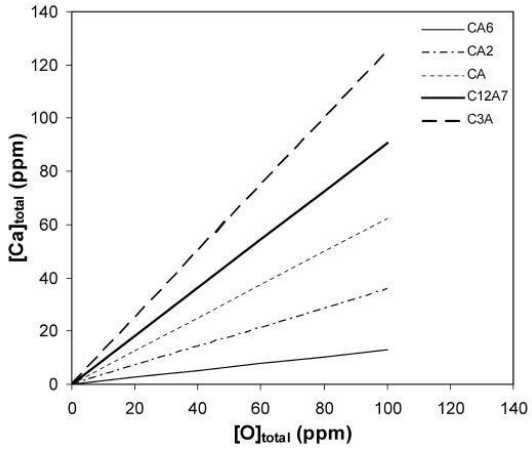
As fundições normalmente adicionam o cálcio no aço líquido por meio da liga granulada de cálcio-silício. Na prática 0,05 a 0,07% de CaSi é suficiente para controlar a morfologia das inclusões, dando origem a pequenas inclusões globulares cobertas com uma camada de CaS, que são menos prejudiciais às propriedades físicas e mecânicas do aço. (HIGUCH *et al*., 1996).

Segundo Choudhary e Ghosh (2008), o grau de modificação da inclusão pode ser monitorado medindo-se os teores totais de oxigênio e cálcio e, com base na estequiometria dos compostos do sistema $CaO\text{-}Al_2O_3$, é possível deduzir os tipos de aluminatos de cálcio formados sem a necessidade do uso de microscópios, conforme está ilustrado na figura 3.6.

Para Holappa e Helle (1995), a presença de inclusões no aço é inevitável. Isto pode ser entendido considerando-se o número de inclusões presentes em um pequeno cubo de aço de volume igual a 1 cm^3, no qual todo o oxigênio apresenta-se na forma de Al_20_3. Supondo que as inclusões sejam partículas esféricas de mesma dimensão e uniformemente distribuídas, este cubo de aço conterá cerca de 1 milhão

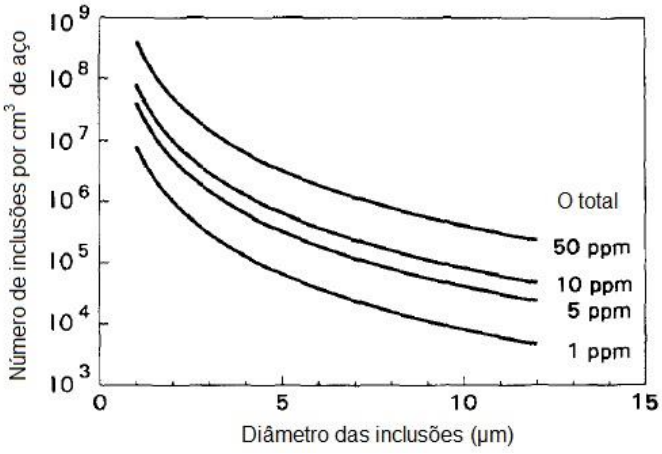
de inclusões com diâmetro de 1 µm ou aproximadamente 1 mil inclusões com diâmetro de 10 µm, para um teor de oxigênio de 1 ppm, conforme exibido na figura 3.7.

Figura 3.6 – Teor de [Ca] total e [O] total para várias inclusões de aluminato de cálcio em ligas de aço.



Fonte: Choudhary e Ghosh, 2008.

Figura 3.7 – Número de inclusões em 1 cm^3 de aço em função do teor total de oxigênio e do tamanho de inclusão, assumindo que as inclusões são de Al_2O_3, que elas possuem o mesmo tamanho e que o oxigênio está todo contido nelas.



Fonte: Holappa e Helle, 1995 (Adaptado).

Uma vez que a presença de inclusões é inevitável, o controle sobre a forma e a distribuição de tamanho é extremamente importante, pois determina a probabilidade de interferência na resistência mecânica do aço.

Para Geldenhuis e Pistorius (2000), a relação [Ca] total / [O] total maior que 0,6 é considerada satisfatória para proporcionar boa lingotabilidade ao aço. Se [Ca] total / [O] total for igual a 0,6, as inclusões serão uma mistura de fase sólida CA e fase líquida $(CaO)_{0,57}$ $(Al_2O_3)_{0,43}$ na temperatura de 1550ºC. Isto pode ser suficiente para garantir uma boa lingotabilidade, mas não é suficiente para tornar as inclusões 100% líquidas. A completa fusão das inclusões é alcançada quando a relação [Ca] total / [O] total é superior a 0,77 na temperatura de 1550ºC, pois a maioria das inclusões formadas está na fase $C_{12}A_7$.

No processo de fundição, inclusões na fase líquida podem ser mais prejudiciais que inclusões na fase sólida. Na fase líquida as inclusões permanecem dissolvidas no aço líquido, o que permite que percorram o sistema de enchimento (canais), passem por filtros cerâmicos e se alojem no interior ou na superfície das peças. As inclusões na fase sólida são mais propensas a serem retidas durante a limpeza do aço líquido no forno e na panela, ou durante sua passagem pelo sistema de enchimento e filtros cerâmicos.

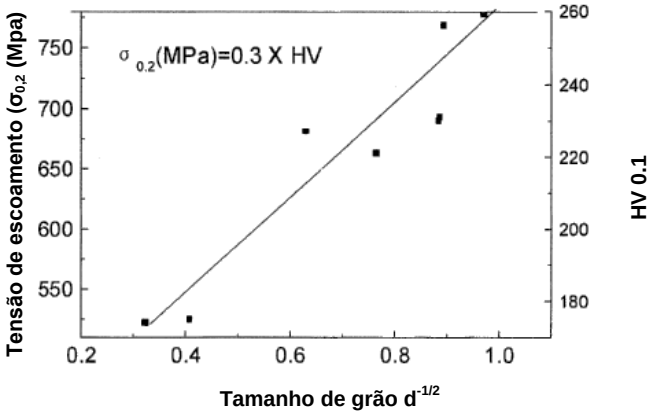
3.2 Refinadores de grão para o aço fundido

Segundo Dieter (1981), o grão em uma liga metálica é uma região cristalina com orientação cristalográfica própria e perturbada apenas por alguns diâmetros atômicos de magnitude. O contorno de grão é o limite físico entre dois ou mais grãos. Quanto menor o tamanho de grão, maior a quantidade de contornos, o que dificulta a movimentação de discordâncias pelo material devido à maior desorientação cristalina encontrada nas regiões de contorno. Esta dificuldade de movimentação de discordâncias implica em aumento da resistência mecânica do material.

Para Reed-Hill (1982), as propriedades mecânicas das ligas metálicas são diretamente relacionadas com o tamanho médio de grão. Com a possível exceção de temperaturas muito elevadas, quanto menor o tamanho de grão, maior é a dureza e o limite de escoamento das ligas metálicas policristalinas. Como exemplo, Hou *et al*. (2003) ilustrou a relação entre o tamanho de grão e o limite de escoamento de um aço ARBL (Alta Resistência Baixa Liga), descrita na figura 3.8. Observa-se que quanto menor o tamanho de grão maior a tensão limite de escoamento e que a

dureza Vickers também está relacionada com o tamanho de grão permitindo a obtenção de uma relação direta entre limite de escoamento e dureza.

Figura 3.8 – Relação entre diâmetro de grão ferrítico ($d^{-1/2}$) e tensão limite de escoamento de aços microligados ao Nb-Ti.



Fonte: Hou *et al*., 2003.

A relação entre a tensão de escoamento e a raiz quadrada da densidade de discordâncias é conhecida como Equação de Hall-Petch, equação 3.3:

$$\sigma_e = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \qquad (3.3)$$

Onde:

σ_e é a tensão de escoamento;

σ_0 é a tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias;

k é a constante que representa uma medida da extensão do empilhamento das discordâncias nas barreiras;

d é o diâmetro médio dos grãos.

Essa relação pode ser deduzida supondo-se que os contornos de grão, por serem obstáculos ao escorregamento das discordâncias, originam atrás de si empilhamentos delas em seus próprios planos de escorregamento e que o número de discordâncias nesses empilhamentos cresce com a diminuição do tamanho de grão e a intensidade da tensão aplicada. Esses empilhamentos produzem uma concentração de tensões no grão adjacente que varia com o número de

discordâncias do empilhamento e a intensidade da tensão aplicada. Em materiais com granulação grosseira, a multiplicação da tensão no grão adjacente é muito menor que em materiais de granulação fina, o que significa que em materiais de granulação fina, é necessária uma tensão aplicada muito maior para causar escorregamento, através do contorno de grão, do que em materiais com granulação grosseira.

Calister (2008) afirma que o contorno de grão atua como uma barreira ao movimento das discordâncias porque uma vez que dois grãos possuem orientações diferentes, uma discordância que passa de um para outro terá que mudar a direção do seu movimento e isso se torna mais difícil na medida em que aumenta a diferença na orientação cristalográfica. Além disso, a falta de ordenação atômica na região do contorno de grão resulta em descontinuidade dos planos de escorregamento.

Para Edmonds e Cochrane (1990), considerando especificamente os aços, o refinamento de grãos de austenita é uma maneira eficiente de melhorar a tenacidade do aço bainítico. Para Azevedo *et al*. (1993), o refinamento do grão de austenita aumenta a proporção de precipitados alotriomórficos no contorno de grão e causa refinamento microestrutural na matriz bainítica.

Lan *et al.* (2011) afirmam que a redução do tamanho de grão da austenita acelera a cinética e reduz o tempo de incubação da transformação bainítica. A temperatura de manutenção isotérmica tem maior influência na velocidade de transformação quando o tamanho do grão austenítico é menor. Este efeito deve-se ao fato de que se o comprimento das placas de bainita é semelhante ao diâmetro dos grãos, elas irão crescer adjacentes umas as outras e não subsequentes. Como consequência, a cinética da transformação é controlada apenas pela velocidade de nucleação no contorno do grão, que é superior à velocidade de crescimento das placas de bainita.

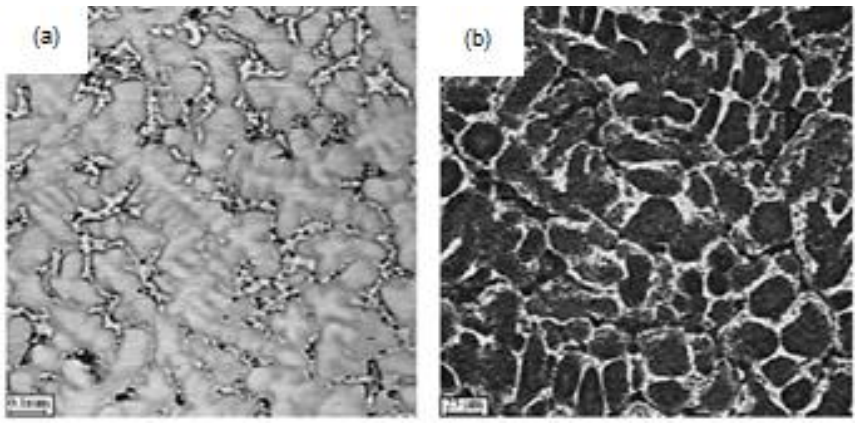
O refinamento do tamanho de grão pode ser obtido por meio da adição de pequenas porções de elementos de liga. O alumínio, o vanádio, o titânio e o nióbio são os mais utilizados em concentrações que geralmente não ultrapassam 0,1 %. O alumínio forma uma dispersão estável de partículas de nitretos de alumínio, algumas das quais permanecem a altas temperaturas nos limites de grão da austenita e impedem, por ancoragem desses limites, o crescimento excessivo do grão. O

vanádio, o titânio e o nióbio formam carbonetos muito estáveis que também bloqueiam os limites de grão da austenita (HONEYCOMBE, 1981).

Segundo Chiaverini (1990), o tamanho de grão depende muito dos constituintes que não se dissolvem na austenita, como as inclusões não metálicas, as quais forçam acentuadamente a elevação da temperatura de crescimento de grão da austenita, o que, em outras palavras, significa que tais inclusões podem evitar o crescimento de grão.

Chen e Li (2007) analisaram grãos de austenita primária em amostras de aço fundido com alto silício antes e depois da adição de refinadores de grão, (figura 3.9). O tamanho de grão, medido por análise de imagem, foi de 800 μm para a amostra não refinada e 40 μm para a amostra com refinadores.

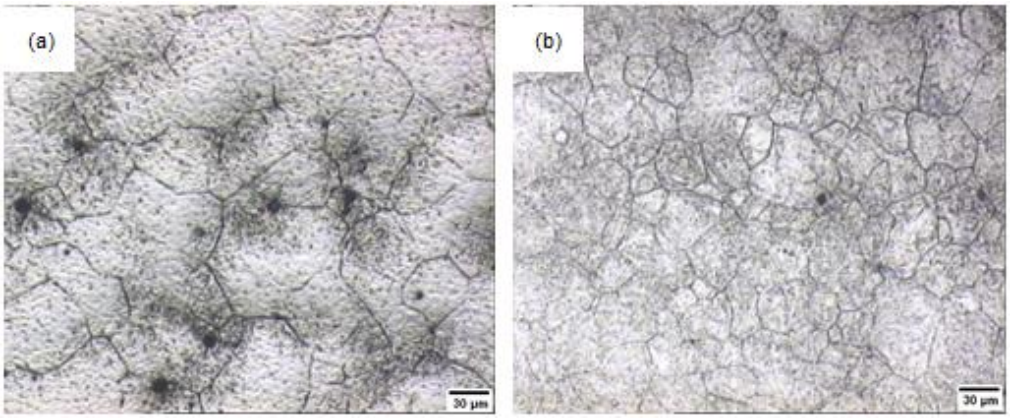
Figura 3.9 – Micrografias com grãos de austenita de um aço fundido com alto silício.



(a) Liga não refinada, (b) Liga refinada.
Fonte: Chen e Li, 2007.

Araújo *et al*. (2009) avaliaram duas ligas de aço fundido com composição química base para obtenção de matriz bainítica livre de carbonetos. Em uma das ligas foram adicionados como refinadores de grão os elementos vanádio, titânio e terras raras (TR) do tipo *mischmetal*. Na outra não foram adicionados refinadores. Na figura 3.10 estão ilustradas as micrografias das duas ligas com o delineamento dos grãos austeníticos. O tamanho de grão foi determinado pelo método do intercepto linear da norma ASTM E 112 - 2004. Observa-se na liga com os refinadores uma redução do tamanho de grão austenítico de 43 para 30 μm, o que promoveu aumento na resistência à tração de 1500 para 1744 MPa e no alongamento de 1,75 para 9,13 %.

Figura 3.10 – Micrografia óptica mostrando o contorno dos grãos austeníticos.



(a) Liga sem refinadores, (b) Liga com refinadores.

Fonte: Araújo *et al*., 2009.

Fed'kov *et al*. (1976) investigaram o efeito das adições de cálcio-silício, ferro-cério, titânio, vanádio, nióbio, zircônio e modificadores de composição complexa constituídos por pós semimetálicos obtidos a partir de resíduos de titânio-magnésio nas propriedades de uma liga de aço com baixo carbono. Os resultados indicaram aumento da ductilidade e tenacidade após a adição de 0,15% de cálcio-silício e ferro-cério devido à melhoria na forma das inclusões não metálicas. As características de resistência permaneceram praticamente inalteradas. Com a adição de 0,05% de titânio e 0,07% de vanádio, ocorreu aumento da resistência à tração e do limite de escoamento, atribuídos ao refino dos grãos e à precipitação de carbonetos e nitretos finamente dispersos nos grãos da solução sólida. Os melhores resultados foram obtidos com a adição de vanádio. A ductilidade apresentou redução e a tenacidade aumentou um pouco. O experimento com adição de pós semimetálicos compostos por alumínio, titânio, zircônio, magnésio, vanádio, cálcio, cromo, cobre, manganês, nióbio e tântalo, apresentou os melhores resultados considerando-se resistência, ductilidade e tenacidade. Isto se explica pela atuação simultânea do vanádio, do titânio e do cálcio.

Dadkhah (2014) estudou o efeito da adição de 0,5% de Fe-Si-Mg-Ca-terras raras, contendo 1% de cálcio e 1% de terras raras, sobre a microestrutura de uma liga de aço carbono ultra resistente contendo 1,5% de carbono. Os resultados mostraram que o tratamento de modificação com Fe-Si-Mg-Ca-terras promoveu refinamento e esferoidização dos carbonetos. A rede contínua de carbonetos tornou-se fragmentada, dispersa e esferoidizada na matriz, melhorando sensivelmente a

microestrutura do aço. A amostra modificada apresentou tamanho médio de grão de 58 µm, 44% menor do que o tamanho médio de grão da amostra não modificada, que foi de 105 µm. O experimento mostrou que o Fe-Si-Mg-Ca-terras raras pode formar compostos intermetálicos de alto ponto de fusão que servem como núcleos para a austenita primária. Além disso, o modificador pode migrar para o contorno de grão refinando-o e retardando o crescimento dos carbonetos em suas direções cristalográficas preferidas. A amostra modificada apresentou ainda redução de 46% em porosidades e 33% em inclusões. O estudo não abordou a influência do modificador sobre os constituintes da matriz.

Segundo Tuttle (2015) geralmente, o refinamento dos grãos durante a solidificação do aço refere-se à minimização ou eliminação de grãos colunares e refinamento de grãos equiaxiais, promovidos por nucleação heterogênea obtida com adição de ferro liga contendo partículas nucleantes.

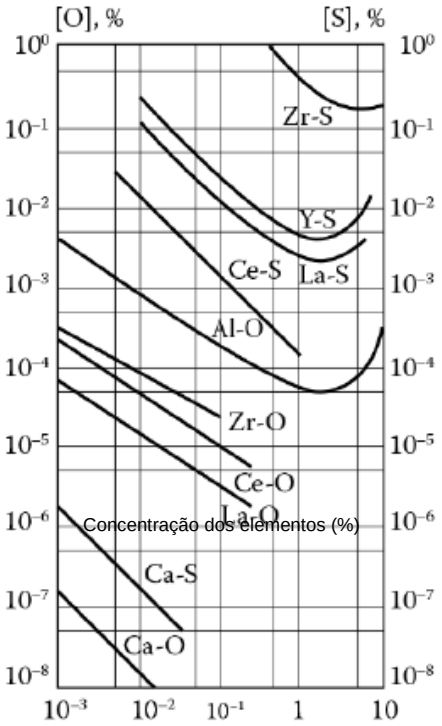
Segundo Smirnov *et al*. (2016) o cério e o lantânio possuem mais afinidade com o oxigênio do que o alumínio, o zircônio, o titânio e o silício. Possuem também mais afinidade pelo enxofre do que o zircônio e o manganês. Assim, o cério e o lantânio podem substituir tais elementos em seus óxidos e sulfetos, conforme indica a figura 3.11. Além disso, as linhas de equilíbrio da reação do cério e do lantânio com o oxigênio estão localizadas abaixo das linhas de equilíbrio da reação com o enxofre, o que significa que o cério e o lantânio reagem primeiro com o oxigênio dissolvido no aço e depois com o enxofre, ou seja, primeiro são formados os óxidos e posteriormente os sulfetos.

Ji *et al*. (2018) compilaram diversos estudos sobre a aplicação das terras raras, notadamente do lantânio e do cério, como refinadores de grãos dos aços. Os autores concluíram que esses elementos atuam aumentando a proporção da zona de formação dos cristais equiaxiais em detrimento da zona de formação dos cristais colunares, ou reduzindo o tamanho médio do grão ou produzindo ambos os efeitos. O refinamento da estrutura é atribuído principalmente à nucleação heterogênea de óxidos, oxissulfetos e sulfetos de elementos das terras raras que possuem elevado ponto de fusão.

Segundo Ji *et al*. (2018), os óxidos de terras raras (TR) se formam antes dos sulfetos. Os autores verificaram que a sequência de formação consiste incialmente de óxidos, depois oxissulfetos e por fim sulfetos. O óxido típico é TR_2O_3. O oxissulfeto é um produto intermediário durante a transição da desoxidação para a

dessulfuração por cério e lantânio. Sua variedade e distribuição dependem do teor de oxigênio e enxofre do aço, sendo a forma mais comum TR_2O_2S. A formação dos sulfetos está relacionada com os teores de terras raras e enxofre (TR/S) no aço fundido. Os sulfetos típicos são TR_2S_3, TR_3S_4 e TRS. A eficiência do refino de grãos pela adição de lantânio e ou cério varia em diferentes tipos de aço, não sendo possível definir para qual fase, ferrita delta (δ) ou austenita (ɣ), o efeito é mais eficiente.

Figura 3.11 - Linhas de equilíbrio para metais de terras raras dissolvidos em aço e afinidade por oxigênio e enxofre a 1600 °C.



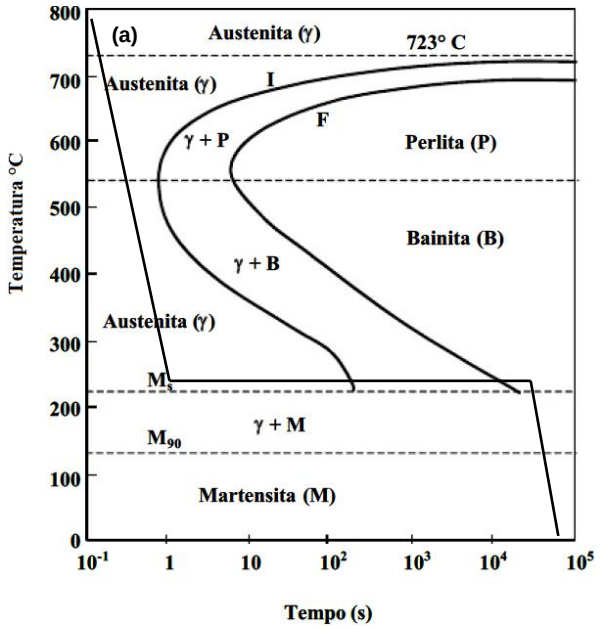
Fonte: Smirnov *et al*., 2016 (Adaptado).

3.3 Transformação bainítica

A bainita é uma microestrutura composta por uma mistura não lamelar de ferrita e carbonetos, que pode ser classificada em dois tipos principais: i) bainita superior; e ii) bainita inferior (BHADESHIA, 2001). Outra definição comumente utilizada a descreve como sendo composta por ferrita acicular ou em placas, contendo carbonetos dispersos (AARONSON, 2002).

Segundo Santos (2006) a bainita recebe esse nome por ter sido identificada pela primeira vez por E. C. Bain, na década de 30 do século passado. Pode ser obtida pelo processo de resfriamento contínuo ou pela transformação isotérmica. Na transformação isotérmica, a formação de bainita ocorre em uma faixa de temperatura entre o início da transformação da martensita e a temperatura de formação da perlita. Na figura 3.12 é exibida a representação esquemática de um diagrama TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) no qual a curva (a) representa o resfriamento que propicia a obtenção da estrutura bainítica.

Figura 3.12 – Representação esquemática do diagrama TTT para o aço eutetóide e curva de resfriamento para obtenção de bainita.



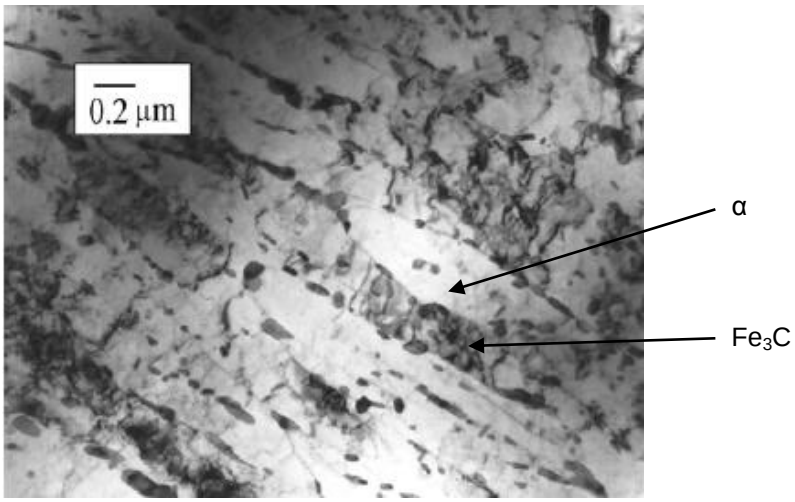
Fonte: Santos, 2006 (Adaptado).

Segundo Bhadeshia e Edmonds (1980), a bainita é um constituinte em forma de feixes, com carbonetos precipitados, cujos detalhes microestruturais só podem ser diferenciados por microscopia eletrônica. Na figura 3.13 é apresentada uma micrografia obtida por Caballero *et al.* (2009) em microscópio eletrônico de transmissão, na qual se observa a microestrutura bainítica convencional composta de ferrita e cementita.

Segundo Liu *et al*. (2011), para distinguir-se a morfologia da bainita é requerida uma caracterização tridimensional da microestrutura. Na figura 3.14 são exibidas imagens obtidas por microscopia de raios de íons focalizados (*Focused Ion Beam* –

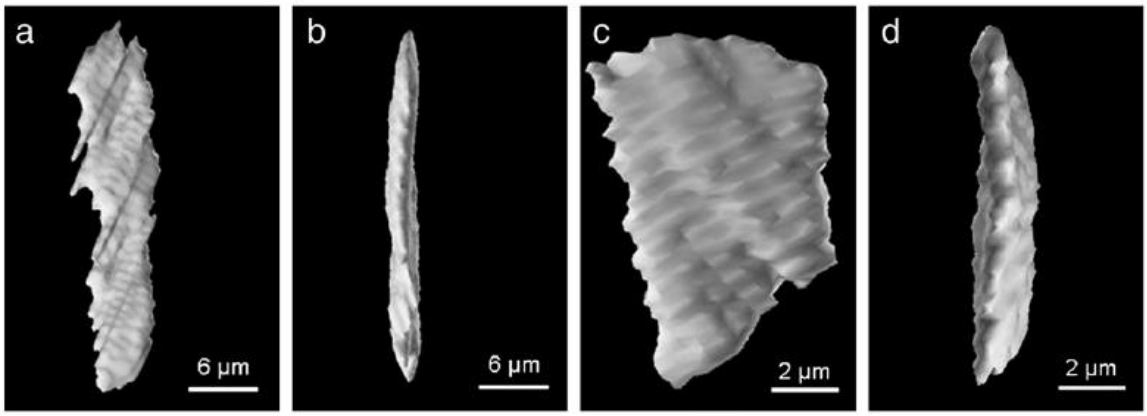
FIB), nas quais se observam reconstruções em 3D de ripas e placas da bainita inferior.

Figura 3.13 – Microestrutura bainítica convencional (aço 0,2%C, 1%Cr, 2%Mn).



Fonte: Caballero *et al*., 2009 (Adaptado).

Figura 3.14 – Reconstrução em 3D de ripas e placas da bainita inferior.

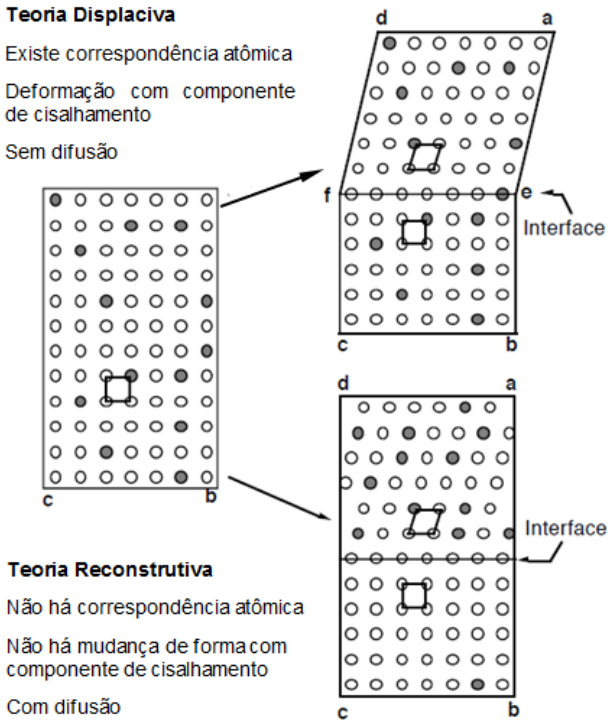


(a) e (b) Vistas diferentes da bainita inferior em forma de ripa.
(b) e (c) Vistas diferentes da bainita inferior em forma de placa.
Fonte: Liu *et al*., 2011.

De acordo com Bhadeshia (2001), o mecanismo de transformação da bainita foi tema de um profundo debate entre pesquisadores. Algumas linhas de pensamento defendem que a transformação ocorre por difusão, teoria denominada reconstrutiva. Outras, que ocorre por cisalhamento, chamada de teoria displaciva. Na figura 3.15 são exibidas, esquematicamente, as diferenças associadas aos dois mecanismos.

Para Bhadeshia e Edmonds (1980), a teoria displaciva considera que ocorre uma mudança de forma na região transformada descrita como um plano invariante de deformação. Essa mudança apresenta um grande componente de cisalhamento e é idêntica à observada durante a transformação martensítica. As tensões geradas provocam deformação plástica na austenita adjacente e em virtude dela e do aumento da densidade de discordâncias na interface, cessa o crescimento das ripas de ferrita. Desse modo, cada subunidade de bainita atinge um tamanho limite, o qual é muito menor que o tamanho de grão da austenita.

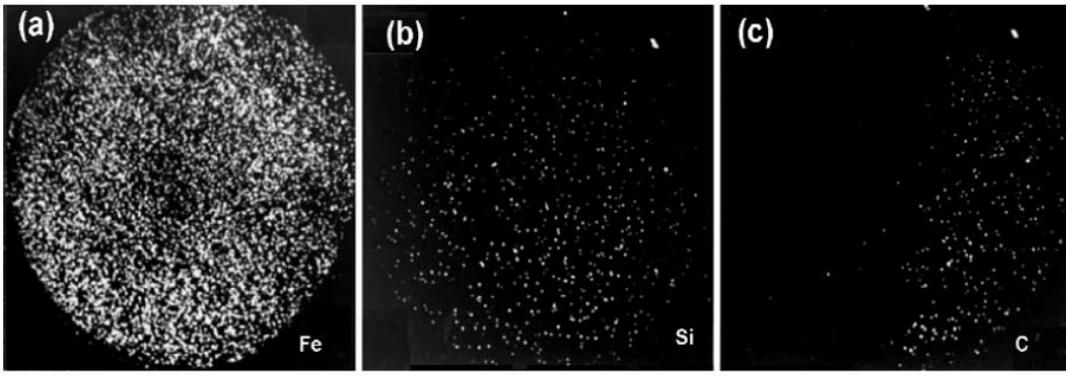
Figura 3.15 – Diferenças associadas aos dois mecanismos da transformação bainítica.



Fonte: Bhadeshia, 2001 (Adaptado).

Bhadeshia e Waugh (1982) estudaram, por meio de microscopia de campo iônico (*Field Ion Microscopy* – FIM) e análise de sonda atômica de 1D (*1D Atom Probe*), a interface ferrita/austenita de um aço com teor médio de carbono e alto de silício (0,4% de C e 2% de Si), cuja transformação bainítica ocorreu a 350ºC. As imagens obtidas nesse estudo estão representadas na figura 3.16, nas quais cada ponto representa um átomo. Observa-se que a distribuição dos átomos de ferro (a) e silício (b) é uniforme. O mesmo não ocorre com o carbono (c), que se deslocou para a austenita.

Figura 3.16 – Imagens de íons evaporados obtidos por meio de sonda atômica mostrando a distribuição de átomos através da interface ferrita/austenita durante a transformação bainítica.



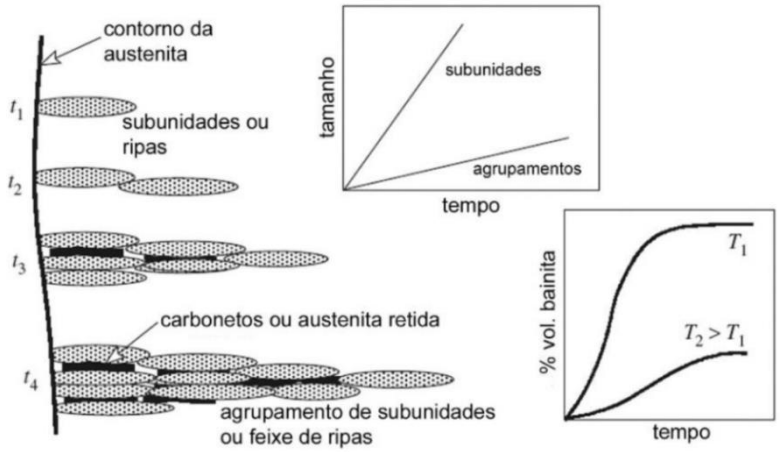
Fonte: Bhadeshia e Waugh (1982).

Segundo Lee *et al*. (1988), a teoria reconstrutiva considera que as placas de ferrita bainítica são formadas pelo movimento de átomos ativados termicamente na interface ferrita-austenita sob um completo equilíbrio entre essas fases. São necessários movimentos atômicos de longo alcance, portanto, a transformação é controlada por processos de difusão de elementos substitucionais. O teor de carbono da austenita no final da transformação corresponde ao teor definido pela linha teórica de separação entre as regiões de transformação $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$, também conhecida como linha Ac_3, do diagrama Ferro-Carbono.

A verificação final do caráter displacivo da transformação ocorreu alguns anos depois, quando Swallow e Bhadeshia (1996) caracterizaram por microscopia de força atômica (*Atomic Force Microscopy* – AFM), o relevo gerado em uma superfície polida durante a transformação bainítica, determinando assim a deformação por cisalhamento associada à transformação. Uma vez confirmado o caráter displacivo da transformação bainítica, os estudos se direcionaram ao papel que o carbono desempenha no processo de crescimento da ferrita bainítica, uma vez que a transformação displaciva nem sempre implica a ausência de difusão intersticial (SWALLOW e BHADESHIA, 1996). As características essenciais da transformação bainítica estão ilustradas na figura 3.17, na qual Bhadeshia (2001) demonstra que a nucleação dos feixes de ripas de ferrita a partir do contorno de grão da austenita e a nucleação das subunidades dos feixes de ferrita na ponta do feixe já existente. O tempo é um fator muito relevante para a transformação bainítica e na figura 3.17

está também descrito como ele influencia a variação da taxa de transformação bainítica e o tamanho das subunidades e agrupamentos.

Figura 3.17 – Fatores relevantes na descrição da cinética de transformação da bainita.



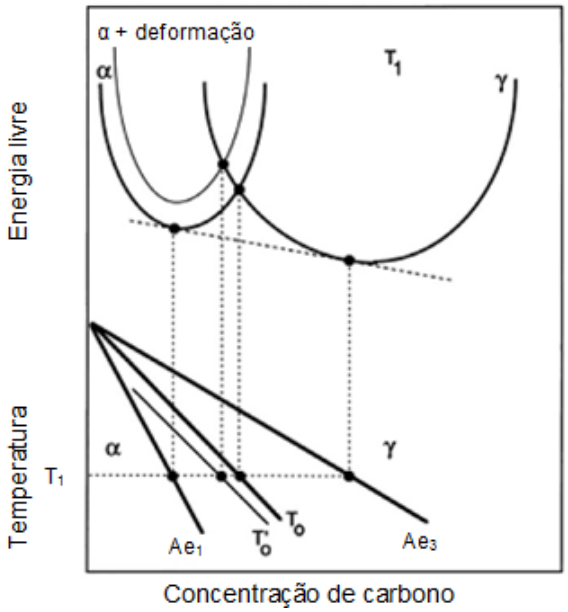
Fonte: Bhadeshia, 2001 (Adaptado).

Segundo Bhadeshia (2001), uma vez que a transformação bainítica tenha se iniciado ela ocorre por meio da nucleação sucessiva de subunidades de ferrita bainítica supersaturadas em carbono, até que atinjam certo tamanho. Imediatamente depois, a subunidade expulsa o excesso de carbono para a austenita circundante. Essa transformação continua, enriquecendo a austenita residual com carbono de forma progressiva enquanto a mudança na energia livre é favorável. Quando o teor de carbono da austenita residual é tal que $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$, ou seja, a energia livre para a formação adifusional de ferrita se iguala a zero, a transformação cessa, uma vez que a formação adifusional de uma nova subunidade de ferrita bainítica é impedida. A reação bainítica é então "incompleta" porque a austenita não atinge sua composição de equilíbrio dada pela linha Ae_3.

Na figura 3.18 são apresentadas curvas de energia livre para a ferrita (α) e a austenita (ɣ) em função da concentração de carbono. Para uma dada composição química, a cada temperatura de transformação corresponde uma quantidade máxima de concentração residual de carbono na austenita, de acordo com a condição termodinâmica $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$. A linha T_0 é a representação dessas temperaturas em comparação com o teor máximo de carbono correspondente a uma determinada composição química. Se a energia de deformação associada à transformação bainítica estimada em 400 J mol^{-1} é levada em conta no cálculo da

energia livre da ferrita, a curva de energia livre de Gibbs é deslocada para valores de temperatura ligeiramente mais altos e a condição $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$ ocorre com uma concentração de carbono menor do que se a energia de deformação não for considerada. A linha T_0, neste caso, move-se para concentrações um pouco mais baixas, constituindo a chamada linha T'_0. (BHADESHIA 2001).

Figura 3.18 – Curvas de energia livre para a ferrita e para austenita em função da concentração de carbono ilustrando o conceito da linha T0.



Fonte: Bhadeshia, 2005 (Adaptado).

3.4 Bainita superior e inferior

Segundo Hehemann (1973), tanto a bainita superior quanto a bainita inferior formam agregados de pequenas placas ou ripas de ferrita. A essencial diferença entre elas é a distribuição dos carbonetos precipitados. Os carbonetos na bainita superior frequentemente formam alongadas partículas entre as ripas de ferrita bainítica. Enquanto na bainita inferior, os carbonetos tendem a precipitar no interior da ripa de ferrita bainítica, em ângulo inclinado à direção principal de crescimento dessas ripas.

Bhadeshia (2001) afirma que a bainita superior é composta por ripas finas de ferrita que crescem de forma agrupada formando um feixe. Cada ripa individual, também chamada de subunidade, é separada por regiões de fases residuais

constituída de austenita retida, ou martensita, ou cementita. Dentro de cada feixe, todas as ripas individuais tendem a estar em comum orientação cristalográfica. Essas ripas apresentam espessura em torno de 0,2 μm e comprimento de aproximadamente 10 μm. Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos, com espessura de poucos nm e comprimento em torno de 500 nm. Devido à precipitação de carbonetos no interior das placas de ferrita, somente uma pequena quantidade de carbono passa por difusão para a austenita retida. Em outras palavras significa que menos partículas de cementita, e mais finas, precipitam-se entre as placas de ferrita bainítica, se comparada à bainita superior. Em consequência desse fenômeno, a bainita inferior tende a ser mais tenaz e resistente do que a bainita superior.

Para Santos (2006), a bainita superior, formada a temperaturas próximas ao cotovelo das curvas em “C” dos diagramas de transformações isotérmicas, é constituída por ferrita na forma de ripas e partículas alongadas de cementita formadas entre as ripas, a partir do carbono rejeitado na formação da ferrita. Já a bainita inferior, formada a temperaturas próximas do início da formação da martensita, é constituída por ferrita na forma de plaquetas e por partículas muito finas de carbonetos precipitados no interior dessas plaquetas. Dependendo da composição química do aço e das condições de transformação a bainita inferior pode apresentar em sua constituição, além da cementita, o carboneto ε.

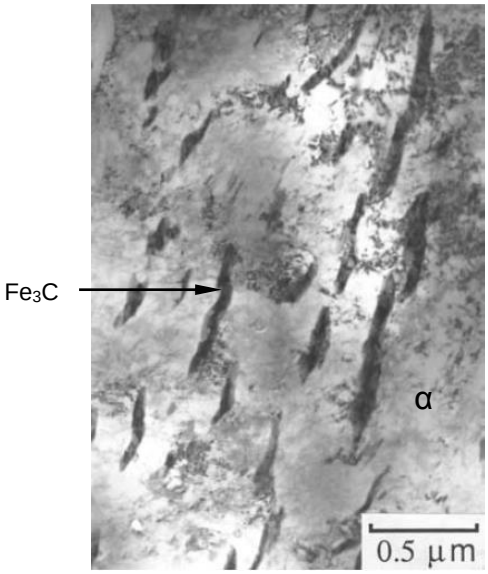
Segundo Bhadeshia (2001) as subunidades da ferrita bainítica crescem de forma adifusional e supersaturada em carbono até atingir um tamanho final. Se posteriormente todo esse carbono é expulso para a austenita residual, a microestrutura bainítica obtida é a bainita superior.

Na figura 3.19 é possível observar a distribuição das partículas de cementita entre as ripas de ferrita, em uma micrografia de bainita superior obtida por microscopia eletrônica de transmissão.

Por outro lado baixas temperaturas de tratamento ou altas concentrações de carbono favorecem a precipitação de carbonetos, geralmente cementita, dentro da subunidade de ferrita bainítica, antes que todo o carbono seja expulso para a austenita residual. Nesse caso, a microestrutura bainítica corresponde à bainita inferior. A quantidade de carbono expulsa para a austenita residual é menor quando da formação da bainita inferior, de modo que entre as placas de ferrita bainítica precipitam menos e menores partículas de cementita do que na bainita superior do

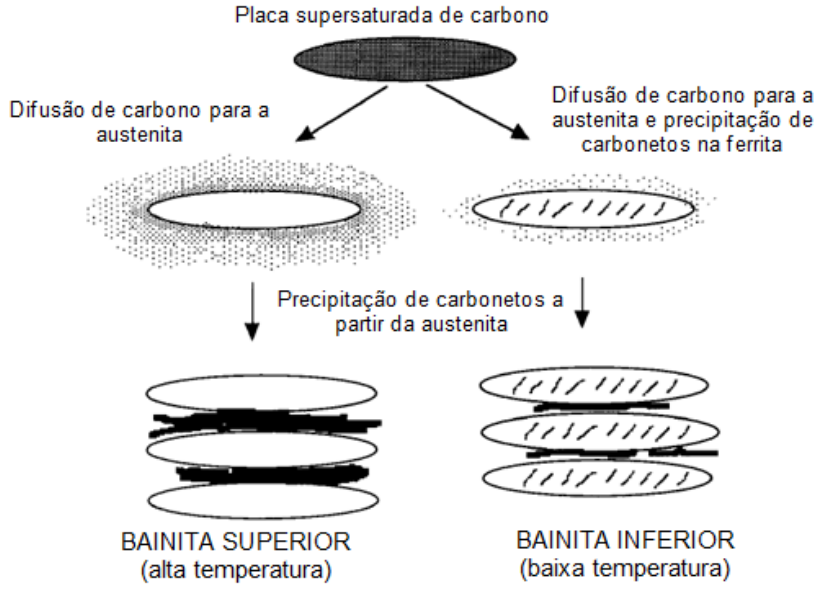
mesmo aço. Na figura 3.20 Bhadeshia (2001) representa esquematicamente os mecanismos de formação da bainita superior e da bainita inferior.

Figura 3.19 – Micrografia de bainita superior.



Fonte: Bhadeshia, 2001 (Adaptado).

Figura 3.20 – Representação esquemática dos mecanismos de formação e transição da bainita superior e da bainita inferior.

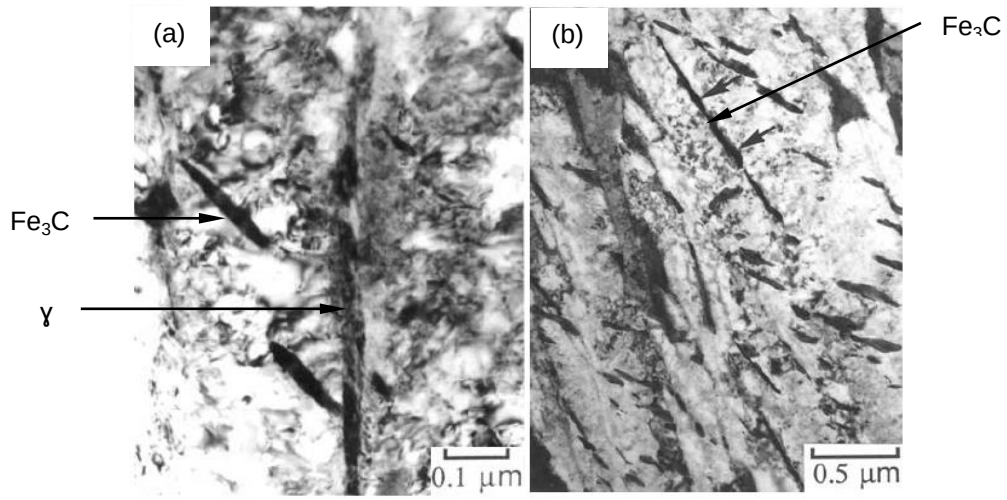


Fonte: Bhadeshia, 2001 (Adaptado).

Na figura 3.21 são ilustradas duas micrografias da bainita inferior obtidas por microscopia eletrônica de transmissão. Na figura 3.21(a) são exibidas partículas de

cementita dentro das placas de ferrita e o filme de austenita entre as placas. Na figura 3.21(b) observa-se entre a precipitação de carbonetos entre as placas de ferrita.

Figura 3.21 – Micrografias da bainita inferior.



(a) Bainita inferior obtida por tratamento térmico em curto período de tempo (435 ºC, 10min).
(b) A mesma amostra após tempo de tratamento térmico prolongado (435 ºC, 30 min).
Fonte: Bhadeshia, 2001 (Adaptado).

3.5 Aços de alta resistência mecânica com estrutura bainítica

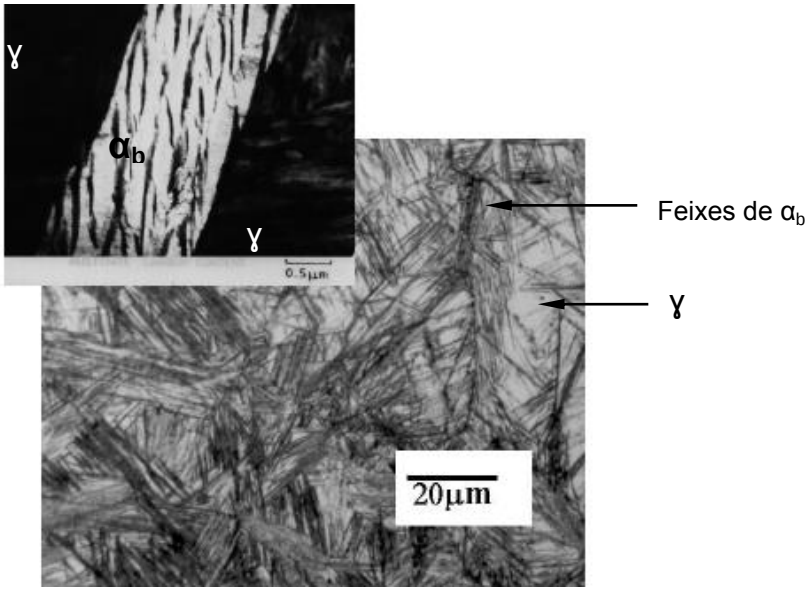
Ao se adicionar teores acima de 1,5% de silício ao aço é possível impedir a precipitação de carbonetos durante a transformação bainítica. O silício tem uma solubilidade muito baixa na cementita e impede o crescimento dela na austenita residual após a formação da bainita. O carbono expulso como consequência da formação da ferrita bainítica, enriquecerá a austenita residual, produzindo sua estabilização até a temperatura ambiente. O resultado é uma microestrutura bainítica livre de carbonetos formada por placas muito finas de ferrita bainítica, separadas por regiões de austenita enriquecidas em carbono (BHADESHIA, 2001).

Na figura 3.22 está ilustrada uma microestrutura bainítica livre de carbonetos obtida por Caballero *et al*. (2009) e na figura 3.23 apresenta-se um diagrama esquemático desenvolvido por Brandenberg (2002) no qual está descrita a transformação bainítica incompleta em ADI (*Austempered Ductile Iron*). É possível

observar a interrupção ou estáse da transformação bainítica onde surge a separação entre as curvas em C da ferrita/perlita e da bainita.

Segundo Goldenstein (2002) a estáse ocorre tantos nos aços ligados com cromo e molibdênio, nos quais a cementita não é o carboneto de equilíbrio, como também nos aços ligados com silício ou alumínio. A solubilidade desses elementos na cementita é quase nula o que atrasa a formação dos carbonetos.

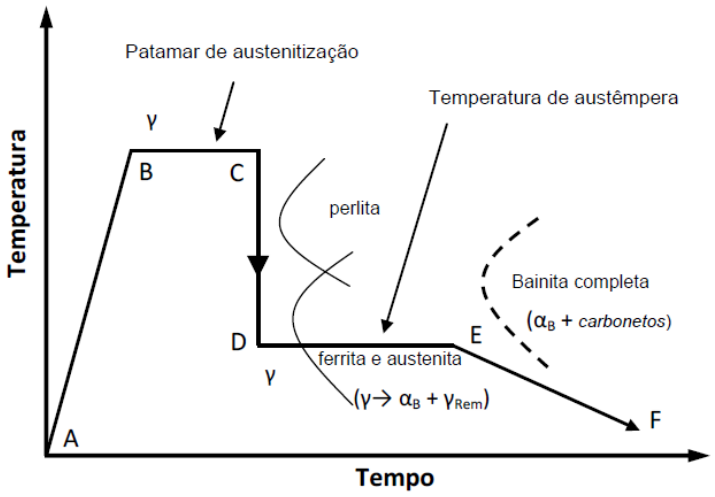
Figura 3.22 – Microestrutura bainítica livre de carbonetos.



(a) TEM - Placa de ferrita bainítica (α_b) entre regiões de austenita (γ).
(b) MO - Estrutura bainítica livre de carbonetos.

Fonte: Caballero *et al*., 2009 (Adaptado).

Figura 3.23 – Diagrama TTT representando a transformação bainítica incompleta no ADI.



Fonte: Brandenberg, 2002 (Adaptado).

Os aços bainíticos nanoestruturados, também conhecidos como *nanobain*, representam uma nova geração de aços com elevada resistência mecânica e tenacidade excepcionalmente alta (CABALLERO E BHADESHIA, 2004). A microestrutura desses aços não possui cementita. É formada por placas extremamente finas de ferrita bainítica com 20 a 40 nm de espessura e folhas finas de austenita enriquecida com carbono, o que a confere dureza em torno de 600 HV e resistência acima de 2,5 GPa.

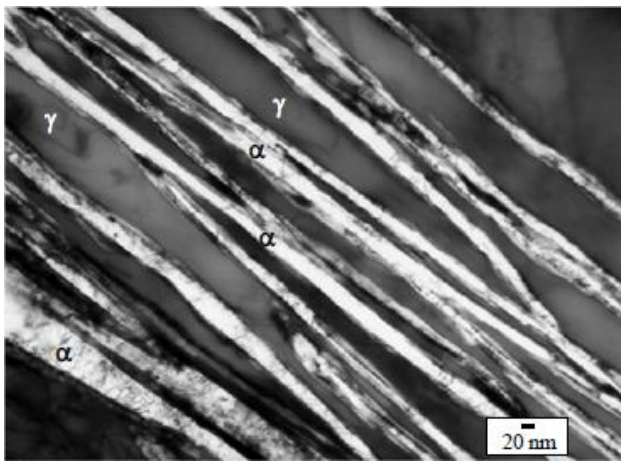
O mais notável dessa microestrutura é que mais de 85% dela é composta por placas de ferrita bainítica com teor de carbono 10 vezes superior ao que indica o equilíbrio. O restante é austenita em forma de lâminas bem finas com mais de um 1,5% de carbono. As lâminas de austenita intercaladas entre as subunidades de ferrita bainítica são muito estáveis térmica e mecanicamente devido à sua supersaturação em carbono. Como sua espessura é de alguns nm, ela não se transforma pelo efeito TRIP – Plasticidade Induzida por Transformação de Fases (*Transformation Induced Plasticity*) em martensita (CABALLERO *et al*., 2009).

Uma microestrutura com essas características é muito vantajosa, pois fará com que o aço tenha elevada resistência à fratura por clivagem e possa apresentar, simultaneamente, melhor resistência e apreciável tenacidade, devido à espessura ultrafina das placas de ferrita bainítica. Porém, é preciso evitar a presença de blocos de austenita retida na microestrutura, pois eles podem se transformar em martensita com alto teor de carbono, comprometendo assim o ganho de resistência. Para controlar isso, é necessário garantir a formação da máxima fração volumétrica possível de ferrita bainítica (CABALLERO *et al*., 2009).

O teor de carbono desses aços, 0,6 a 1% em peso, impede seu uso como chapa para automóveis, mas suas excelentes propriedades e sua estrutura em nanoescala despertam grande interesse tecnológico (CABALLERO *et al*., 2010).

Segundo Morales-Rivas *et al*. (2015), sob esforço, a *nanobain* responde como uma estrutura do tipo compósito, com tensão entre as fases de ferrita bainítica e austenita retida, como relatado para outros aços multifásicos. Na figura 3.24 é exibida a imagem de uma microestrutura bainítica nanoestruturada, obtida por microscopia eletrônica de transmissão, composta de ferrita (α) + Austenita (ɣ) de um aço com 0,9% de carbono, 1,5% de silício, 1,9% de manganês e 1,3% de cromo. Sua temperatura de início da transformação bainítica (B_i) é de 335 ºC e de início da transformação martensítica (M_i) de 120ºC.

Figura 3.24 – Microestrutura bainítica nanoestruturada.



Fonte: Caballero *et al*., 2009.

A chave para se conseguir essa nanoestrutura de propriedades excepcionais é a baixa temperatura de transformação que pode chegar a 125ºC. Na prática, essa condição requer longos tempos de tratamento térmico que propiciam a obtenção de estruturas uniformes e livres de tensões residuais ou processamento complexo. Mas se um cenário comercial precisa de tratamentos térmicos mais rápidos, a transformação pode ser acelerada por adições controladas de elementos de liga tais como alumínio e cobalto em teores menores que 2%, pois eles promovem a mudança da energia livre durante a transformação da austenita em ferrita (GARCIA-MATEO E CABALLERO, 2014).

Segundo Huang *et al*. (2013), reduzir o teor de manganês tem um efeito muito maior na aceleração da reação de formação da bainita do que adicionar cobalto, o que pode promover reduções significativas dos custos de produção. O alumínio e o cobalto são eficazes na aceleração da transformação da bainita quando os teores de carbono variam de 0,7 a 1,0%. O alumínio inibe ainda a formação de carbonetos. Uma maior concentração de carbono reduz a fração volumétrica máxima alcançável da ferrita bainítica. Por outro lado teores mais baixos aumentam M_i (temperatura de início da transformação martensítica), o que consequentemente conduz à formação de bainita mais grosseira e perda de resistência mecânica. O teor elevado de silício visa à obtenção da bainita livre de carbonetos. Os teores de cromo e molibdênio objetivam compensar a diminuição da dureza devido ao teor reduzido de manganês.

Os aços bainíticos são aplicados em situações que demandam elevada resistência mecânica. Peças forjadas de grandes dimensões, como componentes de

vasos de pressão e núcleos de reatores, têm sido fabricadas em aço bainítico contendo Ni-Cr-Mo ou Cr-Mo. Aços bainíticos de baixo teor de carbono, contendo Cu-Ni-Cr-Mo são apropriados para construção naval. Os aços Cr-Mo-V e Ni-Mo-V são indicados para peças forjadas como rotores de turbina a vapor (BRAMFFIT E SPEER, 1990).

Os aços liga, como o aço AISI 4340, são também produzidos com microestrutura bainítica para aplicações estruturais críticas na indústria aeronáutica, aeroespacial e de energia nuclear (LIU *et al*., 2003). Bhadeshia (2005) realizou pesquisas nas quais foram apresentados aços bainíticos de alto desempenho utilizados em trilhos e blindagens.

Nos últimos anos a microestrutura bainítica tem recebido especial atenção. Investigações científicas indicam a relevante contribuição que o predomínio de determinada microestrutura bainítica pode exercer no desempenho dos aços modernos, proporcionando uma excelente relação entre resistência, tenacidade e conformabilidade, quando comparada a outras estruturas com prevalência de qualquer das demais fases, como ferrita, austenita retida, ou martensita. Isto porque nestes aços sua resistência origina-se da mistura entre grãos finos ou ultrafinos de ferrita bainítica com finas estruturas das fases secundárias distribuídas uniformemente (ZHU *et al*., 2011).

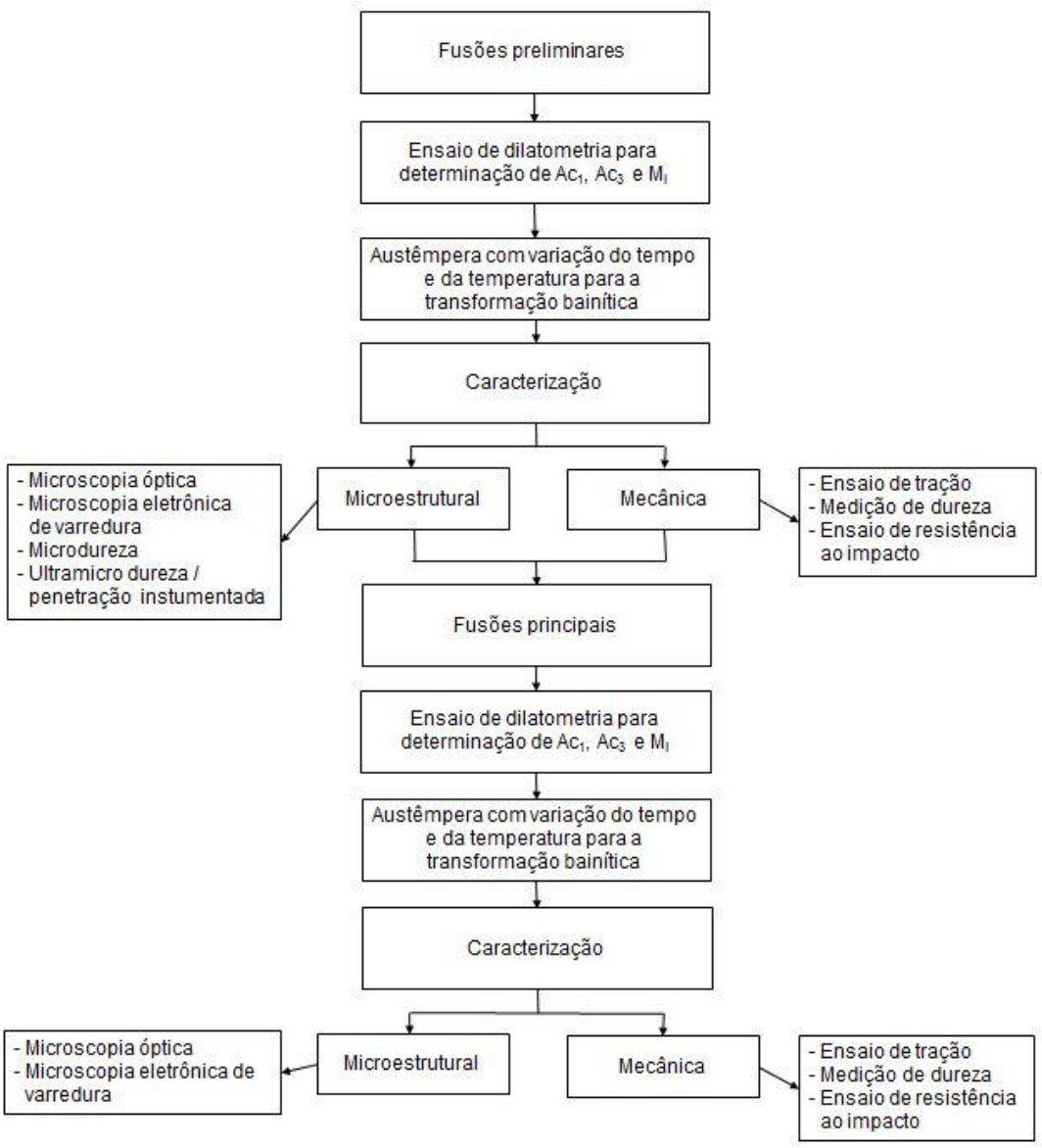
Segundo Garcia-Mateo e Caballero (2014), os aços bainíticos exibem uma combinação excepcional de propriedades mecânicas que o colocam em posição vantajosa frente a outros materiais para diferentes aplicações, como transporte, construção, indústrias *offshore* e indústria bélica.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Descrição Geral do Trabalho

Neste trabalho investiga-se o efeito de quatro tipos diferentes de refinadores de grão austenítico na microestrutura de uma liga de aço fundido bainítico, antes e após tratamento térmico de austêmpera. Estuda-se também o efeito da temperatura e do tempo desse tratamento na microestrutura e no comportamento mecânico da liga. A figura 4.1 apresenta o fluxograma dos experimentos.

Figura 4.1 – Fluxograma do trabalho.



Fonte: Próprio autor.

Foram realizadas fusões preliminares da liga com e sem a adição de diferentes tipos de refinadores. Após avaliação do tamanho dos grãos, da microestrutura e das propriedades mecânicas de cada liga, um dos experimentos foi escolhido e repetido em escala maior, assim como a liga sem a adição dos refinadores. Foram então obtidos corpos de prova nos quais se realizou austêmpera com variação do tempo e da temperatura para análise da transformação bainítica. Após a caracterização das ligas austemperadas foram elaboradas novas fusões com modificações na composição química visando melhorias de propriedades mecânicas e de fundição. Realizou-se então a caracterização estrutural e mecânica definitiva das ligas.

A escolha da composição química de referência, descrita na tabela 4.1, foi feita com base em um estudo elaborado por Huang *et al*. (2013), no qual foram investigadas 729 possíveis ligas e suas propriedades, para obtenção de bainita nanoestruturada livre de carbonetos.

Tabela 4.1 – Composição química de referência da liga de aço elaborada no trabalho.

Elemento	Carbono	Silício	Manganês	Alumínio	Cromo	Molibdênio
% em peso	0,80	1,90	0,10	0,70	1,90	0,25

Fonte: Huang *et al*., 2013.

Os refinadores de grão utilizados foram o vanádio, o titânio, um inoculante com cério e esses refinadores em conjunto. Todos foram triturados e peneirados em peneira com malha de 0,85 mm, sendo utilizada a porção passante. O vanádio e o titânio foram adicionados por meio de ferro liga. O inoculante também é um ferro liga cuja base é o silício, contendo ainda pequenas e definidas porções de elementos químicos tais como cálcio, estrôncio, zircônio, terras raras e alumínio, utilizado para nucleação da grafita em ferros fundidos cinzentos e nodulares.

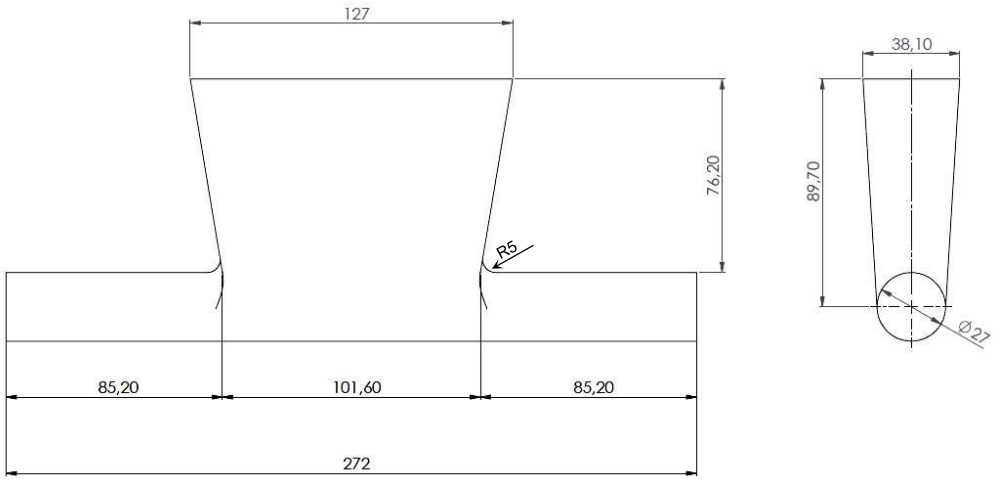
4.2 Ligas Preliminares – Etapa 1

4.2.1 Confecção dos moldes de areia

Em cada uma das fusões preliminares foram produzidos quatro blocos para obtenção de amostras destinadas a avaliação dos tamanhos de grão austenítico. O

tipo de bloco escolhido consta na norma ASTM A1067 / A1067M – 12a (2018) e está ilustrado na figura 4.2, sendo sua massa de aproximadamente 3 kg.

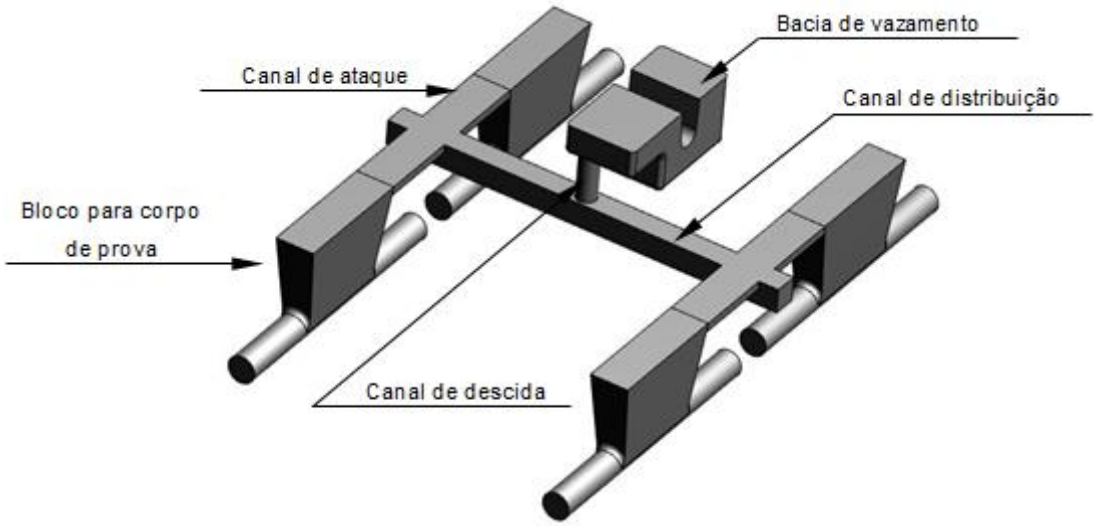
Figura 4.2 – Bloco para obtenção dos corpos de prova.



Fonte: ASTM A1067 / A1067M – 12a, 2018 (Adaptado), dimensões em mm.

Para que os blocos fossem preenchidos ao mesmo tempo e com o aço na mesma temperatura, foi projetado e confeccionado em madeira um sistema de canais composto por bacia de vazamento, canal de distribuição e canal de ataque. Os cálculos para o dimensionamento desses itens constam no apêndice I. O desenho em 3D contemplando os corpos de prova e o sistema de canais é apresentado na figura 4.3. O ferramental, fabricado em madeira, é evidenciado na figura 4.4.

Figura 4.3 – Desenho em 3D dos corpos de prova e sistema de canais.



Fonte: Próprio autor.

Figura 4.4 – Ferramental usado na moldagem dos blocos para obtenção dos corpos de prova.



Fonte: Próprio autor.

Os moldes foram confeccionados em areia de fundição aglomerada com resina furânica, cujo principal componente é o álcool furfurílico e o seu endurecimento, ou cura, ocorre por meio de reação química com um catalisador a base de ácido xileno sulfônico. A areia foi misturada com a resina e o catalisador por meio de misturador contínuo e a compactação dos moldes foi realizada manualmente conforme evidenciado na figura 4.5.

Figura 4.5 – Confecção dos moldes de areia.

(a)



(b)



(a) Sistema de moldagem para areia aglomerada com resina.
(b) Confecção dos moldes dos blocos e da bacia de vazamento.

Fonte: Próprio autor.

Os quatro moldes dos corpos de prova foram unidos pelo sistema de canais em um molde único, limitado por uma caixa de alumínio. A bacia de vazamento foi

posicionada na parte superior do molde de forma que o aço líquido, nela vertido, percorra o sistema de canais e adentre as cavidades dos blocos. Como não estava prevista caixa superior para o molde, tijolos refratários foram posicionados sobre os canais para evitar a perda de calor para a atmosfera e redução da fluidez da liga. Barras de aço foram colocadas sobre os tijolos para evitar que eles levantassem sob a ação da pressão metalostática.

Os moldes dos blocos foram pintados internamente com tinta refratária à base de zirconita pura, na forma de pasta e diluída em álcool. O objetivo da pintura é melhorar o acabamento superficial do fundido e impedir o aparecimento de defeitos de fundição decorrentes da reação do aço líquido com a areia do molde. Optou-se pela aplicação por spray por ser o método mais prático, já que não há requisito de pintura especificado na norma ASTM A781 – 17. A densidade da tinta foi ajustada para aproximadamente 1,30 g/cm^3, comum na prática de fundição para este tipo de aplicação.

Os moldes foram identificados internamente de forma que os corpos de prova, após o vazamento, assumissem essa identificação, o que permitiu o controle e a rastreabilidade de cada um deles.

4.2.2 Fusão e obtenção dos blocos para os corpos de prova

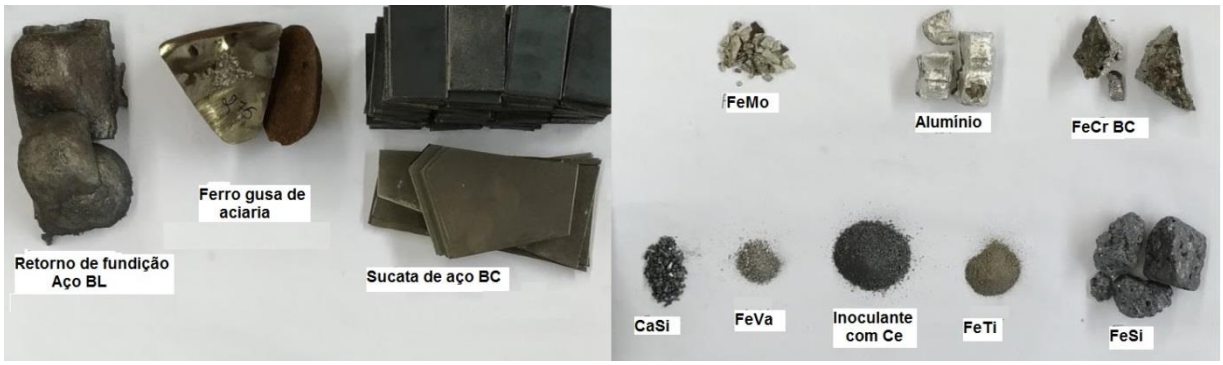
Para o estudo do efeito dos refinadores no tamanho dos grãos austeníticos foram elaboradas cinco ligas denominadas preliminares e assim definidas:

- Liga 1A – liga sem refinadores.
- Liga 2A – liga com 0,04% de vanádio.
- Liga 3A – liga com 0,04% de titânio.
- Liga 4A – liga com 0,25% do inoculante com cério.
- Liga 5A – liga com 0,04% de vanádio, 0,04% de titânio e 0,25% do inoculante com cério.

As composições da carga metálica nas cinco fusões preliminares foram semelhantes e compostas de chapas de aço com baixo carbono, retorno de fundição com composição química semelhante a da liga e produzido especificamente para este projeto, ferro gusa e ferro ligas. O balanço de massa consta no apêndice ll. Com base em experiências anteriores de utilização do inoculante foi considerada uma perda de 40% do cério na forma de oxidação. Para o alumínio atribuiu-se uma

perda de 30%. A composição química da liga de referência apresenta manganês de 0,1% e o limite superior aceitável de 0,6% considera a dificuldade de se encontrar sucata de aço com teores de manganês tão baixos. Os limites aceitáveis de alumínio e cromo consideram a dificuldade de se controlar a perda por oxidação desses elementos. O aspecto visual das matérias-primas é evidenciado na figura 4.6.

Figura 4.6 – Matérias primas utilizadas nas fusões preliminares.



Fonte: Próprio autor.

Para a elaboração das ligas foi utilizado um forno a indução de cadinho marca *Inductotherm*, modelo *Power Trak 75-30 R*, ilustrado na figura 4.7. Esse forno possui um painel ao qual estão conectados dois cadinhos, cujas capacidades de fusão são de 25 e 50 kg de aço. Optou-se pelo primeiro cadinho para a realização das fusões preliminares. O revestimento refratário utilizado no trabalho teve como base o óxido de alumínio de alta pureza, recomendado para fusões de ligas de aço.

Figura 4.7 – Forno à indução de cadinho instalado na oficina do SENAI Itaúna CETEF.



Fonte: Próprio autor.

A temperatura do aço no forno e na panela de vazamento foi monitorada com pirômetro de imersão. Para as cinco fusões preliminares, a faixa de temperatura estipulada para a transferência da liga do forno para a panela, ou seja, de sobreaquecimento, foi de 1650 a 1670°C. Segundo Lino *et al*. (2017), o teor de carbono influencia diretamente a temperatura de fusão das ligas de aço, que pode variar de 1521°C para aços com 0,2% de carbono a 1486°C para aços com 0,6% de carbono.

Não foram encontradas referências sobre a temperatura de fusão e o intervalo de solidificação da liga estudada, mas como seu teor de carbono é de 0,8%, considerando-se apenas a influência desse elemento, a temperatura de fusão seria inferior a 1486°C. Porém, a presença do cromo e do molibdênio pode aumentar sensivelmente a temperatura de fusão e o alumínio pode influenciar a fluidez ao promover a formação de filmes de alumina na superfície do aço líquido. A faixa de temperatura escolhida permitiu que a liga fosse vertida do forno para a panela e depois da panela para os moldes sem iniciar seu processo de solidificação, mesmo com as perdas decorrentes desse manejo.

A faixa de temperatura para o vazamento dos moldes foi estipulada em 1580°C a 1600°C. Na tabela 4.2 são apresentadas as temperaturas de sobreaquecimento e vazamento obtidas para cada liga.

Tabela 4.2 – Temperaturas de sobreaquecimento e vazamento obtidas nas fusões preliminares.

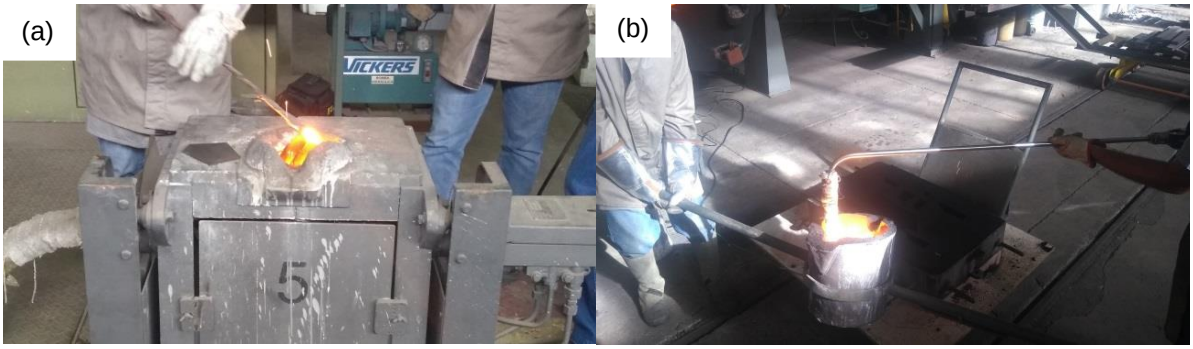
Liga	1A	2A	3A	4A	5A
Temperatura de sobreaquecimento (°C)	1667	1658	1662	1664	1668
Temperatura de vazamento (°C)	1585	1583	1591	1585	1592

Fonte: Próprio autor.

Em todas as fusões foi utilizada a técnica de desoxidação complexa para redução e modificação das inclusões. Não é objetivo nesse trabalho o estudo das técnicas de adição do cálcio no aço líquido, portanto o tratamento foi realizado conforme a prática do mercado de fundição, ou seja, com adição de liga granulada de cálcio silício na proporção de 0,06% sobre o peso do aço no final da fusão, logo após a adição do alumínio. Assim como, não foi estudada a influência da relação [Ca] total / [O] total na modificação das inclusões de alumina, portanto não foram

realizadas medições de [Ca] total e [O] total no aço líquido. Aplicando-se a equação 3.1 para o teor de alumínio proposto para as ligas preliminares, o teor de oxigênio livre esperado à temperatura de 1670°C é de 2,2 x 10^{-6} %, portanto próximo de 1 ppm. Na figura 4.8 são apresentadas imagens obtidas durante a fusão.

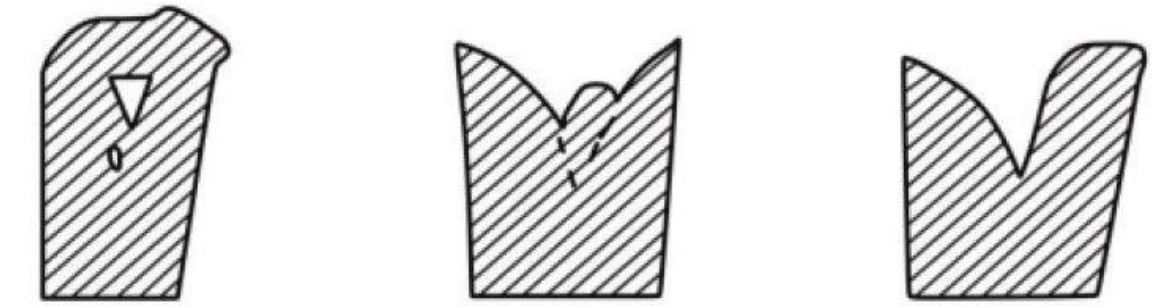
Figura 4.8 – Imagens obtidas durante a fusão da primeira liga.



(a) Carga metálica em processo de fusão.
(b) Medição da temperatura do aço na panela.
Fonte: Próprio autor.

Para a obtenção das ligas 2A, 3A, 4A e 5A a composição da carga metálica foi repetida, assim como os parâmetros de fusão e operação do forno, inclusive a utilização da técnica de desoxidação complexa. Em cada uma das fusões preliminares foi realizado um teste prático utilizado pelas indústrias de fundição para avaliar o grau de desoxidação do aço. Consiste em verter-se uma parcela do aço líquido em um molde metálico, fabricando assim um corpo de prova cilíndrico que após cortado no sentido longitudinal é avaliado, segundo está ilustrado na figura 4.9.

Figura 4.9 – Determinação da qualidade da desoxidação por meio da análise do corte longitudinal do corpo de prova cilíndrico.



Fonte: Fonseca, 2001.

Os blocos foram limpos por meio de jateamento com granalhas e armazenados conforme sua identificação relacionada à fusão em que foram produzidos, como evidenciado na figura 4.10.

Figura 4.10 – Blocos obtidos nas fusões limpos e armazenados.



Fonte: Próprio autor.

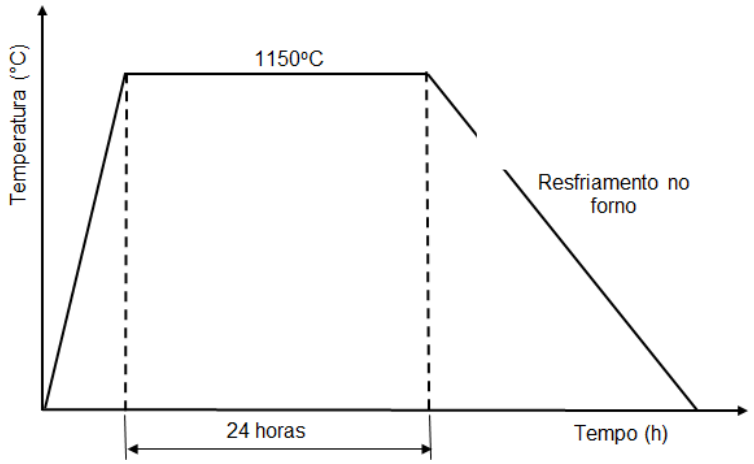
4.2.3 Tratamento térmico de homogeneização

Após desmoldados e limpos, os blocos foram tratados termicamente para homogeneização da microestrutura. O tratamento térmico de homogeneização consiste no aquecimento da liga, por determinado tempo, a uma temperatura que permita, por meio de difusão, reduzir os efeitos das microssegregações presentes na estrutura bruta de fundição. Essas microssegregações geram heterogeneidades composicionais que impactam de forma negativa as propriedades mecânicas e metalúrgicas do componente acabado.

Segundo Peng *et al*. (2014), o tratamento de homogeneização promove a dissolução de fases com temperaturas mais baixas de fusão, reduzindo a fração de volume de segunda fase, tornando a composição química do material mais uniforme e melhorando as propriedades e desempenho da liga. Pereira (2015) estudou a influência do tratamento térmico de homogeneização na microestrutura de um aço utilizado na fabricação de cilindros de laminação para trabalho a frio e concluiu que à temperatura de 1200°C foram necessárias 16 horas de tratamento para obtenção de resultados satisfatórios em termos de homogeneização. Para a temperatura de 1150°C foram necessárias 24 horas.

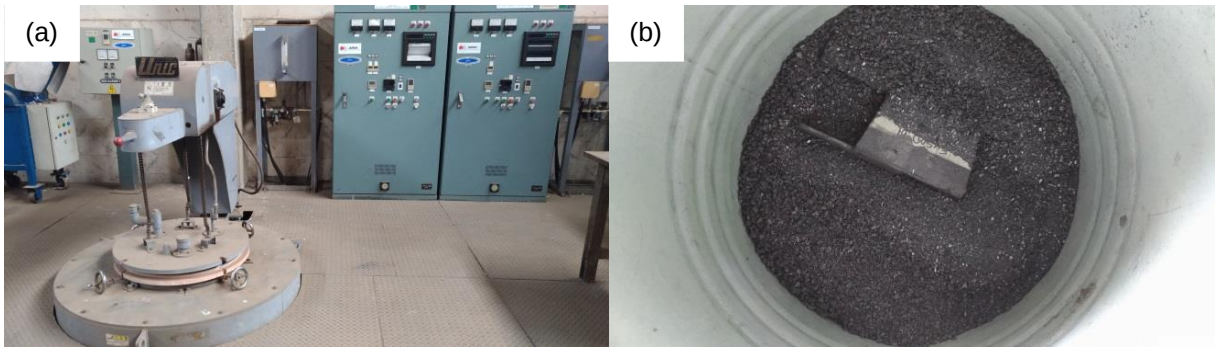
Objetivando evitar o crescimento dos grãos durante o tratamento de homogeneização, optou-se pela temperatura de 1150°C e 24 horas de manutenção a essa temperatura, conforme mostra o ciclo representado na figura 4.11. O forno utilizado no tratamento térmico é do tipo cadinho, fabricado pela Oriental Engineering, modelo P 50/120. Durante o tratamento térmico os blocos foram protegidos com grafite moído para evitar descarbonetação conforme ilustrado na figura 4.12.

Figura 4.11 – Ciclo utilizado no tratamento térmico de homogeneização.



Fonte: Próprio autor.

Figura 4.12 – Forno de tratamento térmico e proteção dos blocos contra descarbonetação.



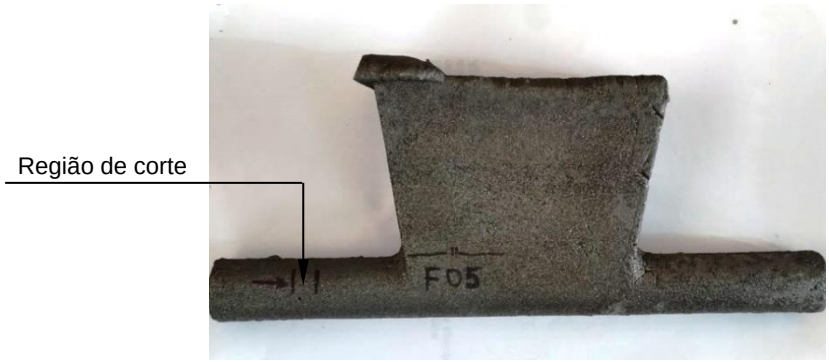
(a) Visão geral do forno de tratamento térmico. (b) Inserção do bloco no tambor com grafite.
Fonte: Próprio autor.

4.2.4 Caracterização estrutural

A obtenção das amostras para a análise micrográfica da estrutura bruta de fundição foi realizada em um bloco aleatório de cada fusão preliminar, do qual foram

cortadas “bolachas” com espessura de 10 mm e diâmetro de 27 mm na região intermediária entre a extremidade e o massalote, conforme evidenciado na figura 4.13. A face escolhida para análise corresponde a do lado da extremidade do eixo do corpo de prova.

Figura 4.13 – Corte da amostra para a análise micrográfica da estrutura bruta de fundição.



Fonte: Próprio autor.

As amostras foram lixadas em lixas de óxido de alumínio com granulometrias 50, 240, 400, 600 e 1200 mesh, sequencialmente. Após a etapa de lixamento, as amostras foram polidas com pasta de diamante granulometrias de 3 μm e 1 μm. Nessas etapas, foram empregadas politrizes das marcas Mecapol modelo 2B e Arotec modelo Aropol 2V. As análises micrográficas foram realizadas em um microscópio de marca Olympus, modelo GX 51. Foi utilizado o *software* Analysis Docu para obtenção de informações qualitativas e semiquantitativas a respeito da microestrutura formada após a realização dos diferentes tipos de tratamento e ciclos térmicos. A micrografia foi revelada a partir de ataque químico por imersão com o reagente químico Nital 2% (solução de ácido nítrico e álcool etílico).

Após o tratamento térmico de homogeneização, os blocos foram novamente cortados para obtenção das amostras nas quais foram realizadas as análises micrográficas e de determinação do tamanho de grão austenítico. O corte das amostras com estrutura homogeneizada seguiu o mesmo procedimento usado no corte das amostras com estrutura bruta de fundição. O microscópio utilizado nas análises também foi o mesmo.

O procedimento de revelação do grão austenítico foi realizado consoante à norma ASTM E112 (2013), a qual determina que para a revelação do tamanho de grão austenítico as amostras devem possuir teor em fósforo acima de 0,005%, ser

temperadas e posteriormente revenidas em temperatura abaixo de 538°C. O tempo de revenimento deve ser de 8 horas ou mais, para que o fósforo, por difusão, se estabeleça no contorno dos grãos.

Para a determinação da temperatura de austenitização das amostras utilizou-se a equação 4.1, desenvolvida por Kasatkin *et al*. (1984).

$$Ac_3 = 912 - 370\,C - 27{,}4\,Mn + 27{,}3\,Si - 6{,}35\,Cr - 32{,}7\,Ni + 95{,}2\,V + 190\,Ti + 72\,Al + 64{,}5\,Nb + 5{,}57\,W + 332\,S + 276\,P + 485\,N - 900\,B + 16{,}2\,C \cdot Mn + 32{,}3\,C \cdot Si + 15{,}4\,C \cdot Cr + 48\,C \cdot Ni + 4{,}32\,Si \cdot Cr - 17{,}30\,Si \cdot Mo - 18{,}6\,Si \cdot Ni + 4{,}8\,Mn \cdot Ni + 40{,}5\,Mo \cdot V + 174\,C^2 + 2{,}46\,Mn^2 - 6{,}86\,Si^2 + 0{,}322\,Cr^2 + 9{,}90\,Mo^2 + 1{,}24\,Ni^2 - 60{,}2\,V^2 \quad (4.1)$$

Essa equação é válida dentro dos seguintes limites de composição química: C ≤ 0,83%, Mn ≤ 2,0%, Si ≤ 1,0%, Cr ≤, 2,0%, Mo ≤ 1,0%, Ni ≤ 3,0%, V ≤ 0,5%, W ≤ 1,0%, Ti ≤ 0,15%, Al ≤ 0,2%, Cu ≤ 1,0%, Nb ≤ 0,20%, P ≤ 0,040%, S ≤ 0,040%, N ≤ 0,025%, B ≤ 0,010%. Os coeficientes que caracterizam a relação de Ac_3 com a interação dos elementos e os quadrados das concentrações de alguns elementos de liga são estatisticamente significativos, o que é uma indicação da não linearidade e da influência não aditiva desses elementos (KASATKIN *et al*., 1984).

Apesar da liga desenvolvida no trabalho possuir teores de silício e alumínio acima dos limites indicados, as equações foram aplicadas com o intuito de se obter um parâmetro de referência para a escolha da temperatura de austenitização. As temperaturas de austenitização calculadas para cada liga são apresentadas na tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Temperaturas de austenitização calculadas para as ligas.

Liga	1A	2A	3A	4A	5A
Ac_3 (°C)	898	893	900	904	914

Fonte: Próprio autor.

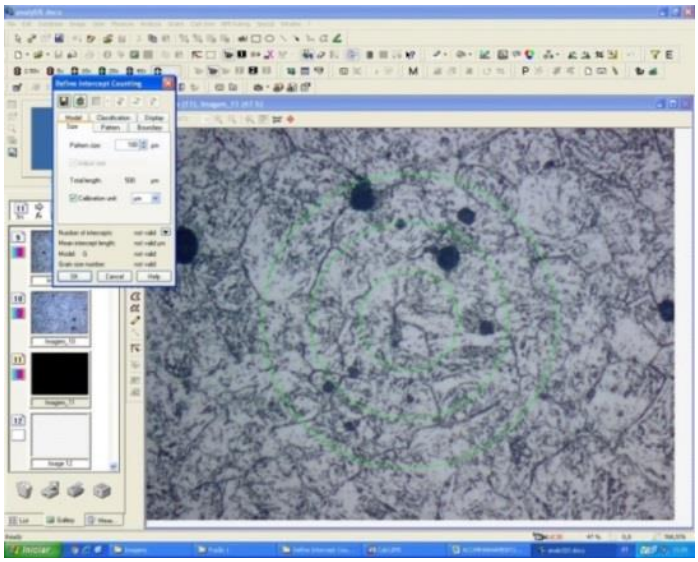
Para evitar o crescimento excessivo dos grãos, optou-se pela têmpera com austenitização a 900°C. Adotou-se o tempo de 1 hora para encharque e o resfriamento foi realizado em água a 10°C. O revenimento foi realizado em uma primeira tentativa a 538°C durante 8 horas. Porém, não foi possível revelar o

contorno dos grãos. Na segunda tentativa quando foram utilizadas novas amostras, utilizou-se a temperatura de 550°C durante 14 horas. Esses parâmetros foram utilizados por Araújo *et al*. (2009) para revelação do contorno de grãos em uma liga de aço eutetóide baixa liga. O reativo utilizado para a revelação do contorno de grãos foi o ácido pícrico aquoso saturado com agente molhante (detergente neutro) com 40% em peso.

O procedimento utilizado para medição do tamanho dos grãos é descrito na norma ASTM E112 (2013) como um dos procedimentos de intercepto circular e é denominado Procedimento Três Círculos de Abrams. Com base em procedimentos experimentais nos quais 500 contagens de interceptos por amostra normalmente produzem resultado aceitável, desenvolveu-se um procedimento específico para rotina de classificação de tamanho de grão para aços comerciais. Um intercepto é contado quando a linha de ensaio atravessa o contorno do grão. O uso de qui-quadrado em dados reais mostra que a variação da contagem de interceptos pode ser tratada estatisticamente pela distribuição normal. Assim, tanto a variabilidade quanto o limite de confiança do resultado podem ser calculados a cada determinação de tamanho médio de grão.

As amostras foram polidas e atacadas com o reativo ácido pícrico saturado. Posteriormente foram analisadas utilizando-se o *software* Analysis Docu, que possui um módulo exclusivo para o procedimento Três Círculos de Abrams. Na figura 4.14 consta a imagem de uma das telas do *software*.

Figura 4.14 – Tela do *software* Analysis Docu.



Fonte: Próprio autor.

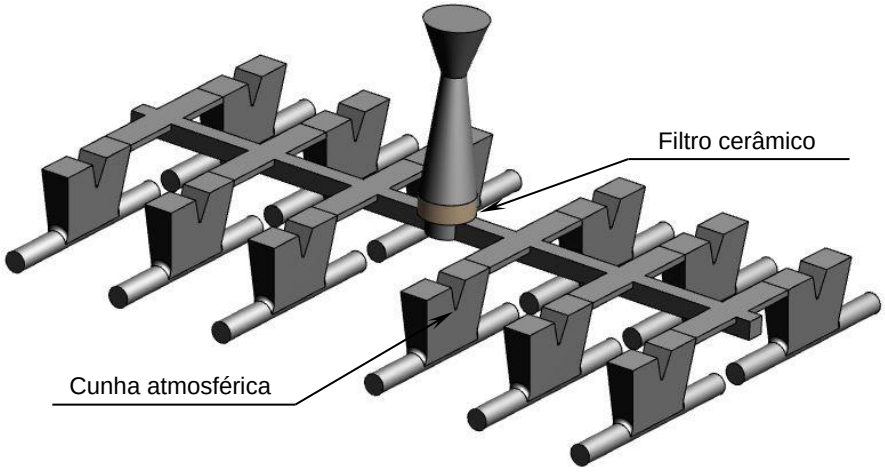
A medição de dureza Brinell nas amostras homogeneizadas foi realizada conforme a norma ABNT NBR NM ISO 6506-1 versão 2010, em um durômetro Duravisión, modelo DV30. Utilizou-se carga de 750 Kg e diâmetro de 5 mm para o penetrador. As amostras foram retiradas no eixo dos blocos fundidos.

4.3 Ligas Preliminares – Etapa 2

A fusão das ligas preliminares na etapa 1 mostrou que a liga desenvolvida no trabalho apresenta boas características de fundição, exceto tendência à formação de inclusões, provavelmente por causa do elevado teor de alumínio em sua composição. O vazamento a descoberto permitiu a formação de rebarbas nos blocos dos corpos de prova, elevada perda de calor do aço para a atmosfera com consequente redução da fluidez e impossibilitou a retenção da escória no sistema de canais. Os blocos apresentaram cavidades e depressões oriundas da elevada contração líquida da liga. Com base nas características de fundição observadas e apresentadas no capítulo 5.1, decidiu-se repetir em escala maior, a produção das ligas preliminares, que foram então denominadas ligas preliminares 1B e 4B.

Para atenuar os problemas relacionados à elevada formação de óxidos e ao vazamento a descoberto, optou-se pelo desenvolvimento de um novo sistema de canais, exibido na figura 4.15, que permitisse a utilização de filtro cerâmico e uma caixa de areia sobre o conjunto blocos e sistema de canais. Seu dimensionamento está descrito no apêndice III.

Figura 4.15 – Desenho em 3D do sistema de canais para as ligas preliminares da etapa 2.

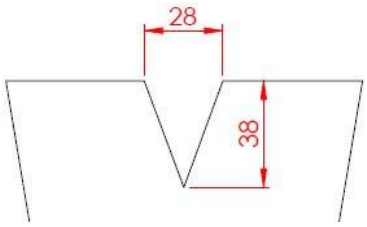


Fonte: Próprio autor.

O canal de descida foi projetado na forma cônica a fim de se atender, concomitantemente, aos cálculos da área do canal de descida para o fluxo do aço e da mínima área de filtragem requisitada. O filtro escolhido foi o STELEX* ZR Ø70x25, fornecido pela FOSECO (2015), indicado em aplicações que envolvem aço com elevada temperatura de processamento.

Objetivando a garantia da sanidade interna dos corpos de prova optou-se pelo desenvolvimento de algo similar a uma cunha atmosférica para o massalote do corpo de prova. A norma ASTM A781 – 17 não faz referência quanto à utilização da caixa superior e permite a utilização de pó exotérmico sobre o massalote. A cunha atmosférica possui um formato que promove a formação de uma região superaquecida na areia do molde e, por meio da troca de calor com a liga, mantém a região superior do massalote líquida por mais tempo e assim suscetível a atuação da pressão atmosférica. Dessa forma, o corpo de prova durante a contração líquida e de solidificação é mais bem alimentado pela reserva de metal. Na figura 4.16 constam as dimensões da cunha atmosférica.

Figura 4.16 – Dimensões da cunha atmosférica para o massalote do corpo de prova.



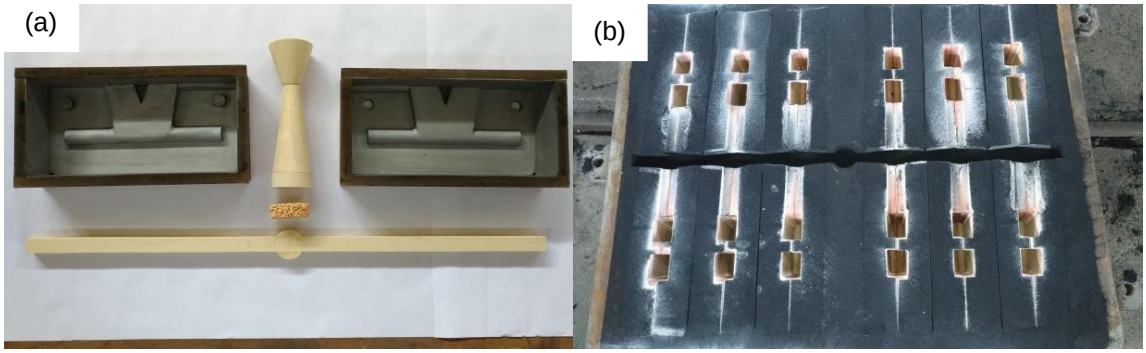
Fonte: Próprio autor, dimensões em mm.

4.3.1 Confecção dos moldes de areia

Os moldes para a fusão das ligas preliminares da etapa 2 também foram confeccionados com areia de fundição recuperada de processo furânico, conforme ilustrado na figura 4.17. Os doze moldes dos corpos de prova de cada liga foram unidos pelo sistema de canais em um molde único dividido em duas partes, inferior e superior, limitadas por caixas de aço. O funil, o canal de distribuição e o filtro cerâmico integram a parte superior e o canal de distribuição junto aos canais de ataque compõem a parte inferior. O aço vertido no funil passa pelo filtro cerâmico, onde a maior parte dos óxidos é retida, e segue pelo sistema de canais até os

blocos dos corpos de prova. Assim como nas fusões preliminares da etapa 1, os moldes dos blocos foram pintados internamente com tinta refratária à base de zirconita diluída em álcool à densidade de 1,30 g/cm^3 e aplicada por spray.

Figura 4.17 – Confecção dos moldes para a fusão das ligas preliminares da etapa 2.



(a) Ferramental.
(b) Montagem do molde “pai”.
Fonte: Próprio autor.

4.3.2 Elaboração do aço e obtenção dos blocos para corpos de prova

A composição da carga metálica para as ligas preliminares da etapa 2 foi semelhante às das fusões preliminares da etapa 1. Com base nos resultados dos ensaios para determinação dos tamanhos de grãos e pelo fato de que a utilização do inoculante com cério para refinar a estrutura do aço não é usual, decidiu-se repetir em escala maior, a produção dessa liga e da liga base que não possui adição de refinadores. Foram mantidos os procedimentos de fusão e vazamento, exceto a ampliação da quantidade de aço fundido de 25 para 50 kg. O balanço de massa para definição da composição química da liga consta no apêndice IV.

A faixa de temperatura estipulada para o sobreaquecimento foi mantida em 1650 a 1670°C, assim como a faixa de temperatura para o vazamento dos moldes foi mantida em 1580 a 1600°C. Na tabela 4.4 são apresentadas as temperaturas de sobreaquecimento e vazamento de cada liga.

A técnica de desoxidação complexa para redução e modificação das inclusões foi mantida e como nas fusões preliminares da etapa 1 foi eficaz, optou-se pela não realização do teste prático para avaliar o grau de desoxidação das ligas preliminares da etapa 2. Na figura 4.18 são exibidas imagens obtidas durante a fusão. Assim

como nas fusões preliminares, os blocos obtidos foram limpos por meio de jateamento com granalhas.

Tabela 4.4 – Temperaturas de sobreaquecimento e vazamento obtidas nas fusões das ligas preliminares da etapa 2.

Liga	1B	4B
Temperatura de sobreaquecimento (°C)	1663	1659
Temperatura de vazamento (°C)	1583	1583

Fonte: Próprio autor.

Figura 4.18 – Imagens obtidas durante a fusão das ligas preliminares da etapa 2.



(a) Adição de ferro ligas, (b) Vazamento do molde.

Fonte: Próprio autor.

4.3.3 Tratamento térmico de homogeneização

Os procedimentos para realização do tratamento térmico de homogeneização das ligas preliminares da etapa 2 foram os mesmos utilizados para as ligas preliminares de etapa 1, inclusive com a utilização do mesmo forno e do mesmo ciclo representado na figura 4.11. Os blocos foram protegidos com grafite moído para evitar descarbonetação.

Após o tratamento térmico de homogeneização, os blocos foram cortados de forma que de suas barras cilíndricas foram extraídos e pré-usinados, de cada liga, 12 corpos de prova para ensaios de tração e 12 corpos de prova para ensaios de impacto, conforme está ilustrado na figura 4.19. A pré-usinagem permite que após o tratamento térmico de austêmpera, a camada superficial e possivelmente

descarbonetada seja retirada durante a usinagem final, evitando sua influência sobre as propriedades mecânicas dos corpos de prova.

Figura 4.19 – Bloco cortado e corpos de prova pré-usinados.



Fonte: Próprio autor.

4.3.4 Ensaio de dilatometria

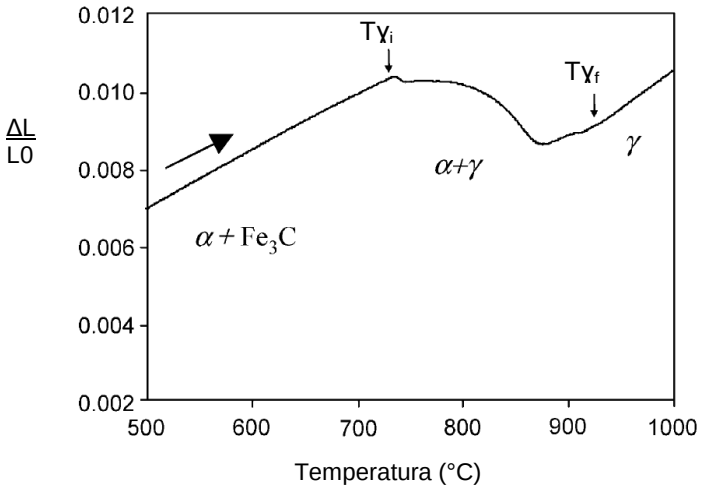
Segundo Andrés *et al*. (2002), a dilatometria é uma das técnicas mais poderosas para o estudo de transformações de fases sólidas em aços, pois permite o monitoramento em tempo real da evolução das transformações, em termos de mudanças dimensionais, ocorridas na amostra pela aplicação de um ciclo térmico. Os resultados são apresentados em forma de gráficos, que mostram as temperaturas de formação dos constituintes microestruturais que podem ser obtidos para um dado resfriamento ou em condição de aquecimento. O uso da dilatometria no estudo das transformações de fases das ligas metálicas é possível porque ocorrem mudanças no volume específico da amostra durante essas transformações, ou seja, ocorrem mudanças no parâmetro de rede da estrutura cristalina, o que leva a uma alteração no volume específico da amostra.

Na figura 4.20 está ilustrada a curva dilatométrica obtida durante aquecimento contínuo de um aço baixo carbono, cuja microestrutura inicial era constituída de ferrita proeutetóide e perlita. Nela se observam as temperaturas de transformação $T\gamma_i$ e $T\gamma_f$, que são as temperaturas de início e fim de formação da austenita.

Na figura 4.21 está representada a curva dilatométrica da austenitização e da formação de martensita obtida por Carmo (2011) em um aço fundido (C 0,81, Si 1,35, Mn 2,13, Cr 1,03, Mo 0,16, Ni 0,56, Co 1,54). Os pontos 1 e 2 indicam

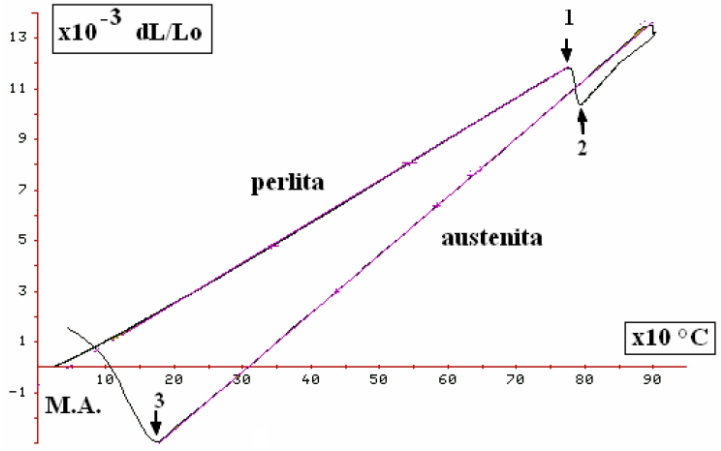
respectivamente as temperaturas de início e fim da transformação para austenita. A temperatura M_i é destacada pela inflexão e intensa expansão na curva de resfriamento.

Figura 4.20 – Curva dilatométrica de um aço baixo carbono.



Fonte: Andrés *et al*., 2002 (Adaptado).

Figura 4.21 – Curvas dilatométricas da austenitização e formação de martensita.



Fonte: Carmo, 2011.

O dilatômetro utilizado neste trabalho e evidenciado na figura 4.22 é o modelo DT1000 da Adamel Lhomargy. Na figura 4.23 está ilustrado o diagrama dos seus componentes. Seu controle é feito por computador, sendo possível estabelecer os ciclos de forma automática. As variações no comprimento da amostra são transmitidas por meio de uma haste de sílica amorfa a um sensor indutivo

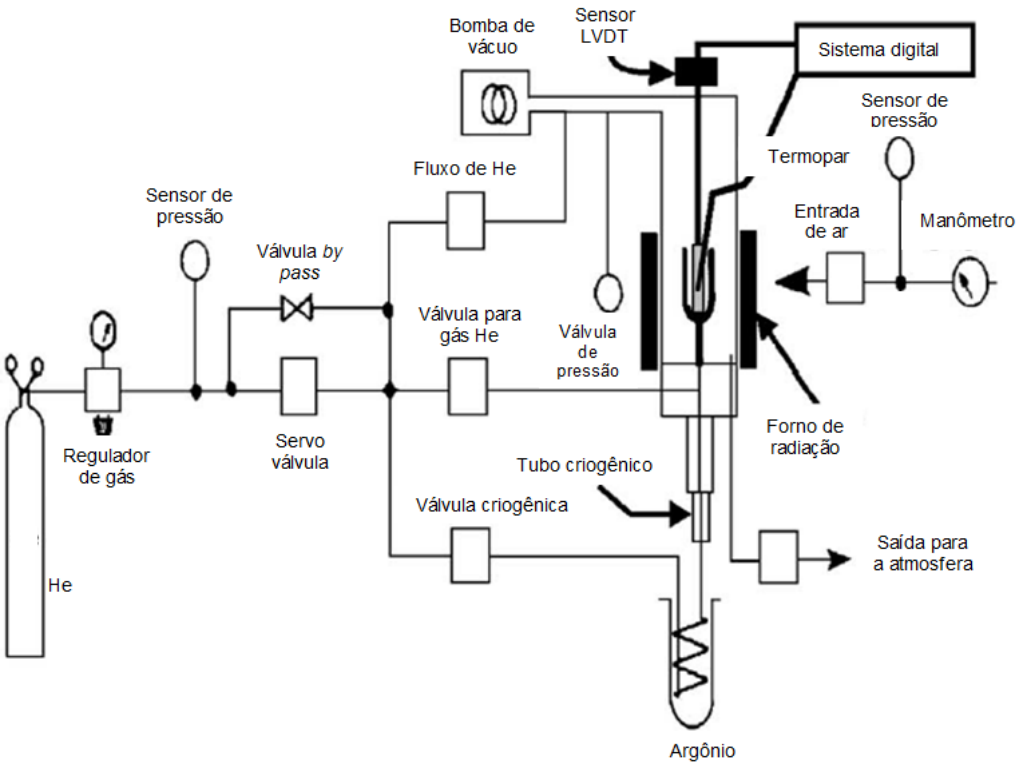
transformador diferencial variável linear (*Linear Variable Differential Transformer* – LVDT) que realiza a medição. Esse sensor é hermeticamente fechado, permitindo testes sob condições de vácuo ou em uma atmosfera inerte, a fim de minimizar a oxidação ou descarburação das amostras durante o aquecimento a altas temperaturas.

Figura 4.22 – Dilatômetro de alta resolução Adamel Lhomargy DT1000.



Fonte: Próprio autor.

Figura 4.23 – Diagrama geral do dilatômetro de alta resolução Adamel Lhomargy DT1000.

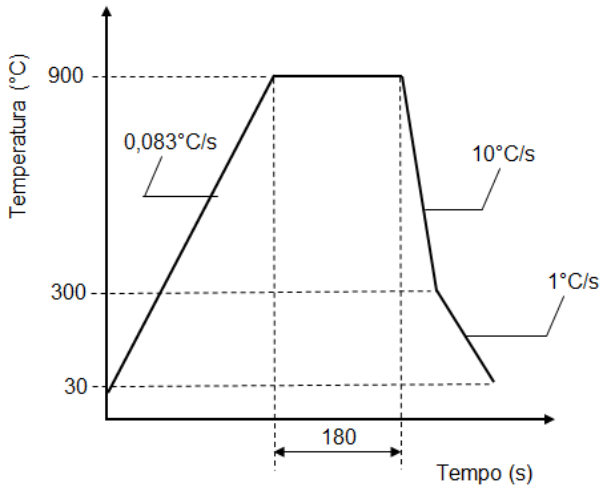


Fonte: Andrés *et al.*, 2002 (Adaptado).

Um sistema de bombeamento primário permite um vácuo entre 10 e 1 Pa. O aquecimento é realizado por meio de um forno de radiação, resfriado com água, formado por duas lâmpadas tubulares de quartzo com filamentos de tungstênio focados na amostra por um refletor bi-elíptico. A temperatura é medida diretamente com um termopar Chromel-Alumel tipo K de 0,1 mm de diâmetro soldado à amostra. O resfriamento é realizado pela ação combinada de ar comprimido aplicado nas lâmpadas do forno e jato de hélio com fluxo programado, que atua diretamente na superfície do tubo de ensaio. A curva dilatométrica é registrada ao longo do ciclo térmico aplicado por meio de um dispositivo eletrônico assistido por computador.

Para o ensaio foram usinados 4 corpos de prova cilíndricos de cada liga preliminar da etapa 2. As dimensões padronizadas para o ensaio foram diâmetro de 2 mm e comprimento de 12 mm. Na figura 4.24 está evidenciado o ciclo aplicado durante o ensaio de dilatometria para determinação das temperaturas de início e fim da austenitização e da temperatura de início da formação da martensita.

Figura 4.24 – Ciclo térmico para o ensaio de dilatometria.



Fonte: Próprio autor.

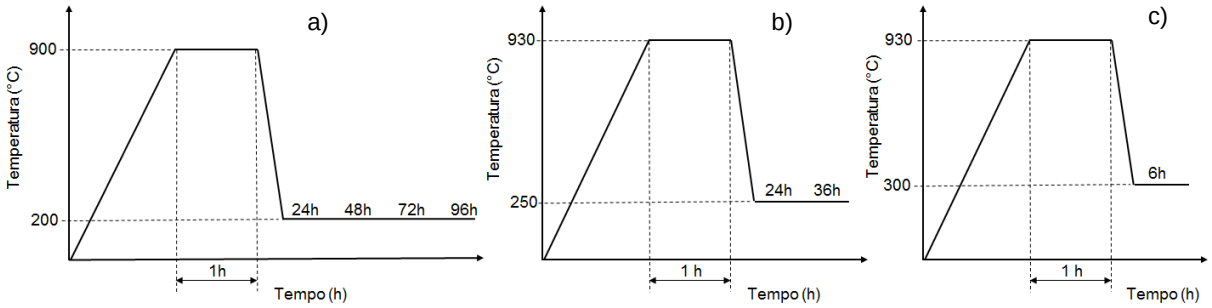
Foi selecionada para o teste a temperatura de 900°C a partir da equação 4.1, desenvolvida por Kasatkin *et al*. (1984). Para a Liga preliminar 1B a temperatura de austenitização calculada foi de 900°C e para a Liga 4B foi de 901°C. As taxas de aquecimento e resfriamento foram extraídas do trabalho de Carmo (2003), as quais foram medidas pelo autor com inserção de termopares em blocos fundidos.

4.3.5 Tratamento térmico de austêmpera

Antes de se realizar o tratamento térmico de austêmpera nos corpos de prova decidiu-se austemperar amostras obtidas das sobras dos blocos fundidos. O objetivo foi confirmar na prática os dados obtidos nos ensaios de dilatometria. O primeiro lote de amostras foi formado por quatro exemplares de cada liga preliminar da etapa 2. A temperatura adotada para a austenitização das amostras foi de 900°C. As amostras foram resfriadas em banho de sais à temperatura de 200°C com tempos de permanência de 24, 48, 72 e 96 horas nessa temperatura.

O segundo lote de amostras foi formado por dois exemplares de cada liga preliminar da etapa 2. A temperatura adotada para a austenitização foi de 930°C e a austêmpera foi realizada à temperatura de 250°C por 24 e 36 horas. O terceiro lote de amostras contemplou um exemplar de cada liga. A temperatura adotada para a austenitização foi de 930°C e a austêmpera foi realizada à temperatura de 300°C por 6 horas. Os ciclos térmicos adotados para os tratamentos térmicos preliminares de austêmpera estão ilustrados na figura 4.25.

Figura 4.25 – Ciclos térmicos para os tratamentos térmicos preliminares de austêmpera.



(a) Ciclo térmico para o tratamento do primeiro lote das amostras preliminares.
(b) Ciclo térmico para o tratamento do segundo lote das amostras preliminares.
(c) Ciclo térmico para o tratamento do terceiro lote das amostras preliminares.

Fonte: Próprio autor.

Antes do tratamento térmico, as amostras preliminares e os corpos de prova foram cobertos por uma mistura de graxa e grafite para evitar descarbonetação e oxidação. Para a austêmpera dos corpos de prova utilizou-se dispositivos que os mantiveram na vertical e distanciados uns dos outros. Dessa forma o sal líquido flui por entre os corpos de prova e garante a homogeneização da temperatura. Arames

amarrados aos dispositivos permitiram que eles fossem içados do forno de austenitização e imediatamente mergulhados no banho de sais.

Na figura 4.26 estão ilustrados o dispositivo para fixação dos corpos de prova e o forno para banho de sais. Para a austenitização utilizou-se o mesmo forno no qual foi realizado o tratamento térmico de homogeneização. Seu cadinho possui diâmetro de 500 mm e altura de 750 mm e é dotado de sistema com circulação forçada do ar para a homogeneização da temperatura. O forno para resfriamento em banho de sais também foi fabricado pela Oriental Engineering. É o modelo SPE 50120, cujo cadinho possui diâmetro de 1200 e 800 mm de profundidade. O sal utilizado é da marca HEF do Brasil, que apresenta ponto de fusão de 170°C e capacidade de aquecimento máxima de 500°C. Após o tempo de permanência à temperatura de austêmpera os corpos de prova foram içados do banho de sais e imediatamente mergulhados em um tanque com água à temperatura ambiente.

Figura 4.26 – Dispositivo para fixação dos corpos de prova e forno para banho de sais.



Fonte: Próprio autor.

Foram tratados dois conjuntos de corpos de prova, de cada liga preliminar da etapa 2, em duas temperaturas diferentes de austêmpera, 220 e 300ºC. Foram criados quatro lotes com 12 corpos de prova para ensaios de resistência a tração e 12 corpos de prova para ensaios de resistência ao impacto. Os Lotes 1B 220 e 4B 220 foram austemperados a 220ºC nos tempos de 24, 48, 72 e 96 horas. Os Lotes 1B 300 e 4B 300 foram austemperados a 300ºC nos tempos de 6, 12, 24 e 48 horas. A temperatura adotada para a austenitização dos corpos de prova foi de 930°C.

Na tabela 4.5 está descrita a identificação e distribuição dos lotes de corpos de prova e na figura 4.27 constam os ciclos dos tratamentos térmicos de austêmpera. A

coincidência dos tempos de 24 e 48 horas nos 2 lotes objetivou a análise do efeito da temperatura de austêmpera na microestrutura e nas propriedades mecânicas das ligas principais.

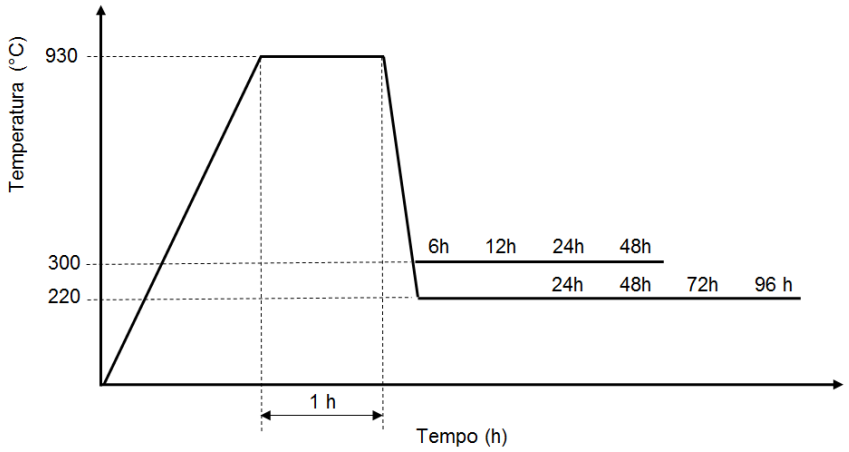
Tabela 4.5 – Identificação e distribuição dos lotes de corpos de prova

Lote	Tempos (h)												Total	
	6		12		24		48		72		96			
	RT	RI	RT	RI	RT	RI	RT	RI	RT	RI	RT	RI	RT	RI
1B 220					3	3	3	3	3	3	3	3	12	12
1B 300	3	3	3	3	3	3	3	3					12	12
4B 220					3	3	3	3	3	3	3	3	12	12
4B 300	3	3	3	3	3	3	3	3					12	12

RT Resistência a Tração.
RI Resistência ao Impacto.

Fonte: Próprio autor.

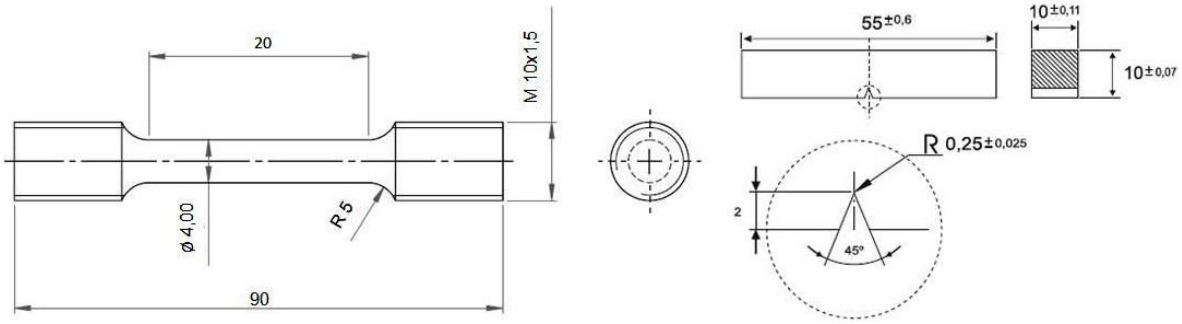
Figura 4.27 – Ciclos dos tratamentos térmicos de austêmpera.



Fonte: Próprio autor.

Os corpos de prova para ensaio de tração foram usinados conforme determina a norma ASTM A 370 – 17a. Os corpos de prova para ensaio de resistência ao impacto foram usinados segundo a norma ABNT NBR ISSO 148-1:2013. Na figura 4-28 constam os desenhos esquemáticos dos dois corpos de prova.

Figura 4.28 – Desenhos esquemáticos dos corpos de prova para os ensaios de resistência a tração e resistência ao impacto.



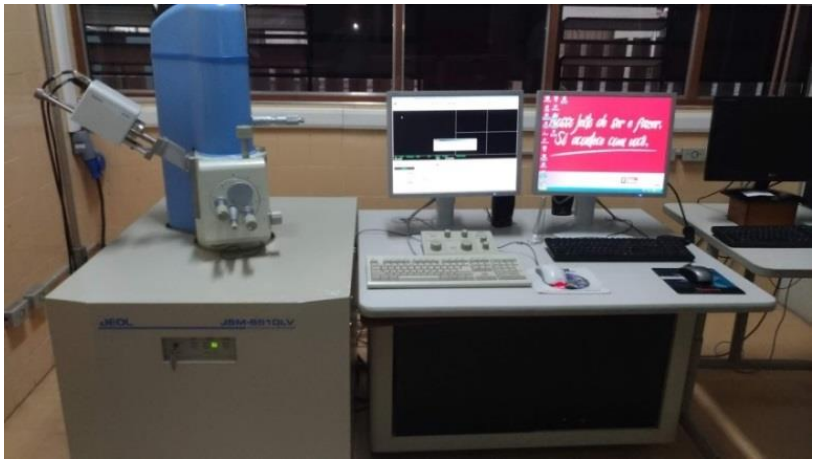
Fonte: Próprio autor.

4.3.6 Caracterização estrutural e mecânica

Para a caracterização microestrutural os procedimentos aplicados em cortes, preparação de amostras, análises micrográficas, revelação do contorno e medição do tamanho de grão foram os mesmos aplicados para as ligas preliminares da etapa 1. O microscópio óptico utilizado nas análises também foi o mesmo, assim como os reativos. As micrografias dos corpos de prova foram realizadas em amostras retiradas na metade do comprimento da cabeça do corpo de prova. Para a revelação da estrutura bainítica, além do Nital 2% foi utilizado também o reativo LePera (solução aquosa de 1% de metabisulfito de sódio e solução alcoólica de 4% de ácido pícrico). Técnicas de análise por Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise Química por Dispersão de Energia (MEV/EDS) foram usadas para análise das inclusões, da microestrutura e de suas composições químicas. O equipamento utilizado é da marca Jeol, modelo JSM6510LV e está ilustrado na figura 4.29.

Para avaliar a microestrutura a partir das propriedades dos constituintes isoladamente, foram realizados ensaios de microdureza e ultramicrodureza com penetração instrumentada. Os ensaios de microdureza foram realizados em um microdurômetro Shimadzu modelo HMV, com penetrador Vickers. As amostras foram atacadas com Nital 3%, seguido de LePera para a realização das impressões e a carga aplicada foi de 1000 gf. Os ensaios de ultramicrodureza com penetração instrumentada foram realizados em um ultra microdurômetro Shimadzu modelo DUH – 211S com penetrador Vickers. A carga aplicada foi de 50 gf, sendo 5 s o tempo de carga e 5 s o tempo de descarga. Na figura 4.30 são apresentados os equipamentos usados nesses ensaios.

Figura 4.29 – Microscópio Eletrônico de Varredura com Microanálise Química por Dispersão de Energia (MEV/EDS).



Fonte: Próprio autor.

Figura 4.30 – Microdurômetro e ultra microdurômetro.



Fonte: Próprio autor.

A medição de dureza Brinell das ligas preliminares da etapa 2 foi feita de maneira análoga à das ligas preliminares da etapa 1. A medição de dureza Rockwell escala C das ligas austemperadas foi realizada em amostras obtidas na metade do comprimento da cabeça de um dos corpos de prova para ensaio de resistência a tração de cada lote . Utilizou-se carga de 150 Kgf, pré-carga de 10 Kgf e penetrador cone diamante de 120°.

O ensaio de resistência ao impacto foi realizado à temperatura ambiente, em uma máquina de ensaios de impacto Charpy, fabricada por Wolpert / Amsier, modelo PW 30/15, com capacidade de 300 J. De cada lote foram testados três corpos de prova, usinados conforme a norma DIN EM ISO 148-1:2011. A metodologia aplicada

ao ensaio seguiu as diretrizes da norma DIN EM ISO 148-1:2011. A máquina de ensaios de impacto e o durômetro estão ilustrados na figura 4.31.

Figura 4.31 – Máquina de ensaios de impacto Charpy e durômetro.



Fonte: Próprio autor.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina universal de ensaios Instron modelo 5982, ilustrada na figura 4.32, na qual está acoplado um sistema de controle e aquisição de dados Blue Hill 3. Durante os ensaios foi empregado um extensômetro Instron modelo 2630-106 com base de medida de 25 mm. Os testes foram realizados a uma velocidade de 4,5 mm/min e consequente taxa de deformação inicial de 10^{-3} s^{-1}. De cada lote foram testados três corpos de prova e obtido o valor médio do limite de resistência, do limite de escoamento e do alongamento uniforme.

Figura 4.32 – Máquina universal de ensaios.



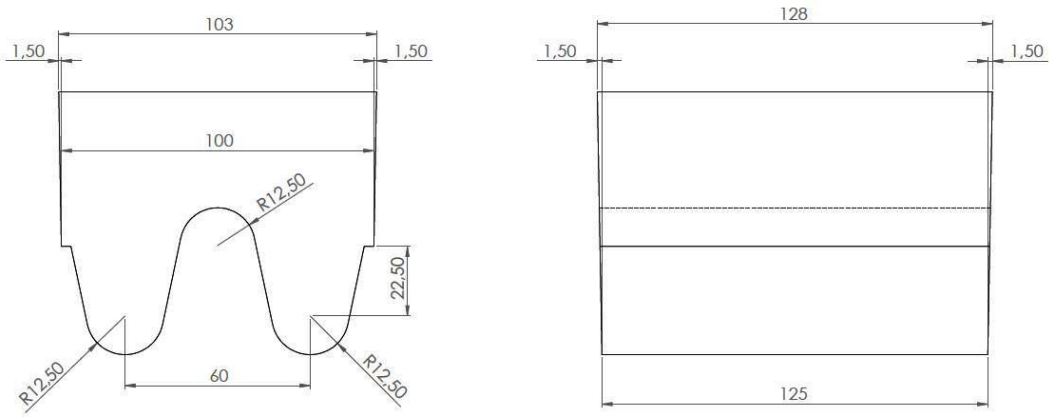
Fonte: Próprio autor.

4.4 Ligas Principais

A fusão das ligas preliminares na etapa 2 mostrou que a tendência à formação de inclusões, causada provavelmente pelo elevado teor de alumínio, compromete a sanidade estrutural e, consequentemente, as propriedades mecânicas do material. A presença dos microrrechupes, provocados pela alimentação deficiente do eixo do corpo de prova, contribuíram também para a obtenção dos baixos valores de propriedades mecânicas.

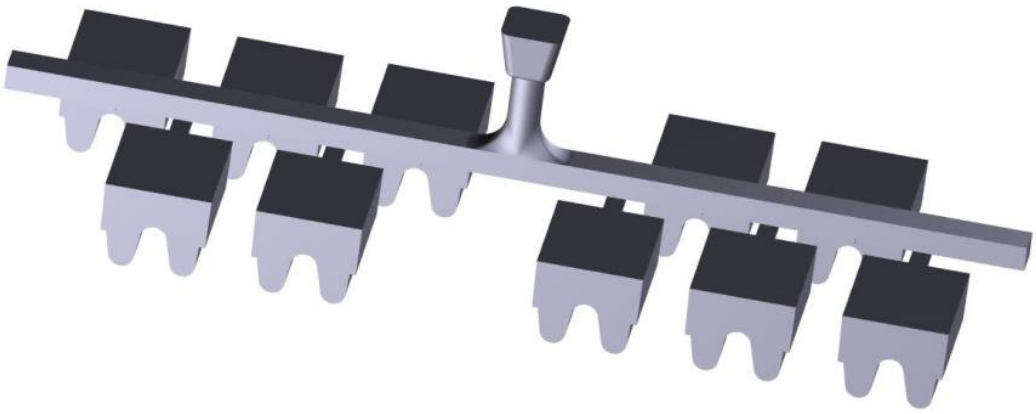
Na produção das ligas principais, que foram denominadas ligas 1C e 4C, com o intuito de se reduzir os problemas relacionados à elevada formação de óxidos, manteve-se o estilo do sistema de canais com a utilização de caixas inferior e superior e reduziu-se o teor de alumínio da composição química, conservando-se apenas o teor necessário à desoxidação da liga, ou seja, 0,1%. Buscou-se manter os teores dos demais elementos na mesma proporção das fusões preliminares. O refinador inoculante com cério foi adicionado somente na liga 4C, na proporção de 0,25%. Para minimizar os problemas relacionados à presença de microrrechupes nos corpos de prova, optou-se pela utilização do bloco para corpo de prova tipo Keel, que consta na norma ASTM A1067 / A1067M – 12a (2018) e está ilustrado na figura 4.33. O desenho esquemático do sistema de canais é exibido na figura 4.34 e seu dimensionamento está descrito no apêndice V. Foram utilizados resfriadores de aço na base dos blocos com o intuito de direcionar a solidificação para o massalote, o que também contribui para evitar o aparecimento de microrrechupes nos corpos de prova.

Figura 4.33 – Desenho do bloco para corpo de prova tipo Keel.



Fonte: ASTM A1067 / A1067M – 12a, 2018 (Adaptado), dimensões em mm.

Figura 4.34 – Desenho em 3D do sistema de canais para as ligas principais.



Fonte: Próprio autor.

4.4.1 Confecção dos moldes de areia

Para cada liga principal foi confeccionado 1 molde em areia de fundição recuperada de processo furânico, do qual foram obtidos 10 blocos para corpos de prova. Assim como nas fusões preliminares, os moldes dos blocos foram pintados internamente com tinta refratária à base de zirconita diluída em álcool à densidade de 1,30 g/cm^3 e aplicada por spray.

4.4.2 Elaboração do aço e obtenção dos blocos para corpos de prova

A composição da carga metálica para as ligas principais foi semelhante às das fusões preliminares. Com base nos resultados anteriormente obtidos foram mantidos os procedimentos de fusão e vazamento, exceto a ampliação da quantidade de aço fundido 1para 15 kg. O balanço de massa para definição da composição química da liga consta no apêndice VI. Para reduzir a tendência à oxidação a faixa de temperatura estipulada para o sobreaquecimento da liga foi reduzida para 1620 a 1640°C, assim como a faixa de temperatura para o vazamento dos moldes foi reduzida para 1540 a 1560°C. Na tabela 4.6 são apresentadas as temperaturas de sobreaquecimento e vazamento de cada liga. A técnica de desoxidação complexa para redução e modificação das inclusões foi mantida. Aplicando-se a equação 3.1 para o teor de alumínio proposto para as ligas principais, o teor de oxigênio livre esperado à temperatura de 1640°C é de 5,62 x 10^{-6}, ou seja, em torno de 6 ppm. Assim como nas fusões preliminares os blocos obtidos foram limpos por meio de

jateamento com granalhas. Os procedimentos para realização do tratamento térmico de homogeneização das ligas principais foram os mesmos utilizados para as ligas preliminares, inclusive com a utilização do mesmo forno e do mesmo ciclo representado na figura 4.11.

Tabela 4.6 – Temperaturas de sobreaquecimento e vazamento obtidas nas fusões das ligas preliminares da etapa 2.

Liga	1C	4C
Temperatura de sobreaquecimento (°C)	1634	1628
Temperatura de vazamento (°C)	1552	1547

Fonte: Próprio autor.

Após o tratamento térmico de homogeneização os blocos foram cortados de forma que dos seus eixos foram extraídos e pré-usinados12 corpos de prova de cada liga principal para ensaios de tração e 12 corpos de prova para ensaios de impacto, como está ilustrado na figura 4.35.

Figura 4.35 – Bloco cortado e corpos de prova pré-usinados.



Fonte: Próprio autor.

4.4.3 Ensaio de dilatometria

Para o ensaio de dilatometria foram usinados 3 corpos de prova cilíndricos de cada liga principal. Os procedimentos de preparação dos corpos de prova e

operação do dilatômetro foram os mesmos utilizados nos ensaios das ligas preliminares. Também foi utilizado o mesmo ciclo, ilustrado na figura 4.24, para determinação das temperaturas de início e fim da austenitização e da temperatura de início da formação da martensita. Por meio da equação 4.1, desenvolvida por Kasatkin *et al*. (1984), foram obtidas as temperaturas de austenitização da liga 1C (837°C) e da liga 4C (842°C). A temperatura de 900°C para austenitização foi mantida a fim de se garantir a completa transformação da estrutura.

4.4.4 Tratamento térmico de austêmpera

Assim como para o desenvolvimento das ligas preliminares foram criados quatro lotes com 12 corpos de prova para ensaios de resistência a tração e 12 corpos de prova para ensaios de resistência ao impacto. Os Lotes 1C 220 e 4C 220 foram austemperados a 220ºC nos tempos de 24, 48, 72 e 96 horas. Os Lotes 1C 300 e 4C 300 foram austemperados a 300ºC nos tempos de 6, 12, 24 e 48 horas respectivamente. A temperatura adotada para a austenitização dos corpos de prova foi de 900°C. Na tabela 4.7 está descrita a identificação e distribuição dos lotes de corpos de prova. Os ciclos dos tratamentos térmicos, idênticos aos aplicados nas ligas preliminares, estão ilustrados na figura 4.25.

Tabela 4.7 – Identificação e distribuição dos lotes de corpos de prova

Lote	Tempos (h)												Total	
	6		12		24		48		72		96			
	RT	RI	RT	RI	RT	RI	RT	RI	RT	RI	RT	RI	RT	RI
1C 220					3	3	3	3	3	3	3	3	12	12
1C 300	3	3	3	3	3	3	3	3					12	12
4C 220					3	3	3	3	3	3	3	3	12	12
4C 300	3	3	3	3	3	3	3	3					12	12

RT Resistência a Tração.
RI Resistência ao Impacto.

Fonte: Próprio autor.

Assim como nas ligas preliminares a coincidência dos tempos de 24 e 48 horas nos dois lotes objetivou a análise do efeito da temperatura de austêmpera na microestrutura e nas propriedades mecânicas das ligas principais. Os corpos de prova para ensaio de tração foram usinados de acordo com o que determina a norma ASTM A 370 – 17a. Os corpos de prova para ensaio de resistência ao impacto foram usinados segundo a norma ABNT NBR ISO 148-1:2013.

4.4.5 Caracterização estrutural e mecânica

Os procedimentos aplicados para cortes e preparação de amostras, análises micrográficas, revelação do contorno e medição do tamanho de grão das ligas principais foram os mesmos aplicados para as ligas preliminares. A medição de dureza das ligas principais, homogeneizadas e austemperadas também foi feita de maneira análoga à das ligas preliminares. O mesmo se deu com os ensaios de resistência ao impacto. Os ensaios de resistência a tração foram realizados em uma máquina universal de ensaios Kratos, modelo MKU, apresentada na figura 4.36. Os testes foram realizados a uma taxa de tensão de 6 a 60 MPa/s. De cada lote foram testados três corpos de prova e obtido o valor médio do limite de resistência, do limite de escoamento e do alongamento após ruptura.

Figura 4.36 – Máquina universal de ensaios Kratos



Fonte: Próprio autor.

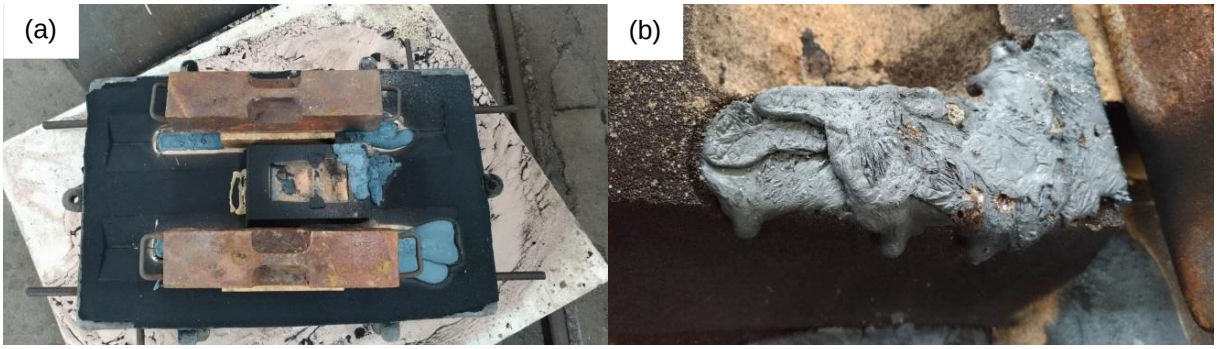
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Ligas Preliminares – Etapa 1

5.1.1 Características de fundição

As fusões das ligas preliminares da etapa 1 ocorreram conforme planejado. A liga possui boas características de fundição, como elevada fluidez e baixa absorção de gases, porém, a partir da adição do alumínio forma-se uma película de óxidos sobre a superfície do aço que, ao ser retirada, forma-se novamente. Provavelmente é causada pela oxidação do alumínio. Durante o vazamento observou-se elevada formação de escória. Como não foi possível retê-la, parte da mesma se incorporou aos blocos dos corpos de prova. Na figura 5.1 são apresentadas as imagens do aço após o vazamento.

Figura 5.1 – Aço após o vazamento dos moldes.



(a) Aço no molde após resfriamento.
(b) Presença de óxidos e superfície enrugada do aço à temperatura ambiente.
Fonte: Próprio autor.

O vazamento a descoberto, ou seja, sem a caixa superior causou perda de calor do aço para a atmosfera, com consequente redução da fluidez, além de impossibilidade de retenção da escória e formação de rebarbas nos massalotes dos blocos.

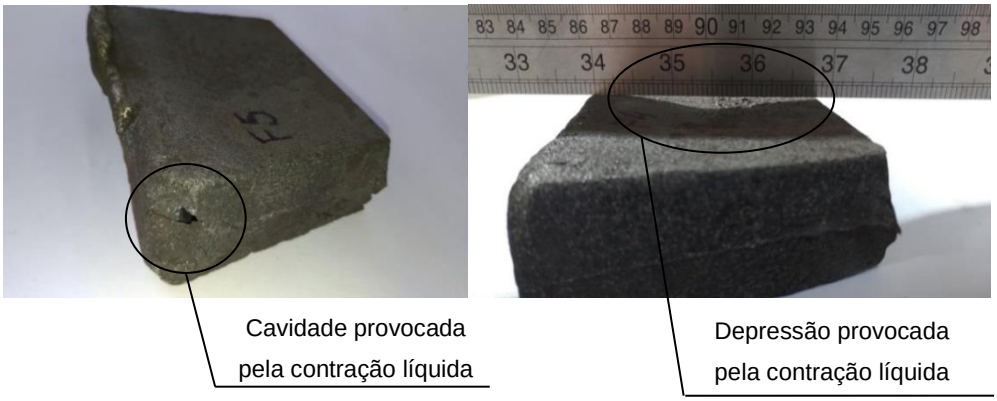
Cavidades provocadas por inclusão de escória foram encontradas nos massalotes o que é evidenciado na figura 5.2, assim como cavidades e depressões provocadas pela contração líquida da liga, apontadas na figura 5.3.

Figura 5.2 – Bloco apresentando cavidades provocadas por inclusão de escória.



Fonte: Próprio autor.

Figura 5.3 – Blocos apresentando cavidade e depressão provocadas pela contração líquida.



Fonte: Próprio autor.

As cavidades provocadas pelas inclusões de escória indicam a necessidade de maior efetividade na limpeza da escória formada na superfície do aço líquido e uso de filtros cerâmicos no sistema de canais. A elevada contração líquida indica a necessidade de se propiciar melhores condições de atuação para o massalote, de forma que sua superfície superior permaneça líquida o maior tempo possível e a contração líquida do corpo de prova seja de fato compensada.

5.1.2 Composição química

A composição química obtida apresentou-se coerente com o que foi planejado. Na tabela 5.1 constam as faixas pretendidas para cada elemento e os resultados alcançados. A análise química foi obtida por espectrometria de emissão óptica.

Tabela 5.1 – Composição química obtida nas ligas preliminares da etapa 1.

Elemento	Carbono	Silício	Manganês	Fósforo	Enxofre	Molibdênio	Alumínio
Faixa pretendida	0,75 a 0,90	1,70 a 2,00	< 0,60	< 0,04	< 0,02	0,20 a 0,30	0,60 a 0,90
Liga 1A	0,796	1,765	0,286	0,026	0,013	0,227	0,877
Liga 2A	0,797	1,724	0,238	0,028	0,013	0,292	0,735
Liga 3A	0,814	1,808	0,231	0,028	0,012	0,295	0,796
Liga 4A	0,798	1,964	0,276	0,029	0,013	0,229	0,860
Liga 5A	0,745	1,877	0,268	0,025	0,014	0,214	0,809

Elemento	Cálcio	Cromo	Titânio	Vanádio	Cério	Nitrogênio	Ferro
Faixa pretendida	NA	1,80 a 2,10	0,03 a 0,06	0,03 a 0,06	0,002 a 0,005	NA	NA
Liga 1A	0,001	1,991	0,010	0,007	ND	0,011	93,952
Liga 2A	0,001	1,972	0,014	0,033	ND	0,014	94,100
Liga 3A	0,001	1,946	0,035	0,008	ND	0,016	93,984
Liga 4A	0,001	2,042	0,010	0,007	0,003	0,009	93,723
Liga 5A	0,002	2,090	0,058	0,051	0,003	0,012	93,779

NA: Não aplicável.
ND: Não determinado (teor abaixo do limite inferior da faixa de detecção do equipamento).
Fonte: Próprio autor.

Observa-se que os elementos principais apresentaram teores dentro da faixa de variação permitida. Como esperado, por causa da dificuldade de se encontrar sucata de aço com baixo manganês, os teores desse elemento apresentaram-se bem acima da composição química de referência que era de 0,1%. Porém permaneceram abaixo do limite superior de 0,6%.

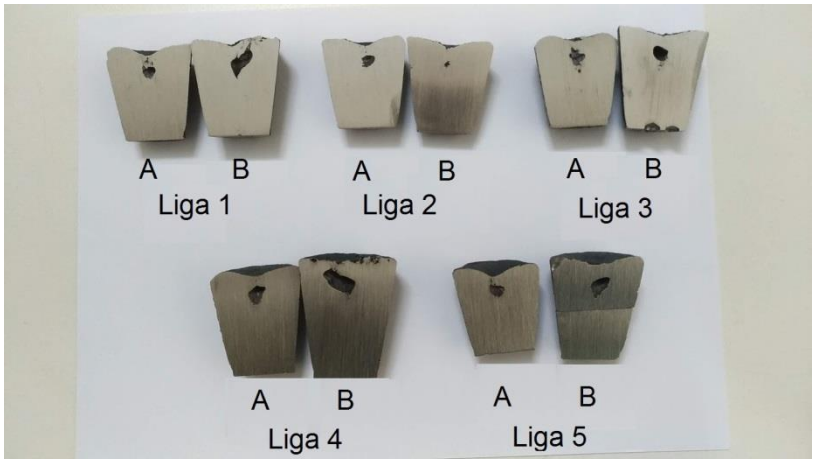
Quanto aos elementos refinadores de grão, foram obtidos também resultados de acordo com o planejamento. O teor de vanádio apresentou valores residuais nas ligas 1A, 3A e 4A e dentro da faixa estabelecida nas ligas 2A e 5A nas quais foi adicionado. Da mesma forma o teor de titânio nas ligas 1A, 2A e 4A foi residual e nas ligas 3A e 5A apresentou-se dentro dos limites desejados. O cério apresentou valor dentro da faixa estabelecida nas ligas 4A e 5A.

5.1.3 Qualidade da desoxidação

Em cada uma das fusões foi realizado o teste prático utilizado pelas indústrias de fundição para avaliar o grau de desoxidação do aço. Foram vertidas em um

molde metálico amostras do aço líquido antes e depois da desoxidação, obtendo-se assim, dois corpos de prova cilíndricos de cada liga. Após serem cortados no sentido longitudinal foram avaliados quanto a presença e forma de exsudação e cavidades, conforme está descrito na figura 4.9. Na figura 5.4 são apresentadas as imagens das faces cortadas dos corpos de prova, sendo as designadas pela letra “A” as amostras retiradas antes da desoxidação e as designadas pela letra “B” as amostras retiradas depois.

Figura 5.4 – Faces cortadas dos corpos de prova cilíndricos obtidos antes e depois da desoxidação complexa.



Fonte: Próprio autor.

Observa-se que todos os corpos de prova obtidos depois da desoxidação complexa apresentaram aspecto de desoxidação eficiente, ou seja, ausência de exsudação e presença de afundamento ou cavidade no topo. Isso se explica pelo elevado teor de alumínio que removeu o oxigênio ativo nas ligas, conforme mencionado por Zhang (2006). Aplicando-se a equação 3.1 para o teor de alumínio e temperatura de vazamento de cada fusão, foram obtidos os teores de oxigênio livre apresentados na tabela 5.2. Observa-se que todos os valores apresentaram-se próximos de 2 ppm.

Tabela 5.2 – Teores de oxigênio livre calculados para cada liga.

Liga	1A	2A	3A	4A	5A
Oxigênio livre (%)	$1{,}90 \times 10^{-6}$	$2{,}14 \times 10^{-6}$	$2{,}02 \times 10^{-6}$	$1{,}92 \times 10^{-6}$	$2{,}00 \times 10^{-6}$

Fonte: Próprio autor.

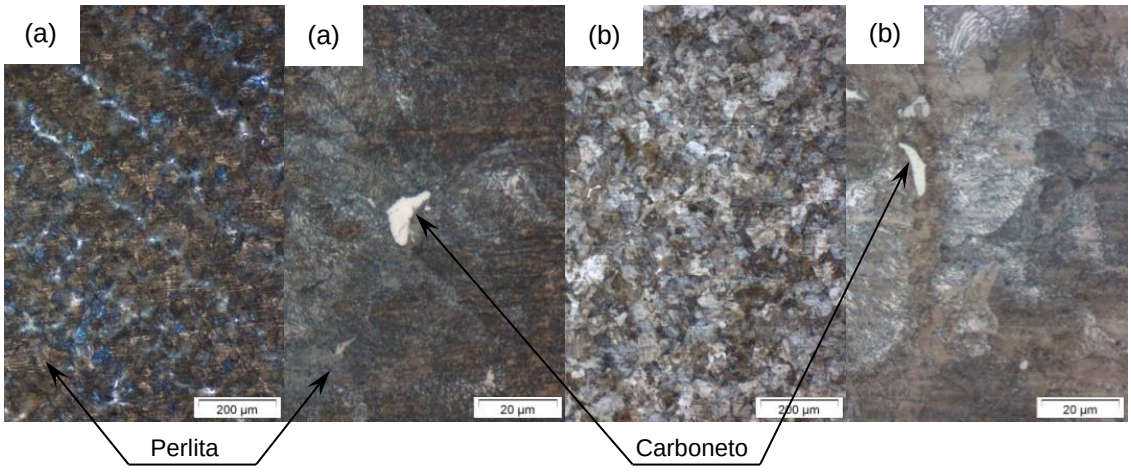
Todos os corpos de prova obtidos antes da desoxidação complexa também apresentaram aspecto de desoxidação eficiente. Isso se explica pelo teor de alumínio acrescentado pelo retorno de fundição, em torno de 0,11%, capaz de proporcionar teores muito baixos de oxigênio livre, em torno de 7,5 x 10^{-6} %, conforme a equação 3.1 e pela baixa tendência da liga em absorver oxigênio.

5.1.4 Caracterização

5.1.4.1 Análises micrográficas

As amostras brutas de fundição das ligas preliminares da etapa 1 apresentaram estruturas semelhantes entre si, constituídas por perlita e com a presença de carbonetos e inclusões de óxidos. As inclusões de óxidos estão relacionadas, provavelmente, à oxidação do alumínio e do cálcio. Na figura 5.5 constam as micrografias obtidas por microscopia óptica das ligas 1A e 4A.

Figura 5.5 – Micrografias (MO) das amostras brutas de fundição.

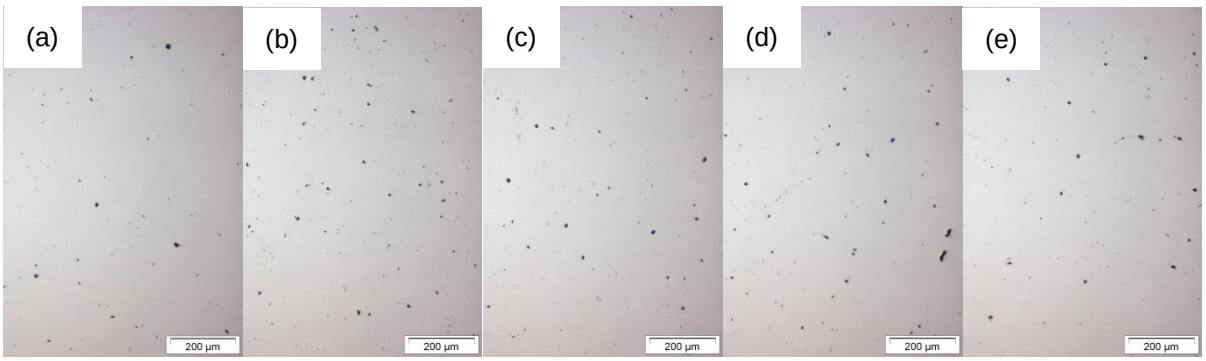


Reativo: Nital 2%. a) Liga 1A, (b) Liga 4A

Fonte: Próprio autor.

Nas micrografias sem ataque químico das amostras homogeneizadas, exibidas na figura 5.6, é possível visualizar mais nitidamente que as inclusões de óxidos possuem formato globular. Provavelmente o cálcio modificou as inclusões de alumina e de sulfeto, tornando-as globulares conforme mencionado por Holappa e Helle (1995) e ilustrado na figura 3.4.

Figura 5.6 – Micrografias (MO) das amostras homogeneizadas e sem ataque químico.

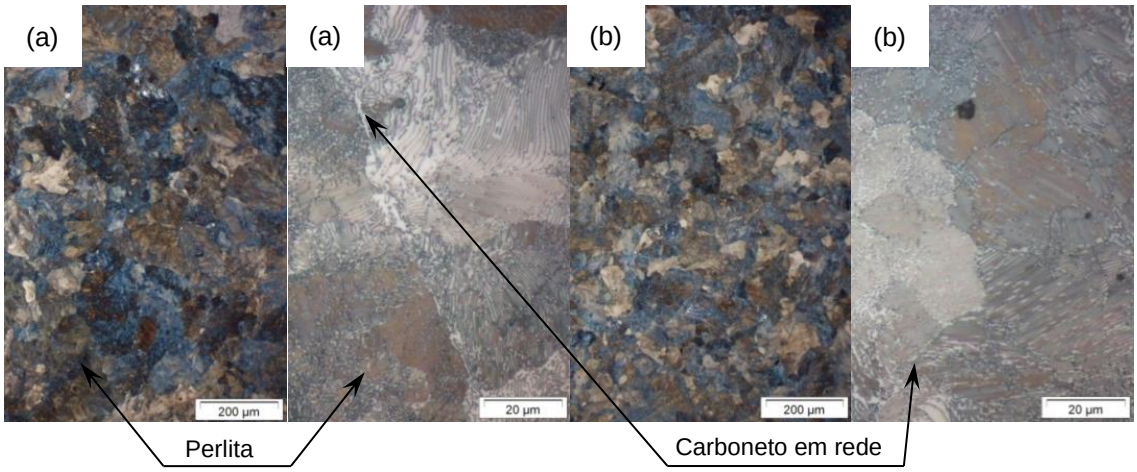


(a) Liga 1A, (b) Liga 2A, (c) Liga 3A, (d) Liga 4A, (e) Liga 5A

Fonte: Próprio autor.

As amostras homogeneizadas também apresentaram estruturas semelhantes entre si. São constituídas de perlita, com presença de finos carbonetos em rede e inclusões de óxidos. Na figura 5.7 são exibidas as micrografias das ligas 1A e 5A.

Figura 5.7 – Micrografias (MO) das amostras homogeneizadas.



Reativo: Nital 2%. (a) Liga 1A, (b) Liga 5A

Fonte: Próprio autor.

5.1.4.2 Tamanho de grão austenítico

As informações obtidas durante a determinação do tamanho de grão das ligas preliminares da etapa 1 são apresentadas na tabela 5.3. Tais informações abrangem o próprio tamanho de grão, o comprimento médio do intercepto, o desvio padrão do

comprimento médio do intercepto, os limites inferior e superior do tamanho do grão para o intervalo de confiança de 95% e a precisão relativa do ensaio.

Tabela 5.3 – Tamanho de grão das ligas preliminares da etapa 1.

Liga	Tamanho do grão ASTM	Diâmetro médio do grão (µm)	N° de grãos por mm^2	Comprimento médio do intercepto (µm)	Limite inferior do tamanho do grão ASTM	Limite superior do tamanho do grão ASTM	Precisão relativa (%)
1A	9,6	12,9	6011,6	11,4 ± 0,7	9,5	9,7	4
2A	10,2	10,4	9111,6	9,3 ± 0,5	10,1	10,3	5
3A	10,1	10,8	8501,4	9,7 ± 0,7	9,9	10,3	6
4A	10,0	11,2	7932,2	9,9 ± 0,6	9,9	10,2	5
5A	10,8	8,5	13810,2	7,4 ± 0,2	10,8	10,9	3

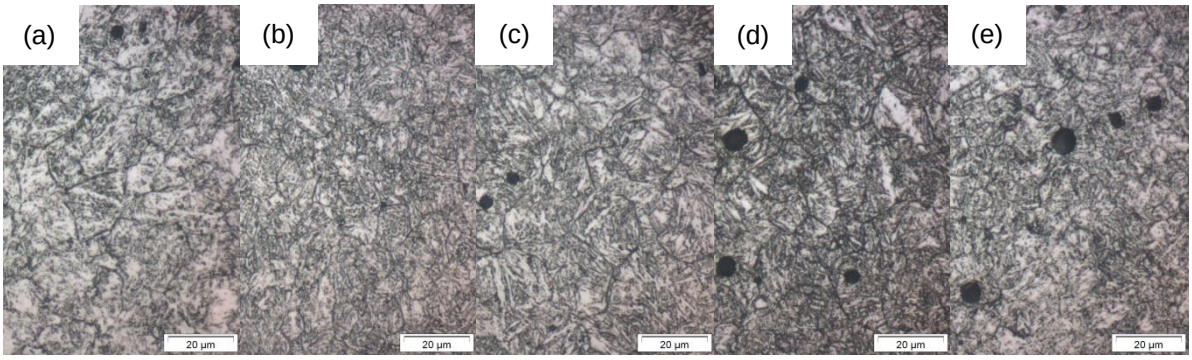
Fonte: Próprio autor

Observa-se que os quatro tipos de refinadores reduziram o tamanho de grão da liga. O refinador usado na liga 5A foi o conjunto dos refinadores usados nas ligas 2A, 3A e 4A, ou seja, vanádio, titânio e inoculante com cério atuando ao mesmo tempo. Provavelmente, por isso, atingiu os melhores resultados com redução não só do tamanho de grão, mas também do comprimento médio do intercepto e do desvio padrão do comprimento do intercepto. Além disso, os limites inferior e superior do tamanho de grão possuem diferença de apenas duas casas decimais e a precisão relativa alcançada para o ensaio foi de apenas 3%, indicando baixíssima dispersão em relação ao tamanho médio dos grãos. A redução no tamanho de grão em relação à liga sem refinadores foi de 12,5%. O vanádio, o titânio e o inoculante com cério, atuando individualmente, apresentaram resultados semelhantes e reduziram o tamanho dos grãos de suas ligas em aproximadamente 5%. É importante considerar que a liga estudada apresenta tamanho de grão muito refinado. Possivelmente, o teor em alumínio em torno de 0,7% promoveu a formação de grandes quantidades de nitretos e eles ancoraram o crescimento dos grãos, conforme mencionado por Chiaverini (1990), mesmo na liga sem os refinadores.

Na figura 5.8 são exibidas as micrografias das amostras nas quais se observa a ocorrência de microestrutura constituída de martensita revenida, com contorno de

grão austenítico revelados pelo ataque químico, conforme esperado. Em adição a essas características, verifica-se a presença das inclusões já identificadas nas amostras no estado bruto de fundição e homogeneizadas.

Figura 5.8 – Micrografias (MO) das amostras com o contorno de grão revelado.



Reativo: Nital 2%. (a) Liga 1A, (b) Liga 2A, (c) Liga 3A, (d) Liga 4A, (e) Liga 5A
Fonte: Próprio autor

5.1.4.3 Dureza

As amostras homogeneizadas das ligas preliminares da etapa 1 foram submetidas a ensaios de dureza Brinell, cujos resultados são apresentados na tabela 5.4. Observa-se que as amostras apresentaram durezas semelhantes e condizentes com a estrutura perlítica que as compõe.

Tabela 5.4 – Durezas obtidas nas ligas preliminares homogeneizadas.

Liga	Dureza (HB)
Liga 1A	333 ± 5
Liga 2A	334 ± 2
Liga 3A	330 ± 3
Liga 4A	327 ± 4
Liga 5A	329 ± 1

Fonte: Próprio autor.

A obtenção das ligas preliminares da etapa 1 mostrou que a liga desenvolvida no trabalho apresenta boas características de fundição, exceto tendência à formação de inclusões, provavelmente por causa do alumínio presente na composição da liga. O vazamento a descoberto ocasionou problemas relacionados à formação de rebarbas nos massalotes dos corpos de prova, além de elevada perda de calor do aço para a atmosfera com consequente redução da fluidez. O vazamento a descoberto impossibilitou ainda a retenção da escória no sistema de canais. Os blocos apresentaram cavidades e depressões oriundas da elevada contração líquida da liga, colocando em dúvida a sanidade interna dos corpos de prova. Para atenuar os problemas relacionados à elevada formação de óxidos e ao vazamento a descoberto, optou-se na obtenção das ligas preliminares da etapa 2, pelo desenvolvimento de um novo sistema de canais que permita a utilização de filtros cerâmicos e que considere a utilização de uma caixa de areia sobre o conjunto (blocos e sistema de canais). Objetivando a garantia da sanidade interna dos corpos de prova por meio de compensação da contração líquida, desenvolveu-se uma espécie de cunha atmosférica para o massalote do corpo de prova. Mais detalhes e esclarecimentos dessas soluções estão descritos no capítulo 4.3. Com base nos resultados dos ensaios para determinação dos tamanhos de grãos e pelo fato de que a utilização do inoculante com cério para refinar a estrutura do aço não é usual, decidiu-se repetir em escala maior, a produção dessa liga e da liga base que não possui adição de refinadores. Foram então obtidos corpos de prova nos quais se realizou austêmpera com variação do tempo e da temperatura para análise da transformação bainítica.

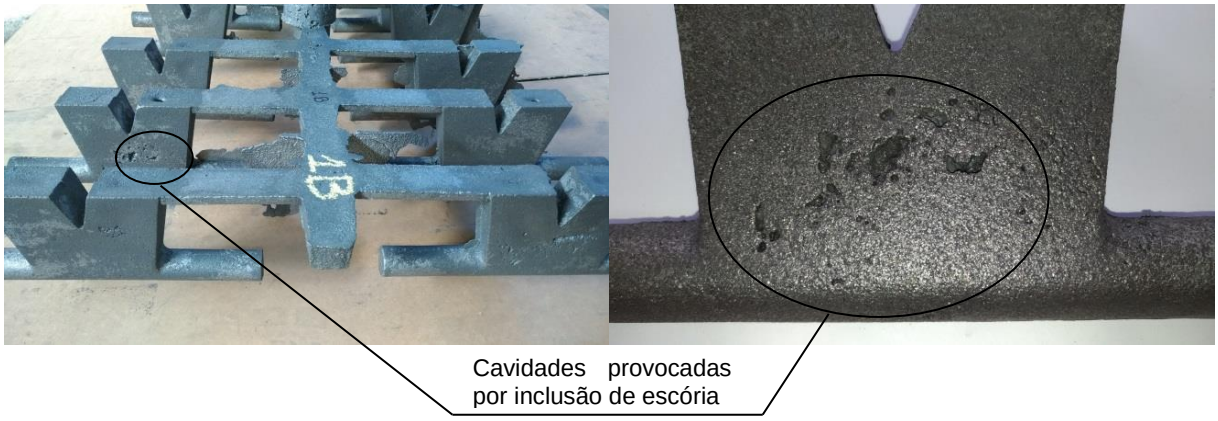
5.2 Ligas Preliminares – Etapa 2

5.2.1 Características de fundição

As fusões das ligas preliminares da etapa 2 ocorreram conforme planejado e foram observadas as mesmas características de fundição detectadas durante as fusões das ligas preliminares da etapa 1, como boa fluidez, baixa absorção de gases, formação da película de óxidos sobre a superfície do aço e elevada formação de escória. Apesar da utilização de caixa superior e do filtro cerâmico no sistema de canais, os blocos para obtenção dos corpos de prova apresentaram cavidades

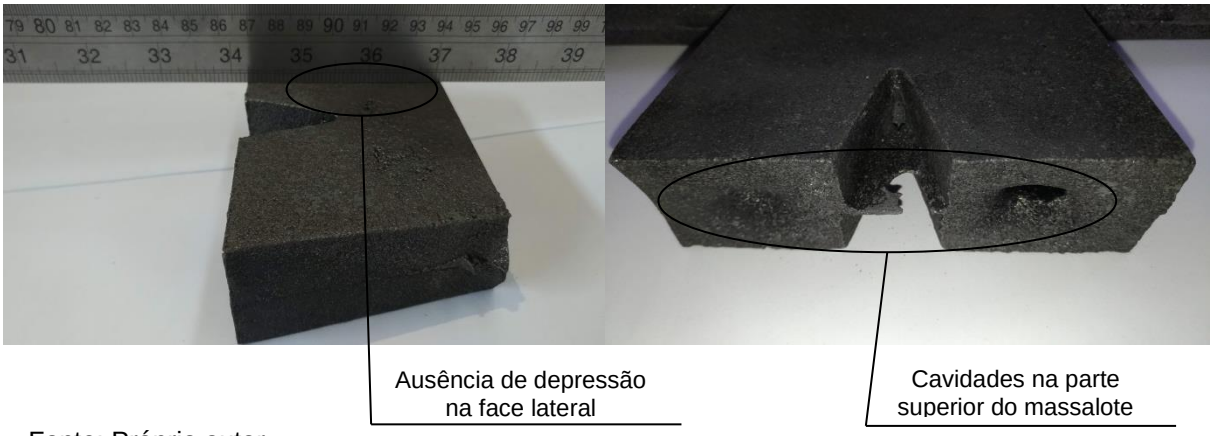
provocadas por inclusão de escória apontadas na figura 5.9. Na figura 5.10 observam-se cavidades na parte superior do massalote e ausência de depressão na lateral, indicando que a cunha atmosférica favoreceu a alimentação da parte inferior dos blocos.

Figura 5.9 – Blocos apresentando cavidades provocadas por inclusão de escória.



Fonte: Próprio autor.

Figura 5.10 – Atuação da cunha atmosférica.



Fonte: Próprio autor.

5.2.2 Composição química

A composição química obtida nas ligas preliminares da etapa 2 apresentou-se coerente com o que foi planejado. Na tabela 5.5 consta a faixa estabelecida para cada elemento e os resultados alcançados. Observa-se que o teor de manganês da liga 4B apresentou-se muito próximo do limite superior, assim como o teor de cério. A diferença entre os teores de silício das duas fusões ocorreu por causa da adição do inoculante com cério, que possui elevado teor de silício.

Tabela 5.5 – Composição química obtida nas ligas preliminares da etapa 2.

Elemento	Carbono	Silício	Manganês	Fósforo	Enxofre	Molibdênio	Alumínio
Faixa pretendida	0,75 a 0,90	1,70 a 2,00	< 0,60	< 0,04	< 0,02	0,20 a 0,30	0,60 a 0,90
Liga 1B	0,869	1,827	0,322	0,035	0,015	0,215	0,775
Liga 4B	0,859	2,024	0,586	0,038	0,018	0,206	0,728

Elemento	Cálcio	Cromo	Titânio	Vanádio	Cério	Nitrogênio	Ferro
Faixa pretendida	NA	1,80 a 2,10	< 0,03	< 0,03	0,002 a 0,005	NA	NA
Liga 1B	0,001	1,982	0,023	0,006	ND	0,010	93,855
Liga 4B	0,002	2,007	0,020	0,007	0,005	0,007	93,263

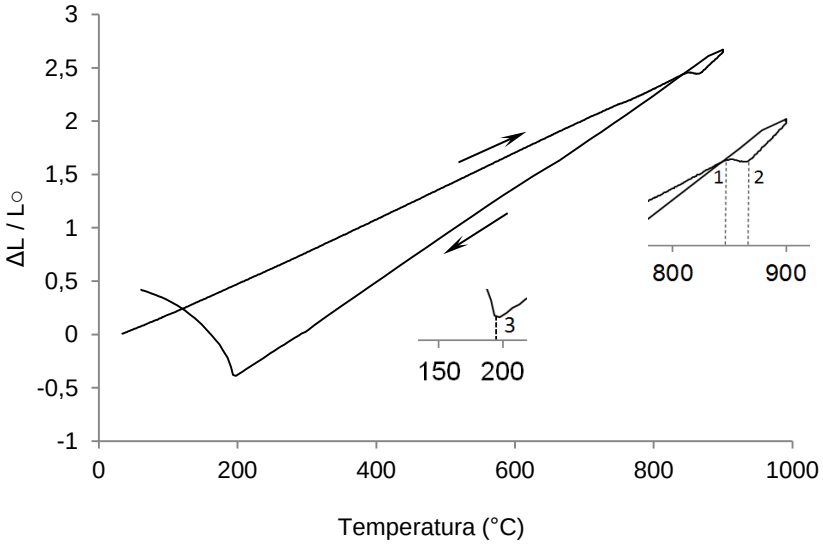
NA: Não aplicável
ND: Não determinado (teor abaixo do limite inferior da faixa de detecção do equipamento).

Fonte: Próprio autor.

5.2.3 Dilatometria

O ensaio de dilatometria forneceu informações essenciais ao planejamento do tratamento térmico de austêmpera. De cada uma das ligas foram obtidas curvas dilatométricas completas de dois corpos de prova. Na figura 5.11 está evidenciada a curva dilatométrica do corpo de prova número 1 da liga preliminar 1B.

Figura 5.11 – Curva dilatométrica do corpo de prova 1 da liga preliminar 1B.



Fonte: Próprio autor.

Na figura 5.11 são observados os pontos 1 e 2 referentes à transformação das fases ferrita (α) + cementita (Fe_3C), presentes na estrutura perlítica, em austenita (ɣ). Observa-se também, representada pelo ponto 3, a temperatura da transformação martensítica M_i. As curvas dilatométricas dos demais corpos de prova estão ilustradas no apêndice VII. As temperaturas críticas de transformação $T\gamma_i$ e $T\gamma_f$, a diferença entre ambas e as temperaturas de início da transformação martensítica obtidas nas curvas dilatométricas das ligas 1B e 4B são apresentadas na tabela 5.6.

Tabela 5.6 – Temperaturas críticas de transformação da austenita e da martensita para os corpos de prova das ligas preliminares da etapa 2.

Corpo de prova	$T\gamma_i$ (°C)	$T\gamma_f$ (°C)	$T\gamma_i - T\gamma_f$ (°C)	M_i (°C)
CP 1 – Liga 1B	853	867	14	194
CP 2 – Liga 1B	853	861	8	180
CP 1 – Liga 4B	859	870	11	179
CP 2 – Liga 4B	853	871	14	169

Fonte: Próprio autor.

Observa-se que os valores das temperaturas de austenitização determinados nas curvas dilatométricas são inferiores aos valores calculados a partir da equação 4.1 desenvolvida por Kasatkin *et al*. (1984), 901°C para a liga 1B e 905°C para a liga 4B. Considerou-se então a temperatura de 900°C como referência para o estado austenitizado.

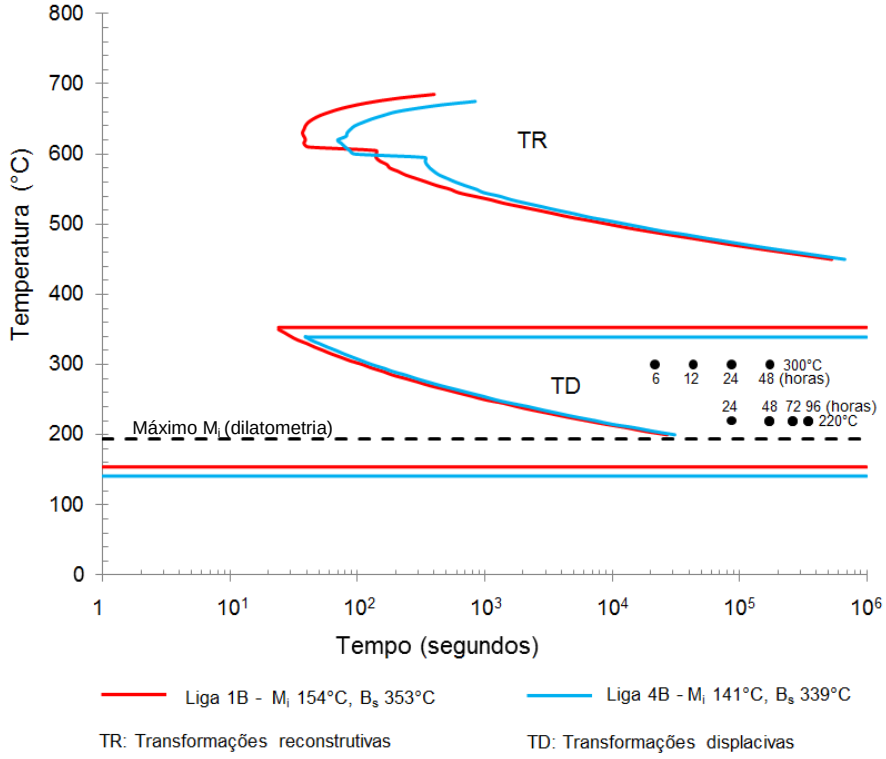
As temperaturas de início da transformação martensítica obtidas nos corpos de prova das ligas preliminares da etapa 2 são superiores às temperaturas calculadas por meio da equação 5.1 desenvolvida por Kunitake (2001). Para a liga preliminar 1B, M_i calculada foi de 151°C e para a liga 4B, M_i calculada foi de 143°C.

$$M_i = 560{,}5 - 407{,}3C - 37{,}8Mn - 14{,}8Cr - 19{,}5Ni - 4{,}5Mo - 7{,}3Si - 20{,}5Cu \quad (5.1)$$

Por meio do *software* MUCG83, desenvolvido por Peet e Bhadeshia (2010), foi construído o diagrama TTT (Tempo Temperatura Transformação) das ligas preliminares da etapa 2, evidenciado na figura 5.12. Esse software é utilizado para modelagem da termodinâmica e cinética de transformações de aços no estado

sólido, e é capaz de calcular as temperaturas iniciais da formação da ferrita de Widmanstatten, da bainita e da martensita.

Figura 5.12 – Diagrama TTT (Tempo Temperatura Transformação) das ligas preliminares da etapa 2.



Fonte: Próprio autor.

De acordo com o *software,* a temperatura inicial de formação da martensita para a liga 1B é 154°C e para a liga 4B é 141°C, bastante semelhantes às temperaturas calculadas por meio da equação 5.1 e inferiores às temperaturas obtidas nos ensaios de dilatometria. Atribui-se a essa diferença o fato de que a equação e o *software* podem não considerar todas as variáveis intrínsecas na formação da microestrutura dos aços. Já a dilatometria é uma técnica cujos resultados advêm de um ensaio realizado no material estudado, portanto mais confiáveis. As temperaturas iniciais de formação da bainita são de 353°C para a liga 1B 3 339°C para a liga 4B. Observa-se ainda na figura 5.12 os pontos nas curvas TTT das ligas, referentes às temperaturas e tempos de tratamento dos corpos de prova, posicionados no campo de obtenção da bainita e a máxima temperatura de início de formação da martensita obtida nos ensaios de dilatometria.

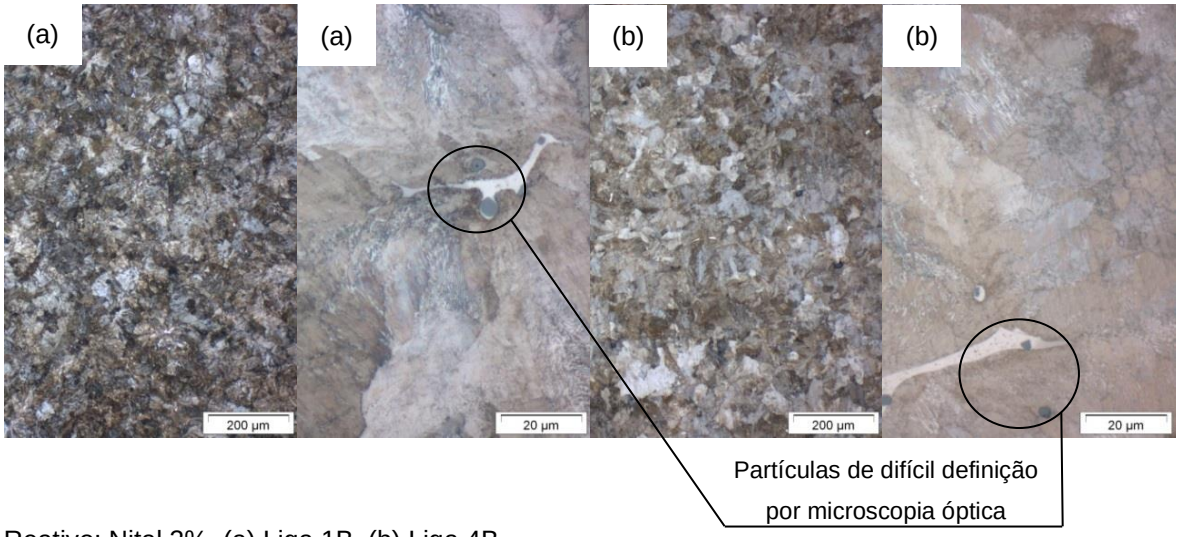
Os dados obtidos por meio do ensaio de dilatometria, da equação 5.1 e do software MUCG83, indicaram viabilidade para realização de estudos com utilização de temperaturas entre 194 e 339°C para o tratamento térmico de austêmpera.

5.2.4 Caracterização microestrutural

5.2.4.1 Estrutura bruta de fundição

As amostras brutas de fundição das ligas preliminares da etapa 2, assim como as da etapa 1, apresentaram estruturas semelhantes entre si, constituídas por perlita, com presença de carbonetos e inclusões de óxidos. As micrografias são apresentadas na figura 5.13.

Figura 5.13 – Micrografias (MO) das amostras brutas de fundição das ligas preliminares da etapa 2.

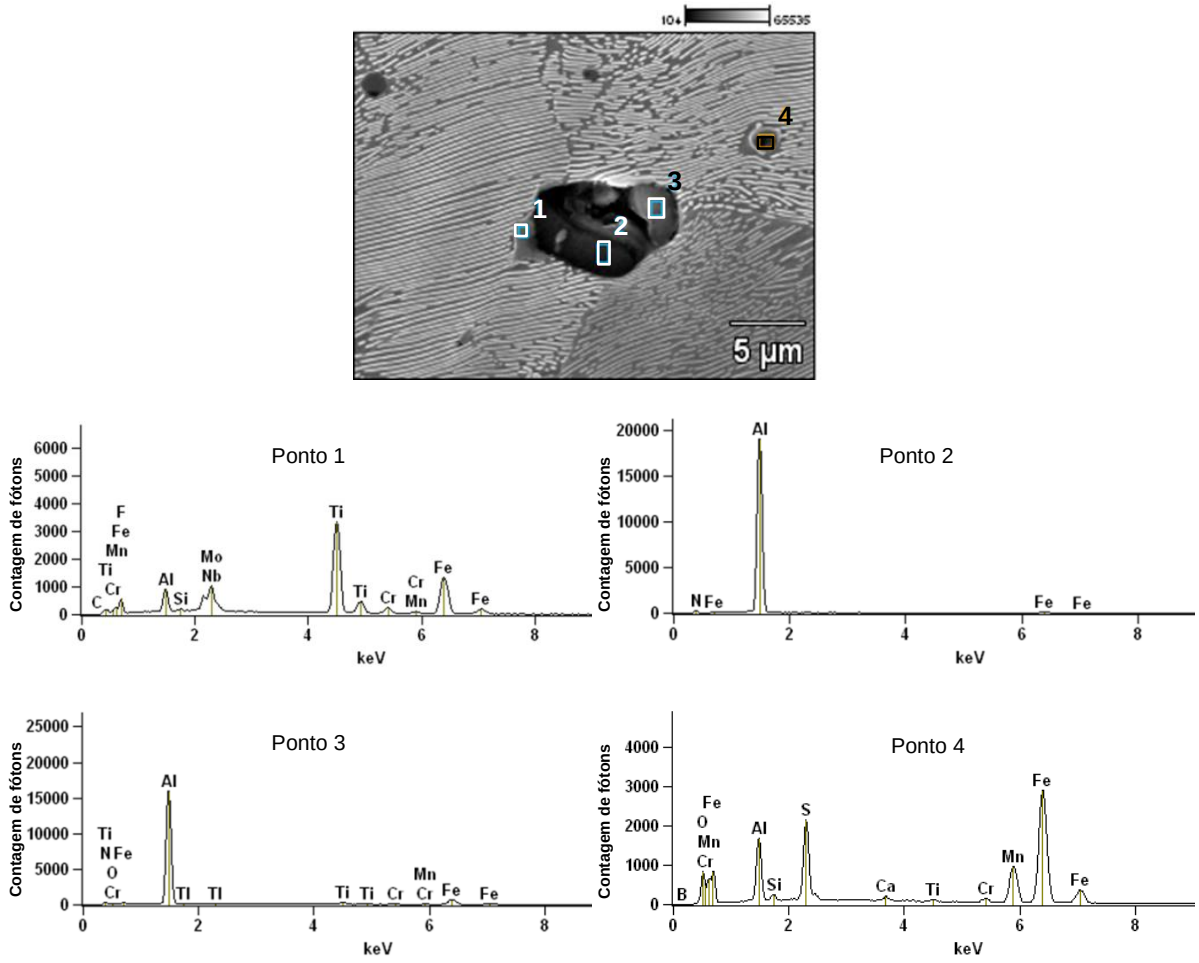


Reativo: Nital 2%. (a) Liga 1B, (b) Liga 4B

Fonte: Próprio autor.

Foram também observadas na microestrutura partículas de difícil definição por microscopia óptica, as quais foram analisadas em Microscópio Eletrônico de Varredura com Microanálise Química por Dispersão de Energia (MEV/EDS). Os resultados referentes a amostra da liga preliminar 1B estão descritos na figura 5.14 e na tabela 5.7.

Figura 5.14 – Microanálise química por dispersão de energia (EDS) em partículas e em óxidos encontrados na microestrutura da liga preliminar 1B.



Fonte: Próprio autor.

Observa-se na micrografia a presença de uma partícula de cor mais clara ao lado da inclusão de óxido. A microanálise química na partícula, denominada ponto 1, apresentou teores elevados de elementos metálicos como titânio, ferro, molibdênio, nióbio e cromo. Os pontos 2 e 3 correspondem a diferentes partes da inclusão de óxido e apresentam teores elevados de alumínio. O ponto 3 apresenta também teores representativos de ferro e titânio, indicando que a inclusão de óxido está associada a uma ou mais partículas metálicas. O ponto 4 corresponde a uma partícula metálica cuja composição é rica em ferro, manganês, enxofre, alumínio e oxigênio, indicando a possibilidade da associação do alumínio a sulfetos de ferro e manganês conforme citado por Holappa e Helle (1995).

Tabela 5.7 – Elementos químicos presentes nas partículas e nas inclusões de óxidos e respectivos teores.

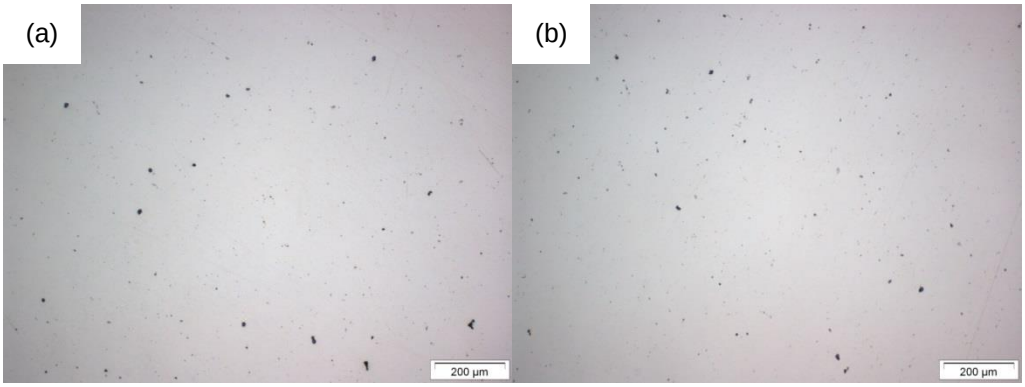
	Elementos (% em peso)													
	C	N	O	F	Al	Si	S	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe	Nb	Mo
Ponto 1	0,16			3,37	4,64	0,56			38,88	3,00	1,21	32,48	6,33	9,37
Ponto 2		10,07			86,01							3,92		
Ponto 3		6,56	1,78		66,57				4,56	0,88	0,62	19,03		
Ponto 4			6,28		8,99	0,82	10,18	0,73	0,37	0,97	16,21	55,42		

Fonte: Próprio autor.

5.2.4.2 Estrutura homogeneizada

Na figura 5.15 são exibidas as imagens das amostras das ligas 1B e 4B, homogeneizadas e sem ataque químico, Observa-se a presença de inclusões de óxidos no formato globular.

Figura 5.15 – Micrografias (MO) das amostras homogeneizadas e sem ataque químico.

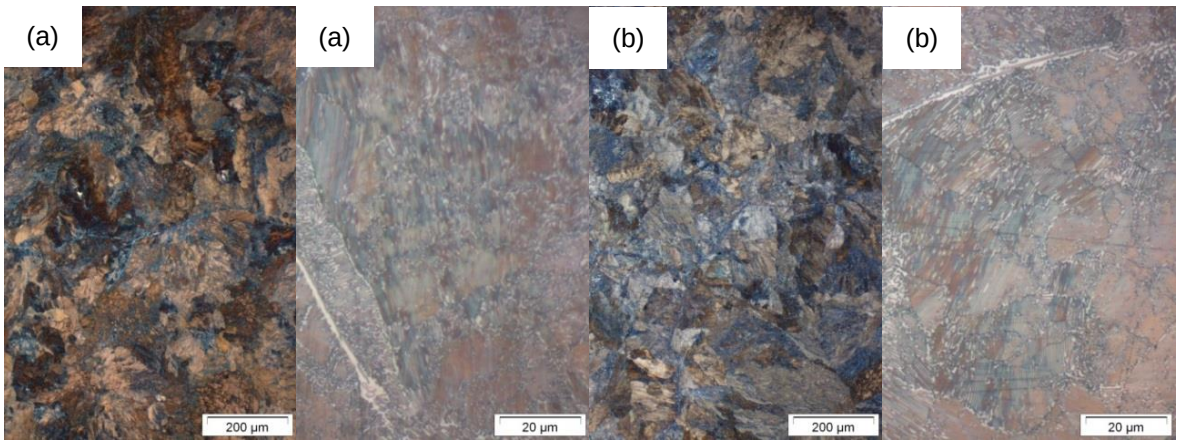


(a) Liga 1B, (b) Liga 4B

Fonte: Próprio autor.

As microestruturas das amostras das ligas 1B e 4B são semelhantes entre si, constituídas de perlita, com presença de finos carbonetos em rede e inclusões de óxidos, conforme evidenciado na figura 5.16. A maioria das partículas indefinidas citadas nas análises micrográficas das amostras brutas de fundição desapareceu após o tratamento de homogeneização.

Figura 5.16 – Micrografias (MO) das amostras homogeneizadas.



Reativo: Nital 2%. (a) Liga 1B, (b) Liga 4B

Fonte: Próprio autor.

5.2.4.3 Tamanho de grão austenítico

As informações obtidas durante a determinação do tamanho de grão das ligas preliminares da etapa 2 são apresentadas na tabela 5.8.

Tabela 5.8 – Tamanho de grão das ligas preliminares.

Liga	Tamanho do grão ASTM	Diâmetro médio do grão (µm)	N° de grãos por mm^2	Comprimento médio do intercepto (µm)	Limite inferior do tamanho do grão ASTM	Limite inferior do tamanho do grão ASTM	Precisão relativa (%)
1B	9,8	12,0	6905,4	10,8 ± 0,5	9,7	9,9	3
4B	-	-	-	-	-	-	-

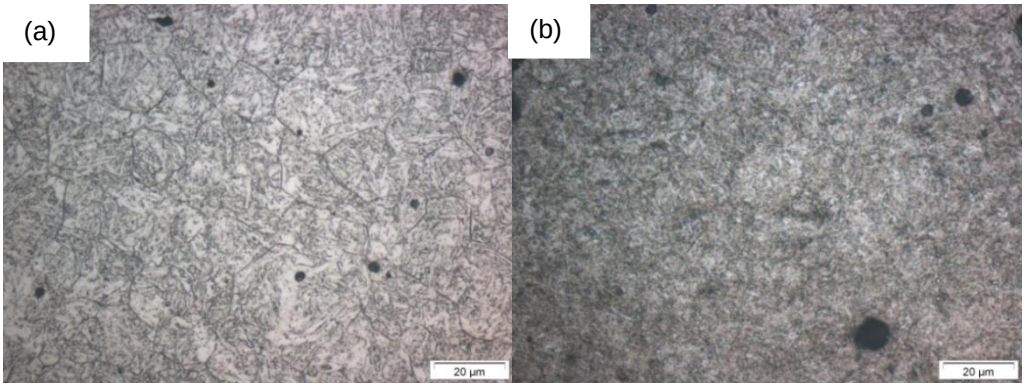
Fonte: Próprio autor.

Observa-se que os dados da liga preliminar 1B são semelhantes aos da liga preliminar 1 (tabela 5.3), indicando que os cuidados para a repetição do processo de obtenção das ligas, inclusive composição química foram efetivos. Confirma-se a tendência da liga em apresentar tamanhos de grãos reduzidos, possivelmente pela ancoragem promovida por nitretos de alumínio e inclusões (CHIAVERINI, 1990; HONEYCOMBE, 1981; HOLAPPA E HELLE,1995).

Não foi possível revelar o contorno de grãos da liga 4B, mesmo com 8 horas a mais de revenimento em relação ao tempo que estava previsto no capítulo 4.2.4.

Foram utilizados diferentes tipos de reativos, com diferentes tempos de ataque. A diferença entre a composição química da liga 4B e as demais é o percentual um pouco mais elevado de manganês, 0,58% contra 0,30%, porém, não foram encontradas na revisão bibliográfica citações relacionando o manganês à revelação de contornos de grão. Na figura 5.17 são exibidas as micrografias das amostras temperadas e revenidas das ligas preliminares da etapa 2.

Figura 5.17 – Micrografias (MO) das amostras temperadas e revenidas.



Reativo: Ácido pícrico saturado. (a) Liga 1B, (b) Liga 4B

Fonte: Próprio autor.

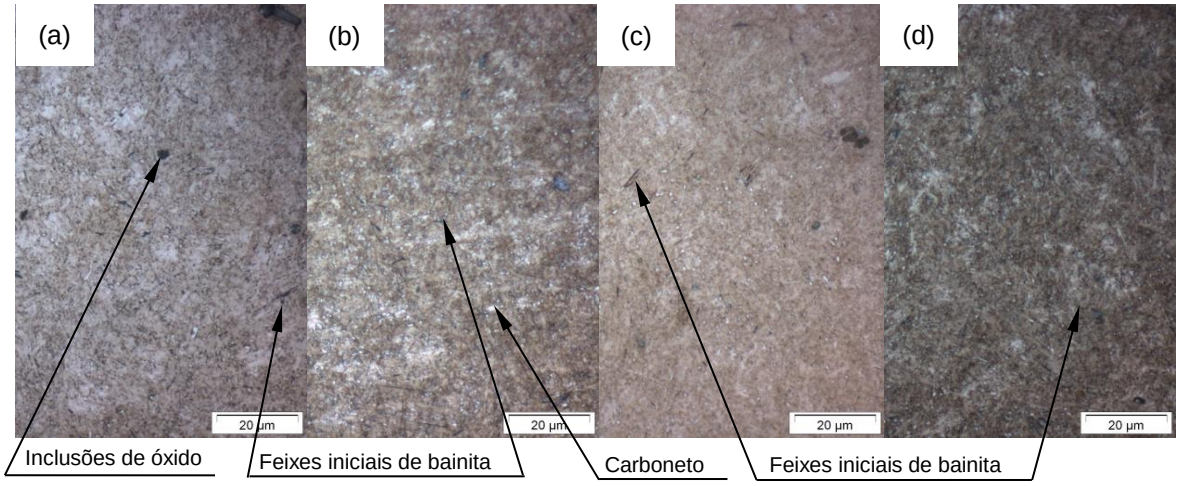
Observa-se nas duas micrografias microestruturas constituídas de martensita revenida. Na amostra da fusão 1B é possível visualizar o contorno de grão austenítico revelado pelo ataque químico. Na amostra 4B é possível visualizar inclusões de óxidos e pequenos carbonetos esferoidizados.

5.2.4.4 Estrutura do material preliminarmente austemperado

O primeiro lote de amostras preliminarmente austemperadas, composto de quatro exemplares de cada liga da etapa 2, foi austenitizado por 1 hora a 900°C e imediatamente resfriado em banho de sais à temperatura de 200°C. As amostras foram avaliadas aos pares, uma de cada liga, após os tempos de permanência de 24, 48, 72 e 96 horas nessa temperatura. Os quatro pares de amostra apresentaram microestruturas semelhantes entre si, constituídas do que aparenta ser martensita, com formação inicial de feixes de bainita. Nas amostras austemperadas por 48 horas foi constatada, visualmente, maior quantidade da formação inicial dos feixes de bainita em relação à amostra austemperada por 24 horas. Nas amostras

austemperadas por 72 e 96 horas o mesmo não foi observado em relação às amostras austemperadas por 48 horas. Foram observadas em todas as amostras presenças de carbonetos livres globulizados e inclusões de óxidos também globulizadas. Observou-se visualmente que a microestrutura da liga 4B é mais refinada que a microestrutura da liga 1B. Na figura 5.18 constam as micrografias obtidas por microscópio óptico das amostras da liga 1B austemperadas por 24 e 96 horas.

Figura 5.18 – Micrografias (MO) das amostras preliminarmente austemperadas pertencentes ao primeiro lote da liga 1B.



Reativo: LePera.
(a) Austenitização a 900°C por 1 hora e austêmpera a 200°C por 24 horas.
(b) Austenitização a 900°C por 1 hora e austêmpera a 200°C por 48 horas.
(c) Austenitização a 900°C por 1 hora e austêmpera a 200°C por 72 horas.
(d) Austenitização a 900°C por 1 hora e austêmpera a 200°C por 96 horas.
Fonte: Próprio autor.

Foram realizadas medições de dureza Vickers nas amostras da liga 4B austemperadas por 24 e 72 horas. Os resultados estão descritos na tabela 5.9. Observa-se que as durezas obtidas nas medições são superiores às obtidas para estruturas bainíticas livres de carbonetos, normalmente de 500 a 650 HV (CARMO, 2011; MATEO *et al*., 2003). Nas amostras austemperadas por 96 horas, tanto da liga 1B quanto da liga 4B foram realizados ensaios de ultramicrodureza por penetração instrumentada. Os resultados estão descritos na tabela 5.10 e são inferiores aos do ensaio de microdureza, provavelmente pela menor influência dos carbonetos durante o ensaio.

Tabela 5.9 – Microdureza nas amostras da liga 4B austemperadas a 200°C por 24 e 72 horas.

	Amostra austemperada por 24 horas	Amostra austemperada por 72 horas
Dureza (HV)	722,70 ± 37,40	720,10 ± 14,87

Fonte: Próprio autor.

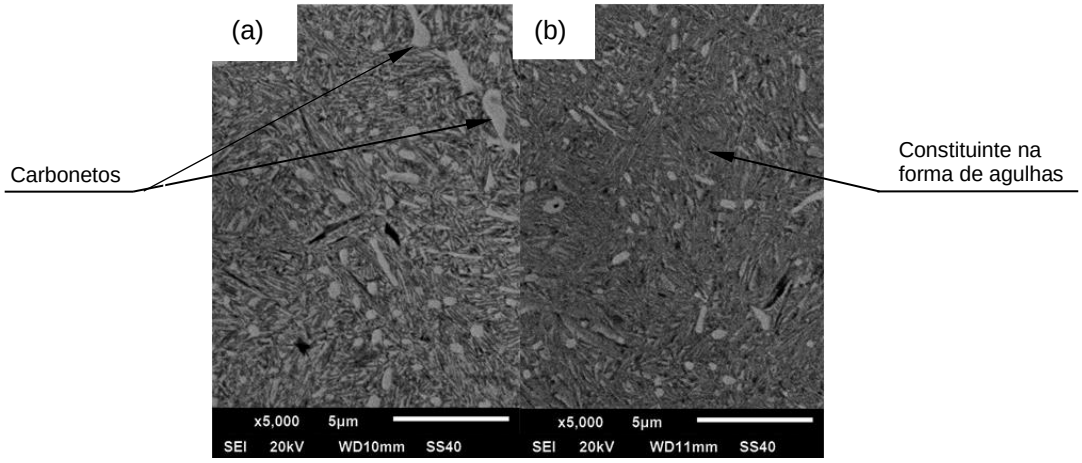
Tabela 5.10 – Ultra microdureza por penetração instrumentada nas amostras das ligas 1B e 4B austemperadas a 200°C por 96 horas.

	Amostra da liga 1B	Amostra da liga 4B
Dureza (HV)	498,58 ± 25,50	524,50 ± 8,89

Fonte: Próprio autor.

Nas amostras preliminarmente austemperadas por 96 horas foram realizadas análises por MEV, na busca de evidências que confirmem a obtenção de martensita ou mesmo *nanobain* em suas microestruturas. Na figura 5.19 estão contempladas as imagens obtidas de cada amostra. Observa-se que a microestrutura é formada por carbonetos livres e um constituinte em forma de pequenas agulhas, aparentemente martensita. Observa-se também que a microestrutura da liga 4B é mais refinada que a da liga 1B, o que poderia explicar o menor desvio padrão obtido nas medições de microdureza e ultra microdureza.

Figura 5.19 – Micrografias obtidas por MEV das amostras das ligas 1B e 4B austemperadas a 200°C por 96 horas.

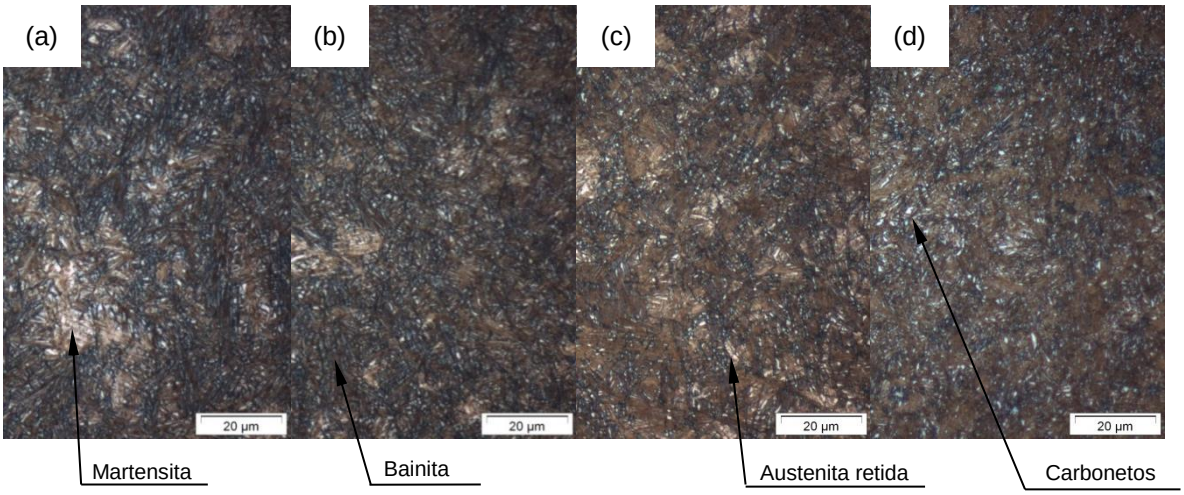


(a) Liga 1B, (b) Liga 4B

Fonte: Próprio autor.

O segundo lote de amostras preliminarmente austemperadas, composto de dois exemplares de cada liga principal, foi austenitizado por 1 hora a 930°C e imediatamente resfriado em banho de sais à temperatura de 250°C. Neste experimento, as amostras também foram avaliadas aos pares, uma de cada liga, após os tempos de permanência nessa temperatura de 24 e 36 horas. Na figura 5.20 constam as micrografias obtidas por microscópio óptico das amostras da liga 1B austemperadas por 24 e 36 horas.

Figura 5.20 – Micrografias (MO) das amostras austemperadas a 250°C.

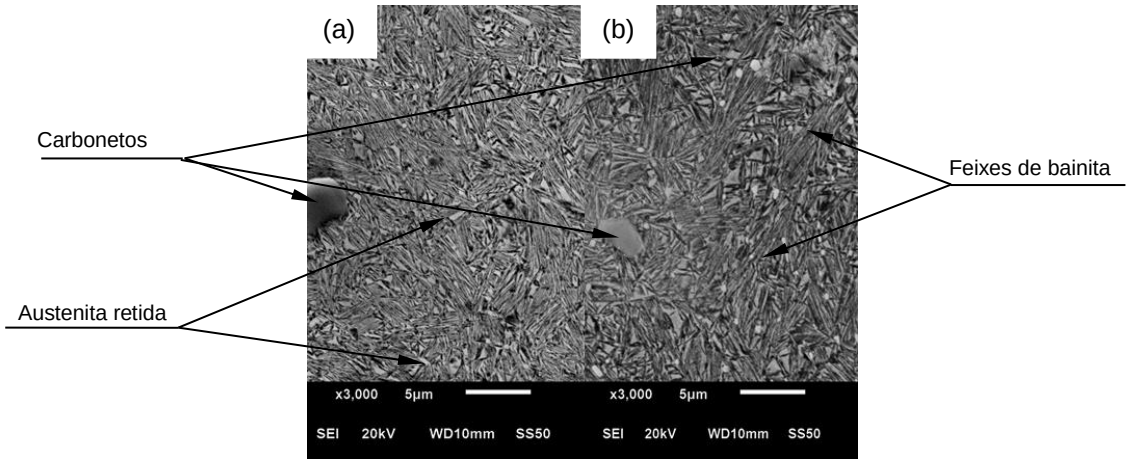


Reativo: LePera.
(a) Liga 1B – austenitização a 930°C por 1 hora e austêmpera a 250°C por 24 horas.
(b) Liga 1B – austenitização a 930°C por 1 hora e austêmpera a 250°C por 36 horas.
(c) Liga 4B – austenitização a 930°C por 1 hora e austêmpera a 250°C por 24 horas.
(d) Liga 4B – austenitização a 930°C por 1 hora e austêmpera a 250°C por 36 horas.
Fonte: Próprio autor.

Os dois pares de amostra apresentaram microestruturas semelhantes entre si, constituídas de bainita, regiões de martensita e aparentemente austenita retida dispersa em toda a região analisada. Não foi possível constatar por microscopia óptica se nas amostras austemperadas por 36 horas havia maior quantidade de bainita que nas amostras austemperadas por 24 horas. Foi observada em todas as amostras a presença de inclusões de óxidos globulizadas e constatou-se que a quantidade de carbonetos livres nas estruturas das amostras do segundo lote era inferior em relação ao primeiro lote. Observou-se visualmente que a microestrutura da liga 4B é mais refinada que a microestrutura da liga 1B.

Com o objetivo de se identificar carbonetos livres e austenita retida nas microestruturas das amostras austemperadas por 24 horas, foram realizadas análises por MEV/EDS, cujas micrografias estão ilustradas na figura 5.21. Observa-se que a microestrutura na região analisada por MEV é constituída de bainita, austenita retida e carbonetos.

Figura 5.21 – Micrografias obtidas por MEV das amostras austemperadas a 250°C por 24 horas.

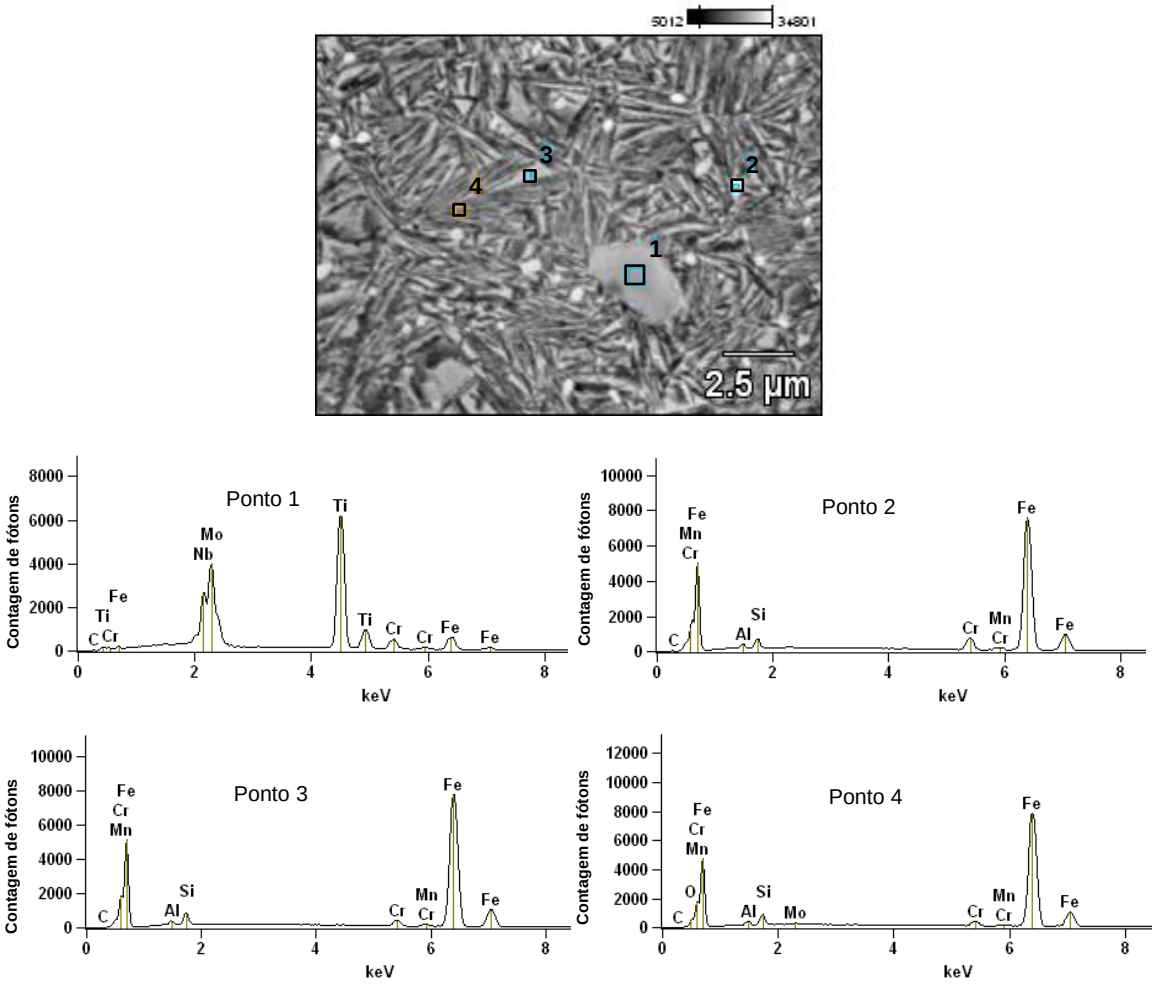


(a) Liga 1B, (b) Liga 4B.

Fonte: Próprio autor.

Os resultados da microanálise química na amostra da liga 4B estão descritos na figura 5.22 e na tabela 5.11. Observa-se que a microestrutura na região analisada é constituída de bainita e que nela há presença de carbonetos de titânio e de ferro. O carboneto de titânio é identificado na figura 5.22 e na tabela 5.11 como ponto 1 e o de ferro como ponto 2. Os carbonetos de titânio são maiores que os de ferro e possuem aparência mais fosca. Os carbonetos de ferro, por sua vez, são mais numerosos, menores e mais brilhantes. O ponto 3 representa a austenita retida, diferenciada no EDS pelo baixo teor em carbono em relação ao carboneto de ferro. Sua aparência também é mais fosca que a do carboneto de ferro. Suas dimensões são menores que a do carboneto de titânio e sua forma é mais agulhada. O ponto 4 representa os feixes de bainita cuja composição química é semelhante a da austenita retida.

Figura 5.22 – Microanálise química por dispersão de energia (EDS) realizada na microestrutura da amostra preliminar do lote 2 da liga 4B.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 5.11 – Elementos químicos presentes em diferentes constituintes e fases da microestrutura da amostra preliminar do lote 2 da liga 4B.

	Elementos (% em peso)									
	C	O	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Nb	Mo
Ponto 1	0.18				48.01	4.95		9.22	15.64	22.01
Ponto 2	0.10		0.83	1.95		4.56	0.85	91.70		
Ponto 3	0.04		0.80	2.45		2.10	0.81	93.80		
Ponto 4	0.03	1.20	0.88	2.34		2.15	0.75	92.26		0.39

Fonte: Próprio autor.

Foram realizadas medições de dureza Vickers nas amostras das ligas 1B e 4B austemperadas por 24 horas. Os resultados estão descritos na tabela 5.12.

Tabela 5.12 – Medições de dureza Vickers nas amostras austemperadas a 250°C por 24 horas.

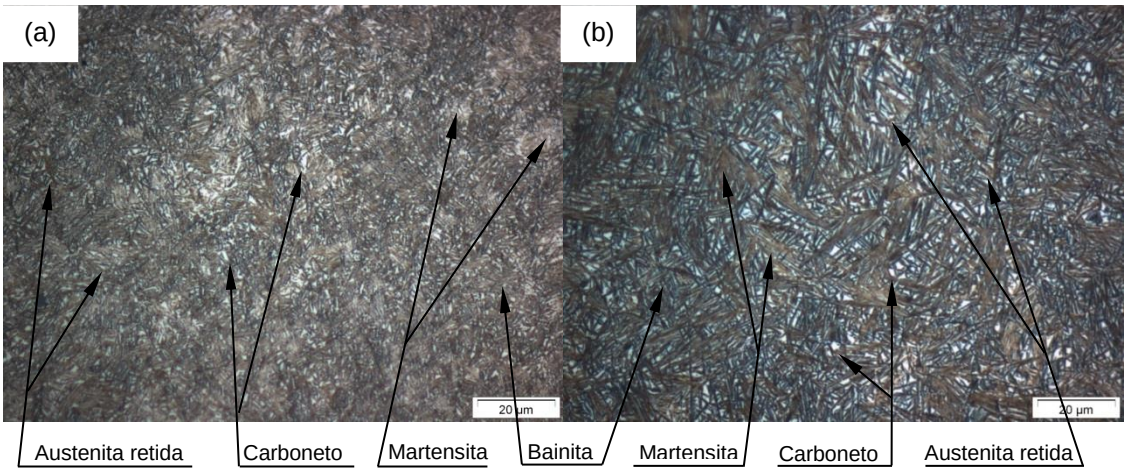
	Amostra da liga 1B	Amostra da liga 4B
Dureza (HV)	663,5 ± 3,84	632 ± 4,17

Fonte: Próprio autor.

Observa-se que os valores de dureza Vickers obtidos nas amostras são compatíveis com microdurezas obtidas em estruturas bainíticas. Huang *et al*. (2016) obteve durezas de 660 HV em amostras de uma liga com composição química similar, austenitizadas a 900°C por 0,5 hora e austemperada a 250°C por 16 horas.

O terceiro lote de amostras preliminarmente austemperadas contemplou um exemplar de cada liga. A temperatura adotada para a austenitização foi de 930°C por causa da redução no volume de carbonetos obtida no segundo lote em relação ao primeiro lote das amostras. A austêmpera foi realizada à temperatura de 300°C por 6 horas. Na figura 5.24 estão ilustradas as micrografias das amostras obtidas por microscópio óptico.

Figura 5.23 – Micrografias (MO) das amostras das ligas 1B e 4B austemperada a 300°C por 6 horas.



Reativo: LePera. (a) Liga 1B, (b) Liga 4B.

Fonte: Próprio autor.

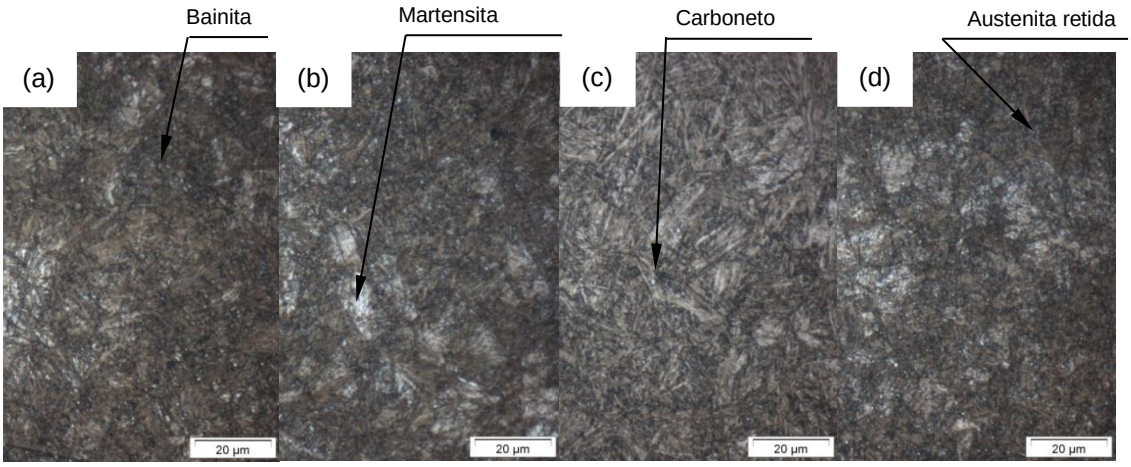
Observa-se que as microestruturas são semelhantes e constituídas de bainita, pequenas regiões de martensita em volume inferior ao das amostras do segundo lote e austenita retida dispersa em toda a região analisada. Assim como nas

amostras do primeiro e segundo lotes, foram observadas inclusões de óxidos e carbonetos livres globulizados. Apesar dos dados obtidos por meio do ensaio de dilatometria, da equação 5.1 e do software MUCG83, indicarem viabilidade para realização de estudos com utilização de temperaturas entre 194 e 339°C para o tratamento térmico de austêmpera, nas amostras preliminares tratadas a 200°C, não foi obtida bainita e sim martensita. Nas amostras tratadas a 250°C foi obtida bainita na maior parte da estrutura, por isso, com o objetivo de obter-se bainita o mais refinada possível, decidiu-se realizar o tratamento de austêmpera de parte dos corpos de prova a 220°C. Nas amostras preliminares tratadas a 300°C foi obtida bainita na maior parte da estrutura. Decidiu-se pela austêmpera da outra parte dos corpos de prova a essa temperatura por causa dos baixos tempos necessários á transformação bainítica e para evitar a obtenção de bainita superior com ripas e carbonetos grosseiros característicos de tratamentos realizados acima de 300°C.

5.2.4.5 Estrutura do material austemperado a 220°C

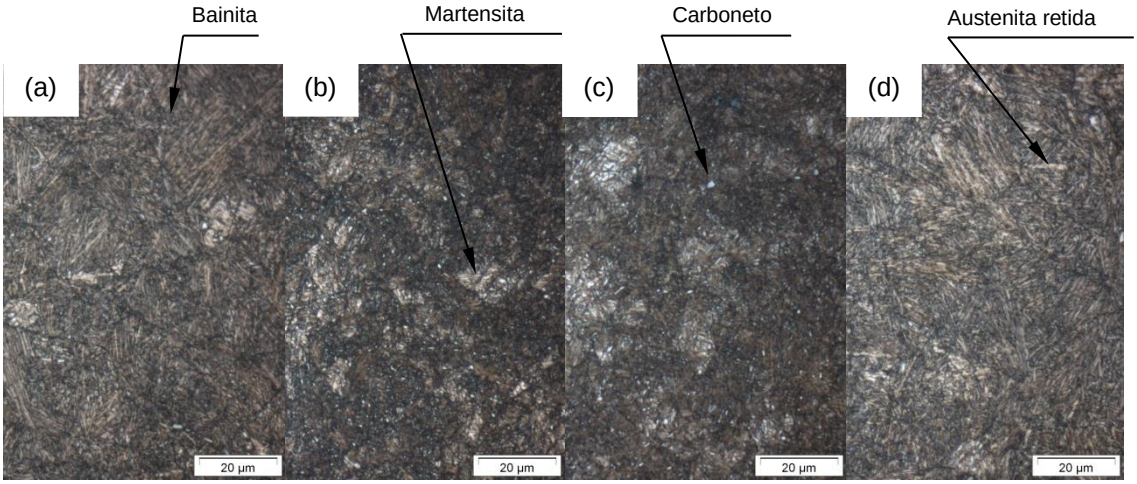
As micrografias dos corpos de prova das ligas 1B e 4B austemperados a 220°C apresentaram resultados semelhantes para os diferentes tempos de austêmpera conforme se observa nas figuras 5.24 e 5.25. As microestruturas são constituídas de bainita, austenita retida em blocos por entre as ripas de bainita e regiões de martensita. Observam-se também carbonetos e inclusões globulizadas de óxidos dispersos.

Figura 5.24 – Micrografias (MO) dos corpos de prova da liga 1B austemperados a 220°C.



Reativo: LePera. (a) 24 horas, (b) 48 horas, (c) 72 horas, (d) 96 horas
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.25 – Micrografias (MO) dos corpos de prova da liga 4B austemperados a 220°C.

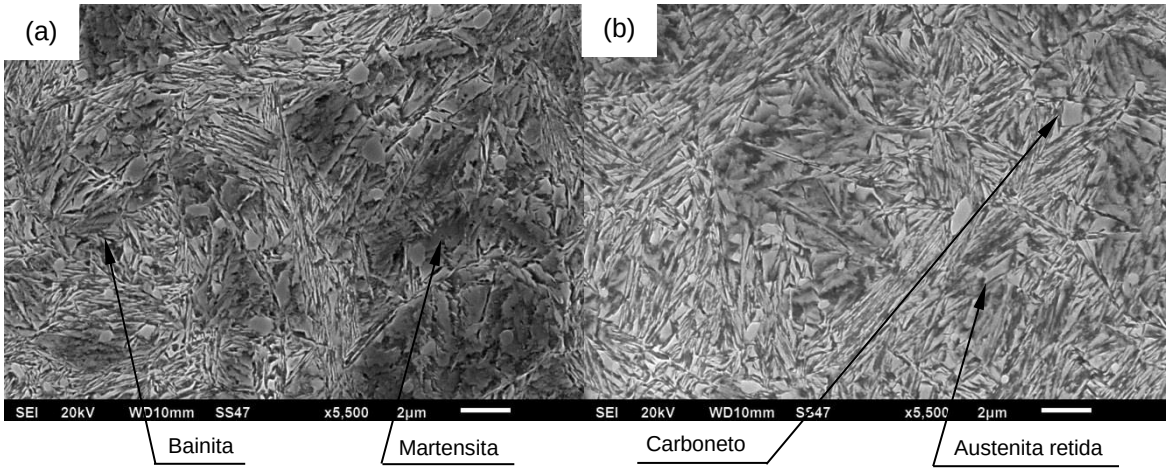


Reativo: LePera. (a) 24 horas, (b) 48 horas, (c) 72 horas, (d) 96 horas

Fonte: Próprio autor.

Na figura 5.26 são apresentadas as micrografias obtidas em MEV dos corpos de prova das ligas 1B e 4B austemperados por 96 horas. A maior ampliação nas micrografias obtidas por MEV permite a distinção dos feixes de bainita, da austenita retida em blocos e das regiões de martensita. Os carbonetos se distinguem por sua tonalidade mais clara. Não foi possível, pelas técnicas de caracterização aplicadas, observar diferenças significativas entre as microestruturas dos corpos de prova das ligas 1B e 4B.

Figura 5.26 - Micrografias (MEV) dos corpos de prova das ligas 1B e 4B austemperados a 220°C por 96 horas.



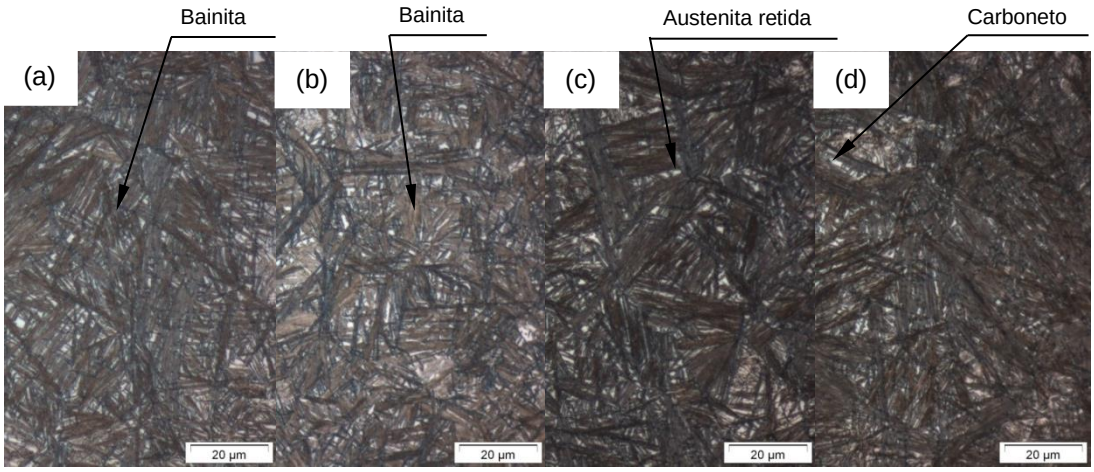
Reativo: LePera. (a) Liga 1B, (b) Liga 4B.

Fonte: Próprio autor.

5.2.4.6 Estrutura do material austemperado a 300°C

As micrografias dos corpos de prova austemperados a 300°C das ligas 1B e 4B também apresentaram resultados semelhantes para os diferentes tempos de austêmpera. As microestruturas são constituídas de bainita e austenita retida em blocos por entre as ripas de bainita, conforme evidenciado na figura 5.27 (micrografias dos corpos de prova da liga 1B) e na figura 5.28 (micrografias dos corpos de prova da liga 4B).

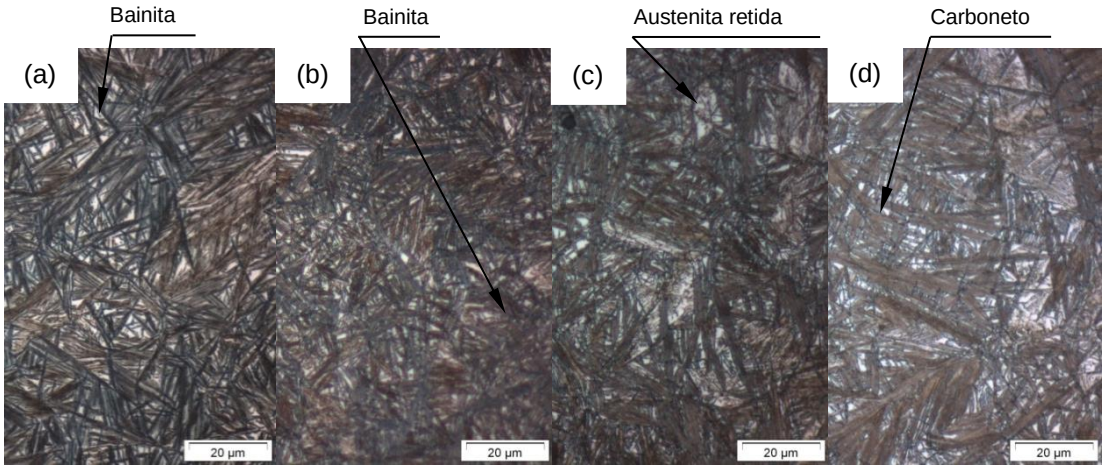
Figura 5.27 – Micrografias (MO) dos corpos de prova da liga 1B austemperados a 300°C.



Reativo: LePera. (a) 6 horas, (b) 12 horas, (c) 24 horas, (d) 48 horas

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.28 – Micrografias (MO) dos corpos de prova da liga 4B austemperados a 300°C.



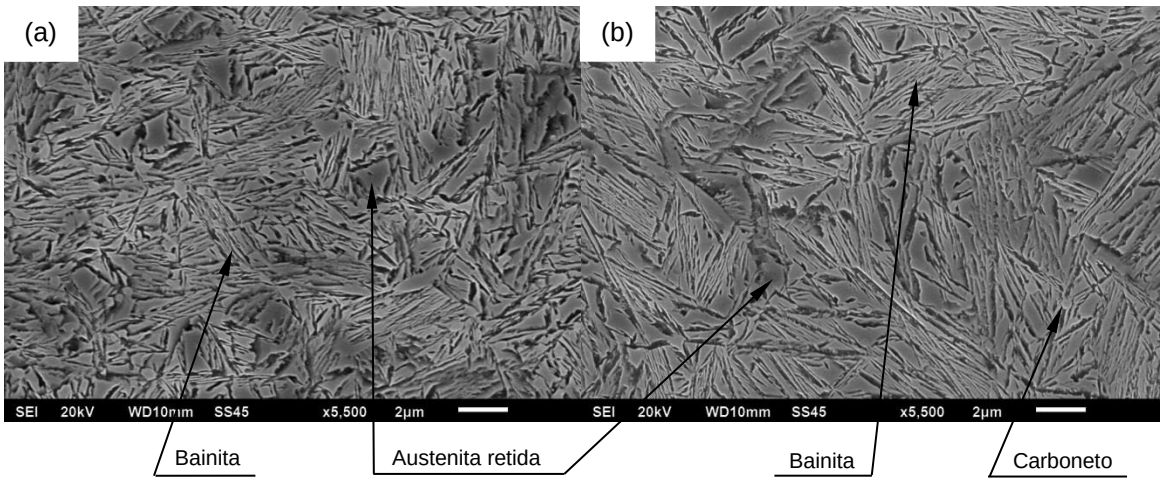
Reativo: LePera. (a) 6 horas, (b) 12 horas, (c) 24 horas, (d) 48 horas

Fonte: Próprio autor.

As microestruturas são compatíveis com as temperaturas e tempos estabelecidos para os tratamentos térmicos aplicados aos corpos de prova e são semelhantes às estruturas obtidas por Huang *et al*. (2013). Não foi possível identificar diferenças significativas entre as microestruturas das ligas 1B e 4B.

Na figura 5.29 são apresentadas as micrografias obtidas em MEV dos corpos de prova das ligas 1B e 4B austemperados por 48 horas. Observa-se a austenita retida na forma de blocos por entre as ripas de bainita. Os carbonetos apresentam tonalidade semelhante à da bainita e da austenita.

Figura 5.29 - Micrografias (MEV) dos corpos de prova das ligas 1B e 4B austemperados a 300°C por 48 horas.



Reativo: LePera. (a) Liga 1B, (b) Liga 4B.

Fonte: Próprio autor.

5.2.5 Caracterização mecânica

5.2.5.1 Ensaios de dureza

Os resultados de dureza Brinell realizados nas amostras homogeneizadas das ligas preliminares estão descritos na tabela 5.13. Os resultados são semelhantes aos obtidos nas ligas preliminares da etapa 1 e condizentes com a estrutura perlítica.

Tabela 5.13 – Durezas obtidas na estrutura homogeneizada das ligas preliminares da etapa 2.

Liga	Dureza (HBW)
Liga 1B	341 ± 6
Liga 4B	337 ± 2

Fonte: Próprio autor.

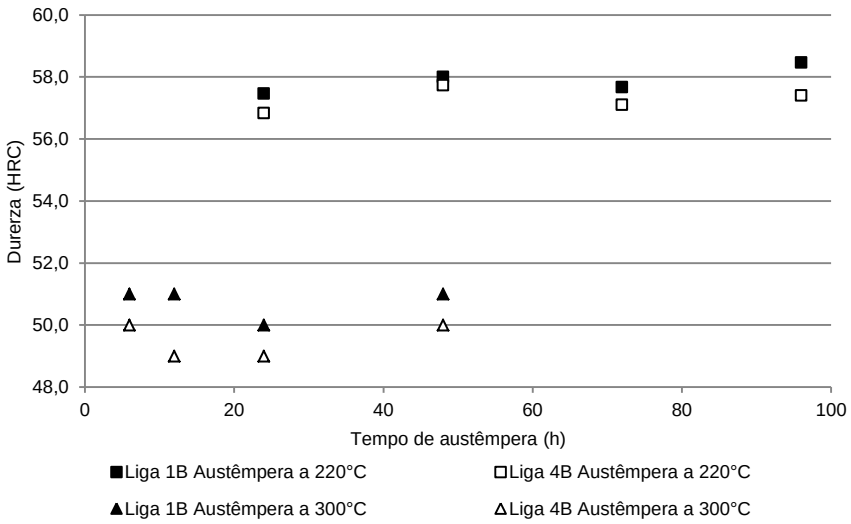
Os resultados de dureza Rockwell C das ligas preliminares austemperadas estão descritos na tabela 5.14 e na figura 5.30. Observa-se que as ligas austemperadas a 220°C apresentaram durezas superiores às das ligas austemperadas a 300°C.

Tabela 5.14 – Dureza Rockwell C das ligas preliminares austemperadas.

Tempo (h)	Austêmpera a 220°C (HRC)		Austêmpera a 300°C (HRC)	
	Liga 1B	Liga 4B	Liga 1B	Liga 4B
6	-	-	51,0 ± 0,3	49,8 ± 1,2
12	-	-	51,2 ± 0,6	49,2 ± 0,6
24	57,5 ± 0,8	56,8 ± 0,6	50,5 ± 1,1	49,2 ± 0,5
48	58,0 ± 0,2	57,7 ± 0,2	50,9 ± 0,8	50,3 ± 0,4
72	57,7 ± 0,5	57,1 ± 0,4	-	-
96	58,5 ± 0,4	57,4 ± 0,1	-	-

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.30 – Dureza Rockwell C das ligas preliminares austemperadas.



Fonte: Próprio autor.

A presença das regiões de martensita foi determinante para a elevação da dureza das ligas austemperadas a 220°C. A liga 1B apresentou dureza levemente superior à liga 4B, na qual foi adicionado o inoculante com cério, nas duas temperaturas de austêmpera, não sendo possível encontrar respaldo para tal nas microestruturas por meio das técnicas de caracterização utilizadas.

5.2.5.2 Ensaios de resistência ao impacto

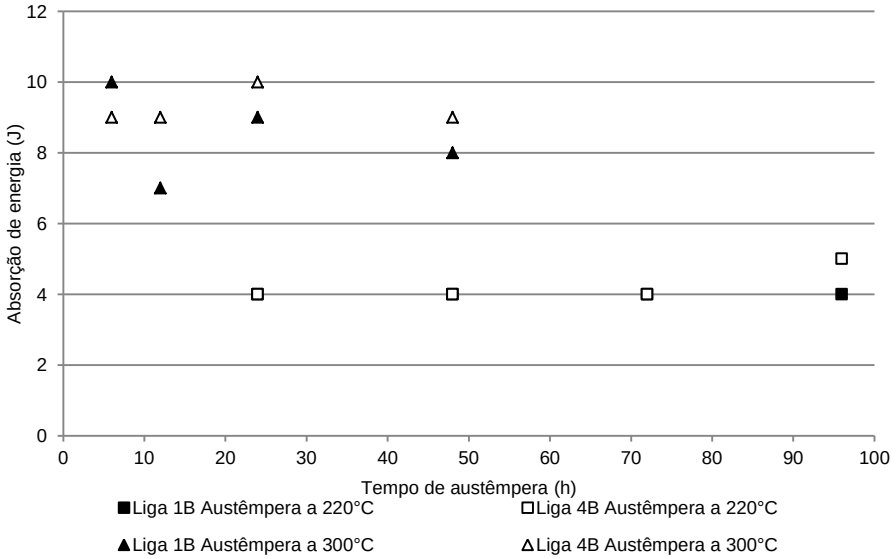
Os resultados dos ensaios de resistência ao impacto estão ilustrados na tabela 5.15 e na figura 5.31.

Tabela 5.15 – Resistência ao impacto das ligas austemperadas.

Tempo (h)	Austêmpera a 220°C (J)		Austêmpera a 300°C (J)	
	Liga 1B	Liga 4B	Liga 1B	Liga 4B
6			10 ± 3	9 ± 1
12			7 ± 1	9 ± 2
24	4 ± 0	4 ± 0	9 ± 1	10 ± 1
48	4 ± 0	4 ± 1	8 ± 1	9 ± 1
72	4 ± 0	4 ± 1		
96	4 ± 0	5 ± 1		

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.31 – Resistência ao impacto das ligas austemperadas.



Fonte: Próprio autor.

Observa-se que as ligas 1B e 4B apresentaram baixíssima resistência ao impacto, sendo 10 J o valor máximo de absorção de energia obtido na liga 1B austemperada a 300°C por 6 horas. As ligas austemperadas a 300°C apresentaram resistência ao impacto superior as das ligas austemperadas a 220°C. A presença de regiões de martensita nas microestruturas das ligas austemperadas a 220°C provavelmente fragilizaram ainda mais o material. Não é possível identificar entre as ligas 1B e 4B qual possui maior resistência ao impacto.

5.2.5.3 Ensaios de tração

Os resultados dos ensaios de resistência à tração estão ilustrados na tabela 5.16 e nas figuras 5.32, 5.33 e 5.34. Os corpos de prova austemperados a 220°C romperam de forma prematura não propiciando apuração de valores para o limite de escoamento e o alongamento uniforme. Não foram observadas correlações entre o tempo de austêmpera e a resistência a tração, cujos valores apresentaram elevado desvio padrão. A temperatura de austêmpera também não influenciou significativamente os resultados o que suscitou dúvidas quanto à sanidade estrutural dos corpos de prova. Não foi possível também apontar a influência da utilização do inoculante com cério na liga 4B.

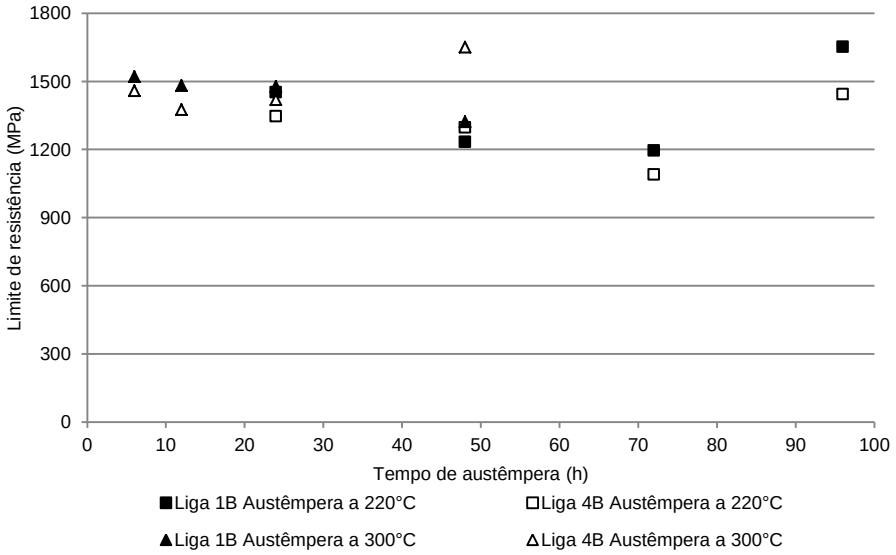
Tabela 5.16 – Resultados dos ensaios de resistência à tração das ligas preliminares austemperadas.

Tempo (h)	Austêmpera a 220°C						Austêmpera a 300°C					
	Liga 1B			Liga 4B			Liga 1B			Liga 4B		
	LR (MPa)	LE (MPa)	A (%)	LR (MPa)	LE (MPa)	A (%)	LR (MPa)	LE (MPa)	A (%)	LR (MPa)	LE (MPa)	A (%)
6							1521 ± 529	1395 ± 45	1,4 ± 0,2	1459 ± 123	1328 ± 39	0,6 ± 0,4
12							1482 ± 260	1416 ± 12	1,0 ± 0,6	1375 ± 200	1341 ± 35	0,6 ± 0,3
24	1453 ± 39	-	-	1346 ± 282	-	-	1477 ± 199	1453 ± 37	0,5 ± 0,1	1420 ± 83	1335 ± 13	0,5 ± 0,4
48	1234 ± 264	-	-	1297 ± 458	-	-	1322 ± 449	1480 ± 34	0,3 ± 0,1	1650 ± 66	1396 ± 58	1,2 ± 0,0
72	1195 ± 151	-	-	1090 ± 133	-	-						
96	1652 ± 136	-	-	1444 ± 375	-	-						

LR: Limite de resistência. LE: Limite de escoamento. A: Alongamento uniforme

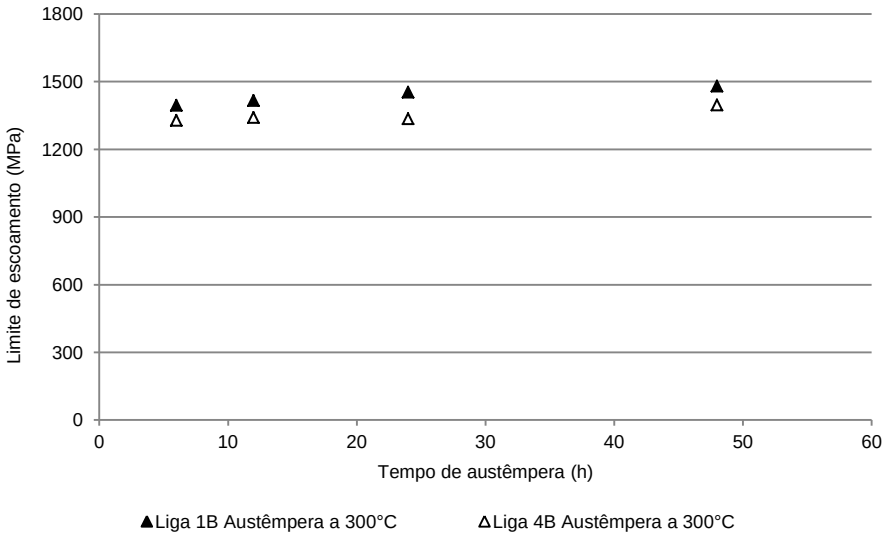
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.32 – Limite de resistência das ligas preliminares austemperadas.



Fonte: Próprio autor.

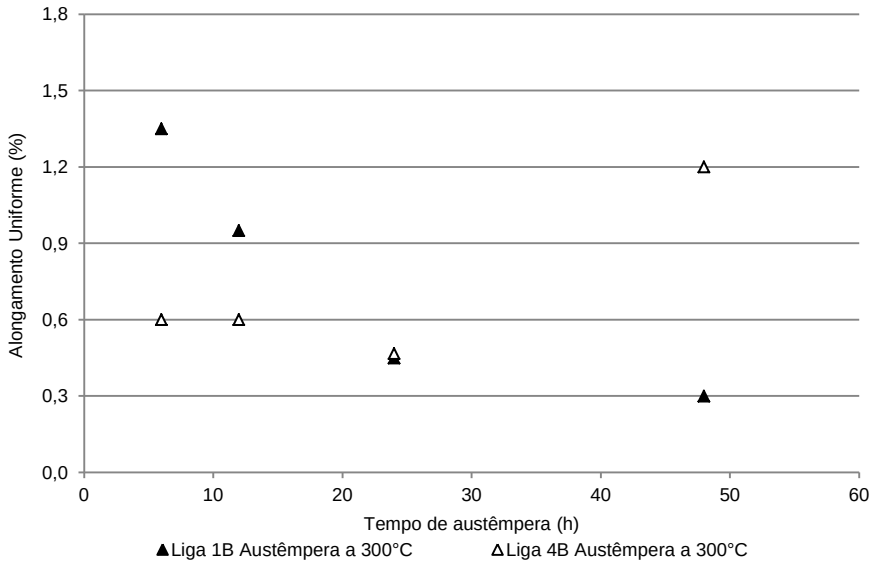
Figura 5.33 – Limite de escoamento das ligas preliminares austemperadas a 300°C.



Fonte: Próprio autor.

Os valores obtidos dos limites de escoamento são bem próximos dos valores dos limites de resistência, indicando que o material tende a ser frágil. Observa-se elevação do limite de escoamento das ligas austemperadas a 300°C quando foram aumentados os tempos de austêmpera. A liga 1B apresentou valores superiores aos da liga 4B.

Figura 5.34 – Alongamento uniforme das ligas preliminares austemperadas a 300°C.

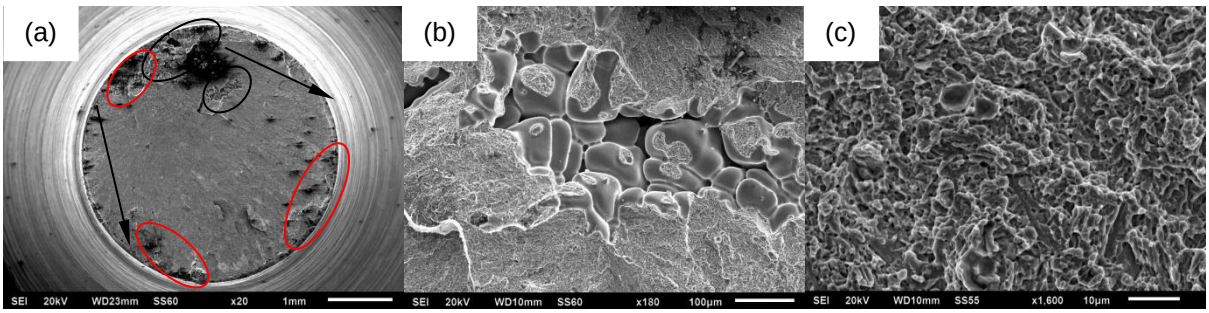


Fonte: Próprio autor.

Os valores reduzidos de alongamento uniforme confirmam a característica frágil do material mesmo quando austemperado a 300°C. Para a liga 1B, o aumento do tempo de austêmpera reduziu ainda mais os valores do alongamento uniforme e considerando-se o desvio padrão não é possível diferenciar as ligas 1B e 4B.

As fraturas dos corpos de prova para ensaio de resistência a tração e resistência ao impacto apresentaram cavidades provocadas por microrrechupes e inclusões de óxidos, as quais provavelmente influenciaram os resultados obtidos. Nas figuras 5.35 e 5.36 estão ilustradas micrografias obtidas por MEV das fraturas de corpos de prova para ensaio de tração da liga 4B, austemperados a 220 e a 300°C.

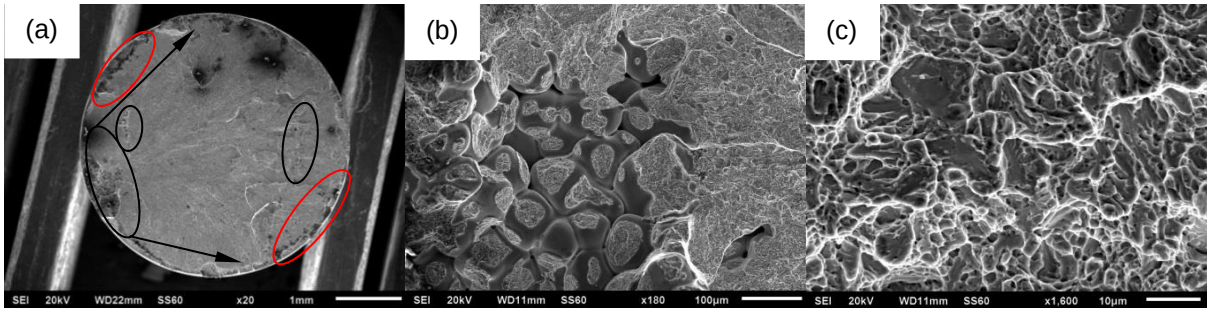
Figura 5.35 – Fratura de um dos corpos de prova da liga 4B austemperado a 220°C por 48 horas.



(a) Visão geral da fratura, (b) Interior do microrrechupe, (c) Tendência à formação de alvéolos ou *dimples.*

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.36 – Fratura de um dos corpos de prova da liga 4B austemperado a 300°C por 48 horas.



(a) Visão geral da fratura, (b) Interior do microrrechupe, (c) Tendência à formação de alvéolos ou *dimples.*
Fonte: Próprio autor.

As cavidades circuladas de preto na figura 5.35a e 5.36a são microrrechupes e as circuladas de vermelho são inclusões de óxidos. As setas indicam o sentido de propagação da fratura a partir da sua nucleação nos microrrechupes, em cujo interior se observa o aspecto dendrítico característico desse tipo de defeito, conforme ilustrado nas figuras 5.35b e 5.36b. Apesar das características de fratura frágil observadas nas figuras 5.35a e 5.36a, ou seja, fratura perpendicular à tensão de tração aplicada e superfície relativamente plana e brilhante, a análise da matriz com ampliação elevada, mais de 1500 vezes, indicou a tendência de formação de alvéolos ou *dimples* como se observa nas figuras 5.35c e 5.36c, característicos de fratura dúctil.

5.3 Ligas Principais

5.3.1 Características de fundição

Nas fusões das ligas principais não mais foi observada a formação da película de óxidos sobre a superfície do aço. Observa-se na figura 5.37 que os blocos apresentaram poucas cavidades provocadas por inclusão de escória e não foram observados indícios de falha de alimentação nas regiões dos corpos de prova.

Figura 5.37 – Blocos para obtenção dos corpos de prova das ligas principais.



Fonte: Próprio autor.

5.3.2 Composição química

A composição química obtida nas ligas principais apresentou-se coerente com o que foi planejado. Na tabela 5.17 consta a faixa estabelecida para cada elemento e os resultados alcançados. Observa-se que os teores de carbono e cromo da liga 1C apresentaram-se levemente abaixo do limite inferior desejado. A diferença entre os teores de silício das duas fusões ocorreu por causa da adição do inoculante com cério, que possui elevado teor de silício.

Tabela 5.17 – Composição química obtida nas ligas principais.

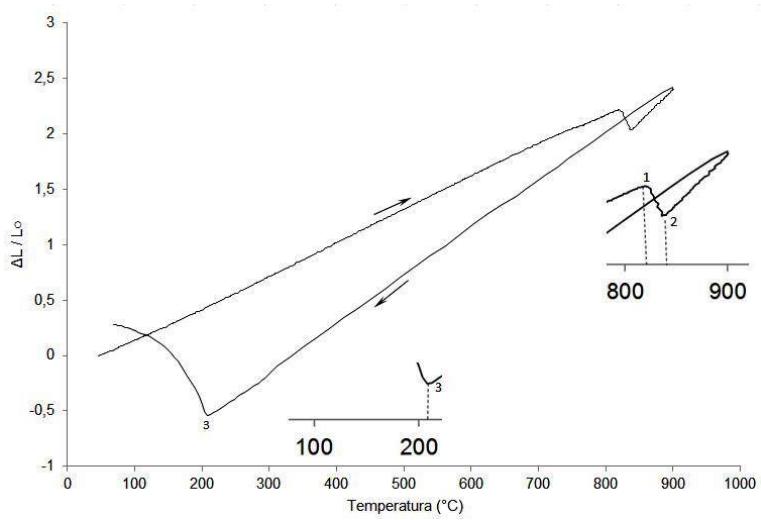
Elemento	Carbono	Silício	Manganês	Fósforo	Enxofre	Molibdênio	Alumínio
Faixa pretendida	0,75 a 0,90	1,70 a 2,00	< 0,60	< 0,04	< 0,02	0,20 a 0,30	< 0,10
Liga 1C	0,735	1,726	0,343	0,024	0,013	0,241	0,077
Liga 4C	0,794	1,882	0,285	0,025	0,012	0,218	0,089
Elemento	Cálcio	Cromo	Titânio	Vanádio	Cério	Nitrogênio	Ferro
Faixa pretendida	NA	1,80 a 2,10	< 0,03	< 0,03	0,002 a 0,005	NA	NA
Liga 1C	0,001	1,763	0,010	0,011	ND	0,010	94,994
Liga 4C	0,003	1,849	0,010	0,012	0,004	0,003	94,760

NA: Não aplicável
ND: Não determinado (teor abaixo do limite inferior da faixa de detecção do equipamento).
Fonte: Próprio autor.

5.3.3 Dilatometria

Durante os ensaios de dilatometria foram obtidas as curvas completas de três corpos de prova de cada liga. Na figura 5.38 está evidenciada a curva dilatométrica do corpo de prova número 3 da liga preliminar 1C, na qual são observadas os pontos 1 e 2, referentes às temperaturas de transformação $T\gamma_i$ e $T\gamma_f$ e o ponto 3 relativo a temperatura da transformação martensítica M_i. As curvas dilatométricas dos demais corpos de prova estão ilustradas no apêndice VIII. As temperaturas de transformação $T\gamma_i$ e $T\gamma_f$, a diferença entre ambas e as temperaturas de início da transformação martensítica obtidas nas curvas dilatométricas das ligas 1C e 4C são apresentadas na tabela 5.18.

Figura 5.38 – Curva dilatométrica do corpo de prova 3 da liga 1C.



Fonte: Próprio autor.

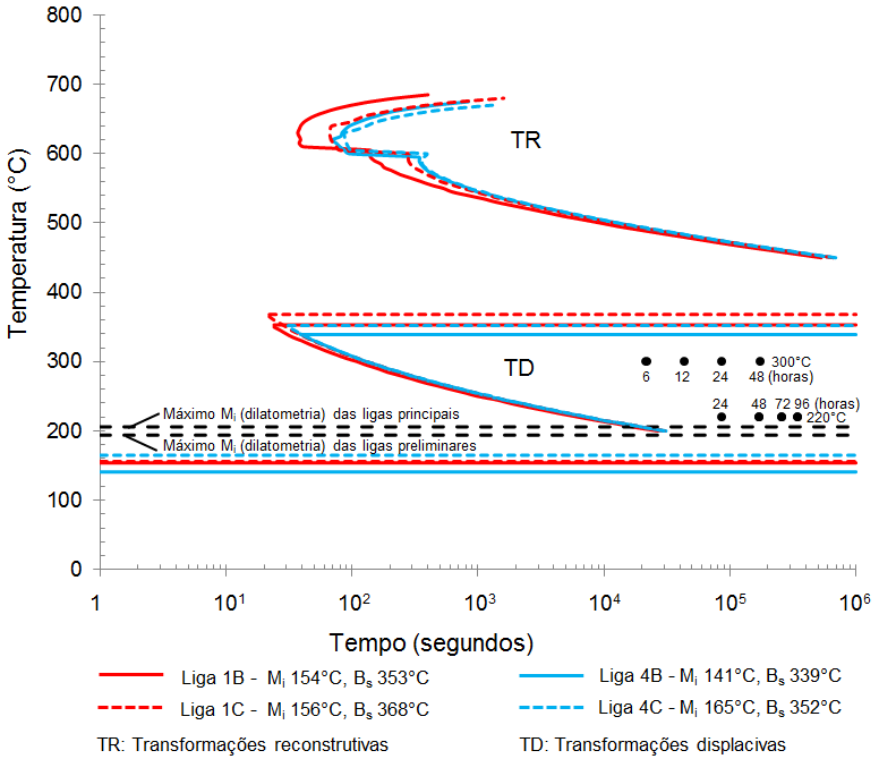
Tabela 5.18 – Temperaturas de transformação da austenita e da martensita para os corpos de prova das ligas principais.

Corpo de prova	$T\gamma_i$ (°C)	$T\gamma_f$ (°C)	$T\gamma_i - T\gamma_f$ (°C)	M_i (°C)
1 – 1C	808	833	25	197
2 – 1C	806	833	27	194
3 – 1C	813	839	26	206
1 – 4C	819	834	15	194
2 – 4C	816	837	19	197
3 – 4C	820	837	17	195

Fonte: Próprio autor.

Por meio do *software* MUCG83, foram construídos os diagramas TTT (Tempo Temperatura Transformação) das ligas principais, os quais estão evidenciados na figura 5.39, junto aos diagramas TTT das ligas preliminares para fins de comparação.

Figura 5.39 – Diagrama TTT (Tempo Temperatura Transformação) das ligas principais.



Fonte: Próprio autor.

Observam-se poucas modificações nas posições das curvas ao compararem-se os diagramas das ligas preliminares com os diagramas das ligas principais, ou seja, de acordo com o *software* MUCG83 teores de alumínio de 0,1 a 0,8% não promovem mudanças significativas na posição das curvas do diagrama TTT da liga.

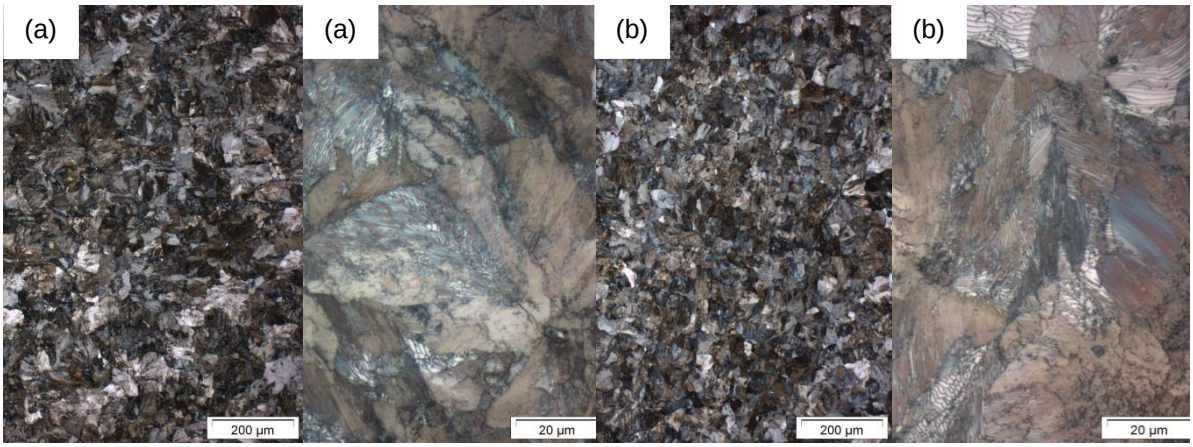
Os dados obtidos por meio do ensaio de dilatometria, da equação de Kunitake (5.1) e do *software* MUCG83, indicaram viabilidade para realização de estudos com utilização de temperaturas entre 207 e 352°C no tratamento térmico de austêmpera.

5.3.4 Caracterização estrutural

5.3.4.1 Estrutura bruta de fundição

As amostras brutas de fundição das ligas principais apresentaram estruturas semelhantes entre si, constituídas por perlita e presença de inclusões de óxidos e de raros carbonetos. Foi observada também a presença de raras partículas de difícil definição por microscopia óptica, semelhantes às visualizadas nas microestruturas das ligas preliminares. As micrografias são apresentadas na figura 5.40.

Figura 5.40 – Micrografias (MO) das amostras brutas de fundição das ligas principais.



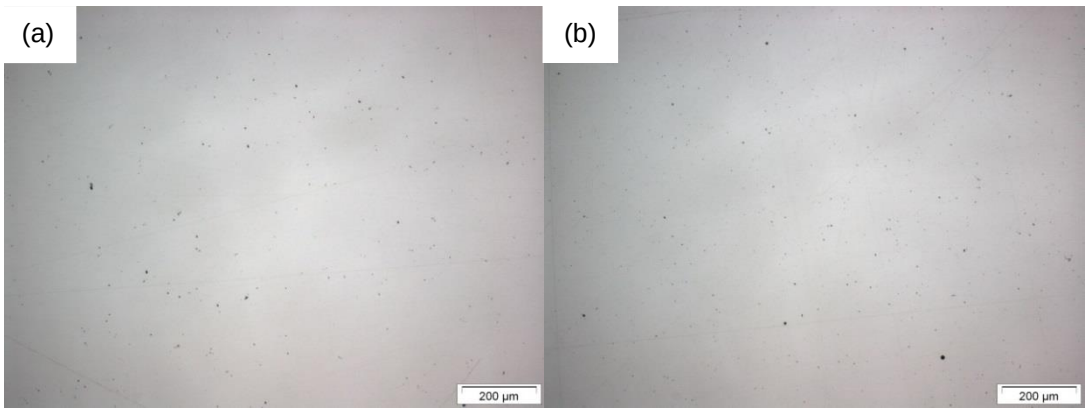
Reativo: Nital 2%. (a) Liga 1C, (b) Liga 4C

Fonte: Próprio autor.

5.3.4.2 Estrutura homogeneizada

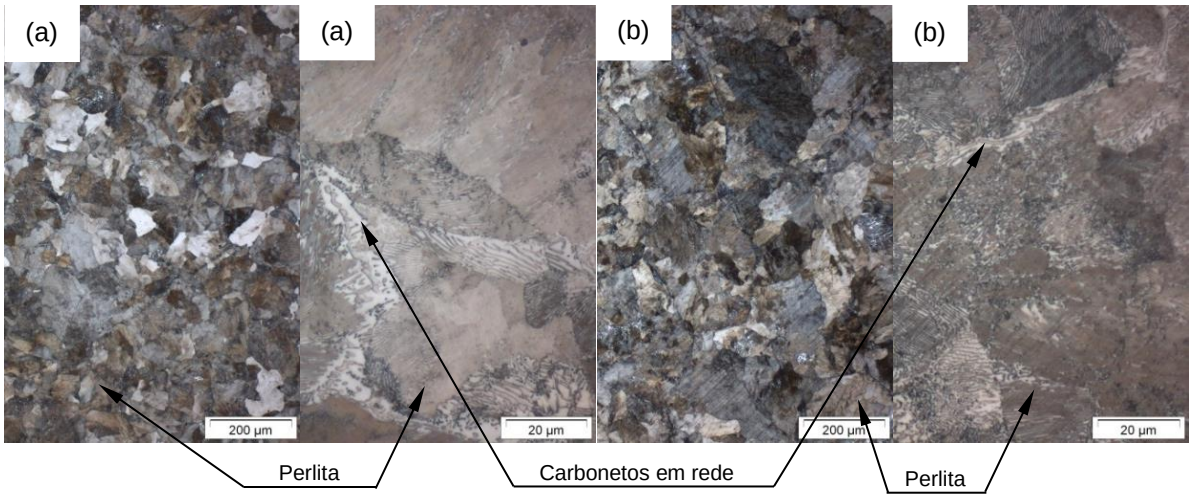
As imagens das amostras das ligas principais, homogeneizadas e sem ataque químico são exibidas na figura 5.41. Assim como as amostras das ligas preliminares, apresentaram inclusões de óxidos no formato globular, porém em quantidade e tamanho bem menor. As microestruturas são semelhantes entre si e constituídas de perlita com presença de inclusões de óxidos e finos carbonetos em rede em quantidade e tamanho inferior ao das amostras preliminares como ilustrado na figura 5.42. Nas micrografias obtidas por MEV da figura 5.43 é possível observar os carbonetos em rede nos contornos de grão e circundados pela ferrita. As partículas indefinidas citadas nas análises micrográficas das amostras brutas de fundição permaneceram na estrutura após o tratamento térmico.

Figura 5.41 – Micrografias (MO) das amostras homogeneizadas e sem ataque químico.



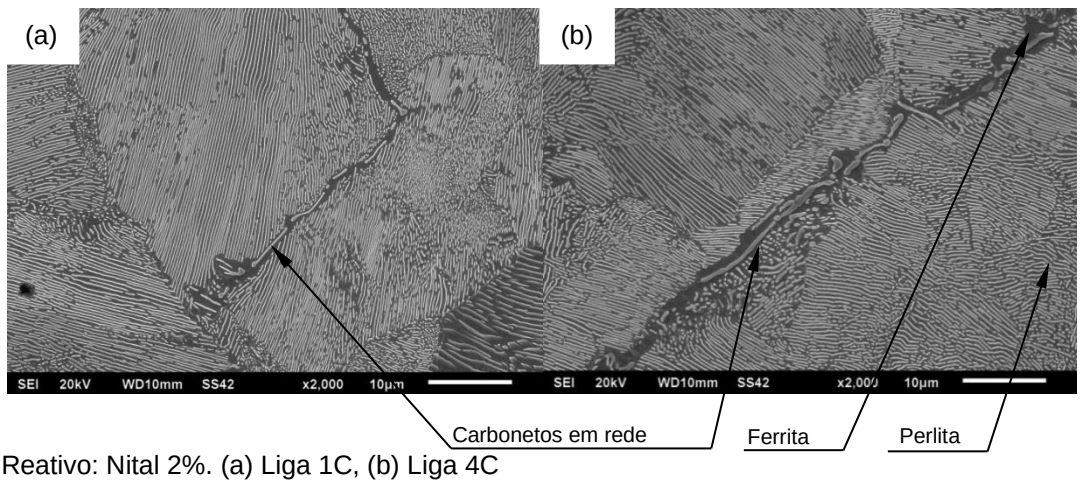
(a) Liga 1C, (b) Liga 4C
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.42 – Micrografias (MO) das amostras homogeneizadas.



Reativo: Nital 2%. (a) Liga 1C, (b) Liga 4C
Fonte: Próprio autor.

Figura 5.43 – Micrografias (MEV) das amostras homogeneizadas.



Reativo: Nital 2%. (a) Liga 1C, (b) Liga 4C
Fonte: Próprio autor.

5.3.4.3 Tamanho de grão austenítico

As informações obtidas durante a determinação do tamanho de grão das ligas principais estão descritas na tabela 5.19. Na figura 5.44 são exibidas as micrografias das amostras temperadas e revenidas das ligas principais, nas quais é possível visualizar o contorno de grão austenítico revelado pelo ataque químico.

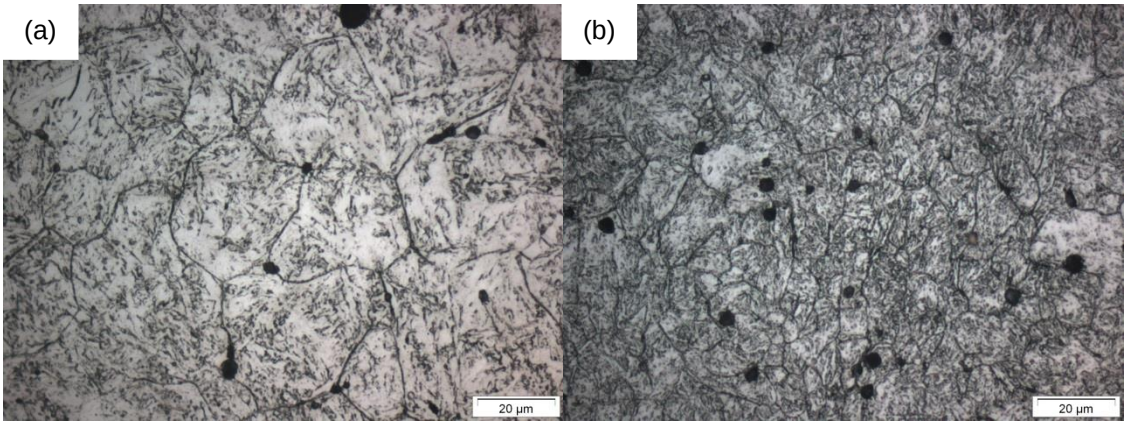
Observa-se que o tamanho de grão da liga 1C é superior ao das ligas preliminares 1A e 1B (tabelas 5.3 e 5.8). O comprimento médio dos interceptos da liga 1C, além de maior que o das ligas preliminares, apresenta dispersão mais elevada. Esses resultados propiciaram redução na precisão relativa do ensaio e indicaram que a redução do teor de alumino na liga influenciou o tamanho de grão, aumentando-o.

Tabela 5.19 – Tamanho de grão das ligas principais.

Liga	Tamanho do grão ASTM	Diâmetro médio do grão (µm)	N° de grãos por mm^2	Comprimento médio do intercepto (µm)	Limite inferior do tamanho do grão ASTM	Limite inferior do tamanho do grão ASTM	Precisão relativa (%)
1C	8,0	22,4	1983,2	19,7 ± 2,5	7,9	8,2	7
4C	9,5	13,3	5609,0	11,8 ± 0,6	9,4	9,6	3

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.44 – Micrografias (MO) das amostras temperadas e revenidas.



Reativo: Ácido pícrico saturado. (a) Liga 1C, (b) Liga 4C
Fonte: Próprio autor.

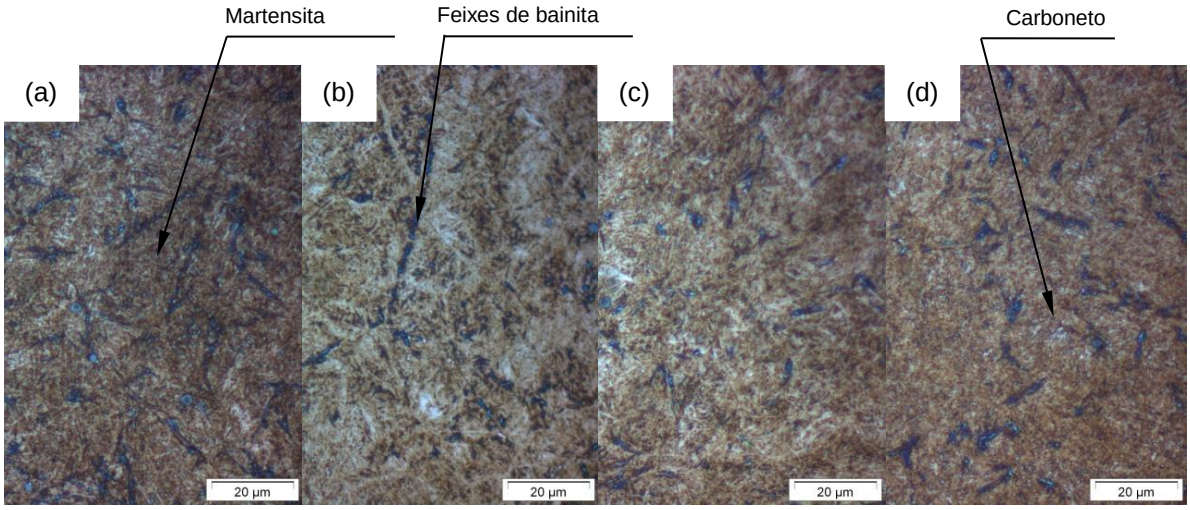
Na liga 4C o diâmetro médio do grão austenítico é bastante inferior ao da liga 1C, aproximadamente 40%, o que comprova o poder de refinamento do cério. O

número de grãos por mm^2 é quase três vezes maior e o desvio padrão do comprimento médio do intercepto é menor, o que propiciou superioridade na precisão relativa do ensaio. Confrontando-se os resultados da liga 4C com a liga 4A (tabela 5.3), em ambas o cério foi utilizado como refinador, percebe-se que o cério propiciou refinamento da estrutura independentemente do teor de alumínio e, sobretudo sem a presença dele na liga. Esse efeito ocorreu provavelmente por causa da nucleação heterogênea de seus óxidos, oxissulfetos e sulfetos, que reduziram a zona de formação dos grãos colunares e aumentaram a zona de formação dos grãos equiaxiais (DADKHAH, 2014; TUTTLE, 2015; SMIRNOV *et al*., 2016; JI *et al*., 2018). Nas micrografias da figura 5.44 observam-se também inclusões de óxidos e pequenos carbonetos esferoidizados.

5.3.4.4 Estrutura do material austemperado a 220°C

As micrografias dos corpos de prova das ligas 1C e 4C austemperados a 220°C são apresentadas nas figuras 5.45 e 5.46. As microestruturas são semelhantes para os diferentes tempos de austêmpera e constituídas de martensita com pequenos feixes de bainita dispersos. Observam-se também inclusões de óxidos e pequenos carbonetos globulizados e dispersos.

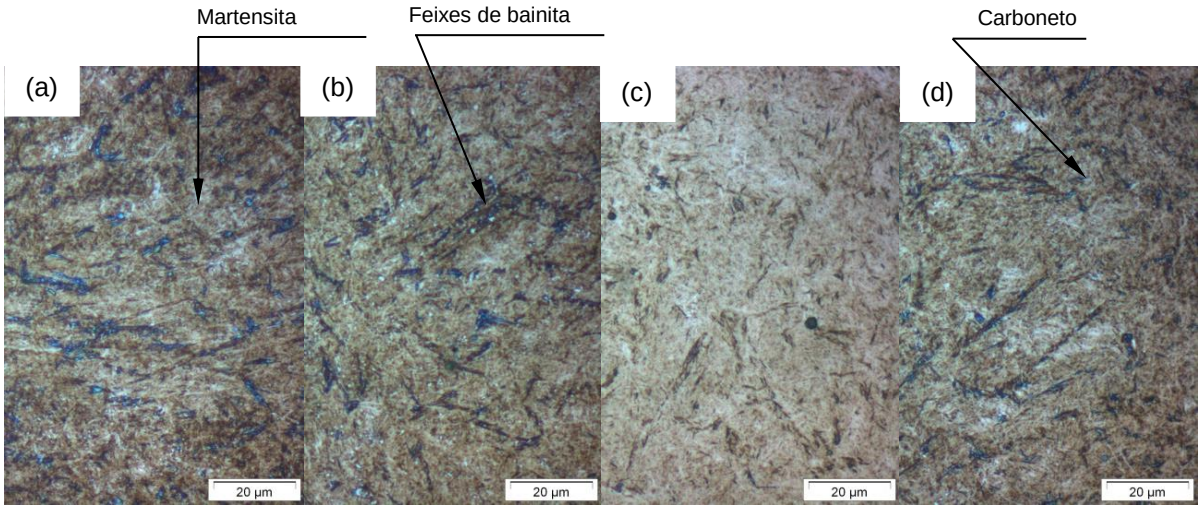
Figura 5.45 – Micrografias (MO) dos corpos de prova da liga 1C austemperados a 220°C.



Reativo: LePera. (a) 24 horas, (b) 48 horas, (c) 72 horas, (d) 96 horas

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.46 – Micrografias (MO) dos corpos de prova da liga 4C austemperados a 220°C.



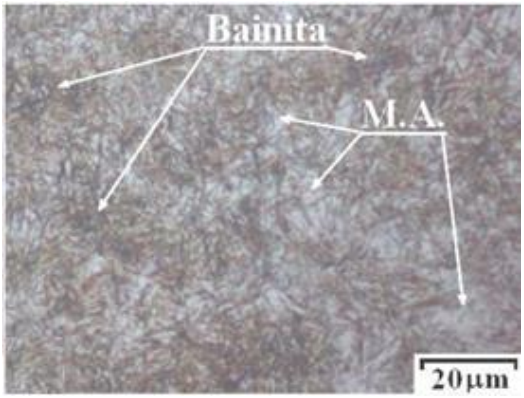
Reativo: LePera. (a) 24 horas, (b) 48 horas, (c) 72 horas, (d) 96 horas

Fonte: Próprio autor.

Os dados obtidos por meio do ensaio de dilatometria e do software MUCG83, indicaram viabilidade para realização de estudos com utilização de temperaturas até 200°C para obtenção da estrutura bainítica. Porém, de acordo com Bhadeshia (2001), a uma determinada temperatura, após iniciada a transformação bainítica, observa-se a ocorrência por meio da nucleação sucessiva de subunidades de ferrita bainítica supersaturadas em carbono, que expulsam o excesso de carbono para a austenita circundante. A transformação enriquece a austenita residual com carbono de forma progressiva enquanto a mudança na energia livre é favorável. Quando o teor de carbono da austenita residual é tal que a energia livre para a formação adifusional de ferrita se iguala a zero, a transformação cessa, pois a formação adifusional de uma nova subunidade de ferrita bainítica é impedida. Durante o tratamento de austêmpera a 220°C a transformação bainítica provavelmente cessou com pouca bainita transformada, de forma que a austenita residual não apresentou estabilidade suficiente para evitar sua transformação em martensita.

Carmo (2011) obteve em um aço fundido (C 0,81, Si 1,35, Mn 2,13, Cr 1,03, Mo 0,16, Ni 0,56, Co 1,54) com estrutura bainítica e regiões de M.A., austemperando-o a 200°C por 48 horas, conforme se observa na figura 5.47. Possivelmente a presença do cobalto no material em questão acelerou a transformação bainítica, mesmo com o manganês em teor elevado. Além disso, o níquel e o manganês contribuíram para a estabilidade da austenita retida (BHADESHIA, 2001; HUANG *et al.*, 2013; GARCIA-MATEO e CABALLERO, 2014).

Figura 5.47 – Estrutura de um aço austemperado a 200°C por 48 horas.

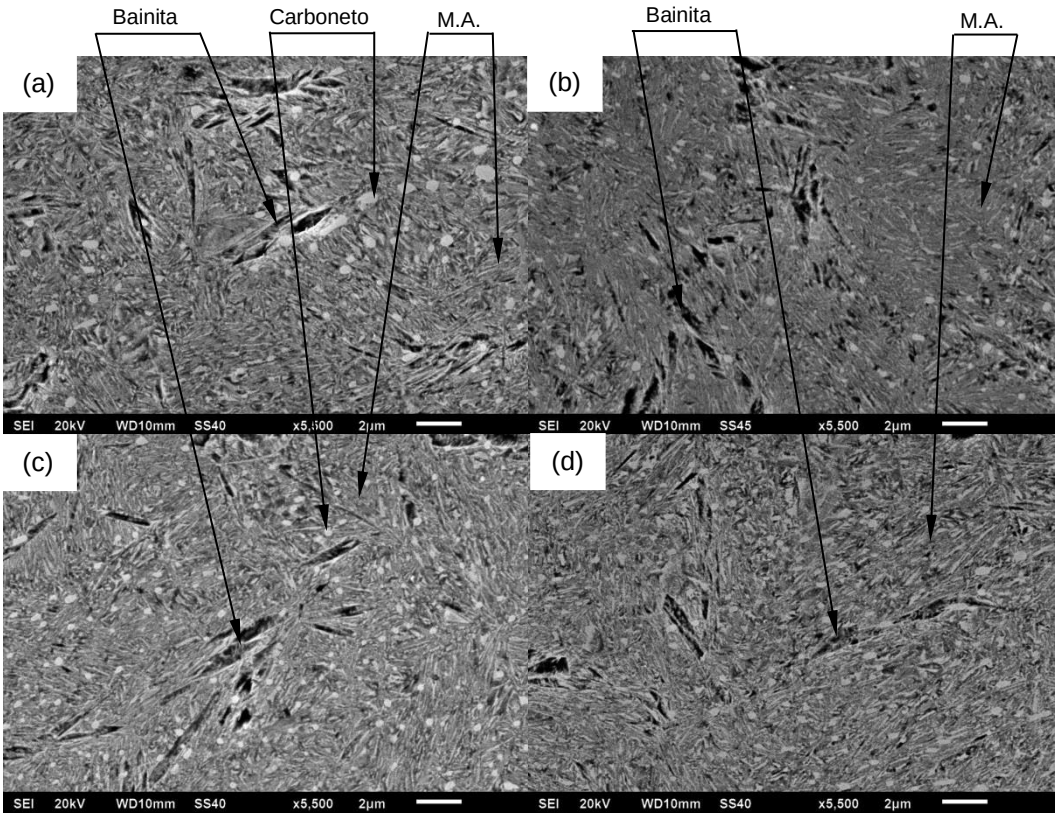


Reativo: LePera

Fonte: Carmo (2011).

A figura 5.48 apresenta micrografias obtidas em MEV dos corpos de prova das ligas 1C e 4C austemperados por 24 e 96 horas.

Figura 5.48 – Micrografias (MEV) das ligas 1C e 4C austemperadas por 24 e 96 horas.



Reativo: LePera

(a) Liga 1C austêmpera a 220°C por 24 horas, (b) Liga 1C austêmpera a 220°C por 96 horas, (c) Liga 4C austêmpera a 220°C por 24 horas, (d) Liga 4C austêmpera a 220°C por 96 horas

Fonte: Próprio autor.

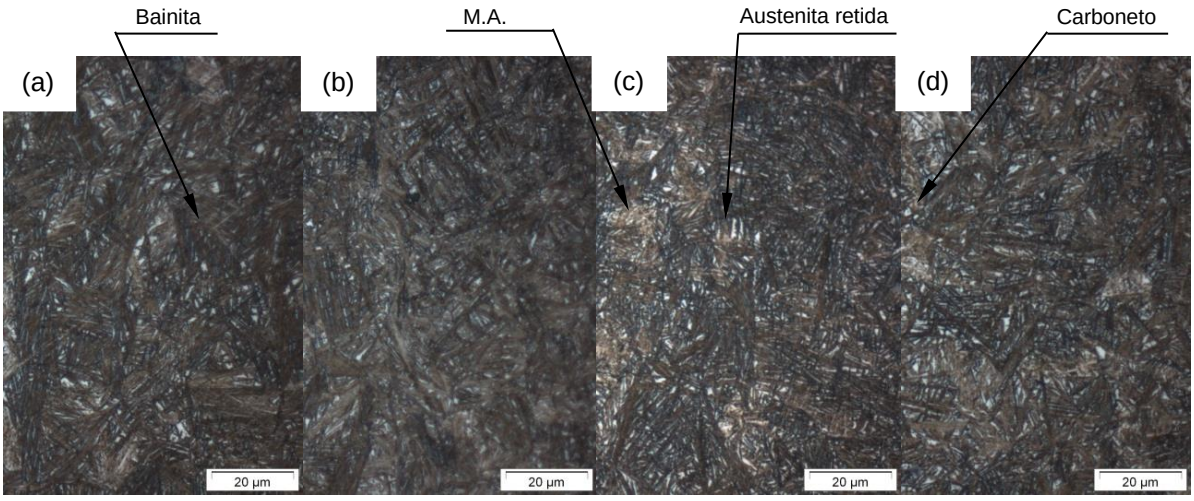
Observam-se pequenas regiões escuras com feixes de bainita em meio a matriz clara de martensita e M.A. Observam-se também dispersos, pequenos carbonetos de tonalidade ainda mais clara que a martensita. Não foi possível identificar diferenças microestruturais entre as amostras das ligas 1C e 4C por meio das técnicas de caracterização aplicadas.

5.3.4.5 Estrutura do material austemperado a 300°C

As micrografias dos corpos de prova austemperados a 300°C das ligas 1C (figura 5.49) e 4C (figura 5.50) também apresentaram resultados muito semelhantes para os diferentes tempos de austêmpera. As microestruturas são constituídas de bainita, regiões de martensita e austenita retida (M.A.) em blocos por entre as ripas de bainita. São observados também pequenos carbonetos e inclusões de óxidos globulizados e dispersos.

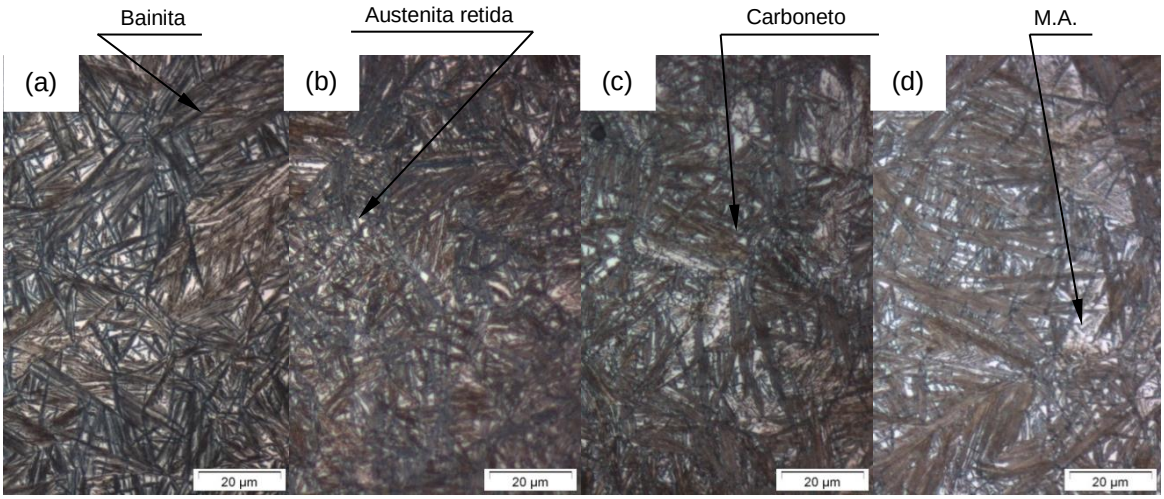
A temperatura de 300°C para o tratamento de austêmpera favoreceu a transformação bainítica, porém, a ausência de elementos químicos estabilizadores da austenita tais como o níquel e o manganês permitiu a formação das regiões de martensita durante o resfriamento final.

Figura 5.49 – Micrografias dos corpos de prova da liga 1C austemperados a 300°C por diferentes tempos.



Reativo: LePera. (a) 6 horas, (b) 12 horas, (c) 24 horas, (d) 48 horas
Fonte: Próprio autor.

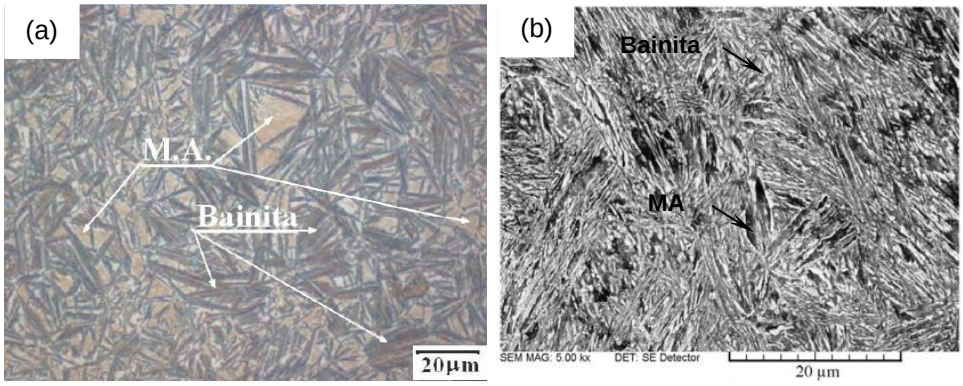
Figura 5.50 – Micrografias dos corpos de prova da liga 4B austemperados a 300°C por diferentes tempos.



Reativo: LePera. (a) 6 horas, (b) 12 horas, (c) 24 horas, (d) 48 horas
Fonte: Próprio autor.

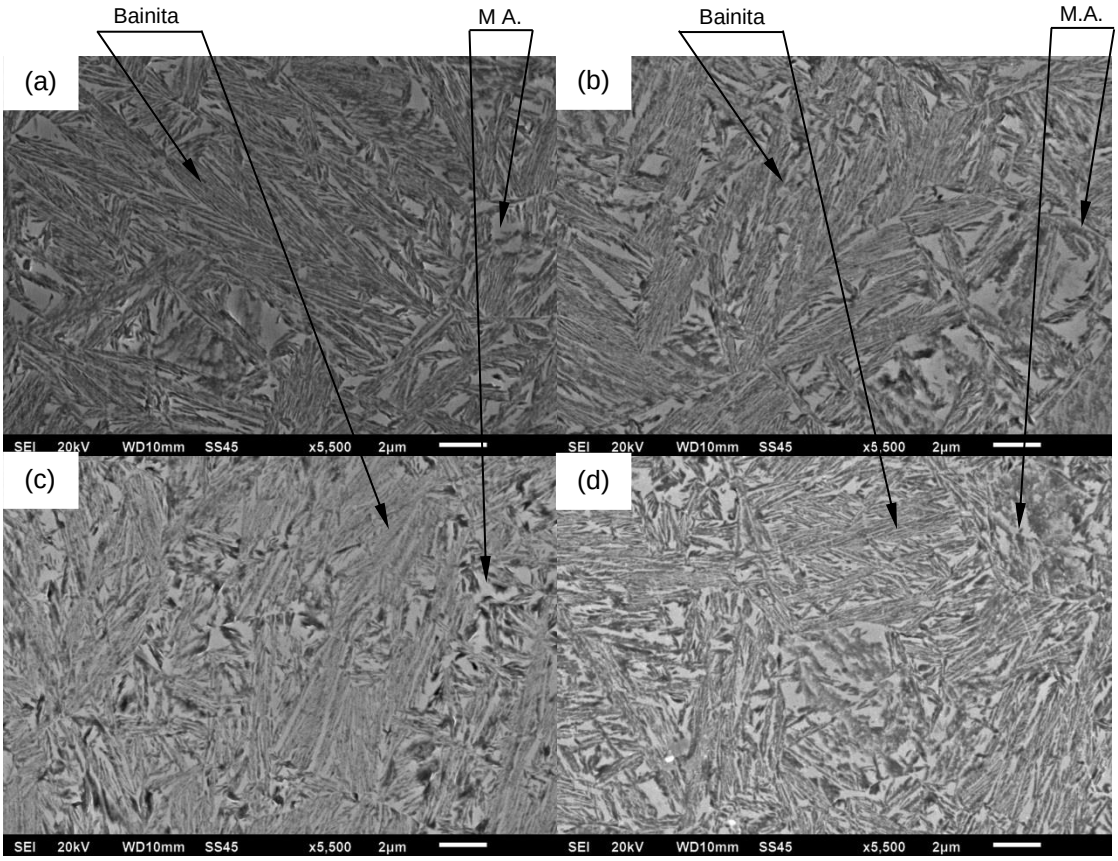
Carmo (2011) obteve estruturas semelhantes ao austemperar um aço fundido (C 0,81, Si 1,35, Mn 2,13, Cr 1,03, Mo 0,16, Ni 0,56, Co 1,54) a 300°C por 18 horas. Yoozbashi *et al*. (2011) também obteve estrutura semelhante em um aço (C 0,69, Si 1,92, Mn 1,38, al 0,75, Cr 1,03, Mo 0,24, Co 0,14) austemperado a 300°C por 6 horas. As micrografias desses experimentos são apresentadas na figura 5.51. Na figura 5.52 são apresentadas as micrografias obtidas em MEV das ligas 1C e 4C austemperados por 6 e 48 horas. Observam-se os feixes de bainita com tonalidade mais escura, entre áreas e blocos de M.A. que possuem tonalidade mais clara.

Figura 5.51 – Micrografias de aços austemperados a 300°C.



(a) MO austêmpera a 300°C por 6 horas, (b) MEV austêmpera a 300°C por 18 horas.
Fonte: Carmo, 2011; Yoozbashi *et al*., 2011 (Adaptado).

Figura 5.52 – Micrografias (MEV) das ligas 1C e 4C austemperadas por 6 e 48 horas.



Reativo: LePera
(a) Liga 1C austêmpera a 300°C por 6 horas, (b) Liga 1C austêmpera a 300°C por 48 horas, (c) Liga 4C austêmpera a 300°C por 6 horas, (d) Liga 4C austêmpera a 300°C por 48 horas

Fonte: Próprio autor.

Assim como nas amostras austemperadas a 220°C não foi possível identificar diferenças microestruturais entre as amostras das ligas 1C e 4C por meio das técnicas de caracterização aplicadas.

5.3.5 Caracterização mecânica

5.3.5.1 Ensaios de dureza

As amostras homogeneizadas das ligas principais foram submetidas a ensaios de dureza Brinell com carga de 750 Kgf e diâmetro do penetrador de 5 mm. Os resultados estão apresentados na tabela 5.20. Observa-se que as amostras apresentaram durezas condizentes com a estrutura que as compõe, porém,

inferiores as das amostras das ligas preliminares, o que se justifica pela redução na quantidade e no tamanho dos carbonetos em rede.

Tabela 5.20 – Durezas obtidas nas ligas principais homogeneizadas.

Liga	Dureza (HBW)
Liga 1C	302 ± 6
Liga 4C	303 ± 1

Fonte: Próprio autor.

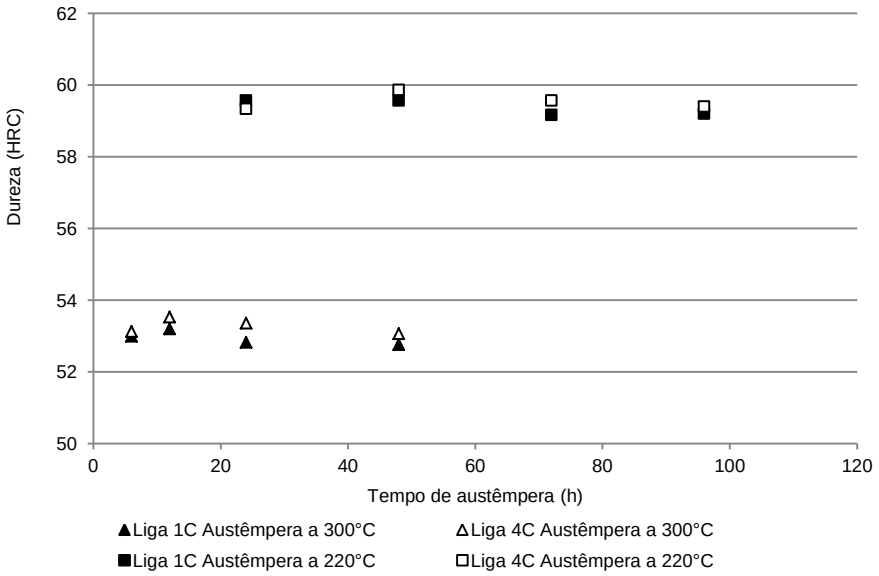
Os resultados das medições de dureza Rockwell escala C das ligas principais austemperadas estão contemplados na tabela 5.21 e na figura 5.53 que comparam as durezas obtidas nas amostras austemperadas a 220 e 300°C por diferentes tempos. As ligas austemperadas a 220°C, em função da predominância de martensita em suas estruturas, apresentaram durezas superiores às das ligas austemperadas a 300°C. Comparando-se os valores de dureza da liga 1C com a liga 4C verifica-se que as diferenças estão dentro dos respectivos desvios padrões, não sendo possível apontar alguma influência do tamanho de grão, que é menor na liga 4C. A dureza das ligas não apresentou variação significativa com o tempo de austêmpera, assim como não se identificou variação significativa da microestrutura por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura conforme capítulos 5.3.4.4 e 5.3.4.5.

Tabela 5.21 – Dureza Rockwell C das ligas principais austemperadas.

Tempo (h)	Austêmpera a 220°C (HRC)		Austêmpera a 300°C (HRC)	
	Liga 1C	Liga 4C	Liga 1C	Liga 4C
6	-	-	53,0 ± 0,3	53,1 ± 0,3
12	-	-	53,2 ± 0,2	53,5 ± 0,3
24	59,6 ± 0,2	59,3 ± 0,2	52,8 ± 0,4	53,4 ± 0,2
48	59,6 ± 0,4	59,9 ± 0,3	52,8 ± 0,2	53,1 ± 0,2
72	59,2 ± 0,3	59,6 ± 0,4	-	-
96	59,2 ± 0,1	59,4 ± 0,3	-	-

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.53 – Dureza Rockwell C das ligas principais austemperadas.



Fonte: Próprio autor.

5.3.5.2 Ensaios de resistência ao impacto

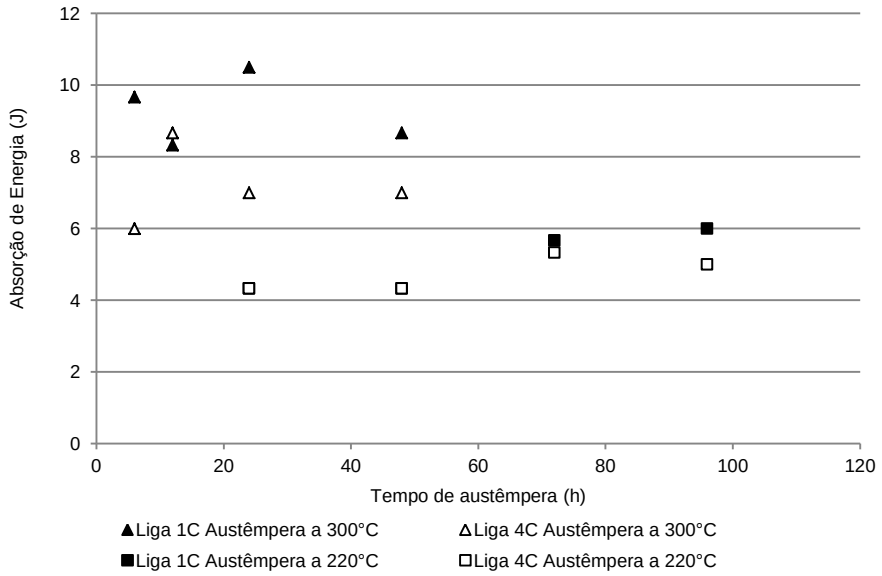
Os resultados dos ensaios de resistência ao impacto estão ilustrados na tabela 5.22 e na figura 5.54. Observa-se que as ligas principais apresentaram baixa resistência ao impacto, sendo 10,5 J o valor médio máximo de absorção de energia obtido na liga 1C austemperada a 300°C por 24 horas. As ligas austemperadas a 300°C apresentaram resistência ao impacto superior as das ligas austemperadas a 220°C, resultado do maior volume de bainita em detrimento da martensita.

Tabela 5.22 – Resistência ao impacto das ligas principais austemperadas.

Tempo (h)	Austêmpera a 220°C (J)		Austêmpera a 300°C (J)	
	Liga 1C	Liga 4C	Liga 1C	Liga 4C
6	-	-	9,7 ± 2,1	6,0 ± 1,0
12	-	-	8,3 ± 1,2	8,7 ± 0,6
24	4,3 ± 0,6	4,3 ± 0,6	10,5 ± 0,7	7,0 ± 1,0
48	4,3 ± 0,6	4,3 ± 0,6	8,7 ± 0,6	7,3 ± 1,5
72	5,7 ± 0,6	5,3 ± 0,6	-	-
96	6,0 ± 0,0	5,0 ± 0,0	-	-

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.54 – Resistência ao impacto das ligas principais austemperadas.



Fonte: Próprio autor.

5.3.5.3 Ensaios de tração

Os resultados dos ensaios de resistência à tração estão ilustrados na tabela 5.23. Os corpos de prova austemperados a 220°C romperam de forma prematura, impossibilitando a determinação dos limites de escoamento. Os corpos de prova receberam marcações do comprimento de medida inicial antes do ensaio, o que propiciou cálculo do alongamento total após a ruptura.

Tabela 5.23 – Resultados dos ensaios de resistência à tração das ligas principais austemperadas.

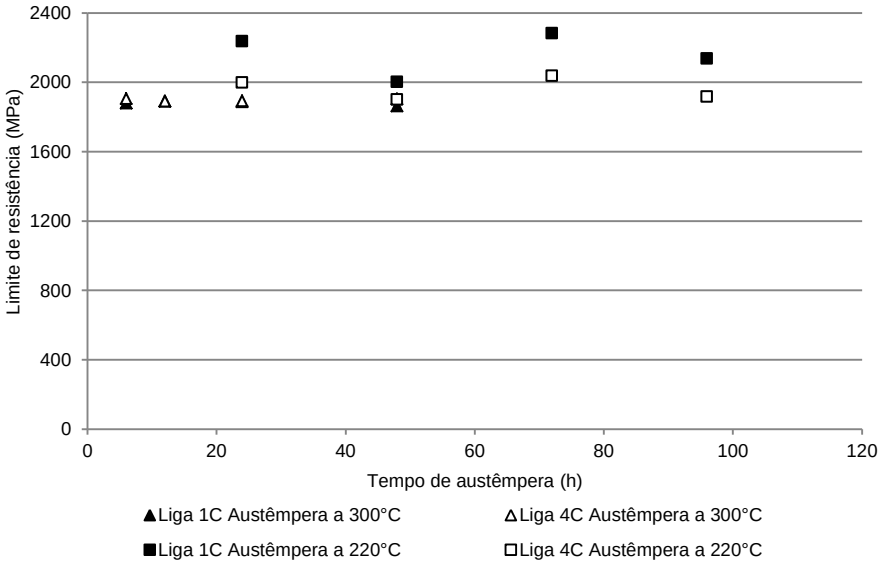
Tempo (h)	Austêmpera a 220°C						Austêmpera a 300°C					
	Liga 1C			Liga 4C			Liga 1C			Liga 4C		
	LR (MPa)	LE (MPa)	A (%)	LR (MPa)	LE (MPa)	A (%)	LR (MPa)	LE (MPa)	A (%)	LR (MPa)	LE (MPa)	A (%)
6							1880 ± 8	1773 ± 13	4,7 ± 0,3	1905 ± 9	1757 ±80	3,0 ± 1,3
12							1891 ± 8	1768 ± 14	6,0 ± 3,0	1891 ± 25	1721 ± 21	3,2 ± 1,0
24	2236 ± 81	-	1,8 ± 0,8	1998 ± 179	-	1,5 ± 0,5	1888 ± 10	1772 ± 19	5,2 ± 1,8	1893 ± 21	1760 ± 31	3,7 ± 0,8
48	2002 ± 254	-	1,2 ± 1,2	1900 ± 158	-	1,3 ± 1,0	1863 ± 3	1752 ± 15	5,8 ± 2,5	1904 ± 11	1779 ± 20	4,5 ± 1,0
72	2283 ± 90	-	1,2 ± 0,6	2036 ± 173	-	1,3 ± 0,8						
96	2136 ± 213	-	1,2 ± 0,6	1916 ± 269	-	0,8 ± 0,4						

LR: Limite de resistência. LE: Limite de escoamento. A: Alongamento uniforme.

Fonte: Próprio autor.

Na figura 5.55 são apresentados os valores médios dos limites de resistência das ligas principais.

Figura 5.55 – Limite de resistência das ligas principais austemperadas.



Fonte: Próprio autor.

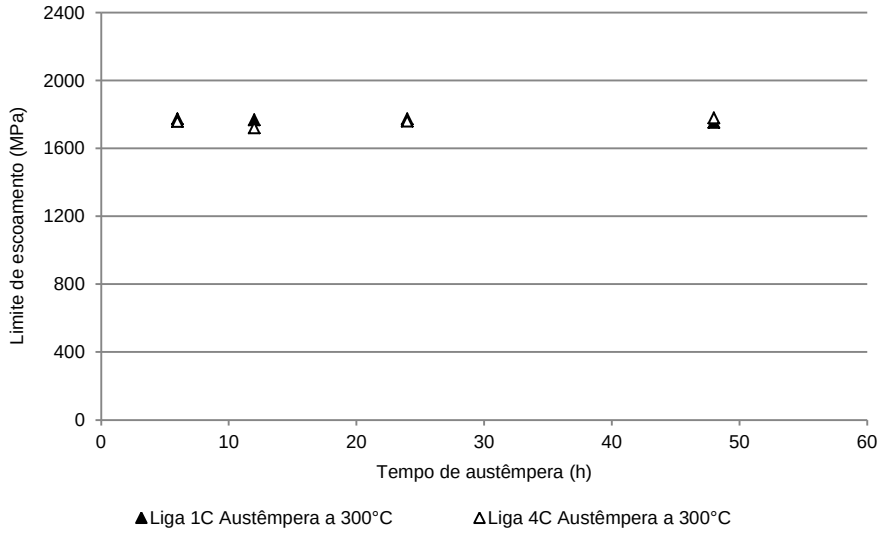
Não são observadas correlações entre o tempo de austêmpera e a resistência a tração. Para os corpos de prova austemperados a 300°C os valores médios dos limites de resistência ao longo do tempo de tratamento são semelhantes e os desvios padrões, ainda que pequenos, se sobrepõem. Para os corpos de prova austemperados a 220°C os valores médios dos limites de resistência são diferentes, mas os desvios padrões são muito elevados e também se sobrepõem. Os valores similares ao longo do tempo de tratamento se justificam pela semelhança das microestruturas, em cada temperatura de austêmpera, apontada nos capítulos 5.3.4.4 e 5.3.4.5.

Considerando-se os desvios padrões, os valores médios dos limites de resistência das ligas austemperadas a 220°C são superiores aos das ligas austemperadas a 300°C, provavelmente por causa da presença de martensita em maior proporção em suas microestruturas. Considerando-se os desvios padrões não é possível apontar o efeito do refinamento de grão no limite de resistência das ligas.

Os valores médios obtidos para os limites de escoamento das ligas principais austemperadas a 300°C estão representados na figura 5.56. Observa-se que os

valores dos limites de escoamento são bem próximos dos valores dos limites de resistência, indicando certa fragilidade. Os valores semelhantes para as ligas 1C e 4C indicam que não houve influência do menor tamanho de grão da liga 4C em seu limite de escoamento.

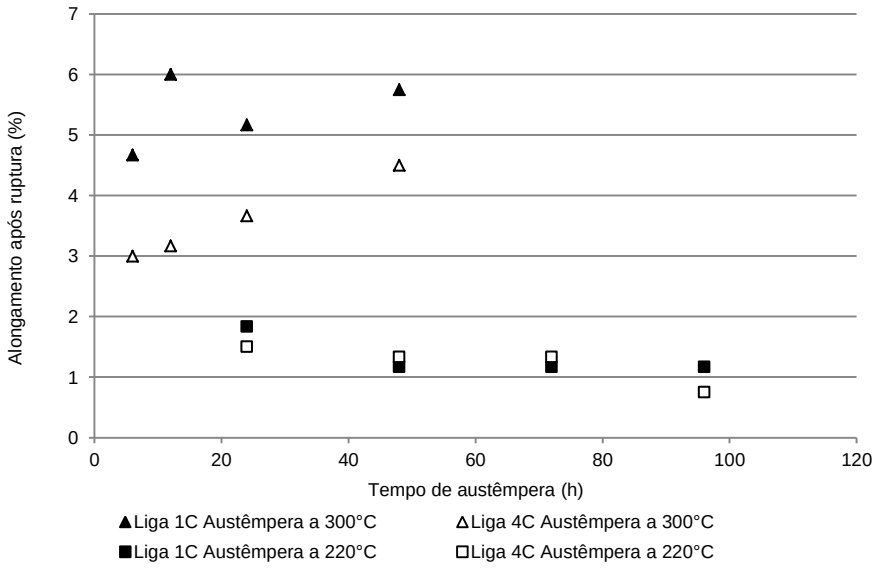
Figura 5.56 – Limite de escoamento das ligas principais austemperadas a 300°C.



Fonte: Próprio autor.

Os valores médios obtidos para o alongamento após ruptura estão representados na figura 5.57.

Figura 5.57 – Alongamento após ruptura das ligas principais.



Fonte: Próprio autor.

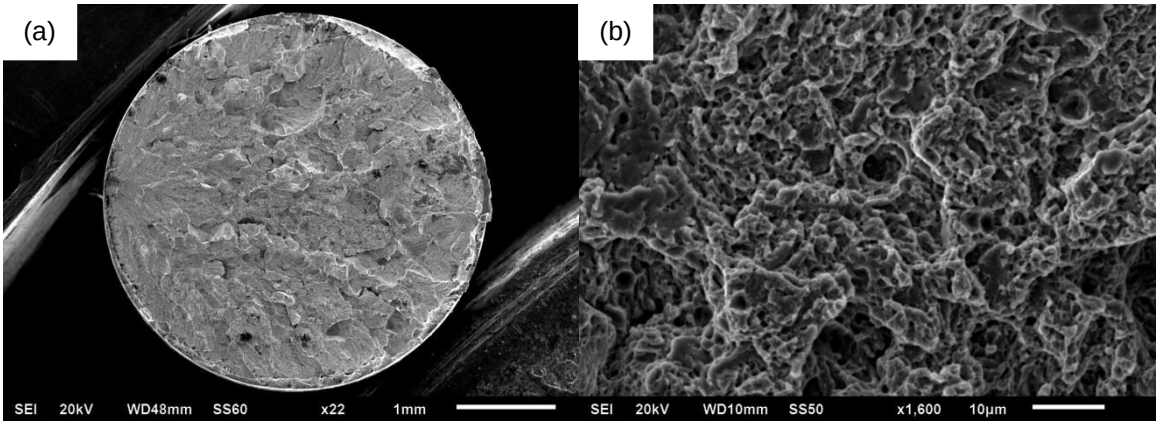
O alongamento após ruptura das ligas austemperadas a 300°C é superior ao das ligas austemperadas a 220°C. Isso se justifica pelas microestruturas obtidas, sendo que para o tratamento de austêmpera a 300°C a quantidade de bainita é muito maior que o de martensita e a 220°C ocorre o inverso.

Considerando-se os desvios padrões não é possível estabelecer relação entre alongamento e tempo de austêmpera, ainda que os valores médios dos corpos de prova austemperados a 300°C indiquem aumento do alongamento com o aumento do tempo de austêmpera. O mesmo se pode dizer da influência do tamanho de grão no alongamento da liga 4C austemperada a 300°C, cujos valores médios são superiores aos da liga 1C, porém com valores de desvio padrão sobrepostos.

As ligas austemperadas a 220°C apresentaram alongamento muito baixo, característico de materiais frágeis e também para elas não foi possível estabelecer relações entre o alongamento, tempo de austêmpera e tamanho de grão.

As fraturas dos corpos de prova para ensaio de resistência a tração e resistência ao impacto das ligas principais, apresentaram ausência de defeitos, não sendo observadas cavidades provocadas por microrrechupes ou inclusões de óxidos. Nas figuras 5.58 e 5.59 estão ilustradas micrografias obtidas por MEV, das fraturas dos corpos de prova para ensaio de resistência a tração da liga 1C austemperados a 220 e a 300°C.

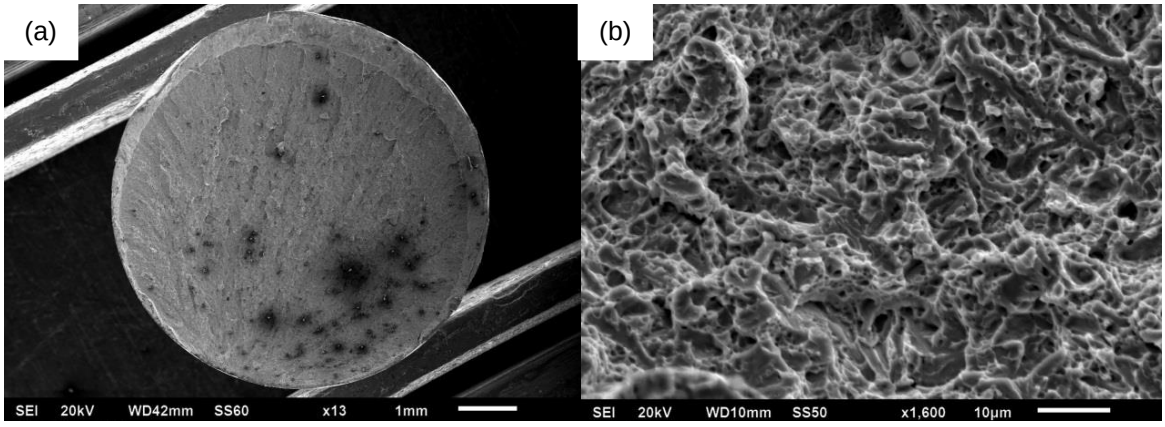
Figura 5.58 – Fratura de um dos corpos de prova da liga 1C austemperado a 220°C por 96 horas.



(a) Visão geral da fratura, (b) Tendência a formação de alvéolos ou *dimples.*

Fonte: Próprio autor.

Figura 5.59 – Fratura de um dos corpos de prova da liga 1C austemperado a 300°C por 48 horas.



(a) Visão geral da fratura , (b) Tendência a formação de alvéolos ou *dimples.*

Fonte: Próprio autor.

A análise da fratura com ampliação de 1600 vezes (figuras 5.58b e 5.59b) indicou tendência a formação de alvéolos ou *dimples,* característicos de fratura dúctil, apesar da superfície relativamente plana e brilhante apresentada pelas amostras nas figuras 5.58a e 5.59a, cuja ampliação é baixa.

6 CONCLUSÕES

- Variáveis relacionadas ao processo de fundição influenciaram os resultados de resistência à tração e de alongamento das ligas preliminares. O teor em alumínio da liga, 0,8%, parece ter sido responsável pela formação de inclusões de óxidos que, aliadas a microrrechupes, promoveram o rompimento prematuro dos corpos de prova para ensaio de tração. O filtro cerâmico posicionado no canal de enchimento do molde não foi eficaz na retenção dos óxidos. Os microrrechupes podem ter relação com a alimentação ineficiente dos blocos tipo T usados no trabalho, apesar de serem indicados pela norma ASTM A1067 / A1067M – 12a (2018).
- O bloco Keel indicado pela mesma norma foi a melhor opção para obtenção de corpos de prova em ligas de aço fundido. Quando ele foi utilizado não foram encontrados microrrechupes nas fraturas após os ensaios de resistência a tração. Posicionada diretamente sobre as barras das quais são retirados os corpos de prova e com dimensão apropriada, sua reserva de metal garante uma boa alimentação durante o processo de solidificação.
- Não foram observadas em amostras e nas fraturas dos corpos de prova cavidades provocadas por defeitos de gases, o que comprova a característica de desoxidação atribuída ao alumínio. Porém, o teor usado nas ligas preliminares promoveu a formação de inclusões que comprometeram as propriedades mecânicas, sobretudo o alongamento.
- Os testes de refinamento de grão da etapa 1 mostraram que os quatro tipos de refinadores foram capazes de reduzir o tamanho de grão do aço. Os melhores resultados foram obtidos quando usado o conjunto dos refinadores, ou seja, vanádio, titânio e inoculante com cério atuando ao mesmo tempo. Atuando individualmente, os refinadores apresentaram resultados semelhantes e reduziram o tamanho dos grãos de suas ligas em aproximadamente 5%. Nessa etapa o teor de alumínio era de aproximadamente 0,8%, o que pode ter comprometido os efeitos dos refinadores.
- A utilização do inoculante com cério nas ligas principais apresentou resultados muito significativos quanto ao refinamento dos grãos austeníticos para a condição de fundição na qual o teor de alumínio da liga foi reduzido para teores abaixo de

0,1%. O diâmetro médio do grão austenítico foi reduzido em aproximadamente 40% e o número de grãos por mm^2 aumentado em quase três vezes. Dessa forma, o cério propiciou refinamento da estrutura independentemente do teor de alumínio e, sobretudo, sem a presença dele na liga. Nesse contexto, no entanto, as técnicas de caracterização estrutural empregadas não permitiram a avaliação do efeito do inoculante com cério na formação das microestruturas no tratamento de austêmpera. As propriedades mecânicas não foram significativamente influenciadas pelo refino de grão, sendo que os desvios padrões das ligas 1C e 4C se mantiveram sobrepostos em praticamente todas as avaliações.

- Os ensaios de dilatometria possibilitaram a determinação das temperaturas de início e fim da austenitização e de início da formação da martensita. O software MUCG83 indicou temperaturas de início da formação da martensita inferiores às indicadas pela dilatometria.
- Apesar do ensaio de dilatometria e do software MUCG83 indicarem que a temperatura de 220°C aplicada no tratamento de austêmpera é superior à temperatura de formação da martensita, Mi, a fração volumétrica esperada de bainita não foi atingida. Nesse caso, parte da austenita se tornou instável, transformando-se em martensita. A essa temperatura a variação da energia livre para a formação adifusional de ferrita a partir da austenita é insuficiente, dificultando assim o desenvolvimento de novas subunidades de ferrita bainítica. A estrutura obtida foi multiconstituída, composta por bainita, martensita, e blocos de M.A. Os corpos de prova apresentaram limites de resistência elevados, acima de 2000 MPa, porém sem limite de escoamento detectável, além de alongamento e absorção de energia baixos. A dureza foi acima da esperada para a matriz bainítica, estando em torno de 60 HRC. Acredita-se na potencialidade de aplicação industrial desse tipo de aço multifásico e que para tal não sejam necessários tempos acima de 24 horas, pois até 96 horas não se observou variação das propriedades mecânicas. No entanto, tempos acima de 96 horas poderiam permitir a obtenção da estrutura bainítica.
- A temperatura de 300°C para o tratamento térmico de austêmpera favoreceu a obtenção da estrutura bainítica, porém, a ausência de elementos químicos estabilizadores da austenita permitiu a formação de regiões de martensita durante o resfriamento final. Como resultados dessa microestrutura foram obtidos limites de resistência e escoamento bastante elevados, em torno de 2000 MPa,

associados a dureza, alongamento e absorção de energia satisfatórios. O tempo de austêmpera não influenciou significativamente as propriedades mecânicas e para a produção desse material acredita-se que pode ser menor que 6 horas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AARONSON, H. I.; SPANOS, G; REYNOLDS, W. T. A progress report on the definitions of bainite. **Scripta Materialia**, [s.l.], v. 47, n. 3, p.139-144, ago. 2002. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6462(02)00119-7.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A781/A781M**: Standard Specification for Castings, Steel and Alloy, Common Requirements, for General Industrial Use. [S.l.: s.n], 2017. 11 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112**: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. [S.l.: s.n], 2013. 28 p.

ANDRÉS, C. García de *et al*. Application of dilatometric analysis to the study of solid–solid phase transformations in steels. **Materials Characterization**, [s.l.], v. 48, n. 1, p.101-111, fev. 2002. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/s1044-5803(02)00259-0.

ANUÁRIO ABIFA 2016: Guia Abifa de Fundição. [S.l.: s.n.], jun. 2016. Anual. Disponível em: <http://abifa.org.br/wp-content/uploads/2016/09/revista_abifa_193.pdf>. Acesso em: 19 jun. 2018.

ARAÚJO, Jean Chaves; CARMO, Denilson José do; SANTOS, Dagoberto Brandão. Refino Microestrutural em Aço Fundido Bainítico de Elevada Resistência Mecânica. In: CONGRESSO DE FUNDIÇÃO DA ABIFA, 14., 2009, São Paulo. **Anais... .** São Paulo: Abifa, 2009.

ARCE, Juan Cornide. **Aceros Bainíticos Avanzados:** Mecanismos de Transfomación y propiedade mecánicas. 2012. 194 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia, Universidad Complutense de Madrid, Madrid, 2012.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR NM ISO 6506**: Materiais metálicos – Ensaio de dureza Brinell Parte 1: Método de ensaio (ISO 6506-1:2005, IDT). São Paulo: Abnt, 2010.

AZEVEDO, C. R. F.; GARBOGGINI, A. A.; TSCHIPITSCHIN, A. P.. Effect of austenite grain refinement on morphology of product of bainitic reaction in austempered ductile iron. **Materials Science And Technology**, [S.l.], v. 9, n. 8, p.705-710, ago. 1993. Informa UK Limited. http://dx.doi.org/10.1179/mst.1993.9.8.705.

BHADESHIA, H. K. D. H.. **Bainite in steels:** Tranformations, microstructure and properties. 2. ed. Cambridge: Iom Communicataions, 2001. 478 p.

BHADESHIA, H. K. D. H.. Diffusional and displacive transformations. **Pergamon Journals**, [s.l.], v. 21, n. 8, p.1017-1022, 1987.

BHADESHIA, H. K. D. H.. High Performance Bainitic Steels. **Materials Science Forum**, [S.l.], v. 500-501, p.63-74, nov. 2005. Trans Tech Publications. http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.500-501.63.

BHADESHIA, H. K. D. H.. The bainite transformation: unresolved issues. **Materials Science And Engineering**: A, [s.l.], v. 273-275, p.58-66, dez. 1999. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093(99)00289-0.

BHADESHIA, H. K. D. H.. **Worked examples in the Geometry of Crystals.** 2. ed. London: The Institute Of Metals, 2006. 113 p.

BHADESHIA, H. K. D. H.; EDMONDS, D. V.. The mechanism of bainite formation in steels. **Pergamon Press Ltd**, [S.l.], v. 28, p.1265-1273, jan. 1980**.**

BHADESHIA, H. K. D. H.; EDMONDS, D. V.. The mechanism of bainite formation in steels. **Pergamon Press Ltd**, [S.l.], v. 30, p.775-784, jan. 1982**.**

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels:** Microstructure and properties. 3. ed. [S.l]: Elsevier, 2006. 357 p.

BRAMFITT, B. L.; SPEER, J. G.. A perspective on the morphology of bainite. **Metallurgical Transactions A**, [S.l.], v. 21, n. 3, p.817-829, mar. 1990. Springer Nature. http://dx.doi.org/10.1007/bf02656565.

BRANDENBERG, Kristin. **Successfully Machining Austempered Ductile Iron (ADI).** Livonia: Applied Process Inc. Technologies, 2001. 5 p.

CABALLERO, F. G.; CAPDEVILA, C.; ANDRÉS, C. García de. Mathematical Modeling of Iron and Steel Making Processes. Modelling of Kinetics of Austenite Formation in Steels with Different Initial Microstructures. **Isij International**, [s.l.], v. 41, n. 10, p.1093-1102, 2001. Iron and Steel Institute of Japan. http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.41.1093.

CABALLERO, F.G.; MILLER, M. K.; GARCIA-MATEO, C.. Carbon supersaturation of ferrite in a nanocrystalline bainitic steel. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 58, n. 7, p.2338-2343, abr. 2010. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2009.12.020.

CALISTER, Jr., W. D.. **Ciência e engenharia de Materiais: uma introdução**. Tradução de: Sérgio Murilo Stamile Soares. 7. Ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705 p., ISBN 978-85-216-1595-8.

CARMO, Denilson José do. **Desenvolvimento do processo tecnológico de fabricação de peças em ferro fundido nodular austemperado (ADI).** 2003. 180 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2003.

CARMO, Denilson José do. **e caracterização de aço fundido bainítico com elevada resistência à fadiga mecânica de alto ciclo.** 2011. 187 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Minas, Demet-ufmg, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2011.

CHIAVERINI, V.. **Aços e ferros fundidos**. 6. Ed. São Paulo: ABM, 1988. 576 p..

CHOUDHARY, S. K.; GHOSH, A.. Thermodynamic Evaluation of Formation of Oxide–Sulfide Duplex Inclusions in Steel. **Isij International**, [S.l.], v. 48, n. 11,

p.1552-1559, 2008. Iron and Steel Institute of Japan. http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.48.1552.

DADKHAH, Hossein. Microstructure of Cast Ultrahigh Carbon Steel (UHCS) Modified via Fe–Si–Mg–Ca–RE. **Transactions Of The Indian Institute Of Metals**, [S.l.], v. 67, n. 6, p.1001-1004, 16 mai. 2014. Springer Nature. http://dx.doi.org/10.1007/s12666-014-0412-9.

DIETER, G. E.. **Metalurgia Mecânica**. Tradução de: Antonio Sergio de Sousa e Silva, Luiz Henrique de Almeida, Paulo Emílio Valadão de Miranda. 2. ed. [S.l]: Guanabara dois, 1981. 660 p.

EDMONDS, D. V.; COCHRANE, R. C.. Structure-Property Relationships in Bainitic Steels. **Metallurgical Transactions A**, [S.l], v. 21, p.1527-1540, jun. 1990. Mensal.

F.G, Caballero *et al*. Avances actuales en la investigación sobre el acero. In: CONGRESO IBEROAMERICANO DE INGENIERÍA MECÁNICA, 9., 2009, Las Palmas de Gran Canaria,. **Proceedings... .** Madríd, 2009. p. 8.

FED'KOV, G.A.; SHERSTYUK, A. A.. Complex Modification of Cast Steel. **Plenum Publishing Corporation**, Nova York, p.1045-1048. c1976. Technical Information.

FONSECA, Tânia Nogueira. **Aços Fundidos**. SENAI-DR.MG. Itaúna. 2001.

FOSECO INTERNATIONAL LIMITED (England). **STELEX* ZR:** zirconia based filters for high temperature, high strength steel applications. 5. ed. Tamworth: [s.n], 2015. 4 p.

FOUNDATION, The Aise Steel *et al* (Org.). **The Making, Shaping and Treating of Steel.** 11. ed. Pittsburg: The Aise Steel Foundation, 1998. 790 p.

GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F.G.. Advanced High Strength Bainitic Steels. **Comprehensive Materials Processing**, [s.l.], p.165-190, 2014. Elsevier. http://dx.doi.org/10.1016/b978-0-08-096532-1.00114-x

GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K. D. H.. Acceleration of Low-temperature Bainite. **Isij International**, [s.l.], v. 43, n. 11, p.1821-1825, 2003. Iron and Steel Institute of Japan. http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.43.1821.

GELDENHUIS, J. M. A.; PISTORIUS, P. C.. Minimisation of calcium additions to low carbon steel grades. **Ironmaking & Steelmaking**, [s.l.], v. 27, n. 6, p.442-449, dez. 2000. Informa UK Limited. http://dx.doi.org/10.1179/030192300677769.

GOLDENSTEIN, Hélio. **Bainita nos aços.** 2002. 23 f. Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2002.

H. J. LEE, *et al*.. Mechanisms of the bainite (non-lamellar eutectoid) reaction and a fundamental distinction between the bainite and pearlite (lamellar eutectoid) reactions. **Pergamon Press Ltd**, [s.l.], v. 36, n.4, p.1129-1140, jan. 1988**. Pergamon Press Ltd.**

HIGUCHI, Yoshihiko *et al*. Inclusion Modification by Calcium Treatment. **Isij International**, [s.l.], v. 36, n. , p.S151-S154, 1996. Iron and Steel Institute of Japan. http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.36.suppl_s151.

HOLAPPA, L. E. K.; HELLE, A. S.. Inclusion Control in High-Performance Steels. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 53, n. 1-2, p.177-186, ago. 1995. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/0924-0136(95)01974-j.

HOU, Huoran *et al*. Grain refinement of a Nb–Ti microalloyed steel through heavy deformation controlled cooling. **Journal Of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 137, n. 1-3, p.173-176, jun. 2003. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/s0924-0136(02)01088-9.

HUANG, H.; SHERIF, M. Y.; RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, P.E.J.. Combinatorial optimization of carbide-free bainitic nanostructures. **Acta Materialia**, [S.l.], v. 61, n. 5, p.1639-1647, mar. 2013. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.040.

HONEYCOMBE, R. W. K.. Título do capítulo. In: HONEYCOMBE, R. W. K.. **Aços Microestrutura e Propriedades.** [s.l]: Fundação Calouste Gulbenkain, 1981. Cap. 3, p. 83.

JI, Yunping; ZHANG, Ming-xing; REN, Huiping. Roles of Lanthanum and Cerium in Grain Refinement of Steels during Solidification. **Metals**, [s.l.], v. 8, n. 11, p.884-907, 30 out. 2018. MDPI AG. http://dx.doi.org/10.3390/met8110884.

KASATKIN, B. B. V; PILYUSHENKO V.L.. Calculation models for determining the critical points of steel. **Plenum Publishing Corporation**, [S.l.], p.27-31, c1984. Plenum Publishing Corporation.

KHARE, Sangeeta; LEE, Kyooyoung; BHADESHIA, H. K. D. H.. Relative effects of Mo and B on ferrite and bainite kinetics in strong steels. **International Journal Of Materials Research**, [s.l.], v. 100, n. 11, p.1513-1520, nov. 2009. Carl Hanser Verlag. http://dx.doi.org/10.3139/146.110222.

LAN, L. Y. *et al*. Effect of austenite grain size on isothermal bainite transformation in low carbon microalloyed steel. **Materials Science And Technology**, [s.l.], v. 27, n. 11, p.1657-1663, nov. 2011. Informa UK Limited. http://dx.doi.org/10.1179/1743284710y.0000000026.

LINO, R. E. *et al*. Influence of the chemical composition on steel casting performance. **Journal Of Materials Research And Technology**, [s.l.], v. 6, n. 1, p.50-56, jan. 2017. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2016.05.002.

LIU, Cheng; BHOLE, Sanjiwan; NORTHWOOD, Derek. The Effects of Ferrite Content and Morphology on the Mechanical Properties and Room Temperature Creep of Quenched and Tempered SAE 4340 Steel. **Jsme International Journal Series A**, [S.l.], v. 46, n. 3, p.272-277, 2003. Japan Society of Mechanical Engineers. http://dx.doi.org/10.1299/jsmea.46.272.

LIU, K. *et al*. The effect of isothermal holding on the microstructures and mechanical properties of a low carbon alloy steel. **Materials Characterization**, [S.l.], v. 62, n. 3, p.340-345, mar. 2011. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2010.11.010.

MINISTÉRIO DE MINAS E ENERGIA. Anuário estatístico do setor metalúrgico: 2017. Brasília, versão preliminar atualizado 30/11/2017. Disponível em:< http://www.mme.gov.br/web/guest/secretarias/geologia-mineracao-e-transformacao-mineral/publicacoes>.

MORAES, Luís Augusto Batista de. **Caracterização de macro e micro-inclusões em aços acalmados ao alumínio produzidos por lingotamento contínuo.** 2009. 180 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

MORALES-RIVAS, Lucia *et al*. Nanomechanical characterization of nanostructured bainitic steel: Peak Force Microscopy and Nanoindentation with AFM. **Scientific Reports**, [s.l.], v. 5, n. 1, p.1-16, 25 nov. 2015. Springer Nature. http://dx.doi.org/10.1038/srep17164.

PEET, M.; BHADESHIA, H.K.D.H.. **MAP Program**: Map Steel. Versão MUCG83. University of Cambridge, 2010. https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg83.html. Acesso em: 01 set. 2018.

PENG, Q. Z. *et al*. Effects of homogenization treatment on the microstructure and mechanical properties of Mg–8Li–3Al–Y alloy. **Materials & Design**, [S.l.], v. 66, p.566-574, fev. 2015. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.03.046.

PEREIRA, L. F. M.. **Influência do tratamento térmico de homogeneização na microestrutura de um aço utilizado na fabricação de cilindros de laminação para trabalho a frio.** 2015. 77 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia, Unesp - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Guaratinguetá, 2015.

REED-HILL, Robert E.. **Princípios de Metalurgia Física.** 2. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois S.A., 1982. 394 p.

RICHERSON, David W.. **Modern Ceramic Engeneering:** Properties, Processing, and Use in Design. 2. ed. [S.l.: s.n], [19--]. 846 p.

ROSHAN, Hathibelagal. Cast Steel foam for lightweight strength: A possible breakthrough in casting steel with a foam-like structure could challenge traditional wrough-steel applicationss. **Metalcasting Design And Purchasing**, [s.l], p.42-43, jan.-feb. 2017. Disponível em: <http://content.yudu.com/web/y5b2/0A1snzj/MCDPJanFeb2017/html/index.html?page=1>. Acesso em: 22 jun. 2018.

SANTOS, R. G. dos. **Transformações de fases em materiais metálicos**. Campinas: Unicamp, 2006. 432 p., 23 cm. ISBN 85-268-0714-5.

SILVA, A. L. V. da C.; MEI, P. R.. **Aços e ligas especiais**. 3. Ed. São Paulo: Blucher, 2010. 646 p., ISBN 978-85-212-0518-0.

SMIRNOV, L. A. *et al*. Modification of Steel and Alloys with Rare-Earth Elements. Part 1. **Metallurgist**, [s.l.], v. 59, n. 11-12, p.1053-1061, mar. 2016. Springer Nature. http://dx.doi.org/10.1007/s11015-016-0214-x.

SOLIMAN, Mohamed; PALKOWSKI, Heinz. Development of the low temperature bainite. **Archives Of Civil And Mechanical Engineering**, [s.l.], v. 16, n. 3, p.403-412, maio 2016. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.acme.2016.02.007.

SOUZA, Gisélia Alves de. **Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga (com estrutura bainítica/martensítica) via microscopia óptica.** 2008. 165 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia, Unesp - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Guaratinguetá, 2008.

SWALLOW, E.; BHADESHIA, H. K. D. H.. High resolution observations of displacements caused by bainitic transformation. **Materials Science And Technology**, [S.l.], v. 12, n. 2, p.121-125, fev. 1996. Informa UK Limited. http://dx.doi.org/10.1179/mst.1996.12.2.121.

TUTTLE, Robert B.. Experimental Grain Refiners for Carbon Steels. **International Journal Of Metalcasting**, [s.l.], v. 10, n. 1, p.21-31, 25 nov. 2015. Springer Nature. http://dx.doi.org/10.1007/s40962-015-0007-1.

WORLDSTEEL ASSOCIATION (Belgium). **Steel Definitions:** Today's AHSS for Automotive. [2018?]. Disponível em: <https://www.worldautosteel.org/steel-basics/automotive-steel-definitions/>. Acesso em: 22 jun. 2018.

YOOZBASHI, M. N.; YAZDANI, S.; WANG, T. S.. Design of a new nanostructured, high-Si bainitic steel with lower cost production. **Materials & Design**, [s.l.], v. 32, n. 6, p.3248-3253, jun. 2011. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2011.02.031.

ZHANG, Li-feng. Indirect Methods of Detecting and Evaluating Inclusions in Steel—A Review. **Journal Of Iron And Steel Research, International**, [S.l.], v. 13, n. 4, p.1-8, jul. 2006. Springer Nature. http://dx.doi.org/10.1016/s1006-706x(06)60067-8.

ZHANG, Lifeng; THOMAS, Brian G.. State of the Art in Evaluation and Control of Steel Cleanliness. **Isij International**, [s.l.], v. 43, n. 3, p.271-291, 2003. Iron and Steel Institute of Japan. http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.43.271.

ZHU, Kangying *et al*. Effect of B and B+Nb on the bainitic transformation in low carbon steels. **Materials Science And Engineering**: A, [s.l.], v. 528, n. 12, p.4222-4231, maio 2011. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2011.02.022.

APÊNDICE I – Dimensionamento do sistema de enchimento para as ligas preliminares da etapa 1.

Informações gerais:

- ✓ Peso do bloco para o corpo de prova: 3,3 kg;
- ✓ Quantidade de blocos a serem produzidos na fusão: 4;
- ✓ Peso total dos blocos para os corpos de prova: 4 x 3,3 = 13,2 kg;
- ✓ Escalonamento do sistema de canais: 1 x 2 x 2;
- ✓ Número de ramificações: 2;
- ✓ Capacidade do forno: 25 kg de aço.

Cálculo do sistema de alimentação e enchimento:

- ✓ Cálculo da área do canal de descida:

$Sd = \frac{2{,}26 \cdot Vc \cdot B}{T \cdot \sqrt{H}}$ onde:

Sd: é área do canal de descida em mm^2;

Vc: é o volume blocos dos corpos de prova em cm^3, nesse caso 1692 cm^3;

B: é o coeficiente de atrito. Para canais cuja distância entre o canal de descida e o final do canal de distribuição seja inferior a 400 mm seu valor é 1,8;

T: tempo de vazamento em segundos, obtido extraindo-se a raiz quadrada do peso estimado do cacho (20 kg). Logo, o tempo de vazamento obtido foi de 5 segundos;

H: altura metalostática em cm. Nesse caso corresponde a altura da bacia de vazamento que é de 7 cm.

$$Sd = \frac{2{,}26 \cdot 1692 \cdot 1{,}8}{5 \cdot \sqrt{7}} = 578\ mm^2$$

- ✓ Cálculo do diâmetro do canal de descida:

$D = \sqrt{\frac{4A}{\pi}}$ onde:

D: é o diâmetro do canal de descida em mm;

A: é a área do canal de descida em mm^2.

$$D = \sqrt{\frac{4 \cdot 578}{\pi}} = 27\ mm$$

- ✓ Cálculo da área do canal de distribuição:

$Sc = \frac{Sd \cdot Ec}{Ra}$ onde:

Sc: é a área do canal de distribuição em mm^2;

Ec: é o fator de escalonamento correspondente ao canal de distribuição que é 2;

Ra: é o número de ramificações do canal de distribuição, que também é 2.

$$Sc = \frac{578 \cdot 2}{2} = 578\, mm^2$$

✓ Cálculo das dimensões do canal de distribuição:

$c\ x\ c = \sqrt{Sc}$ onde:

c x c: é a altura e a largura do canal de distribuição.

$$c\ x\ c = \sqrt{578} = 24\ x\ 24\, mm$$

✓ Cálculo da área do canal de ataque:

$Sa = \frac{Sd \cdot Ea}{Na}$ onde:

Sa: é a área do canal de ataque em mm^2;

Ea: é o fator de escalonamento correspondente ao canal de ataque, nesse caso 2;

Na: é o número de ataques, nesse caso 4.

$$Sa = \frac{578 \cdot 2}{4} = 289\, mm^2$$

✓ Cálculo das dimensões do canal de ataque:

$a = \frac{Sa}{b}$ onde:

a: é a altura do canal de ataque;

b: é a largura do canal de ataque, nesse caso correspondente a largura do bloco para o corpo de prova, ou seja, 38 mm.

$$a = \frac{289}{38} = 8\, mm$$

<u>Peso do sistema de canais:</u>

✓ Canal de descida:

$Pd = \frac{\pi D^2}{4} \cdot Cd \cdot \alpha$ onde:

Pd: é o peso do canal de descida em kg;

D: é o diâmetro do canal de descida em dm;

Cd: é o comprimento do canal de descida em dm;

α: é a densidade do aço em kg/dm^3.

$$Pd = \frac{\pi 0{,}27^2}{4} \cdot 0{,}7 \cdot 7{,}8 = 0{,}31\, kg$$

- ✓ Canal de distribuição:

$Pc = Ac \cdot Bc \cdot Cc \cdot \alpha$ onde:

Pc: é o peso do canal de distribuição em kg;

Ac: é a altura do canal de distribuição em dm;

Bc: é a largura do canal de distribuição em dm;

Cc: é o comprimento do canal de distribuição em dm;

α: é a densidade do aço em kg/dm^3.

$Pc = 0{,}24 \cdot 0{,}24 \cdot 4 \cdot 7{,}8 = 1{,}80\ kg$

- ✓ Canais de ataque:

$Pa = Aa \cdot Ba \cdot Ca \cdot \alpha \cdot Na$

Onde:

Pa: é o peso total dos canais de ataque em kg;

Aa: é a altura do canal de ataque em dm;

Ba: é a largura do canal de ataque em dm;

Ca: é o comprimento do canal de ataque em dm;

α: é a densidade do aço em kg/dm^3;

Na: é o número de ataques.

$Pc = 0{,}08 \cdot 0{,}38 \cdot 0{,}50 \cdot 7{,}8 \cdot 4 = 0{,}47\ kg$

- ✓ Peso bacia de vazamento: aproximadamente 2 kg (pesou-se uma bacia obtida em outro trabalho).

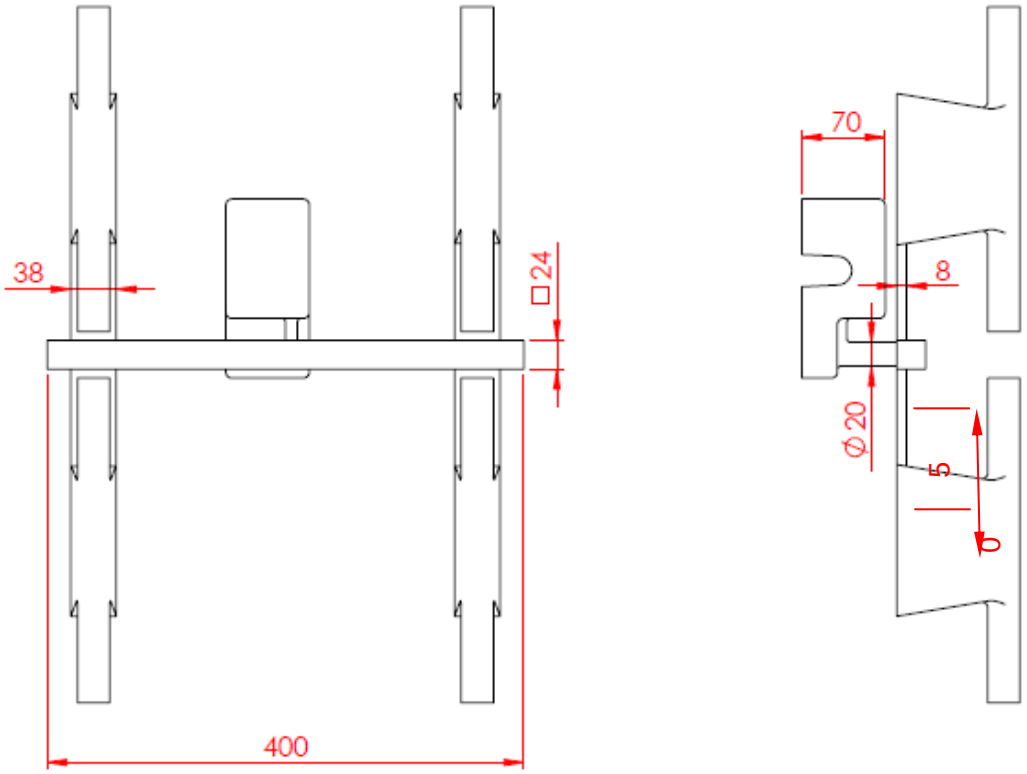
- ✓ Peso do Sistema de Enchimento:

$PSE = 0{,}31 + 1{,}80 + 0{,}47 + 2 = 4{,}58\ kg$

- o Peso Total do Cacho (blocos e sistema de enchimento):

$PTC = 4{,}58 + 13{,}2 = 17{,}78\ kg$

Desenho do sistema de enchimento para as fusões preliminares



Fonte: Próprio autor.

.

APÊNDICE II – Balanço de massa das fusões das ligas preliminares da etapa 1.

Matéria Prima	Proporção	Peso (kg)	Composição química prevista para a liga (%)												
			C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	Ca	Cr	Ti	Va	Ce	Fe
			0,75 a 0,9	1,70 a 2,00	< 0,60	< 0,04	< 0,02	0,20 - 0,30	0,60 a 0,90	N/A	1,80 a 2,10	0,03 - 0,06	0,03 - 0,06	0,002 - 0,005	N/A
Aço baixo carbono	58,390%	14,598	0,058	0,005	0,267	0,008	0,005	0,001	0,033	0,000	0,007	0,000	0,001	0,000	58,005
Retorno - Aço baixa liga	20,000%	5,000	0,148	0,360	0,024	0,005	0,004	0,049	0,074	0,000	0,377	0,006	0,005	0,000	18,949
Ferro gusa de aciaria	16,000%	4,000	0,653	0,067	0,006	0,007	0,002	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	15,265
FeSi	1,850%	0,463	0,000	1,412	0,002	0,000	0,000	0,000	0,003	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,432
Alumínio	0,900%	0,225	0,000	0,001	0,000	0,000	0,000	0,000	0,628	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,002
FeCr B/C	2,500%	0,625	0,003	0,024	0,000	0,008	0,001	0,000	0,000	0,000	1,511	0,000	0,000	0,000	0,953
FeMo	0,300%	0,075	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,196	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,104
CaSi	0,060%	0,015	0,000	0,035	0,000	0,000	0,000	0,000	0,001	0,022	0,000	0,000	0,000	0,000	0,003
C.Q. para Liga 1	100,000%	25,000	0,862	1,903	0,299	0,029	0,011	0,245	0,738	0,022	1,896	0,006	0,006	0,000	93,712
FeVa	0,065%	0,016	0,000	0,002	0,001	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,035	0,000	0,027
C.Q. para Liga 2	100,065%	25,016	0,862	1,905	0,301	0,029	0,011	0,245	0,738	0,022	1,896	0,006	0,041	0,000	93,739
FeTi	0,115%	0,029	0,000	0,005	0,001	0,000	0,000	0,000	0,018	0,001	0,000	0,035	0,000	0,000	0,055
C.Q. para Liga 3	100,115%	25,029	0,862	1,908	0,300	0,029	0,011	0,245	0,756	0,023	1,896	0,040	0,006	0,000	93,767
Inoculante	0,250%	0,063	0,000	0,184	0,000	0,000	0,000	0,000	0,002	0,002	0,000	0,000	0,000	0,003	0,056
C.Q. para Liga 4	100,250%	25,063	0,862	2,087	0,300	0,029	0,011	0,245	0,740	0,025	1,896	0,006	0,006	0,003	93,768
C.Q. para Liga 5	100,430%	25,108	0,862	2,094	0,302	0,030	0,011	0,245	0,758	0,025	1,896	0,041	0,041	0,003	93,850

Matéria Prima	Composição química da matéria prima (%)												
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	Ca	Cr	Ti	Va	Ce	Fe
Aço baixo carbono	0,100	0,009	0,458	0,014	0,008	0,002	0,056	0,000	0,012	0,000	0,001		99,340
Retorno - Aço baixa liga	0,738	1,799	0,119	0,025	0,020	0,244	0,369	0,002	1,885	0,029	0,025		94,745
Ferro gusa de aciaria	4,082	0,419	0,035	0,046	0,012								95,407
FeSi		76,321	0,129	0,023			0,162	0,005	0,023	0,003			23,335
Alumínio (Rendimento de 70%)		0,061	0,006	0,001			99,733	0,002	0,002	0,001	0,005		0,191
FeCr B/C	0,130	0,950		0,320	0,030				60,450				38,120
FeMo		0,112		0,024		65,169							34,696
CaSi		57,934	0,063	0,027	0,033	0,033	0,976	36,700	0,029	0,037			4,169
FeVa		2,611	2,018	0,005		0,040	0,005		0,169	0,021	54,070		41,062
FeTi		4,275	0,857	0,074		0,068	15,431	0,532	0,123	30,086	0,433		48,122
Inoculante (Rendimento de 60% para o Cério)		73,600	0,146	0,022			0,868	0,839	0,050	0,163		1,930	22,383

Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE III – Dimensionamento do sistema de enchimento para as ligas preliminares da etapa 2.

Informações gerais:

- ✓ Peso do bloco para o corpo de prova: 3,3 kg
- ✓ Quantidade de blocos a serem produzidos na fusão: 12
- ✓ Peso total dos blocos para os corpos de prova: 12 x 3,3 = 39,6 kg
- ✓ Escalonamento do sistema de canais: 1 x 2 x 4
- ✓ Número de ramificações: 2
- ✓ Capacidade do forno: 50 kg de aço
- ✓ Filtro: STELEX* ZR Ø70x25

Cálculo do sistema de alimentação e enchimento:

- ✓ Cálculo da área do canal de descida

Vc: para essa situação 5077 cm^3;

Para canais cuja distância entre o canal de descida e o final do canal de distribuição seja inferior a 1000 mm o valor de B é 2,0;

O peso estimado para o cacho foi de 50 kg, o que determinou um tempo de vazamento de 7 segundos;

A altura metalostática nesse caso é a altura da caixa superior que mede 25 cm.

$$Sd = \frac{2{,}26 \cdot 5077 \cdot 2}{7 \cdot \sqrt{25}} = 655\ mm^2$$

- ✓ Cálculo do diâmetro do canal de descida

$$D = \sqrt{\frac{4 \cdot 655}{\pi}} = 29\ mm$$

- ✓ Cálculo da área do canal de distribuição:

O fator de escalonamento que corresponde ao canal de distribuição é 2;

O número de ramificações do canal de distribuição também é 2.

$$Sc = \frac{655 \cdot 2}{2} = 655\ mm^2$$

- ✓ Cálculo das dimensões do canal de distribuição:

$$c\ x\ c = \sqrt{655} = 26\ x\ 26\ mm$$

✓ Cálculo da área do canal de ataque:

O fator de escalonamento correspondente ao canal de ataque nesse caso é 4;

O número de ataques nesse caso é 12.

$$Sa = \frac{655 \cdot 4}{12} = 218\ mm^2$$

✓ Cálculo das dimensões do canal de ataque:

$a = \frac{Sa}{b}$ onde:

a: é a altura do canal de ataque;

b: é a largura do canal de ataque, nesse caso correspondente a largura do bloco para o corpo de prova, ou seja, 38 mm.

$$a = \frac{218}{38} = 6\ mm$$

✓ Área mínima de filtragem:

$Amf = 0{,}7 \cdot Atf$ onde:

Amf: é a área mínima de filtragem em mm^2.

Atf: é a área total do filtro em mm^2.

$Atf = \frac{\sigma \cdot Df^2}{4}$ onde:

Df: é o diâmetro do filtro em mm;

$Atf = \frac{\sigma \cdot 70^2}{4} = 3.848{,}46\ mm^2$:

$Amf = 0{,}7 \cdot 3.848{,}46 = 2.693{,}92\ mm^2$

✓ Diâmetro da base do filtro cerâmico:

$DBf = \sqrt{\frac{4Amf}{\pi}}$ onde:

DBf: é o diâmetro da base do filtro cerâmico em mm;

$$D = \sqrt{\frac{4 \cdot 2.693{,}92}{\pi}} = 60\ mm$$

<u>Peso do sistema de canais:</u>

✓ Canal de descida:

$Pd = \frac{\pi \cdot Cd}{3} \cdot (Rd^2 + Rd \cdot rd + rd^2) \cdot \alpha$ onde:

Pd: é o peso do canal de descida em kg;

Cd: é o comprimento do canal de descida em dm;

Rd: é o raio maior do canal de descida em dm;

rd: é o raio menor do canal de descida em dm;

α: é a densidade do aço em kg/dm^3.

$$Pd = \frac{\pi \cdot 1{,}55}{3} \cdot (0{,}35^2 + 0{,}35 \cdot 0{,}145 + 0{,}145^2) \cdot 7{,}8 = 2{,}46\ kg$$

✓ Canal de distribuição:

$$Pc = 0{,}26 \cdot 0{,}26 \cdot 9 \cdot 7{,}8 = 4{,}75\ kg$$

✓ Canais de ataque:

$$Pc = 0{,}06 \cdot 0{,}38 \cdot 0{,}50 \cdot 7{,}8 \cdot 12 = 1{,}07\ kg$$

✓ Base do filtro cerâmico (cilindro):

$PBf = \frac{\pi D^2}{4} \cdot Ef \cdot \alpha$ onde:

PBf: é o peso da base do filtro cerâmico em kg;

Ef: é a espessura do filtro cerâmico em dm;

α: é a densidade do aço em kg/dm^3.

$$PBf = \frac{\pi 0{,}6^2}{4} \cdot 0{,}26 \cdot 7{,}8 = 0{,}57\ kg$$

✓ Funil (cone):

$PF = \frac{\pi \cdot H}{3} \cdot (R^2 + R \cdot r + r^2) \cdot \alpha$ onde:

PF: é o peso do funil em kg;

H: é a altura do funil em dm;

R: é o raio maior do funil em dm;

r: é o raio menor do funil em dm;

α: é a densidade do aço em kg/dm^3.

$$PF = \frac{\pi \cdot 0{,}7}{3} \cdot (0{,}4^2 + 0{,}4 \cdot 0{,}15 + 0{,}15^2) \cdot 7{,}8 = 1{,}39\ kg$$

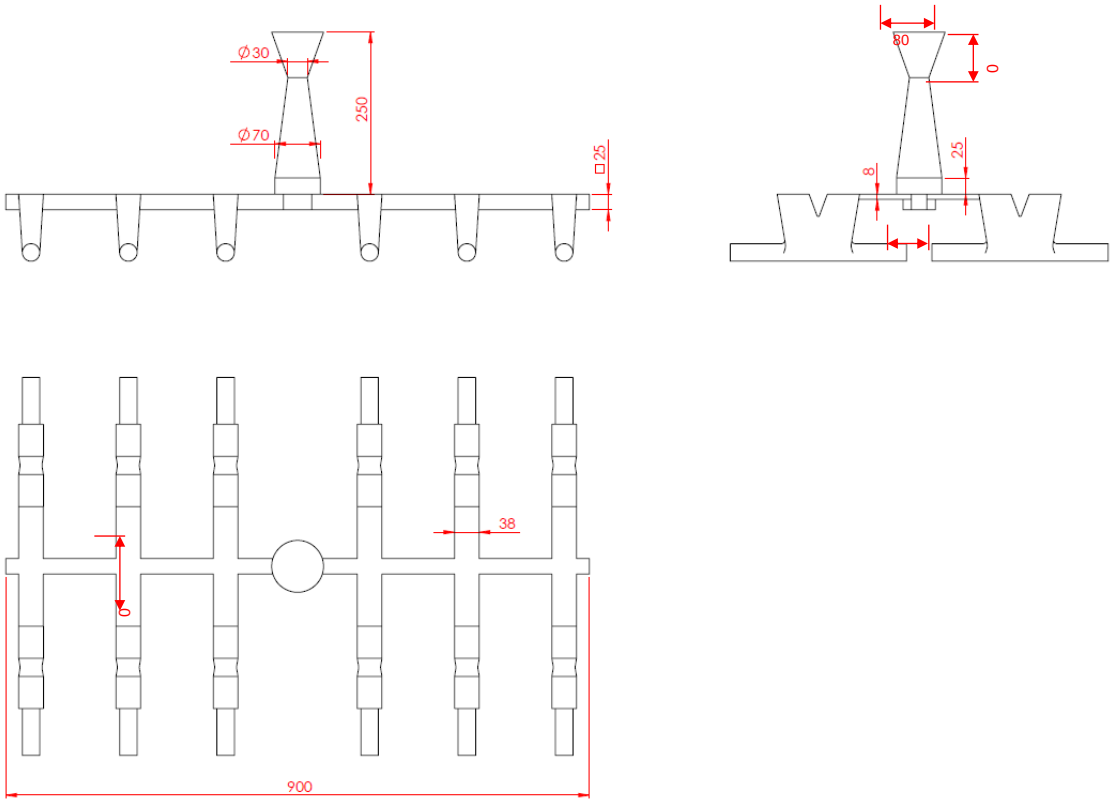
- Peso do Sistema de Enchimento:

$$PSE = 2{,}46 + 4{,}75 + 1{,}07 + 0{,}57 + 1{,}39 = 10{,}24\ kg$$

- Peso Total do Cacho (blocos e sistema de enchimento):

$$PTC = 10{,}24 + 39{,}6 = 49{,}84\ kg$$

Desenho do sistema de enchimento para as fusões principais



Fonte: Próprio autor.

Apêndice IV – Balanço de massa para a fusão das ligas preliminares da etapa 2.

Matéria Prima	Proporção	Peso (kg)	Composição química prevista para a liga (%)												
			C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	Ca	Cr	Ti	Va	Ce	Fe
			0,75 a 0,9	1,70 a 2,00	< 0,60	< 0,04	< 0,02	0,20 - 0,30	0,60 a 0,90	N/A	1,80 a 2,10	0,03 - 0,06	0,03 - 0,06	0,002 - 0,005	N/A
Aço baixo carbono	58,390%	29,195	0,058	0,005	0,267	0,008	0,005	0,001	0,033	0,000	0,007	0,000	0,001	0,000	58,005
Retorno - Aço baixa liga	20,000%	10,000	0,148	0,360	0,024	0,005	0,004	0,049	0,074	0,000	0,377	0,006	0,005	0,000	18,949
Ferro gusa de aciaria	16,000%	8,000	0,653	0,067	0,006	0,007	0,002	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	15,265
FeSi	1,850%	0,925	0,000	1,412	0,002	0,000	0,000	0,000	0,003	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,432
Alumínio	0,900%	0,450	0,000	0,001	0,000	0,000	0,000	0,000	0,628	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,002
FeCr B/C	2,500%	1,250	0,003	0,024	0,000	0,008	0,001	0,000	0,000	0,000	1,511	0,000	0,000	0,000	0,953
FeMo	0,300%	0,150	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,196	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,104
CaSi	0,060%	0,030	0,000	0,035	0,000	0,000	0,000	0,000	0,001	0,022	0,000	0,000	0,000	0,000	0,003
C.Q. para Liga 1B	100,000%	50,000	0,862	1,903	0,299	0,029	0,011	0,245	0,738	0,022	1,896	0,006	0,006	0,000	93,712
Inoculante	0,250%	0,125	0,000	0,184	0,000	0,000	0,000	0,000	0,002	0,002	0,000	0,000	0,000	0,003	0,056
C.Q. para Liga 4B	100,250%	50,125	0,862	2,087	0,300	0,029	0,011	0,245	0,740	0,025	1,896	0,006	0,006	0,003	93,768

Matéria Prima	Composição química da matéria prima (%)												
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	Ca	Cr	Ti	Va	Ce	Fe
Aço baixo carbono	0,100	0,009	0,458	0,014	0,008	0,002	0,056	0,000	0,012	0,000	0,001		99,340
Retorno - Aço baixa liga	0,738	1,799	0,119	0,025	0,020	0,244	0,369	0,002	1,885	0,029	0,025		94,745
Ferro gusa de aciaria	4,082	0,419	0,035	0,046	0,012								95,407
FeSi		76,321	0,129	0,023			0,162	0,005	0,023	0,003			23,335
Alumínio (Rendimento de 70%)		0,061	0,006	0,001			99,733	0,002	0,002	0,001	0,005		0,191
FeCr B/C	0,130	0,950		0,320	0,030				60,450				38,120
FeMo		0,112		0,024		65,169							34,696
CaSi		57,934	0,063	0,027	0,033	0,033	0,976	36,700	0,029	0,037			4,169
Inoculante (Rendimento de 60% para o Cério)		73,600	0,146	0,022			0,868	0,839	0,050	0,163		1,930	22,383

Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE V – Dimensionamento do sistema de enchimento para as ligas principais.

Informações gerais:

- ✓ Peso do bloco para o corpo de prova: 6,75 kg
- ✓ Quantidade de blocos a serem produzidos na fusão: 10
- ✓ Peso total dos blocos para os corpos de prova: 10 x 6,75 = 67,5 kg
- ✓ Escalonamento do sistema de canais: 1 x 2 x 1
- ✓ Número de ramificações: 2
- ✓ Capacidade do forno: 100 kg de aço

Cálculo do sistema de alimentação e enchimento:

- ✓ Cálculo da área do canal de descida:

Vc: para essa situação 8.654 cm^3.

Para canais cuja distância entre o canal de descida e o final do canal de distribuição seja inferior a 1000 mm o valor de B é 2,0.

O peso estimado para o cacho foi de 90 kg, o que determinou um tempo de vazamento de 12 segundos.

A altura metalostática nesse caso é a altura da caixa superior que mede 16 cm.

$$Sd = \frac{2{,}26 \cdot 8654 \cdot 2}{12 \cdot \sqrt{16}} = 815\ mm^2$$

- ✓ Cálculo do diâmetro do canal de descida:

$$D = \sqrt{\frac{4 \cdot 815}{\pi}} = 32\ mm$$

- ✓ Cálculo da área do canal de distribuição:

O fator de escalonamento que corresponde ao canal de distribuição é 2.

O número de ramificações do canal de distribuição também é 2.

$$Sc = \frac{815 \cdot 2}{2} = 815\ mm^2$$

- ✓ Cálculo das dimensões do canal de distribuição:

$$c\ x\ c = \frac{815}{32} = 25 = 32\ x\ 25\ mm$$

✓ Cálculo da área do canal de ataque:

O fator de escalonamento correspondente ao canal de ataque nesse caso é 1.

O número de ataques nesse caso é 10.

$$Sa = \frac{815}{10} = 81{,}5\ mm^2$$

✓ Cálculo das dimensões do canal de ataque:

$a = \frac{Sa}{b}$ $b = 4 \times a$ onde:

a: é a altura do canal de ataque.

b: é a largura do canal de ataque.

$$a = \sqrt{\frac{Sa}{\pi}} = \sqrt{\frac{81{,}5}{\pi}} = 5\ mm$$

$$b = 4\ x\ 5 = 20\ mm$$

Peso do sistema de canais:

✓ Canal de descida:

$Pd = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot h \cdot \alpha$ onde:

Pd: é o peso do canal de descida em kg;

d: é o diâmetro do canal de descida em dm;

h: é o comprimento do canal de descida em dm;

α: é a densidade do aço em kg/dm^3.

$$Pd = \frac{\pi 0{,}32^2}{4} \cdot 1 \cdot 7{,}8 = 0{,}63\ kg$$

✓ Canal de distribuição:

$$Pc = 0{,}32 \cdot 0{,}25 \cdot 10 \cdot 7{,}8 = 6{,}24\ kg$$

✓ Canais de ataque:

$$Pc = 0{,}05 \cdot 0{,}20 \cdot 0{,}30 \cdot 7{,}8 \cdot 10 = 0{,}23\ kg$$

✓ Funil (cone):

$PF = \frac{\pi \cdot H}{3} \cdot (R^2 + R \cdot r + r^2) \cdot \alpha$ onde:

PF: é o peso do funil em kg;

H: é a altura do funil em dm;

R: é o raio maior do funil em dm;

r: é o raio menor do funil em dm;

α: é a densidade do aço em kg/dm^3.

$$PF = \frac{\pi \cdot 0{,}6}{3} \cdot (0{,}3^2 + 0{,}3 \cdot 0{,}16 + 0{,}16^2) \cdot 7{,}8 = \ 0{,}8\ kg$$

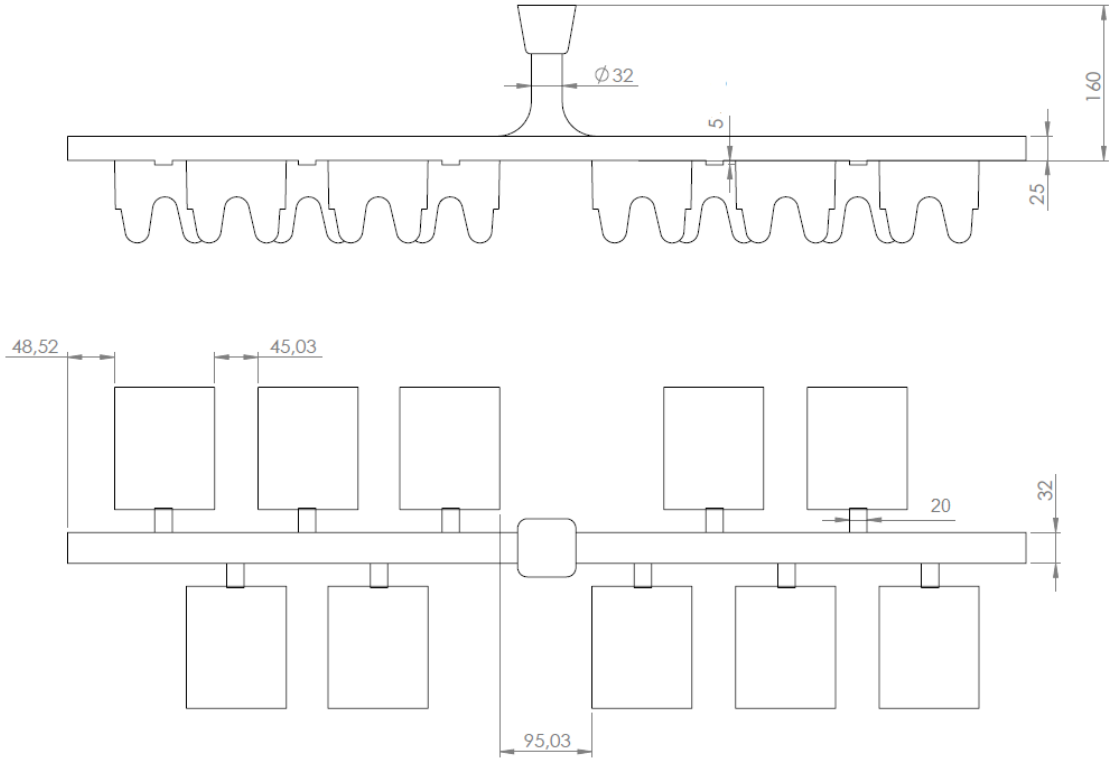
- Peso do Sistema de Enchimento:

$$PSE = 0{,}63 + 6{,}24 + 0{,}23 + 0{,}8 = 7{,}90\ kg$$

- Peso Total do Cacho (blocos e sistema de enchimento):

$$PTC = 7{,}90 + 67{,}5 = 75{,}40\ kg$$

Desenho do sistema de enchimento para as fusões principais



Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE VI – Balanço de massa das fusões das ligas principais.

Composição da carga para as fusões

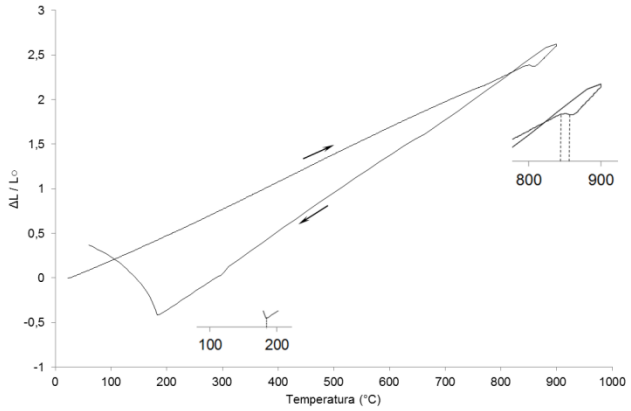
Matéria Prima	Proporção	Peso (kg)	Composição química prevista para a liga (%)												
			C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	Ca	Cr	Ti	Va	Ce	Fe
Faixa pretendida			0,75 - 0,85	1,85 - 2,00	< 0,30	< 0,04	< 0,02	0,20 - 0,30	0,65 - 0,75	N/A	1,85 - 1,95	0,03 - 0,05	0,03 - 0,05	0,002 - 0,004	N/A
Aço estamparia 1020	20,000%	23,000	0,020	0,002	0,092	0,003	0,002	0,000	0,011	0,000	0,002	0,000	0,000	0,000	19,868
Aço barras 1020	65,000%	74,750	0,142	0,077	0,323	0,011	0,006	0,004	0,007	0,000	0,015	0,001	0,000	0,001	64,415
Ferro gusa de aciaria	9,140%	10,511	0,374	0,117	0,008	0,006	0,001	0,000	0,000	0,000	0,000	0,001	0,000	0,000	8,633
FeSi	1,850%	2,128	0,000	1,412	0,002	0,000	0,000	0,000	0,003	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,432
Alumínio	0,100%	0,115	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,080	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000
FeCr A/C	3,500%	4,025	0,273	0,105	0,009	0,001	0,001	0,000	0,005	0,000	1,877	0,000	0,000	0,000	1,229
FeMo	0,350%	0,403	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,228	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,121
CaSi	0,060%	0,069	0,000	0,035	0,000	0,000	0,000	0,000	0,001	0,022	0,000	0,000	0,000	0,000	0,003
Grafite	0,000%	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000
C.Q. para Liga 1C	100,000%	115,000	0,808	1,748	0,434	0,021	0,009	0,232	0,107	0,022	1,895	0,002	0,000	0,001	94,701
Inoculante	0,250%	0,288	0,000	0,184	0,000	0,000	0,000	0,000	0,002	0,002	0,000	0,000	0,000	0,003	0,056
C.Q. para Liga 4C	100,250%	115,288	0,808	1,932	0,434	0,021	0,009	0,232	0,109	0,024	1,895	0,002	0,000	0,004	94,757

Matéria Prima	Composição química da matéria prima (%)												
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	Ca	Cr	Ti	Va	Ce	Fe
Aço estamparia 1020	0,100	0,009	0,458	0,014	0,008	0,002	0,056	0,000	0,012	0,000	0,001	0,000	99,340
Aço barras 1020	0,218	0,118	0,497	0,017	0,009	0,006	0,012	0,000	0,023	0,001	0,000	0,001	99,100
Ferro gusa de aciaria	4,090	1,280	0,084	0,069	0,009					0,016			94,453
FeSi		76,321	0,129	0,023			0,162	0,005	0,023	0,003			23,335
Alumínio (Rendimento de 70%)		0,061	0,006	0,001			99,733	0,002	0,002	0,001	0,005		0,191
FeCr A/C	7,793	3,014	0,259	0,016	0,020		0,143		53,636				35,119
FeMo		0,112		0,024		65,169							34,696
CaSi		57,934	0,063	0,027	0,033	0,033	0,976	36,700	0,029	0,037			4,169
Grafite	89,100												10,900
Inoculante (Rendimento de 60% para o Cério)		73,600	0,146	0,022			0,868	0,839	0,050	0,163		1,930	22,383

Fonte: Próprio autor.

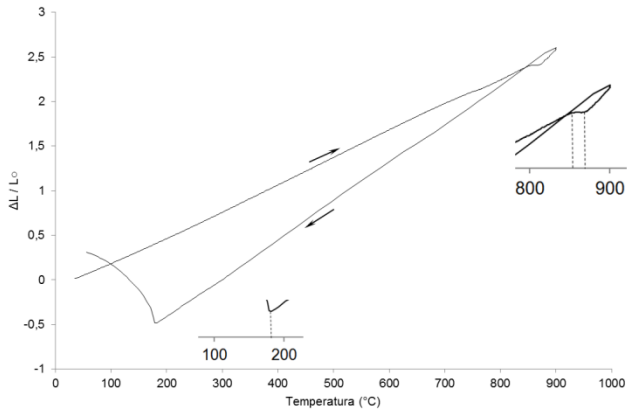
APÊNDICE VII – Curvas dilatométricas dos corpos de prova das ligas preliminares da etapa 2.

Curva dilatométrica do corpo de prova 2 da liga preliminar 1B.



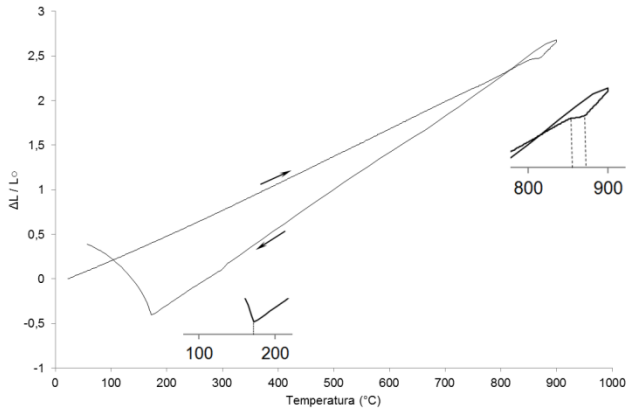
Fonte: Próprio autor.

Curva dilatométrica do corpo de prova 1 da liga preliminar 4B.



Fonte: Próprio autor.

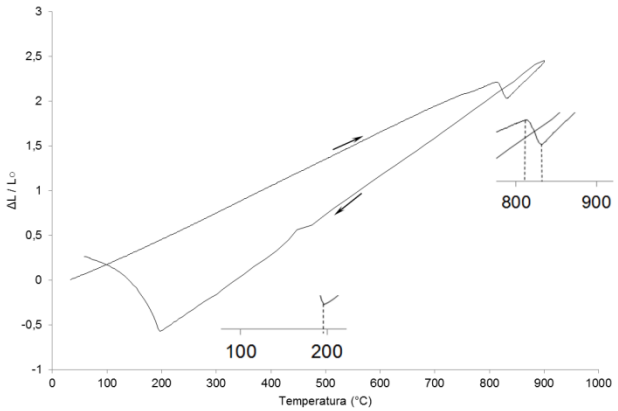
Curva dilatométrica do corpo de prova 2 da liga preliminar 4B.



Fonte: Próprio autor.

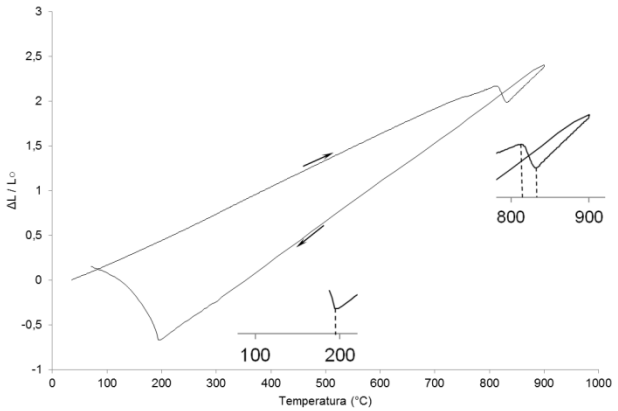
APÊNDICE VIII – Curvas dilatométricas dos corpos de prova das ligas principais.

Curva dilatométrica do corpo de prova 1 da liga preliminar 1C.



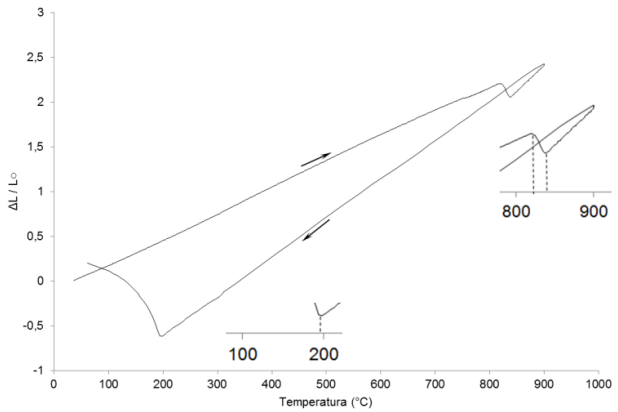
Fonte: Próprio autor.

Curva dilatométrica do corpo de prova 2 da liga preliminar 1C.



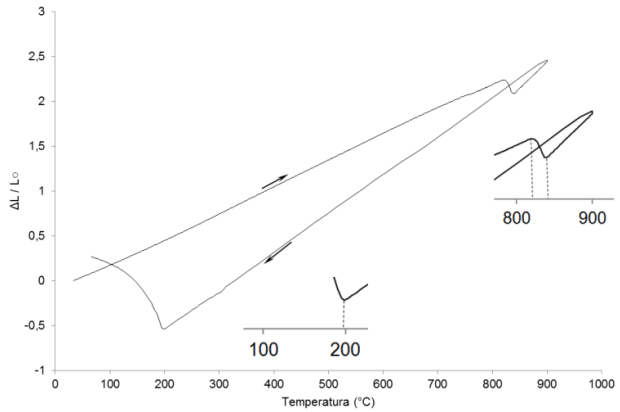
Fonte: Próprio autor.

Curva dilatométrica do corpo de prova 1 da liga preliminar 4C.



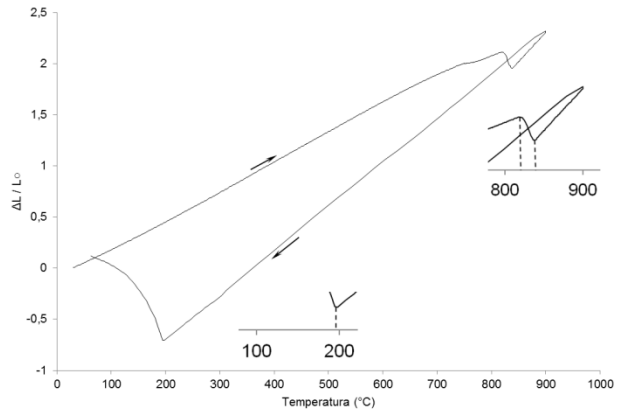
Fonte: Próprio autor.

Curva dilatométrica do corpo de prova 2 da liga preliminar 4C.



Fonte: Próprio autor.

Curva dilatométrica do corpo de prova 3 da liga preliminar 4C.



Fonte: Próprio autor.