

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA
SETOR DE CIÊNCIAS AGRÁRIAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

WILSON IRAJÁ TABORDA RIBAS NETO

**DESENVOLVIMENTO DE FERRO NODULAR Si-Mo MODIFICADO AO
CROMO PARA APLICAÇÃO EM ALTAS TEMPERATURAS**

PONTA GROSSA

2018

WILSON IRAJÁ TABORDA RIBAS NETO

**DESENVOLVIMENTO DE FERRO NODULAR Si-Mo MODIFICADO AO
CROMO PARA APLICAÇÃO EM ALTAS TEMPERATURAS**

Dissertação apresentada para a obtenção do
título de Mestre em Engenharia e Ciência de
Materiais na Universidade Estadual de Ponta
Grossa.

Área de Concentração: Desenvolvimento e
Caracterização de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo

PONTA GROSSA

2018

R482

Ribas Neto, Wilson Irajá Taborda

Desenvolvimento de ferro nodular Si-Mo modificado ao cromo para aplicação em altas temperaturas/ Wilson Irajá Taborda Ribas Neto. Ponta Grossa, 2018.
126 f.; il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais – Área de concentração – Desenvolvimento e Caracterização de Materiais), Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Orientador: Prof. Dr. Márcio Ferreira Hupalo

1. Tubocompressores. 2. Ferro fundido nodular – alto Si. 3. Modificado ao cromo. 5. Microestrutura. 6. Propriedade mecânica - quente. I. Hupalo, Márcio Ferreira. II. Universidade Estadual de Ponta Grossa - Mestrado em Engenharia de Materiais. III. T.

CDD : 672

WILSON IRAJÁ TABORDA RIBAS NETO

**DESENVOLVIMENTO DE FERRO NODULAR Si-Mo MODIFICADO AO
CROMO PARA APLICAÇÃO EM ALTAS TEMPERATURAS**

Dissertação apresentada como requisito para obtenção do título de Mestre na Universidade Estadual de Ponta Grossa. Área de Concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais.

Ponta Grossa, 07 de dezembro de 2018.

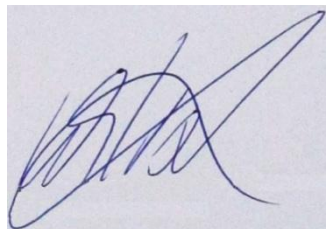
Banca Examinadora



Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo (Orientador)
Doutor em Engenharia de Materiais
Universidade Estadual de Ponta Grossa



Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho
Doutor em Engenharia Metalúrgica
Universidade Estadual de Ponta Grossa



Prof. Dr. Wanderson Santana da Silva
Doutor em Engenharia Metalúrgica
Universidade Federal de Santa Catarina

Dedico aos meus pais, Sandra e Wilson (In memoriam), assim como minhas irmãs Nicolle, Sabrina, Suhelen, Kimberly e Lara, minha fiel companheira Valéria, sem esquecer se dos amigos.

AGRADECIMENTOS

A Deus, pelo dom da vida e perfeição de cada dia, e por ter criado locais de refugio aonde pude descansar e esvaziar minha mente.

Aos meus pais, primeiramente pelo exemplo, por toda a educação, o conhecimento a mim apresentado, por todo amor me dado e por terem me ensinado a voar, além do incentivo.

A minha família, a oficial de sangue e aqueles que se tornaram ao longo do tempo, foram essenciais para que todos os dias a energia e esperança se renovassem.

A minha fiel amiga, companheira e noiva, por me mostrar e comprovar que temos garra e força de vontade para o que desejamos, apenas é preciso querer e acreditar.

Aos meus verdadeiros amigos, que estavam comigo e me deram suporte tanto nas horas boas quanto nas ruins, entendendo minha falta nos momentos que necessitava.

À Universidade Estadual de Ponta Grossa, especialmente ao Departamento de Engenharia de Materiais, por proporcionar a oportunidade e aceite do meu ingresso em uma instituição de educação e de pesquisa conhecida internacionalmente.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo, por compartilhar conhecimento, noites de trabalhos, horas de equipamento, reuniões e paciência durante a orientação e pela amizade.

Aos funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais, pela grande amizade e carinho.

Ao Profº. Dr. Hélio Goldenstein, do Laboratório de Transformações de Fases do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica – USP, pela realização dos ensaios de dilatométrica.

Ao Dr. Alisson Kwiatkowski da Silva, bolsista CNPQ (Projeto 203077/2014-8) no Max-Planck-Institute fuer Eisenforschung GmbH, pela realização dos ensaios de simulação numérica.

Ao Profº. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira, do Laboratório de Conformação Mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica da UFSC, pela realização dos ensaios de tração a quente.

À Hübner Componentes e Sistemas Automotivos S.A. pelo fornecimento do material bruto utilizado neste estudo, assim como toda a equipe de suporte que participou direta ou indiretamente do desenvolvimento.

“De certa forma não posso acreditar que hajam tantas alturas para serem escaladas por um homem que sabe o segredo dos sonhos tornarem-se realidade. Esse segredo especial pode ser resumido em quatro C's. Eles são curiosidade, coragem, confiança e constância. E o maior de todos eles é a Confiança. Quando você acredita em uma coisa, você acredita nela até o fim”.

(Walt Disney)

RESUMO

Otimizando-se o processo de combustão objetivando redução de consumo de combustíveis, as temperaturas de operação aumentam e resultam em falhas prematuras de ferros fundidos tradicionalmente usados em exaustores de turbocompressores. O ferro fundido nodular de alto silício com adições de molibdênio demonstra-se adequado para esta aplicação, devido à combinação de baixo custo de fabricação e atendimento aos requisitos para a aplicação nestas faixas de temperatura (650 – 950°C). O objetivo do presente trabalho é apresentar um estudo propondo alterações no ferro nodular ferrítico de alto silício e molibdênio modificado ao cromo, mantendo as propriedades necessárias para a aplicação proposta buscando maior competitividade com um produto de menor custo. Realizou-se a fusão das ligas ferro nodular com adição de silício, molibdênio e cromo (C 2,84; Si 4,70; Mo 0,55; Cr 0,7) para obter blocos Y, os quais foram tratados termicamente (TT₁ - 940°C / 3 h, TT₂ - 920°C / 3 h e TT₃ - 920°C / 1,5 h, seguido de resfriamento controlado até 750°C e subsequente resfriamento ao forno) e caracterizados a frio e a quente. A caracterização microestrutural é realizada por microscopia óptica, microscopia eletrônica por *Field Emission Gun* (FEG). A caracterização mecânica é realizada através de ensaio de tração em temperatura ambiente e ensaio de tração a quente, à 700°C, e a dureza Brinell. A amostra na condição bruta de fusão é composta por uma matriz ferrítica-perlítica, com a rede perlítica interconectada ao redor desta estrutura e presença de carbeto nas regiões de interface dendríticas. A amostra na condição tratada é composta por uma matriz ferrítica, com uma reduzida presença perlita nas regiões de contorno de grão. As propriedades mecânicas a frio nas amostras tratadas termicamente atingiram as propriedades finais objetivadas. As propriedades mecânicas a quente nas amostras tratadas termicamente foram muito similares para as três condições apresentadas e próximos aos materiais de comparação para aplicações similares, mostrando o potencial de aplicação da liga estudada e dos fenômenos de modificação por elementos de liga.

Palavras-chave: Turbocompressores. Fundição. Ferro fundido nodular de alto Si. Modificado ao cromo. Microestrutura. Propriedades mecânicas. Propriedades mecânicas a quente.

ABSTRACT

Optimization the combustion processes aiming for fuel consumption reduction, the operating temperatures increases resulting on turbo compressor housing premature failure for the ordinary cast iron traditionally applied as compressor housings. The high Si-Mo ductile iron with molybdenum addition present suitable for this application, due to its low manufacturing cost and attendance of properties for high temperature application ((650 – 950°C). The goal for the present research is to present a study intending to ferritic high Si-Mo ductile iron with chromium alloying, keeping its required properties for the proposal application aiming for competitiveness with a lower cost product. The ductile iron with silicon, molybdenum and chromium addition (C 2,84; Si 4,70; Mo 0,55; Cr 0,7) was performed to pour Y block, which were heat treated (TT₁ - 940°C / 3 h, TT₂ - 920°C / 3 h e TT₃ - 920°C / 1,5 h, followed by controlled cooling up to 750°C and subsequent furnace cooling) and characterized at room and high temperature. The microstructural characterization is performed by optical microscopy, electronic microscopy by Field Emission Gun (FEG). The mechanical characterization is performed by tensile test at room temperature and tensile test at high temperature, at 700°C, and Brinell hardness. The as cast sample is composed by a ferritic perlitic matrix surrounded by an interconnected perlitic and carbide presence at interdendritic areas. The heat treated condition is composed by a ferritic matrix, with a low presence of perlite at the grain boundary. The mechanical room temperature properties of the heat treated condition achieved the final set properties. The mechanical high temperature properties of the heat treated condition were closely related for the three presented conditions and similar to the comparison with nearly same application materials, disclosing the potential application for the developed alloy and material alloying

Keywords: Turbo compressor housing. Foundry. High Si-Mo Ductile iron. Chromium modified. Microstructure. Mechanical properties. High temperature mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Vista explodida de um turbocompressor.	20
Figura 2 – Representação esquemática do fluxo de ar e funcionamento de um turbocompressor em um motor à combustão.	20
Figura 3 – Efeito da forma da grafita na condutividade térmica e elétrica de ferro fundido em relação aos aços. (7)	23
Figura 4 – Classificação de ferros fundidos especiais de alta liga. (7)	24
Figura 5 – Formatos típicos de grafita segundo ASTM A 247. I – Grafita esferoidal; II - Grafita esferoidal imperfeita; III – Grafita de super resfriamento; IV – Grafita compacta; V – Grafita chunky; VI – Grafita explodida e VII – Grafita lamelar.	27
Figura 6 – Curvas representativas de dilatação em função da temperatura obtidas durante têmpera para a condição prescrita por M. Soliman.	28
Figura 7 - Correlação experimental entre o aspecto dos nódulos e o valor numérico calculado da deformação nominal.	31
Figura 8 – Representação de Diagrama de Fase Ferro Carbono com teor de Silício de 2,5%.	37
Figura 9 – Valores do intervalo crítico em função do teor de silício em diferentes estudos.	38
Figura 10 – Diagrama de equilíbrio ferro carbono para teores de silício em peso de 0; 2; 3 e 4% calculados com ferramenta de simulação ThermoCalc®	39
Figura 11 – Curvas de histerese estabilizadas para 0,3% (esquerda) e 0,5% (direita) da amplitude total de deformação em diferentes temperaturas.	44
Figura 12 – Análise de mercado para os materiais usados na fabricação de turbocompressores.	45
Figura 13 - Bloco Y padrão segundo norma DIN EN1563:2012-03.	46
Figura 14 – Fluxograma de Materiais e Métodos utilizados neste trabalho.	49
Figura 15 - Processo esquemático da curva de tratamento térmico usado neste estudo (a), detalhamento da área efetiva do tratamento (b).	52
Figura 16 – Representação esquemática do corpo de prova padrão usado para o teste de tração à quente (a), e corpo de prova modificado para a realização do ensaio (b).	54
Figura 17 – Tela de análise do software Digimet Plus 5G para contagem e formato de nódulos de grafita.	56
Figura 18 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a frio, para amostras no estado bruto de fusão (a), detalhe da microestrutura (b).	63
Figura 19 – Imagens obtidas com microscópio ótico microestrutura bruta de fusão. (a) amostra polida para análise de nodularização e (b) amostra atacada com Nital 5% para análise de proporção de ferrita, perlita e carbeto na estrutura.	64

Figura 20 – Imagem de FEG para a amostra bruta de fusão (a), detalhe da microestrutura (b).	66
Figura 21 – Mapeamento por EDS realizado na amostra no estado bruto de fusão na região de contorno de células dentríticas.	68
Figura 22 – Análise pontual por EDS realizado na amostra no estado bruto de fusão na região com presença de carbeto.	69
Figura 23 – Resultado obtido com simulação numérica pelo software Thermocalc com a base de dados termodinâmica TCFe9, segundo diagrama (a) metaestável e (b) estável.	71
Figura 24 – Resultado de Dilatometria para a amostra na condição bruta de fusão.	72
Figura 25 – Diagrama TTT mostrando as faixas de tratamento térmico para recozimento, normalização e têmpera.	75
Figura 26 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a frio, para amostras tratadas termicamente: TT ₁ - 940°C por 3 horas (a), detalhe da microestrutura (b).	77
Figura 27 – Resultado de tração à quente (700°C) das amostras tratadas termicamente TT ₁ - 940°C por 3 horas.	78
Figura 28 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a quente, para amostras tratadas termicamente: TT ₁ - 940°C por 3 horas (a), detalhe da microestrutura (b).	80
Figura 29 – Imagens obtidas com microscópio ótico mostrando microestrutura tratada termicamente TT ₁ - 940°C por 3 horas. (a) amostra polida para análise de nodularização e (b) amostra atacada com Nital 5% para análise de proporção de ferrita, perlita e carbeto na estrutura.	81
Figura 30 – Imagem de FEG para a amostra tratada termicamente TT ₁ - 940°C por 3 horas (a), detalhe da microestrutura (b).	84
Figura 31 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a frio, para amostras tratadas termicamente: TT ₂ - 920°C por 3 horas (a), detalhe da microestrutura (b).	86
Figura 32 – Resultado de tração à quente (700°C) das amostras tratadas termicamente TT ₂ - 920°C por 3 horas.	87
Figura 33 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a quente, para amostras tratadas termicamente: TT ₂ - 920°C por 3 horas (a), detalhe da microestrutura (b).	89
Figura 34 – Imagens obtidas com microscópio ótico mostrando microestrutura tratada termicamente TT ₂ - 920°C por 3 horas. (a) amostra polida para análise de nodularização e (b) amostra atacada com Nital 5% para análise de proporção de ferrita, perlita e carbeto na estrutura.	90
Figura 35 – Imagem de FEG para a amostra tratada termicamente TT ₂ - 920°C por 3 horas (a), detalhe da microestrutura (b).	92
Figura 36 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a frio, para amostras tratadas termicamente: TT ₃ - 920°C por 1,5 horas (a), detalhe da microestrutura (b).	94
Figura 37 – Resultado de tração à quente (700°C) das amostras tratadas termicamente TT ₃ - 920°C por 1,5 horas.	95

Figura 38 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a quente, para amostras tratadas termicamente: TT ₃ - 920°C por 1,5 horas (a), detalhe da microestrutura (b).	97
Figura 39 – Imagens obtidas com microscópio ótico mostrando microestrutura tratada termicamente TT ₃ - 920°C por 1,5 horas. (a) amostra polida para análise de nodularização e (b) amostra atacada com Nital 5% para análise de proporção de ferrita, perlita e carbeto na estrutura.	98
Figura 40 – Imagem de FEG para a amostra tratada termicamente TT ₃ - 920°C por 1,5 horas (a), detalhe da microestrutura (b).	100
Figura 41 – Imagens de FEG das amostras tratadas termicamente: TT ₁ - 940°C por 3,0 horas (a), TT ₂ - 920°C por 3,0 horas (b), TT ₃ - 920°C por 1,5 horas (c), Bruto de fusão (d).	103
Figura 42 – Imagem de FEG para a amostra tratada termicamente TT ₁ - 940°C por 3,0 horas (a), TT ₂ - 920°C por 3,0 horas (b), TT ₃ - 920°C por 1,5 horas (c) e Bruto de fusão (d), onde (1) representa ferrita, (2) perlita e (3) carbeto.	104
Figura 43 – Imagem de FEG realizada na amostra tratada termicamente TT ₂ - 920°C por 3,0 horas (a), com feixe retroespalhado (b), mapeamento por EDS (c) na região de um carbeto não dissolvido durante o tratamento.	106
Figura 44 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a frio, para amostras tratadas termicamente: TT ₁ - 940°C por 3,0 horas (a), TT ₂ - 920°C por 3,0 horas (b), TT ₃ - 920°C por 1,5 horas (c) e Bruto de fusão (d).	109
Figura 45 – Imagens detalhadas de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a frio, para amostras tratadas termicamente: TT ₁ - 940°C por 3,0 horas (a), TT ₂ - 920°C por 3,0 horas (b), TT ₃ - 920°C por 1,5 horas (c) e Bruto de fusão (d).	110
Figura 46 – Resultado de tração à quente (700°C) das amostras tratadas termicamente. TT ₁ - 940°C por 3,0 horas, TT ₂ - 920°C por 3,0 horas, TT ₃ - 920°C por 1,5 horas.	112
Figura 47 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a quente, para amostras tratadas termicamente: TT ₁ - 940°C por 3,0 horas (a), TT ₂ - 920°C por 3,0 horas (b), TT ₃ - 920°C por 1,5 horas (c).	113
Figura 48 – Imagens detalhadas de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a quente, para amostras tratadas termicamente: TT ₁ - 940°C por 3,0 horas (a), TT ₂ - 920°C por 3,0 horas (b), TT ₃ - 920°C por 1,5 horas (c).	114
Figura 49 – Curva de Resistência à Tração VS Temperatura obtida através do polinômio de Boltzmann com base nos dados apresentados na Tabela 33.	117

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Temperaturas máximas recomendadas para a aplicação de metais usados em turbocompressores.	21
Tabela 2 – Densidade e condutividade térmica dos microconstituintes para ferros fundidos. (7)	22
Tabela 3 – Composições para aplicação em carcaças de turbinas com estrutura ferrítica SiMo	25
Tabela 4 – Coeficiente de partição em amostras com diferentes contagens de nódulos para um ferro fundido austemperado.....	32
Tabela 5 – Composição básica para o estudo realizado.....	47
Tabela 6 – Composição base dos materiais usados na carga metálica para fusão do material em estudo (% em peso).....	47
Tabela 7 - Composição base dos adicionais metálicos usados na carga metálica para fusão do material em estudo.....	48
Tabela 8 – Propriedades mecânicas objetivadas neste estudo.	53
Tabela 9 – Requisito microestrutural para a Grafita Nodular para a liga em estudo.	55
Tabela 10 - Requisito microestrutural para a liga em estudo.	55
Tabela 11 – Composição base e final para o processo de fundição.	59
Tabela 12 – Composição base e final para o material de estudo e confecção de Bloco Y.....	61
Tabela 13 – Propriedades mecânicas obtidas para a amostra no estado bruto.....	61
Tabela 14 – Análise microestrutural da grafita para a amostra na estrutura bruta de fusão.....	64
Tabela 15 - Resultado microestrutural obtido para a estrutura bruta de fusão desconsiderando percentagem de grafita na matriz.....	65
Tabela 16 – Análise qualitativa pontual por EDS realizado na amostra no estado bruto de fusão na região com presença de carbeto.....	70
Tabela 17 – Coeficiente de expansão térmica linear calculado a partir da curva de dilatométrica para o aquecimento.	73
Tabela 18 – Propriedades mecânicas obtidas para a amostra TT ₁ - 940°C por 3 horas.	76
Tabela 19 – Propriedades mecânicas à quente obtidas para a amostra TT ₁ - 940°C por 3 horas.	78
Tabela 20 – Análise microestrutural da grafita para a amostra tratada termicamente TT ₁ - 940°C por 3 horas.....	81
Tabela 21 - Resultado microestrutural, desconsiderando percentagem de grafita na matriz, obtido para a amostra tratada termicamente TT ₁ - 940°C por 3 horas.	82
Tabela 22 – Propriedades mecânicas obtidas para a amostra TT ₂ - 920°C por 3 horas.	85
Tabela 23 – Propriedades mecânicas à quente obtidas para a amostra TT ₂ - 920°C por 3 horas.	87
Tabela 24 – Análise microestrutural da grafita para a amostra tratada termicamente TT ₂ - 920°C por 3 horas.	90

Tabela 25 - Resultado microestrutural, desconsiderando percentagem de grafita na matriz, obtido para a amostra tratada termicamente TT ₂ - 920°C por 3 horas.	91
Tabela 26 – Propriedades mecânicas obtidas para a amostra TT ₃ - 920°C por 1,5 horas.	93
Tabela 27 – Propriedades mecânicas à quente obtidas para a amostra TT ₃ - 920°C por 1,5 horas.	95
Tabela 28 – Análise microestrutural da grafita para a amostra tratada termicamente TT ₃ - 920°C por 1,5 horas.	98
Tabela 29 - Resultado microestrutural, desconsiderando percentagem de grafita na matriz, obtido para a amostra tratada termicamente TT ₃ - 920°C por 1,5 horas.	99
Tabela 30 – Comparação das propriedades mecânicas à frio, à quente e microestrutura das amostras tratadas termicamente e no estado bruto de fusão. TT ₁ - 940°C por 3,0 horas , TT ₂ - 920°C por 3,0 horas e TT ₃ - 920°C por 1,5 horas.....	101
Tabela 31 – Comparação das propriedades mecânicas à quente, das amostras tratadas termicamente. TT ₁ - 940°C por 3,0 horas, TT ₂ - 920°C por 3,0 horas, TT ₃ - 920°C por 1,5 horas.....	111
Tabela 32 – Temperaturas máximas comparativas para operação de aços resistentes ao calor sem excessiva oxidação.....	116
Tabela 33 – Propriedades mecânicas de certos aços resistentes ao calor, em função da temperatura.	116
Tabela 34 – Constantes e valor de “r ² ” obtidos através do ajuste pela equação sigmoidal de Boltzmann.	117
Tabela 35 – Temperaturas máximas comparativas para operação de aços e ferros fundidos resistentes ao calor sem excessiva oxidação.	118

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1 – Relação de comprimento útil mínimo segundo DIN EN1563:2012-03.	53
Equação 2 – Equação sigmoidal de Boltzmann.	117

LISTA DE SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ADI	Austempered Ductile Iron
ARB	Austenita retida em blocos
ARF	Austenita retida em feixes
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
DIN	Deutsches Institut für Normung
MADI	Mixed Austempered Ductile Iron
SAE	Society of Automotive Engineers
TEE	Temperatura Eutética Estável
TEM	Temperatura Eutética Metaestável
TTT	Curva de Tempo, Temperatura e Transformação

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS	18
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1	TURBOCOMPRESSORES	19
3.2	FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO - SIMO	24
3.2.1	Composição química e microestrutura dos ferros fundidos nodulares ferríticos SiMo	25
3.2.2	Influência dos elementos de liga	28
3.2.3	Variáveis de processo	32
3.2.4	Tratamento térmico	35
3.3	MECANISMOS DE FALHA	41
3.4	JUSTIFICATIVA DO TRABALHO	44
4	MATERIAIS E MÉTODOS	46
4.1	MATERIAIS	46
4.1.1	Bloco Y de ferro nodular SiMo	46
4.1.2	Insumos e adicionais metálicos	47
4.2	MÉTODOS EXPERIMENTAIS	49
4.2.1	Fluxograma de materiais e métodos	49
4.2.2	Processo de fusão e vazamento dos corpos de prova	49
4.2.3	Obtenção dos corpos de prova	50
4.2.4	Realização do tratamento térmico	51
4.2.5	Ensaio de tração à frio	52
4.2.6	Ensaio de tração à quente	53
4.2.7	Microscopia óptica	55
4.2.8	Simulação numérica	56
4.2.9	Dilatometria	56
4.2.10	Análise de FEG ("Field Emission Gun")	57
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	59
5.1	DEFINIÇÃO DOS MELHORES PARÂMETROS BASES PARA A OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS	59
5.2	AMOSTRA BRUTA	60
5.2.1	Composição química	60
5.2.2	Propriedades mecânicas à frio	61
5.2.3	Análise microestrutural	64
5.2.4	Análise microestrutural por FEG e EDS	65
5.2.5	Simulação numérica e dilatometria	70
5.2.6	Definição do tratamento térmico aplicado	73

5.3	AMOSTRA TRATADA TERMICAMENTE 1 – TT ₁	76
5.3.1	Propriedades mecânicas à frio	76
5.3.2	Propriedades mecânicas à quente	78
5.3.3	Análise microestrutural	81
5.3.4	Análise microestrutural por FEG e EDS	82
5.4	AMOSTRA TRATADA TERMICAMENTE 2 – TT ₂	85
5.4.1	Propriedades mecânicas à frio	85
5.4.2	Propriedades mecânicas à quente	87
5.4.3	Análise microestrutural	90
5.4.4	Análise microestrutural por FEG e EDS	91
5.5	AMOSTRA TRATADA TERMICAMENTE 3 – TT ₃	93
5.5.1	Propriedades mecânicas à frio	93
5.5.2	Propriedades mecânicas à quente	95
5.5.3	Análise microestrutural	98
5.5.4	Análise microestrutural por FEG e EDS	99
5.6	COMPARAÇÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS.....	101
5.6.1	Análise microestrutural	101
5.6.2	Propriedades mecânicas à frio	106
5.6.3	Propriedades mecânicas à quente	111
6	CONCLUSÃO.....	121
	REFERÊNCIAS.....	123

1 INTRODUÇÃO

A indústria automobilística apresenta uma crescente demanda por redução de peso e de consumo de combustíveis por meio do aumento da eficiência de combustão no motor trazendo novos desafios para fornecedores deste seguimento. Dentro deste conceito a utilização de turbocompressores se torna destaque, devido à característica de aumento da potência específica do motor, otimizando a eficiência da combustão e reduzindo as emissões de gases.

Com a otimização da combustão as temperaturas do processo aumentam resultando em falhas dos exaustores de turbocompressores por oxidação à alta temperatura e fadiga térmica. Entre os materiais resistentes ao calor para componentes de exaustão de turbocompressores, merecem destaque as ligas “Ni Resist”, os aços inoxidáveis ferríticos, os aços inoxidáveis austeníticos e o ferro fundido nodular de alto silício e molibdênio, ferro fundido nodular de alto Silício e com adições de Molibdênio, o qual demonstra como um dos mais adequadas devido à combinação de baixo custo de fabricação, atendimento aos requisitos mecânicos e qualidade.

O SiMo é um ferro fundido nodular predominante ferrítico, caracterizado de maneira geral por sua boa ductilidade e elevada resistência à tração e uma menor expansão térmica comparados aos dos aços de baixo carbono. As adições de silício e molibdênio contribuem com as propriedades mecânicas a quente, mantendo as vantagens de custo e processo dos ferros fundidos nodulares convencionais.

O custo de fabricação do produto usinado na liga SiMo pode chegar a ser menos que a metade do valor da NiResist D3.5, mas como a temperatura interna dos componentes da parte quente do turbo compressor pode atingir valores acima de 1000 °C, o que acaba gerando a impossibilidade para utilizar o ferro nodular ferrítico SiMo comum com temperatura máxima de operação limitada a 750°C, sendo então substituída pelo NiResist. [1, 2]

De modo a buscar maior competitividade e um produto de menor custo, o objetivo do presente trabalho é apresentar um estudo propondo alterações no ferro nodular ferrítico de alto silício e molibdênio modificado ao cromo, alterando o tipo de carbeto predominante na estrutura, tendo o Mo solubilizado na matriz, mantendo a competitividade de custos assim como as propriedades necessárias para atuação em uma aplicação cada vez mais severa e importante..

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho tem como principal objetivo realizar o desenvolvimento de um ferro nodular ferrítico de alto silício, modificado ao molibdênio e cromo, para aplicação em carcaças de turbocompressores.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Para atender ao objetivo geral do trabalho, os seguintes objetivos específicos podem ser estabelecidos:

1. Avaliar a estabilidade do processo de adição de elementos de liga, composição, inoculação e nodularização, buscando a obtenção de ligas com composição química controlada e com as faixas de adição de elementos de liga dentro dos valores especificados.
2. Avaliar a microestrutura bruta de fusão das ligas, com destaque para as características da grafita e das fases constituintes da matriz metálica.
3. Avaliar o efeito de tratamentos térmicos na microestrutura e nas propriedades mecânicas de tração e dureza da liga.
4. Avaliar a influência da temperatura de operação nas propriedades mecânicas da liga, por meio da realização de ensaios mecânicos de tração a quente.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 TURBOCOMPRESSORES

A crescente demanda por redução de peso e de consumo de combustíveis vem trazendo novos desafios para os desenvolvedores de veículos e de motores à combustão, a redução de peso é um item essencial na redução de consumo de combustível. Porém somente a redução de peso não tem conseguido suprir esta necessidade, sendo necessário também que haja um uso mais racional do combustível, pelo aumento da eficiência de combustão no motor. [1]

As leis aplicadas a caminhões e veículos pesados estão cada vez ficando mais restritivas, de modo a regular os efeitos ambientais causados pelas partículas e gases provenientes da combustão. [2]

A partir deste conceito, a utilização de turbocompressores está cada vez mais em destaque, devido às características de aumentar a potência específica do motor, otimizar a eficiência do combustível e reduzir as emissões de gases, resultando no aumentando das temperaturas dos gases de exaustão, sendo necessária assim uma menor quantidade de injeção de combustível. [2]

O turbocompressor é um equipamento adicionado aos motores de combustão interna, que reaproveita os gases gerados no motor para injetar ar nos cilindros (câmara de combustão). Um turbocompressor inclui um par de rotores radiais, ligados num só eixo, que giram de um lado como turbina e do outro como compressor.

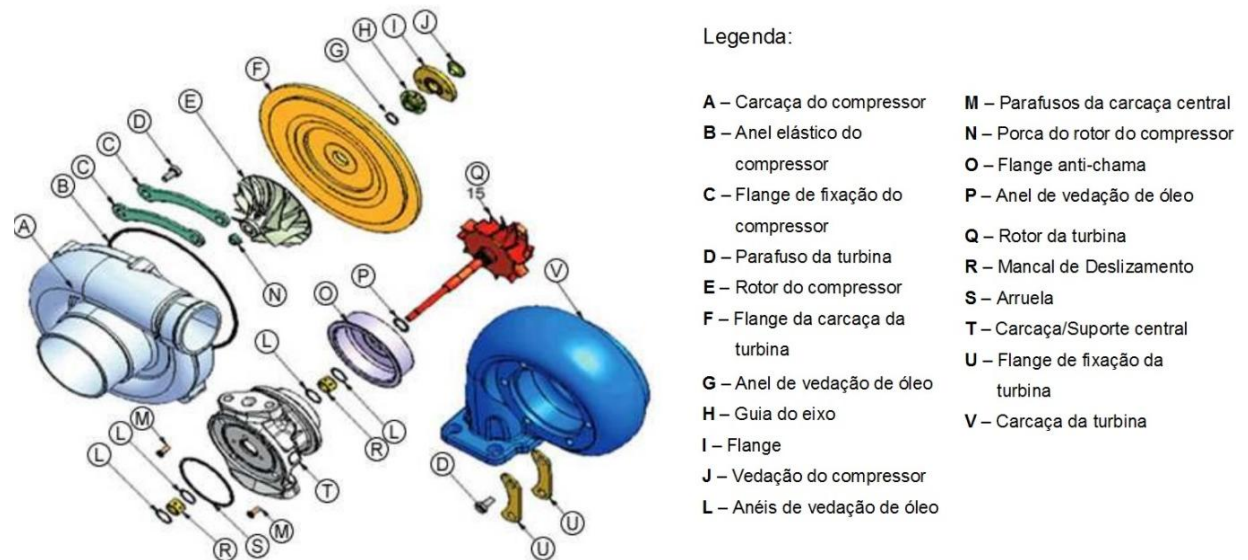
O turbocompressor fica ligado ao coletor de escape de um motor de combustão interna, aproveita a energia dos gases de escape gerados no motor para girar uma turbina conectada por meio de um eixo comum a um rotor, o qual tem a função de bombear ar para o interior dos cilindros. Esse rotor é um compressor centrífugo, responsável por capturar o ar atmosférico e comprimi-lo na entrada da admissão ou do coletor de admissão do motor através de mangueiras ou tubulações de alta pressão.

Os componentes básicos de um turbocompressor são apresentados na Figura 1 abaixo.

Uma das bases para a potência de um motor é o fluxo de ar, onde quanto mais ar é possível injetar dentro da câmara de combustão e quanto mais ar sai desta, maior a potência desenvolvida, sendo esta a função principal exercida pelo

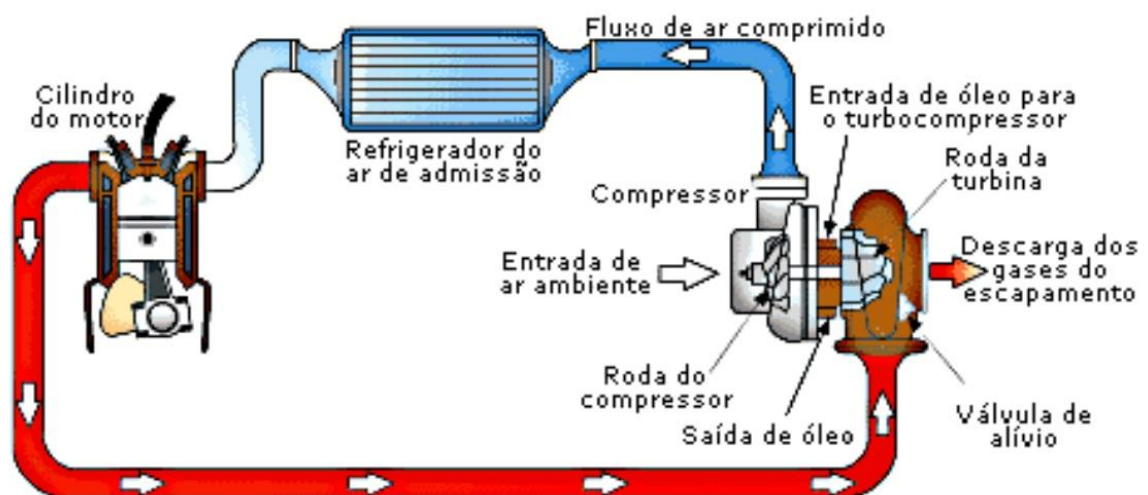
conjunto de turbo compressor. Uma representação esquemática do fluxo de ar é mostrada na Figura 2. [3, 4]

Figura 1 – Vista explodida de um turbocompressor.



Fonte: Adaptado de GARRETT AFTERMARKET NORTH AMERICA. [3]

Figura 2 – Representação esquemática do fluxo de ar e funcionamento de um turbocompressor em um motor à combustão.



Fonte: Adaptado de GARRETT AFTERMARKET NORTH AMERICA. [3]

No desenvolvimento de um turbocompressor os pontos importantes a serem considerados são o tamanho do conjunto, temperatura de operação, características de fluxo e configuração de montagem. Um dos critérios de seleção de materiais mais importantes é a temperatura de operação. Na Tabela 1 são apresentados valores de

temperatura máxima de operação para alguns dos materiais considerados para esta aplicação. [4]

Tabela 1 – Temperaturas máximas recomendadas para a aplicação de metais usados em turbocompressores.

Material	Temperatura Máxima [°C]
Ferro Fundido Cinzento	540 °C
Ferro Fundido Vermicular	650 °C
Ferro Fundido Nodular	760 °C
Ferro Fundido Nodular de Alto Si-Mo	870 °C
Ferro Fundido Nodular Ni Resist	925 °C
Aço Inoxidável Ferrítico	955 °C
Aço Inoxidável Austenítico	1050 °C

Fonte: D. LI, C.SLOSS. [5]

Devido às altas temperaturas de aplicação, os principais mecanismos de falha dos exaustores de turbocompressores são oxidação em alta temperatura e fadiga térmica, sendo esta última causada pelo fenômeno contínuo de parada e arranque do motor e pela variação de potência gerada neste momento. Deste modo, durante a operação a tensão de uso não deve exceder 40% da tensão de escoamento em carga máxima, uma vez que a fadiga térmica ocorre no regime elasto-plástico. [6]

As propriedades importantes na seleção destes materiais são: [4]

- Coeficiente de expansão térmica e estabilidade microestrutural, que são fatores determinantes na tendência de contração, expansão ou torção em operação;
- Condutividade térmica, que está relacionada à inércia térmica, bem como à espessura de parede da peça fundida;
- Resistência ao choque térmico, de modo a manter a integridade do equipamento sob chuva ou spray de água;
- Resistência à fluência, que é crítica e diretamente relacionada à vida útil do produto;
- Resistência à corrosão a quente e à oxidação em altas temperaturas.

Outros pontos importantes a serem considerados na aplicação do turbocompressor incluem a inércia térmica, durabilidade, peso, custo e o triângulo NVH (som, vibração e aspereza). [4]

A inércia térmica é relacionada à quão rápido o conjunto atinge a temperatura de operação, acima de 260°C. Logo o turbo deve atingir a temperatura rapidamente de modo que não seja um ponto de absorção de temperatura e que também haja grande relação com a espessura de parede do componente assim como o triângulo NVH. [4]

O efeito da inércia térmica é favorecido pela condutividade térmica, assim a matriz ferrítica tende a ser mais durável, como mostrado na Tabela 2, o que comparativamente melhora a resistência ao choque térmico. [4]

Porém, sendo a durabilidade associada com a resistência à fratura, principalmente em altas temperaturas, a afirmação de que matrizes austeníticas tendem a ser mais duráveis de que matriz ferríticas, está relacionada à estabilidade da fase microestrutural. [4]

Tabela 2 – Densidade e condutividade térmica dos microconstituintes para ferros fundidos. (7)

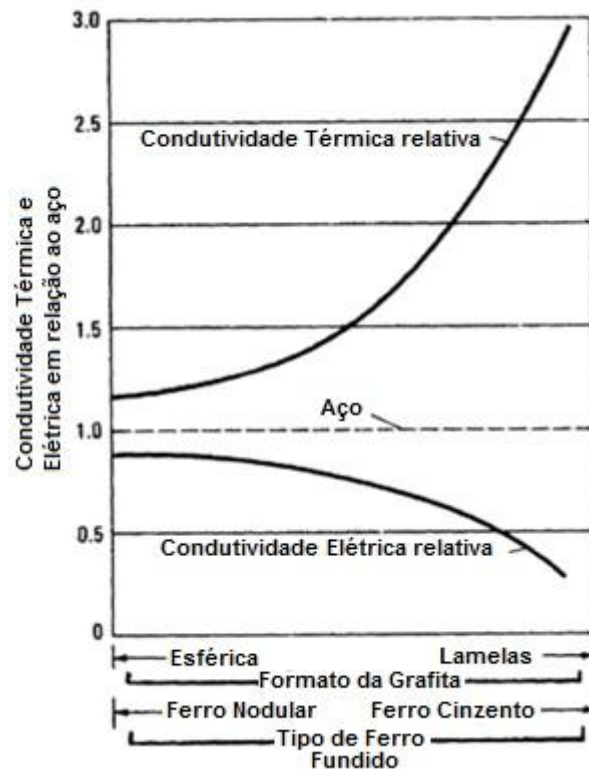
Constituinte	Densidade à 20°C [g/cm³]	Condutividade Térmica (0-100°C) [W/m.K]
Ferrita	7,86	70-80
Austenita	7,84	28-36
Perlita	7,78	50
Cementita	7,66	7
Grafita	2,25	80-85

Fonte: Adaptado de ASM Handbook. [7]

A densidade é afetada apenas pela quantidade relativa dos microconstituintes, não é afetada pela forma ou distribuição dos mesmos, porém as condutividades térmica e elétrica são dependentes destes fatores, especialmente a grafita, para a qual propriedades variam grandemente em relação as demais fases metálicas, como mostrado na Figura 3. [7]

¹NVH - Noise, vibration, and harshness. [4]

Figura 3 – Efeito da forma da grafita na condutividade térmica e elétrica de ferro fundido em relação aos aços. (7)



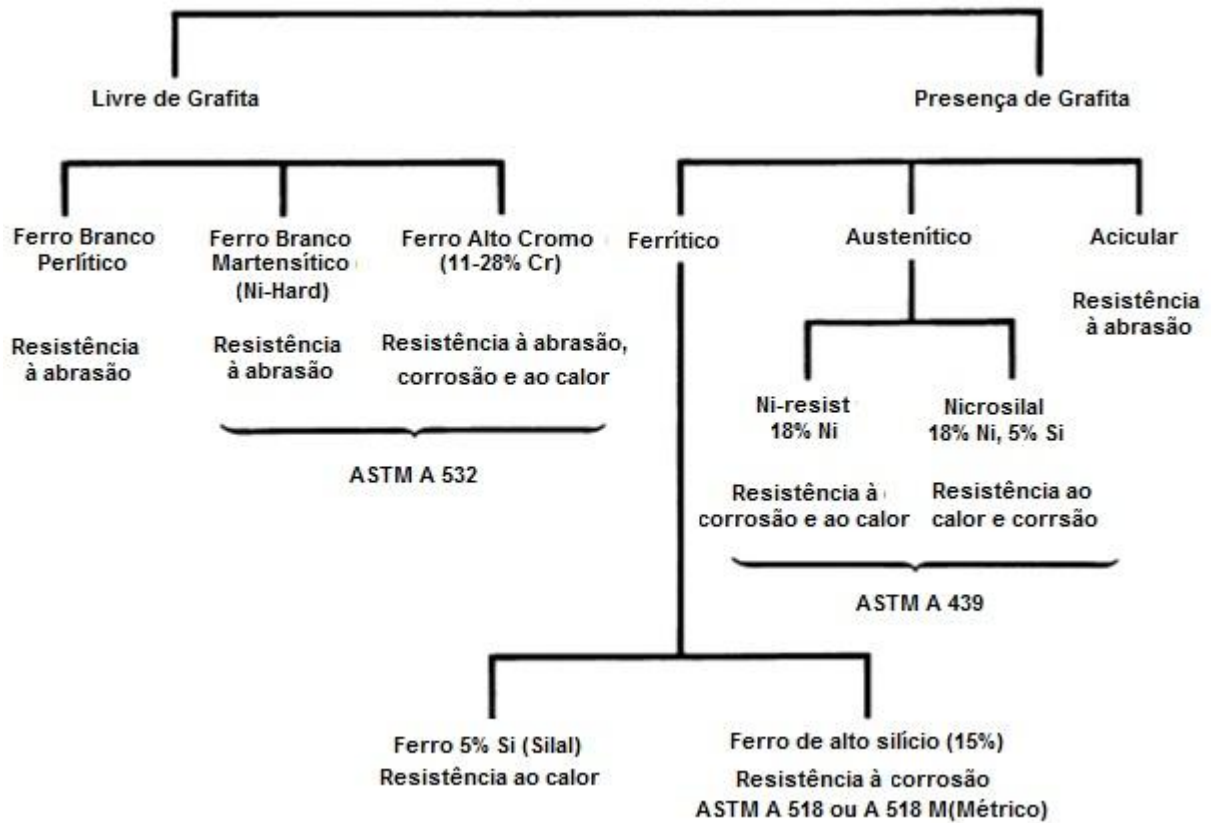
Fonte: Adaptado de ASM Handbook. [7]

As partes quentes dos turbocompressores operam tipicamente em temperaturas de 850°C a 950°C, sendo estas geralmente determinadas pela calibração do motor e rendimento dentro de um ciclo ótimo de desenvolvimento, de acordo com cada fabricante. [4]

Uma vez que turbos são componentes relativamente pequenos, comparando-se ao motor como um todo. Os melhores candidatos para esta aplicação são aqueles materiais que permitem a obtenção de componentes de paredes finas e com elevada durabilidade. [4]

Dentro da variedade dos materiais resistentes ao calor disponíveis para componentes de exaustão de turbocompressores, merecem destaque os seguintes materiais: o ferro fundido nodular de alto Si-Mo, as ligas “Ni Resist”, como mostrado na Figura 4, os aços inoxidáveis ferríticos e os aços inoxidáveis austeníticos. [5]

Figura 4 – Classificação de ferros fundidos especiais de alta liga. (7)



Fonte: Adaptado de ASM Handbook. [7]

Dentro das necessidades apresentadas para aplicação na parte quente de um turbocompressor, a liga SiMo tem se mostrado como uma das mais adequadas, devido à combinação de baixo custo de fabricação e qualidade; além de apresentar os melhores resultados combinados das propriedades térmicas, citadas anteriormente como importantes na seleção destes materiais. [4]

3.2 FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO - SIMO

O SiMo é um ferro fundido nodular predominante ferrítico, caracterizado de maneira geral por sua alta ductilidade e elevada resistência à tração, com valores comparados aos dos aços de baixo carbono. [7]

Em relação às propriedades necessárias para a aplicação aqui apresentada, tem-se que o ferro nodular ferrítico apresenta uma menor expansão térmica devido à maior estabilidade da matriz metálica. As adições de silício e molibdênio aumentam significativamente as propriedades mecânicas à quente, como resistência à ruptura,

tensão de escoamento e alongamento, mantendo muitas das vantagens de custo e processo dos ferros fundidos nodulares convencionais. [9]

3.2.1 Composição química e microestrutura dos ferros fundidos nodulares ferríticos SiMo

De maneira geral a composição destes ferros fundidos apresenta teores de carbono entre 3,0% a 3,4%; silício entre 3,75% a 4,25% e molibdênio entre 0,5% e 0,7%. Uma composição básica utilizada em ferros fundidos nodulares SiMo aplicada por Matteis et. al. foi de 3,3% carbono; 4,0% silício; 1,4% molibdênio; 0,49% níquel; 0,15% cromo; 0,03% magnésio; 0,05% fósforo e 0,03% enxofre. [4, 6]

Abaixo, na Tabela 3, estão listadas algumas referências de composições de ferros fundidos ferríticos SiMo utilizadas em estudos para aplicação em carcaças de turbinas.

Tabela 3 – Composições para aplicação em carcaças de turbinas com estrutura ferrítica SiMo

%C	%Si	%Mo	%Cr	%Mn	%Ni	%Cu	%Mg	%S	%P	Ref.
2,45	4,6	0,75	1,18	0,24	0,02	0,03	0,04	0,01	0,02	(10)
3,17	4,15	0,86	0,1	0,4	0,04	-	0,05	-	-	(2)
3,62	2,72	-	0,03	0,19	-	0,02	0,05	0,01	0,02	(7)
3,30	4,0	1,40	0,15	-	0,49	-	0,03	0,003	0,05	(6)

Fonte: O Autor

O conjunto de elementos e seus teores podem dar uma variedade de efeitos no tetraedro da engenharia de materiais afetando consequentemente a microestrutura, propriedades, processamento e aplicação. As características chaves de desempenho do ferro nodular de alto teor de SiMo estão relacionadas aos nódulos de grafita, à matriz metálica ferrítica e aos teores de silício e molibdênio.

De uma maneira geral a microestrutura é composta de nódulos de grafita, com no mínimo 80% de nodularidade e carbeto do tipo M_6C distribuídos em uma matriz ferrítica. Como critério de informação, o Ni-Resist é composto de nódulos de grafita, com no mínimo 70% de nodularidade e carbeto ricos em cromo distribuídos em uma matriz austenítica. Devido à matriz ferrítica do SiMo, a tensão de escoamento tende a diminuir à medida que a tempera aumenta, principalmente acima de 250°C. [2]

Com a matriz ferrítica, genericamente classificada como fase “mole”, suporta as respostas de elevada ductilidade e resistência ao impacto com elevada

resistência à tração e limite de escoamento, em comparação com a de um aço de baixo carbono. À medida que o teor de perlita aumenta, o material começa a reduzir a ductilidade e aumentar a resistência à tração, com um adicional de acréscimo na resistência à abrasão. Há crescente interesse nas matrizes ferríticas-perlíticas devido à combinação das propriedades de resistência e ductilidade com boas condições de usinabilidade. [10, 11]

Os nódulos de grafita diminuem a cinética de oxidação, que normalmente é mais rápida no caso de grafitas lamelares interconectadas, devido ao fato de proporcionarem maior área superficial. [4]

A estrutura ferrítica apresenta uma maior condutividade térmica que estruturas perlíticas e/ou austeníticas, resultando em menor tensão térmica, como apresentado na Tabela 2. Além disto, ferrita estável a altas temperaturas não apresenta distorção térmica devido à decomposição de fases em altas temperaturas.

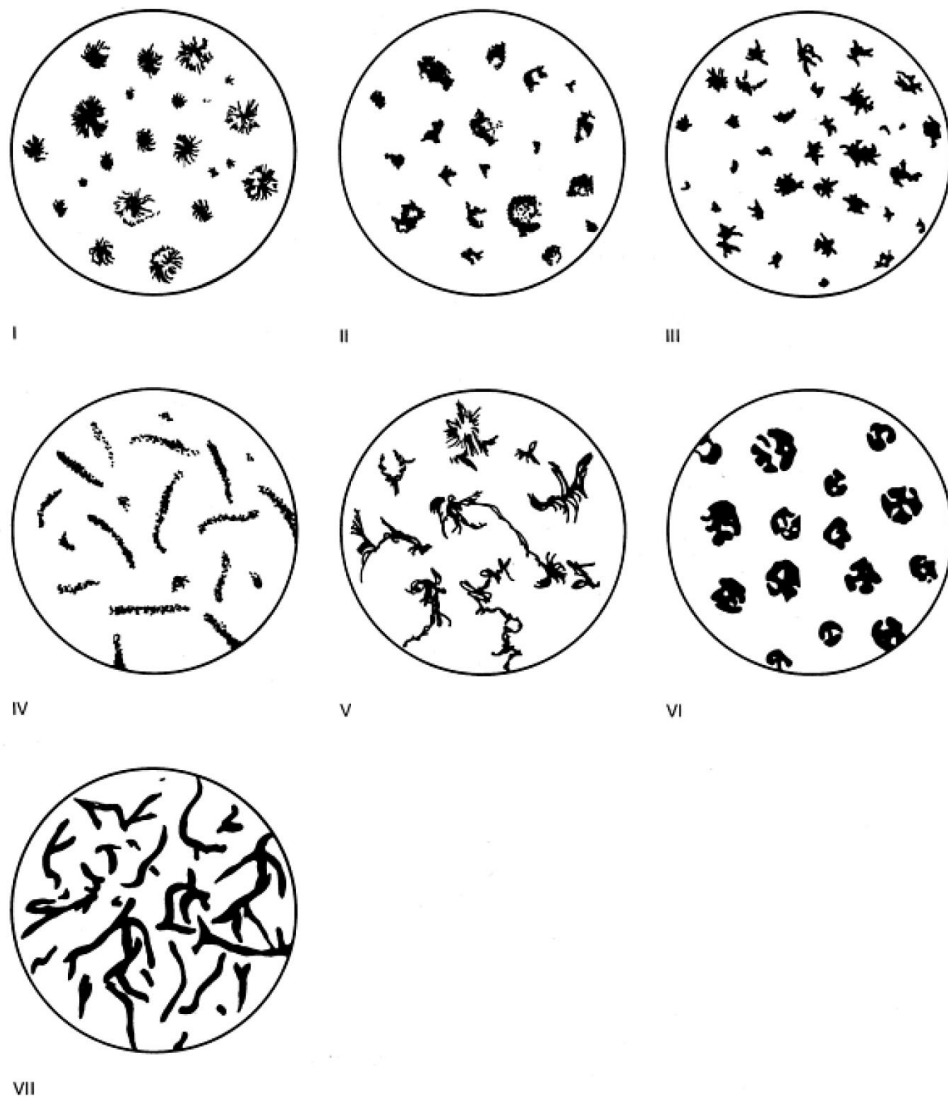
Assim, a ação do silício é promover a formação de uma fina camada protetiva de óxido, que inibe uma oxidação mais profunda, enquanto o molibdênio promove maiores níveis de resistência em altas temperaturas, bem como maior resistência à fadiga. [4]

Deste modo, para aplicações em carcaças de turbocompressores a microestrutura deve ser preferencialmente composta por uma matriz ferrítica estável na temperatura de aplicação, apresentar nodularidade mínima de 80%, sendo composta de grafitas tipos I e II segundo ASTM (Figura 5), com contagem de nódulos superior a 100 nódulos / mm², possuir elevados teores de silício em solução sólida e carbeto primários dispersos em regiões intercelulares, não ultrapassando 5% a 10% em soma com a porção perlítica. Estes carbeto se formam em função do alto teor de silício na austenita, que rejeita elementos estabilizadores de carbeto para o líquido ao redor da austenita pré-eutética. [4]

De modo a enfatizar a importância da nodularização nas propriedades mecânicas, se tem na Figura 5 os impactos da forma da grafita, sendo que uma morfologia mais definida nos ferros fundidos nodulares é fator mais crítico que para o ferro fundido cinzento. [7]

O efeito de microsegregação também pode afetar a qualidade dos nódulos de grafita, onde a microsegregação de elementos de maneira heterogênea ao redor do nódulo, proporciona uma difusão não homogênea de difusão de carbono e, consequentemente, afeta a forma dos nódulos de grafita obtidos. [11]

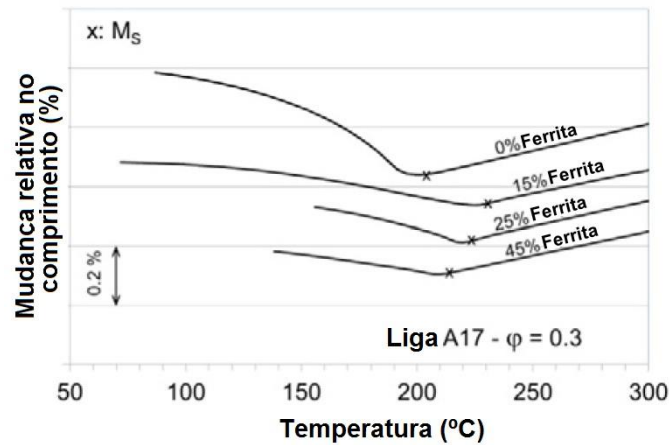
Figura 5 – Formatos típicos de grafita segundo ASTM A 247. I – Grafita esferoidal; II - Grafita esferoidal imperfeita; III – Grafita de super resfriamento; IV – Grafita compacta; V – Grafita chunky; VI – Grafita explodida e VII – Grafita lamelar.



Fonte: Adaptado de ASM Handbook. [7]

Além das características anteriormente citadas, deve-se ter um controle do coeficiente de expansão térmica e estabilidade microestrutural nas temperaturas de operação, que são fatores determinantes na tendência à contração, expansão ou torção em operação. Assim sendo, recomenda-se uma matriz metálica bem definida, com uma fração volumétrica o maior possível de ferrita, devido aos efeitos de mudança de dimensão, conforme Figura 6, porém mantendo uma quantidade equilibrada de carbeto e perlita atuando no ancoramento dos grãos expostos a altas temperaturas. [4, 10]

Figura 6 – Curvas representativas de dilatação em função da temperatura obtidas durante têmpera para a condição prescrita por M. Soliman.



Fonte: Adaptado de M. SOLIMAN, A. NOFAL, H. PALKOWSKI. [11]

Segundo M. Ekström et. al; ligas de ferro fundido nodular austenítico mostraram um aumento das propriedades mecânicas de tração e alongamento provenientes da matriz totalmente austenítica, com aumento de resistência pela adição de nitrogênio e manganês e precipitação de carbeto finamente dispersos, mostrando a importância da matriz não ser totalmente livre de carbeto. [2]

As propriedades estão na faixa para tensão de ruptura de 450 a 520 MPa, tensão de escoamento entre 380 e 415 MPa, dureza entre 187 e 255 HB e alongamento entre 8 e 10%. Propriedades similares às dos ferros nodulares ferríticos comuns, porém com alongamento reduzido pelo efeito de fragilização da ferrita com alto teor de silício e a presença de perlita e carbeto nos contornos de grão. [4]

3.2.2 Influência dos elementos de liga

Os elementos de liga, sua composição e efeitos de segregação influenciam diretamente na estrutura e propriedades dos materiais. Baseando-se nos efeitos dos elementos, é possível correlacionar a adição com o endurecimento por solução sólida de uma fase específica, o coeficiente de partição e a tendência de segregação para diferentes fases e fronteiras, formação de carbeto e outros mecanismos de endurecimento. [12]

O silício como um dos principais elementos em ligas de ferro fundido, pode aumentar a temperatura crítica na qual a ferrita transforma-se em austenita, ou seja, ele é um elemento ferritizante. Ele eleva a temperatura crítica de transformação da

ferrita para teores acima da temperatura de trabalho de um turbocompressor, ou seja, acima de 650°C. [9]

Devido ao elevado teor de silício nestas ligas, se trabalha em composições hipoeutéticas prevenindo a flotação de grafita. A elevada tendência do silício em estabilizar a matriz ferrítica e evitar a formação de carbeto e perlita, em adicional reduz o efeito de crescimento de grão associado com a decomposição destas fases em elevadas temperaturas. [4, 9]

Teores de silício até 4,5% em peso podem elevar a resistência à fadiga térmica por inibir o estágio de formação de trincas através da densa camada de silicato ferroso (Fe_2SiO_4) formada dentro da camada de óxido ferroso (FeO) durante operação. Teores acima de 4,0 % em peso geralmente já são suficientes para prevenir qualquer perda de massa e oxidação significativa no material. [4, 10]

Alguns autores indicam que aumentando ainda mais a faixa máxima para 5,0 % em peso pode se reduzir a taxa de oxidação da matriz metálica. Porém se o teor de silício estiver acima disso, a ductilidade do material é representativamente reduzida; por isso é comum encontrar ligas para aplicação em altas temperaturas com teores de silício entre 4,0% e 5,0% em peso, pois o efeito de endurecimento por solução sólida do silício é permanente a temperaturas tão altas quanto 540°C, enquanto a camada superficial rica em silício reduz a oxidação. [4, 10]

De maneira geral o silício apresenta forte influência na resistência ao impacto, tração e escoamento do ferro fundido nodular ferrítico, elevando a faixa de transição dúctil frágil, porém reduzindo o alongamento. [13]

A adição de silício promove a formação de ferrita possibilitando obter uma matriz inteiramente ferrítica na condição bruta de fusão, o que pode ser um potencial para os fabricantes destas ligas, onde o passo de austenitização do tratamento térmico poderia ser evitado, e variações dimensionais posteriores, dependendo do passo posterior de tratamento térmico, podem ser minimizados. [13]

A adição de molibdênio aumenta a resistência à fadiga térmica, pois aumenta a resistência do material por precipitação de carbeto ricos em molibdênio, os quais são estáveis em altas temperaturas, além de promover resistência à corrosão em presença de ácidos hidrocloreto e hidrófluoreto. [10, 14]

O carbeto de molibdênio formado, do tipo $(\text{FeX}_n)\text{C}$ é indicado como o responsável pelo aumento da resistência mecânica do material, resistência à fadiga

e resistência à fluência; porém, em aplicações estruturais geralmente é limitado a 1% para evitar a fragilização do material e formação de rechupes. [7, 10]

A adição de cromo se deve ao fato deste ser um elemento que aumenta a resistência à corrosão e estabiliza a estrutura para aplicações em altas temperaturas. É o elemento mais efetivo no aumento da resistência em altas temperaturas e proteção à oxidação, à medida que este estabiliza os carbetos de ferro reduzindo a probabilidade de falha em elevadas temperaturas. [14]

Aumentando-se o teor de manganês, a tensão de escoamento e limite de resistência à tração tendem a cair pela formação de regiões fragilizadas nos contornos intercelulares devido ao forte efeito de segregação do manganês. [15]

Em presença de fósforo em níveis mais elevados, o manganês promove a formação de perlita, porém, para suprimir esta formação, a combinação com elevados teores de silício é indicada. [16]

A adição de 1,0% (em peso) de cobre atua como um elemento endurecedor por solução sólida na ferrita e atua também refinando o espaçamento perlítico quando presente. [12]

Adições de alumínio devem ser evitadas, pois a segregação e acúmulo deste elemento acontecem predominantemente ao redor dos nódulos de grafita de maneira não uniforme e regular. Isto leva a uma difusão não uniforme de carbono afetando a formação do nódulo da grafita, em relação à sua esferoidicidade, além de mostrar uma maior formação de perlita na matriz. [11]

Outro efeito pronunciado no tratamento térmico da adição de alumínio é o alargamento da região intercrítica, elevando a temperatura A_1 e A_0 .

Nem sempre de fácil detecção, o nitrogênio quando presente no ferro fundido é um elemento perlitizante e, principalmente em ferros nodulares de baixo teor de silício, apresenta um aumento na resistência à tração. O controle do nível de nitrogênio é importante para reduzir a formação dos chamados *pinholes*, porém se este exceder a solubilidade no banho, faixa de 0,008% a 0,009% em peso, ou se excedendo o teor pontualmente na frente de solidificação, a formação de porosidade por nitrogênio podem ser encontrada, devido efeitos de segregação para o centro térmico da peça durante o resfriamento. [16]

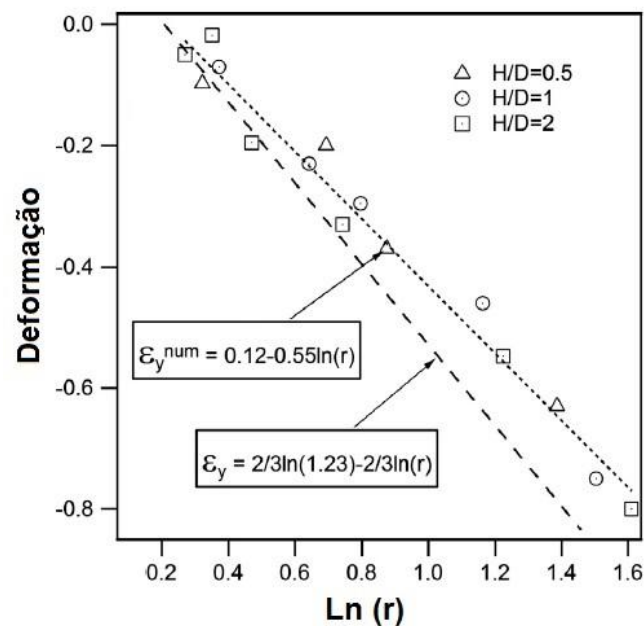
Elementos de liga como molibdênio e manganês segregam fortemente para as regiões intercelulares favorecendo a formação de carbetos. Entretanto se os carbetos formados não forem altamente ligados, ou seja, com elevadas

concentrações dos elementos formadores, independente se foram produzidos pelo controle da taxa de resfriamento ou pelo nível de silício da liga, eles se tornam menos estáveis e com elevada tendência de dissolver durante o estágio de austenitização quando submetidos a um tratamento térmico. [15, 17]

Geralmente elevados teores de silício e carbono, combinados com um baixo teor de magnésio na nodularização resultam em aumento na contagem de nódulos no material e reduz o efeito perlitizante do cromo. [16]

Como já comentado anteriormente, e além dos fatores apresentados, uma boa qualidade do nódulo, assim como uma elevada contagem de nódulos é importante para o controle da resistência mecânica assim como para os efeitos causados durante o tratamento térmico. O primeiro efeito pode ser exemplificado na Figura 7. [18]

Figura 7 - Correlação experimental entre o aspecto dos nódulos e o valor numérico calculado da deformação nominal.



Fonte: Adaptado de ISABEL HERVAS, et. al. [18]

A Figura 7 representa a correlação da nodularidade, representada por $\ln(r)$, onde “r” representa o raio médio do nódulo, em relação ao valor de deformação, no eixo “y”, para diferentes dimensões de corpos de prova através da relação de altura (H) e diâmetro (D) do corpo de prova de compressão. [18]

As segregações dos elementos de liga durante a solidificação eutética podem resultar em complexas estruturas dentro da microestrutura, e gerando a

existência de diversos diagramas de fases na extensão do material, sendo resultado de uma variável cinética e consequentemente afetando os diferentes tratamentos térmicos que podem ser aplicados. [19]

Além das questões apresentadas, a qualidade da nodularização pode afetar o coeficiente de partição de cada elemento, ou seja, a tendência deste segregar para o sólido ou líquido, como mostrado na Tabela 4. [19]

Tabela 4 – Coeficiente de partição em amostras com diferentes contagens de nódulos para um ferro fundido austemperado.

Amostra	Contagem de Nódulos [mm ⁻²]	Si	Mn	Mo	Ni	Cu
A	110	2,36	0,41	0,10	2,08	2,03
B	185	1,85	0,50	0,12	1,5	1,66
C	265	1,66	0,64	0,12	1,33	1,25

Fonte: Adaptado de E. Akbarzadeh [19]

O coeficiente de partição tende a uma unidade com o aumento da seção do material e, consequentemente, redução na contagem de nódulos. Além disto, como apresentado na Tabela 4, o manganês e o molibdênio segregam positivamente para o líquido nos contornos das células eutéticas e sua menor concentração é observada nas proximidades do nódulo, sendo que eles são rejeitados continuamente do sólido. Nota-se também que estes elementos estão localizados à esquerda do ferro na tabela periódica. [19]

Por outro lado, silício, níquel e cobre, segregam negativamente nas redondezas do nódulo, apresentando coeficiente de partição maior que uma unidade, e estão localizados à direita do ferro na tabela periódica. [19]

3.2.3 Variáveis de processo

Existe um grande desafio em desenvolver o processo para estas ligas de modo compatível com todas as operações de processamento e características necessárias a um processo de fundição. [4]

Além dos efeitos normalmente apresentados, correspondentes às adições de silício, como atuação no alongamento, resistência ao impacto e resistência à oxidação, este elemento acaba influenciando também durante o processo de solidificação, reduzindo a tendência de formação de rechupes, fluidez e usinabilidade.

Relacionando os pontos apresentados no parágrafo anterior ao efeito de aumento do carbono equivalente, este acaba deslocando a linha de composição mais próxima à eutética, e favorece a fundibilidade do metal. [20, 21]

A adição de cromo como elemento de liga no SiMo vem da característica que ferros fundidos perlíticos de alto teor e carbono, níquel, cromo e molibdênio os quais são aplicáveis para uso onde alta resistência ao choque térmico é necessária. [6]

Trabalhando-se em uma faixa de até 1% de molibdênio em um nodular ferrítico de alto teor de silício, o molibdênio se mostra muito efetivo no aumento da resistência à fadiga térmica, combinando as propriedades de elevada resistência em alta temperatura, elevada resistência à oxidação, ao crescimento de grão, resistência a condições de ciclagem térmica e mantendo baixo custo. Estas características se devem ao fato do silício em solução sólida aumentar a resistência da matriz, estabilizando-a e formando uma fina camada rica em silício que inibe a corrosão, somando-se aos efeitos de ancoramento de contornos de grãos e discordâncias, gerados pelos carbeto ricos em molibdênio. [9, 10]

Os carbeto de molibdênio se concentram na região de contornos de grão devido à segregação deste elemento de liga durante a solidificação, sendo que esta fase mostra ser estável sobre aquecimento mesmo em temperaturas acima da temperatura de austenitização. [5]

De uma maneira geral é um processamento mais caro do que aquele para ferros nodulares convencionais, devido à elevada massalotagem por conta da alta taxa de contração relacionada aos teores de silício, além de que a usinagem é mais lenta devido à combinação de uma matriz relativamente mole com carbeto dispersos, o que pode reduzir em cerca de 30% da vida útil da ferramenta de corte em comparação com os convencionais. [4]

O número de variáveis no processo de fundição é muito elevado, como composição química, taxa de resfriamento, inoculação, nodularização, temperatura de vazamento e tratamento térmico, os quais impactam diretamente nos resultados obtidos. Por exemplo, a presença de uma quantidade mínima de inoculação pode influenciar tanto nas condições de contorno de crescimento das fases formadas assim como nucleação, consequentemente atuando também na morfologia da grafita e na transformação da austenita em abaixo da temperatura crítica. [11, 22]

A temperatura de vazamento, por exemplo, deve ser a mais baixa possível para aumentar a contagem de nódulos e rendimento metálico, reduzindo a formação de rechupe, tensões térmicas, desgaste do refratário e ataque ao molde; todavia, do ponto de vista de fluidez, formação de drosses, defeitos superficiais de juntas frias e não solubilização do inoculante, a temperatura de vazamento deve ser a mais elevada possível para minimizar estes efeitos negativos. Logo, deve-se observar a composição química e o tipo de fundido para definir um ponto ótimo de operação. [23]

Para os ferros nodulares, um dos itens de extrema importância para a qualidade do fundido é a temperatura crítica para a nodularização, o que influencia na formação dos silicatos de magnésio, e se encontra próxima de 1426°C. Logo, a temperatura de vazamento não deve ser menor que 1390°C e se indica para tratamento de nodularização temperaturas próximas a 1480°C. [23]

O tamanho e formas dos carbeto são muito importantes em manter a reprodutibilidade das propriedades apresentadas pelo material. Carbetos grosseiros em formatos de agulha podem contribuir significativamente para a formação de trincas, as quais são mais fortemente induzidas durante o ciclo de aquecimento e evidenciadas nas regiões de contorno das células eutéticas ferríticas. [9, 20]

As trincas provenientes das transformações da microestrutura podem apresentar crescimento acelerado sob fadiga térmica, principalmente em temperaturas de operação mais elevadas, o que leva a cuidados especiais durante o processo de fusão e tratamento térmico para que estes efeitos sejam minimizados. [20]

Para minimizar este efeito, a adição de 0,2% em peso de refinador baseado em terra raras pode ser aplicada, sendo efetivo para a desgaseificação do material e refino da microestrutura, o qual resultado pode ser percebido na resistência à tração e corrosão, efeitos associados à redução das porosidades e aumento da ferrita primária. [14]

O aumento do teor de silício e carbono, levando o material para uma composição hipereutética, melhora a fluidez do metal e auxilia a reduzir a formação de cementita, bem como otimização do processo de inoculação. [21]

Como já citado anteriormente, o desenvolvimento da microestrutura bruta de fusão é de extrema importância, apesar da liga em estudo apresentar teor de carbono hipoeutético. O alto teor de elementos de liga, principalmente silício,

desloca a curva de solidificação para o lado hipereutético, onde os nódulos de grafita crescem a partir do líquido até que a temperatura atinja a linha eutética. Após o ponto eutético, a austenita nucleia e cresce, a partir do líquido, enquanto que na região ao redor do nódulo da matriz, gera-se uma casca de austenita, e a partir desta casca, em contato com o líquido, que se dá o crescimento dos nódulos de grafita. [7]

À medida que a solubilidade do carbono decresce com a redução na temperatura, a difusividade do mesmo continua até o ponto eutético, logo a difusividade do carbono para os nódulos continua após a solidificação até a temperatura eutetóide. Na temperatura eutetóide, ocorre a transformação da austenita para a ferrita (ao redor dos nódulos), devido a baixa solubilidade do carbono nesta, e deste modo os nódulos acabam recebendo uma maior quantidade de carbono. Como consequência das diferentes fontes de carbono durante a solidificação, mais presentes em taxas baixas de solidificação, a estrutura do nódulo apresenta um crescimento concêntrico e homogêneo. [7]

Com base em descrições da literatura, o nódulo de grafita seria desenvolvido em quatro fases/camadas. Na primeira, o nódulo proveniente do líquido, e as demais três camadas provenientes da solidificação na transformação eutética, do resfriamento e da transformação eutetóide. Estas camadas foram apresentadas por alguns estudos sobre ferro nodulares ferríticos como pontos frágeis para nucleação de vazios na matriz e iniciando os mecanismos de fratura. Estes fatos reforçam a importância dos processos de nodularização e inoculação na fabricação destes materiais. [7]

Em caso de seções finas, em torno de 3 a 5 mm, como é o caso do componente em estudo, há também a tendência de formação localizada de perlita, ao passo que a adição elevada de elementos de liga pode alterar o comportamento de solidificação resultando, por exemplo, na formação de carbetos eutéticos. [25]

3.2.4 Tratamento térmico

De maneira geral, o tratamento térmico para ferros fundidos é extensamente utilizado para ferros fundidos nodulares, pois podem ser obtidas mais vantagens pela alteração da matriz se comparado com ferros fundidos cinzentos. Os tratamentos geralmente aplicados são: [7]

- Alívio de tensão: objetivando a redução das tensões físicas proveniente do processo de fusão e vazamento.
- Recozimento: objetiva a produção de uma matriz ferrítica.
- Normalização: objetiva a produção de uma matriz perlítica.
- Endurecimento: objetiva a produção de estruturas revenidas.
- Austêmpera: objetiva a produção de uma matriz ferrítica bainítica.

O processo de recozimento, utilizado neste trabalho, objetiva, além da obtenção e estabilização de uma matriz ferrítica, a dissolução de carbeto de modo a cumprir as especificações da norma ASTM 60-40-18 – Propriedades químicas e físicas para ferros fundidos nodulares. [7]

O tratamento normalmente envolve aquecimento do material a uma temperatura acima de 900°C e manter tempo suficiente para a dissolução dos carbeto, até 3 horas, e então realizar um resfriamento lento, máximo de 85°C por hora, até a temperatura de 705°C e posterior resfriamento ao ar. [7]

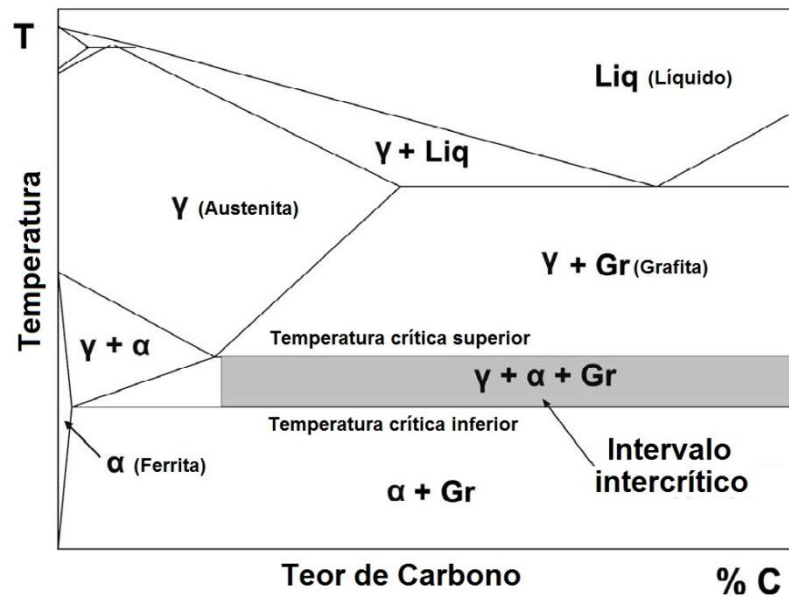
No tratamento térmico realizado em ligas para a aplicação em turbocompressores é indicada a aplicação de atmosfera inerte (nitrogênio, mistura de metanol e nitrogênio ou vácuo) evitando a oxidação superficial do material. [20]

Isto se deve ao fato de que após o tratamento, se não for utilizada atmosfera inerte, as amostras/peças apresentarão uma camada oxidada de cor escura, aderente à superfície da peça. Caso haja desprendimento de alguma parte desta camada oxidada, e esta atingir o eixo principal, pode haver um travamento do componente, com consequente falha do conjunto montado no motor. [20]

O entendimento da base para o tratamento térmico aplicado pode ser referenciado com um paralelo aos estudos de Alejandro Basso et. al; para *ADI Dual Phase*, onde estágios de austenitização incompletos, em diferentes temperaturas dentro do campo intercrítico, conforme diagrama de fases apresentado na Figura 8, geram diferentes microestruturas compostas de duas fases, ferrita e ausferrita. [13]

Logo esta relação entre a temperatura de austenitização e posterior patamar de manutenção dentro ou abaixo da faixa intercrítica nos leva à uma série de possibilidades dentro de obtenção de matrizes no campo dos ferros fundidos nodulares. [13]

Figura 8 – Representação de Diagrama de Fase Ferro Carbono com teor de Silício de 2,5%.

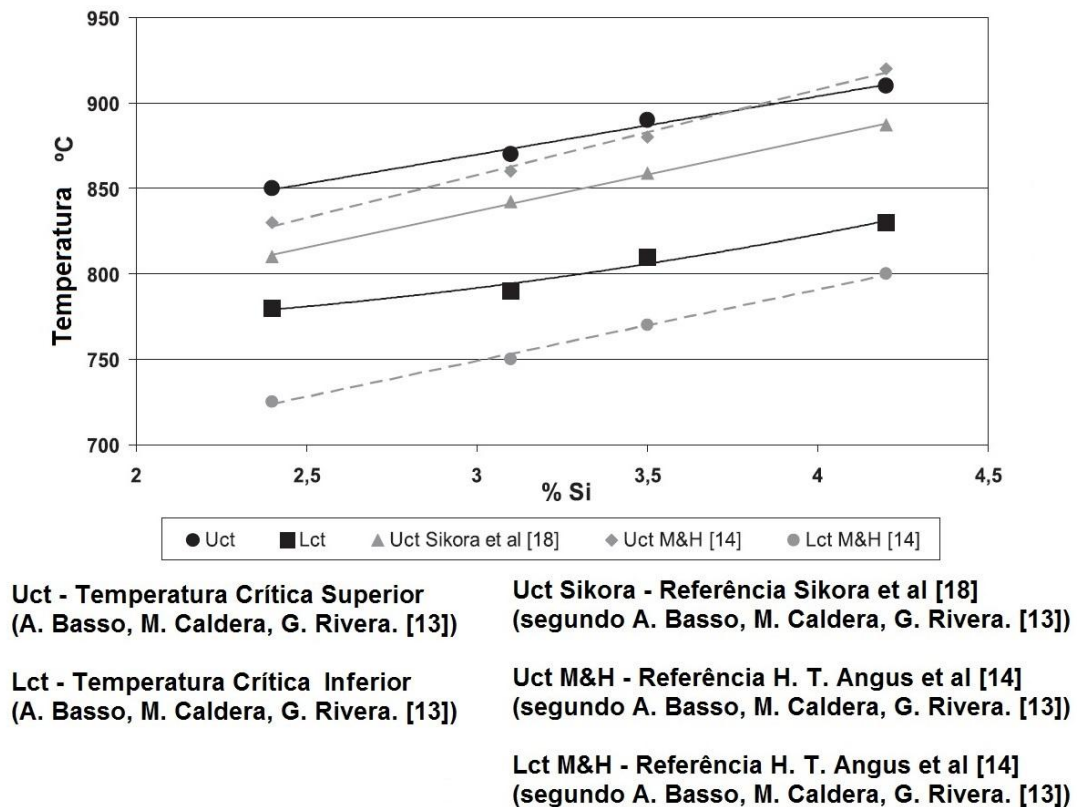


Fonte: Adaptado de A. Basso, M. Caldera, G. Rivera. [13]

Entendendo que o conhecimento do campo intercrítico é de grande valia para definição do tratamento térmico, Alejandro Basso et. al; compara as faixas obtidas experimentalmente em seu trabalho, Figura 9, com de outros autores e a literatura mostrando que a variação do teor de silício, como citado no item 3.2.2, afeta diretamente esta faixa, porém que a amplitude desta faixa, ou seja, variação do menor e maior valor para uma mesma percentagem, se mantém constante. [13]

É importante mencionar que esta faixa é composta por dois limites, o primeiro denominado como temperatura crítica inferior (Lct – Lower Critical Temperature) que é definida como a menor temperatura na qual há formação de austenita, e pela temperatura crítica superior (Uct – Upper Critical Temperature), definida como a temperatura na qual 98% ou mais da matriz se transforma em austenita se mantendo esta temperatura por um tempo necessário para a transformação, sendo ambos os patamares dependentes da composição química. [26]

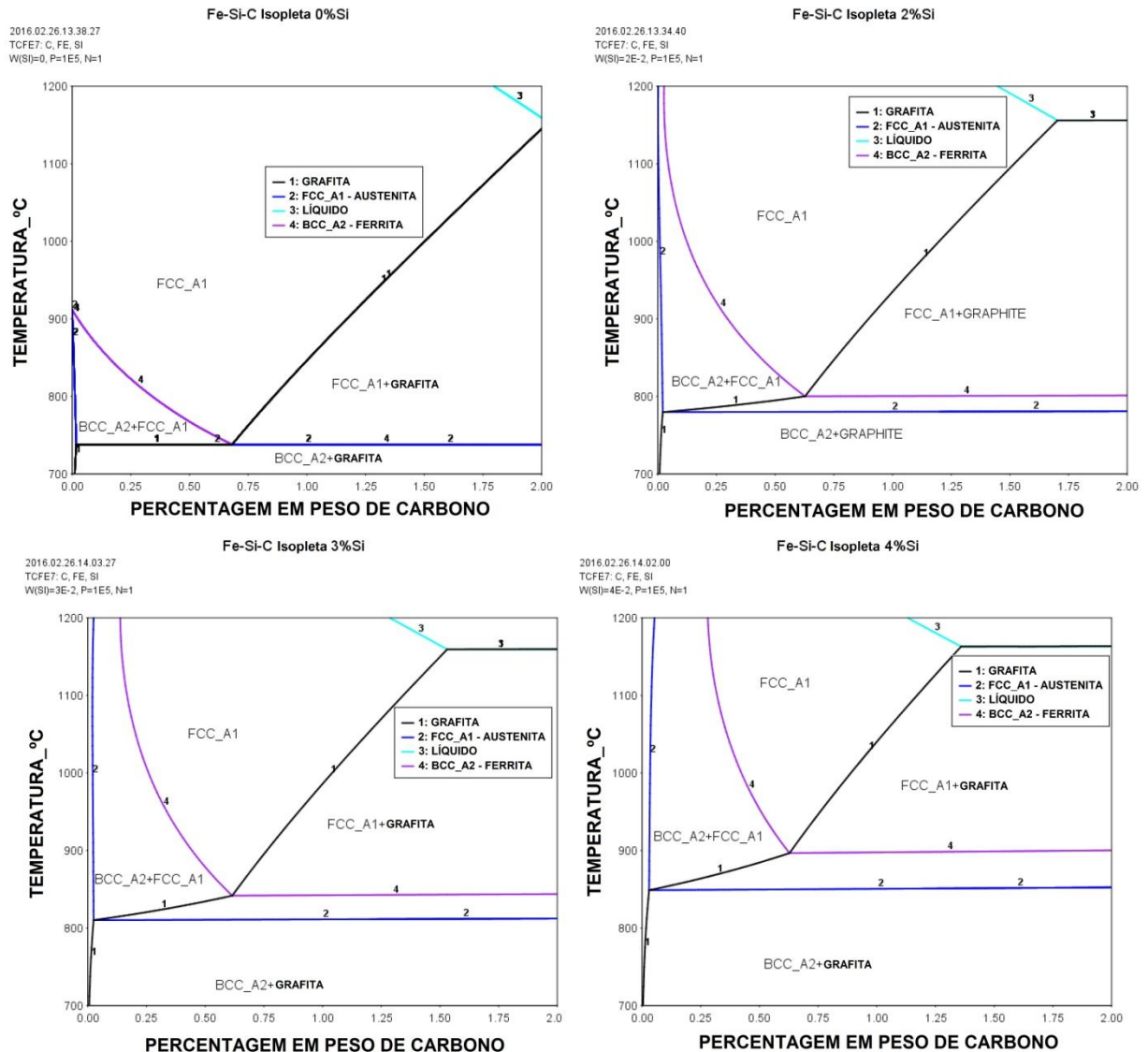
Figura 9 – Valores do intervalo crítico em função do teor de silício em diferentes estudos.



Fonte: Adaptado de A. Basso, M. Caldera, G. Rivera. [13]

Porém o resultado apresentado por Kaisu Soivio et. al (26); em um estudo mais recente com auxílio da ferramenta de simulação ThermoCalc® não concorda com os resultados apresentados na Figura 9, onde diferentes teores de silício proporcionam diferentes faixas para o campo intercrítico em função da variação do teor de silício, como mostrado na Figura 10.

Figura 10 – Diagrama de equilíbrio ferro carbono para teores de silício em peso de 0; 2; 3 e 4% calculados com ferramenta de simulação ThermoCalc®.



Fonte: Adaptado de Kaisu Soivio. [26]

Porém um ponto importante de se ressaltar, que os estudos realizados por Kaisu Soivio et. al; não utilizaram composições químicas com elevados teores de elementos de ligas, os quais também influenciam diretamente as variações termodinâmicas que o cálculo leva em consideração. Logo as informações apresentadas devem ser analisadas caso a caso, de qualquer modo ambas concordam com o efeito sobre o aumento da temperatura eutetóide. [13, 26]

A rota de tratamento térmico aplicada nos estudos realizados por P. Matteis et. al (6); foi uma ferritização, sendo considerado como um recozimento, aplicando um primeiro estágio a 800°C por 3,5 horas, seguido de resfriamento de 800°C para

650°C com uma taxa de 0,6°C/mim. Em seguida, resfriamento controlado à 3°C/mim até atingir a temperatura de 300°C e após resfriamento ao ar.

O tratamento aplicado por P. Matteis resulta em uma eliminação da tensão residual proveniente do processo de fusão, com melhora da resistência do material, além de que a dependência da temperatura de recozimento definida tem uma relação proporcional com a decomposição das fases metaestáveis formadas durante a solidificação, como cementita e carbetos mais finos. [6, 28]

A formação de cementita é uma variável das condições cinéticas e termodinâmicas. A termodinâmica correlaciona fatores dos elementos de liga e sua ação de microsegregação, onde elementos grafitizantes como silício e níquel, aumentam a faixa entre as temperaturas do eutético estável e metaestável, reduzindo a tendência à formação de carbetos. [21]

Em relação à microsegregação, à medida que a solidificação avança, o líquido remanescente se torna rico em elementos formadores de carbetos, e pobre nos elementos grafitizantes, favorecendo a formação de carbetos e cementita. [21]

Quando a cementita ocorre no último sólido a ser formado, esta geralmente é nomeada de carbeto intercelular, o qual pode ser minimizado pela melhora no processo de inoculação, caminhando para uma estrutura mais refinada, com microsegregação mais dispersa, menores distâncias para difusão dos elementos e maior contagem de nódulos. [21]

De modo geral, à medida que a taxa de solidificação aumenta, a intensidade da microsegregação é reduzida, porém esta tendência é limitada, pois se a taxa de solidificação for muito elevada, pode ocorrer a solidificação segundo o diagrama Fe-Fe₃C (metaestável), que resulta em austenita e cementita. [29]

A temperatura de austenitização interfere no livre caminho médio de deslocamento das discordâncias, que a medida que a temperatura de austenitização aumenta, este aumenta da mesma maneira, relacionado ao crescimento do grão austenítico. [15]

Logo, um elevado período na faixa de austenitização não é recomendado pelo efeito adverso nas propriedades mecânicas, mesmo que este possa ter um efeito positivo na redução de diferença de composição química dentro de uma mesma fase devido aos efeitos de segregação, que podem afetar negativamente as propriedades do material [19]

No estudos conduzidos por M. Lagarde et. al. (17), a informação obtida pela dilatometria foi de suma valia, pois possibilitou um entendimento por onde a rota de tratamento térmico estaria caminhando segundo um diagrama de fase, e deste modo se obteve informações sobre o início do campo austenítico, e uma ideia do intervalo do campo intercrítico, ou seja, onde ferrita, austenita e grafitas coexistem.

Rotas de tratamento mais próximo do limite inferior do campo intercrítico tendem a apresentar maior quantidade de ferrita estabilizada, enquanto que rotas mais próxima ao limite superior favorecem a formação de austenita e consequentemente as fases formadas dependentes das condições de resfriamento deste ponto. [17]

O tratamento térmico aplicado por M. Lagarde et. al. (17), tem como objetivo a solubilização de perlita e carbeto de maior teor de liga no campo austenítico, e posterior resfriamento lento para o campo intercrítico de modo a evitar a formação de outros componentes de decomposição de fase e estabilizando assim a ferrita.

3.3 MECANISMOS DE FALHA

De maneira resumida, o mecanismo de falha de um ferro nodular ferrítico se apresenta pelo descolamento do nódulo da estrutura da matriz, deformação plástica desta ao redor do nódulo, início da formação de microtrincas da matriz em deformação, conexão da microtrinca formada com a cavidade do nódulo e, finalmente, ruptura do material pela interligação das microtrincas formando macrotrincas. [25]

O processo citado acima pode ser relacionado ao mecanismo de formação dos nódulos durante a solidificação, proposto por Di. Cocco et. al (8); o nódulo apresenta um gradiente de propriedades onde o núcleo do nódulo é caracterizado por uma menor dureza e maior resistência à abrasão em relação à porção externa. [25]

Diversos fatores podem contribuir para a ruptura precoce do material, como por exemplo: o decréscimo na quantidade de nódulos de grafita, elevado tamanho médio de nódulos, fadiga térmica do inoculante e do nodularizante, degeneração da grafita, flotação das grafitas, alinhamento de grafitas, segregação de elementos de liga e carbeto intergranulares, os quais são mais presentes em seções espessas, onde as taxas de resfriamento são menores. De maneira geral, com a redução nas

taxas de resfriamento, o número de nódulos de grafita se torna menor, o tamanho maior e a qualidade de esferoidização pior. [31]

Especificamente em relação à carcaça do turbocompressor, devido às características críticas do processo de fabricação, são facilmente identificados problemas como porosidades, rechupes, micro e macro trincas. Durante a operação, estes defeitos acabam contribuindo para a propagação das trincas por toda a seção do flange, o que gera caminhos para a oxidação interna, fator que acelera a fratura do componente. [9]

As trincas normalmente se apresentam orientadas em paralelo uma as outras, o que é típico do fenômeno de fadiga térmica. Este efeito pode ser minimizado pela presença de carbetos ricos em molibdênio, os quais são estáveis acima da temperatura de operação do componente que é de 800°C a 1000°C. [9]

Nestas condições, as taxas de decomposição dos carbetos são lentas, porém, se os carbetos se apresentam em formato de agulhas e estiverem grosseiramente distribuídos, podem apresentar efeitos danosos, favorecendo a formação de trincas. Por isso a aplicação de tratamento térmico para desestabilização destes carbetos, tem uma importância considerável. [9]

O projeto aplicado para as carcaças dos turbocompressores leva em consideração as condições de fadiga. Durante a fadiga o material se ajusta de modo a acumular deformação de diferentes maneiras, dependente da microestrutura. Por exemplo, em microestruturas com aumento de resistência por carbetos distribuídos na matriz, as discordâncias tendem a se acumular na fronteira entre matriz e carbeto, resultando uma nucleação de trincas durante a deformação. Se a trinca se inicia através das bandas de escorregamento ou nos contornos de grão, a resistência à fadiga é geralmente proporcional à dureza. [2]

Porém a presença de defeitos de processo de fabricação no material, como poros e inclusões, tornam a resistência à fadiga difícil de prever uma vez que a iniciação de uma trinca é fortemente influenciada pela forma e tamanho de defeitos existentes no material. Outros fatores que também influenciam como a resistência e estabilidade termodinâmica da matriz, presença de defeitos, estabilidade/resistência da interface da matriz/carbeto/inclusões, sendo que em ferros nodulares, os nódulos são considerados como defeitos, uma vez que a deformação plástica facilmente ocorre na interface nódulo/matriz. [2]

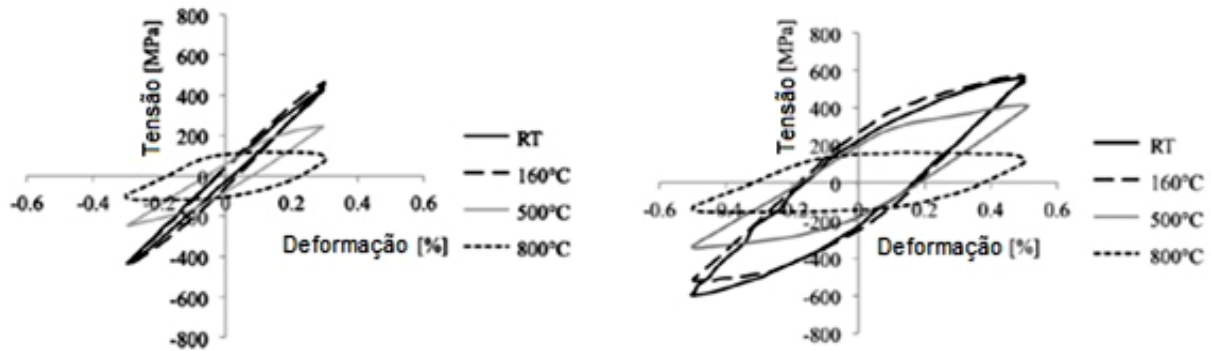
Mostra-se que estes materiais, quando operando em temperatura ambiente, se caracterizam por certo grau de fragilidade, a qual é confirmada pela tipologia de fratura observada em ensaios realizados. Ensaios de fadiga à temperatura ambiente mostram comportamento caracterizado por baixos números de ciclos e baixas amplitudes de carregamento até a fratura, o que pode ser entendido como uma baixa capacidade de absorção de energia até a fratura, representado pela curva “RT” na Figura 11. Este comportamento se deve ao alto teor de silício, que aumenta a resistência da matriz, assim como a presença de perlita nos contornos de células dendríticas. [10]

Aquecendo-se o material a 160°C a ductilidade aumenta e o número de ciclos até a fratura, e passa a ser de até duas ordens de grandeza mais elevado, operando em tensões entre 0,3 a 0,5% da amplitude da tensão aplicada, como mostrado nos gráficos da Figura 11, porém as curvas se mantêm com a mesma característica. [10]

Em ensaios realizados acima de 500°C ocorre acentuada diminuição da resistência mecânica, com acréscimo de alongamento até o ponto de ruptura. Nesta temperatura, a curva de fadiga mostra que o material sofre certa deformação plástica e um comportamento de encruamento, o que é caracterizado por um pico na curva de histerese do material, e mostra um comportamento à condição em temperatura ambiente (RT) na Figura 11. [2, 10]

Este pico de tensão mostra que o material apresenta uma tendência a se tornar mais dúctil quando submetido a carregamento cíclico, sem que atinja uma completa estabilização pré-falha. Os autores relatam uma superfície de fratura caracterizada por um empescoamento característico, com formação de “*dimples*” ao redor dos nódulos de grafita. [2,10]

Figura 11 – Curvas de histerese estabilizadas para 0,3% (esquerda) e 0,5% (direita) da amplitude total de deformação em diferentes temperaturas.



Fonte: C. DELPRETE, R. SESANA. [10]

Nos estudos realizados por Cristiana Delprete et. al (10); a análise da microestrutura para os testes de fadiga realizados em diferentes temperaturas mostraram que, à medida que a temperatura aumenta, há também um acréscimo de ductilidade. A presença de perlita nos contornos de grão ferríticos, aumenta a resistência, porém decresce a ductilidade, particularmente em temperatura ambiente. [10]

As características aqui apresentadas podem estar relacionadas que a medida que há um aumento na temperatura, os átomos são termicamente ativados e a concentração de lacunas cresce, o que reduz a resistência do material nas regiões de contorno de grão e os grãos perdem a resistência devido ao acréscimo de mobilidade das discordâncias facilitando assim sua deformação. [2]

As características de fluência apresentadas podem ser danosos na aplicação do turbocompressor, onde a variação de dimensão do componente pode ocasionar o travamento do conjunto. De modo a fortalecer a matriz, mudanças na microestrutura podem aumentar a resistência por endurecimento por solução sólida, precipitação e endurecimento dos contornos de grão. [2]

3.4 JUSTIFICATIVA DO TRABALHO

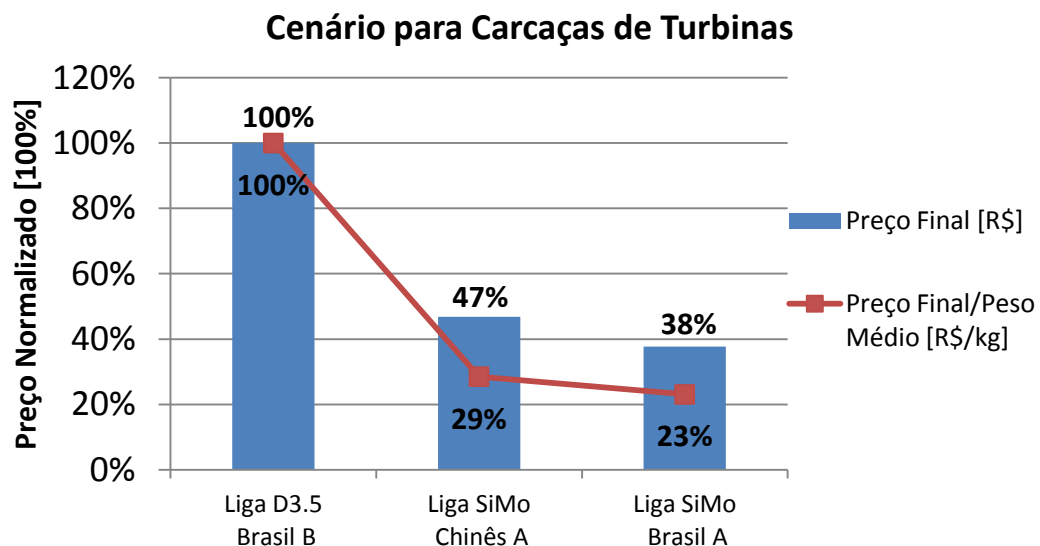
Como citado anteriormente, uma das características apresentadas pela liga SiMo em relação à D3.5 Ni Resist, liga que atualmente é a que compete diretamente na aplicação, é que a SiMo apresenta um custo reduzido em relação a liga à base de níquel. A seguir na Figura 12 é possível comparar preços praticados no mercado interno e externo das ligas citadas anteriormente, sendo que estes valores foram

normalizados para 100% do maior valor de modo a manter em sigilo as fontes dos dados.

No gráfico mostrado na Figura 12 pode ser visto que o custo de fabricação de um produto finalizado, ou seja, fundido e usinado fabricado na liga SiMo pode chegar a ser menos que metade do valor da D3.5, comparando se o processo de fabricação na China e também no Brasil.

Com o aproveitamento dos gases de combustão, a temperatura interna dos componentes da parte quente é esperada para ser acima de 1000°C, o que acaba gerando a impossibilidade de utilização do ferro nodular ferrítico SiMo comum, devido à sua temperatura máxima de operação ser limitada a 750°C. Sendo então, substituído pelo NiResist. [2]

Figura 12 – Análise de mercado para os materiais usados na fabricação de turbocompressores.



Fonte: O autor.

De modo a buscar um produto competitivo e produto de menor custo, o objetivo do presente trabalho é apresentar um estudo propondo alterações no ferro nodular ferrítico de alto silício e molibdênio, com adições de cromo, alterando o tipo de carbetos predominante na estrutura, tendo-se ainda parte do molibdênio solubilizado na matriz. Deste modo, busca-se melhoria de propriedades mecânicas para aplicações em condições cada vez mais severas, mantendo a competitividade de custos. [2]

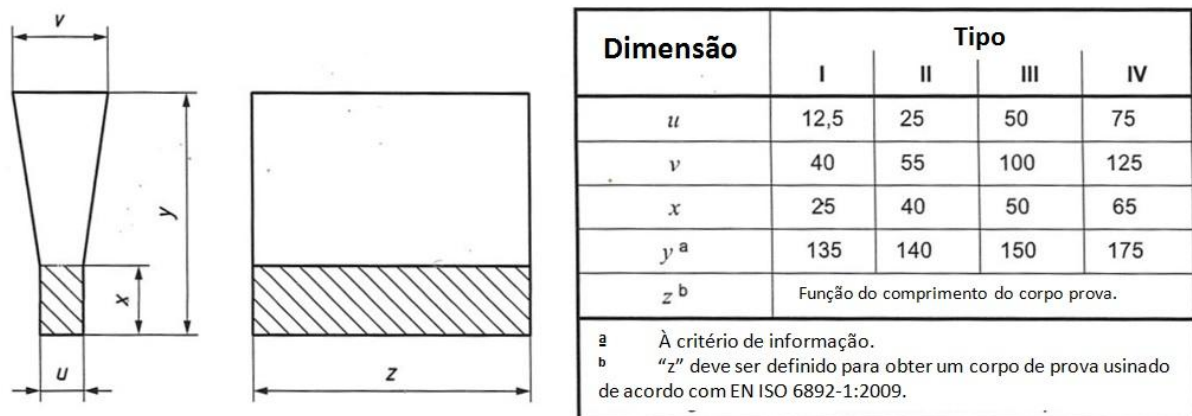
4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

4.1.1 Bloco Y de ferro nodular SiMo

Realizou-se o estudo sobre blocos Y padrões tipo I segundo norma DIN EN1563:2012-03, sendo este o bloco Y com a seção mais fina segundo a norma, com largura de 12,5 mm, conforme Figura 13. O objetivo de se utilizar o Bloco Y tipo I é para se aproximar o máximo possível das características de resfriamento obtidas em carcaças de compressores conforme o processo real de fundição. A confecção dos blocos Y foi realizada pelo processo de moldagem manual Cura Fria PEPSET, resina aglomerado uretano, a qual misturada em duas partes de resina e catalisador cura ao redor dos grãos de areia proporcionando a resistência mecânica ao molde, respeitando a espessura mínima de 40 mm de areia de acordo com a norma.

Figura 13 - Bloco Y padrão segundo norma DIN EN1563:2012-03.



Fonte: Norma DIN EN1563:2012-03

Baseado nos estudos de literatura e benchmarking realizados, incluindo fabricantes de sistemas de turbos compressores, determinou se que a composição básica a ser utilizada no estudo é a mostrada na Tabela 5.

Tabela 5 – Composição básica para o estudo realizado.

Composição da Liga		
Elemento	Min. [% peso]	Max. [% peso]
Carbono	2,9	-
Cromo	0,7	0,85
Magnésio	-	0,08
Molibdênio	0,55	0,7
Silício	4,4	4,8
Manganês	-	0,3
Níquel	-	0,5
Fósforo	-	0,07
Enxofre	-	0,02

Fonte: Adaptado de ASM Handbook. [7]

4.1.2 Insumos e adicionais metálicos

Para atingir a composição desejada foi realizada uma carga composta por gusa, sucata de aço e adicionais metálicos, sendo a composição dos mesmos citados na Tabela 6 e Tabela 7.

Tabela 6 – Composição base dos materiais usados na carga metálica para fusão do material em estudo (% em peso).

Ferro Gusa	Sucata de Aço	Inoculante FeSi 75%	Nodularizante Liga 1
C : 3.7% - 4.5%	C : 0.8%max	Si: 66 - 74%	Si : 43% - 48%
Si : 0% - 1.0%	Si : 0.8% Max	Ca: 0.5 - 1.5 %	Mg : 8% - 10%
Mn : 0.4% max	Mn : 0.4% max	Al: max. 1.3 %	Ca : 1.5 - 2.0%
S : 0.025% max	S : 0.05% max		Ce : 0.4 - 0.6%
P : 0.130% max	P : 0.1% max		Terras Raras: 0.8 - 1.2%
			Al : 1.2% max
		Granulometria: 1.0 – 4.0 mm	Granulometria: 12 – 25 mm

Fonte: O Autor.

Tabela 7 - Composição base dos adicionais metálicos usados na carga metálica para fusão do material em estudo.

Ferro Ligas / Elementos de Adição		
Item	Rendimento	Granulometria
FeSi	70% - 80%	10 - 100 mm
FeSi	70% - 80%	1 - 3 mm
FeMn	70% - 80%	50 - 150 mm
FeMn	70% - 80%	1 - 10 mm
FeCr	50% - 60%	1 - 10 mm
Ni	99% min	Arame ou Tablete
FeMo	60% - 65%	10 - 40 mm
Cu	99% min	Arame ou Tablete
Sn	99% min	Arame ou Barra
S	30% min	4 - 40 mm
Carbeto de Silício	C 25,5% min. - Si 59,5 % min.	0 - 10 mm
Nota: Umidade, óxidos e outros contaminantes Max. 1%		
Nota: Especificação de Granulometria - mín. 95% do total de material analisado.		

Fonte: O autor.

Baseado nos itens disponíveis da Tabela 6 e Tabela 7, fez-se o cálculo de carga para realizar a fusão de 300 kg de material de modo a obter a composição final dentro daquela mostrada na Tabela 5. A fusão do material foi feita em um forno de indução da marca Inductotherm com 500kW de potência e capacidade de carga de 500 kg acoplada à um controlador manual de potência do tipo DualTrek, com inversor de frequência. Para aferição de temperatura do banho de fusão e controle de temperatura de vazamento utilizou-se um medidor de temperatura de lança da marca IndicMax com lança descartável.

É importante informar que no caso da sucata de aço, as especificações apresentadas apresentam um teor de manganês abaixo do encontrado normalmente em sucata de aço, onde o aço utilizado foi proveniente de fonte especial a qual trabalha com ferramentas de estamparia de aços especiais. Outra informação importante a apresentar é que comumente o inoculante IM 43, com elevado teor de silício e granulometria entre 0,2 e 0,7 mm, é comumente usado no momento do vazamento, porém não foi utilizado no processo, uma vez que este elemento apresenta granulometria reduzida para aplicação de inoculação “*in mold*”, processo não utilizado na confecção dos blocos Y devido à potenciais problemas de

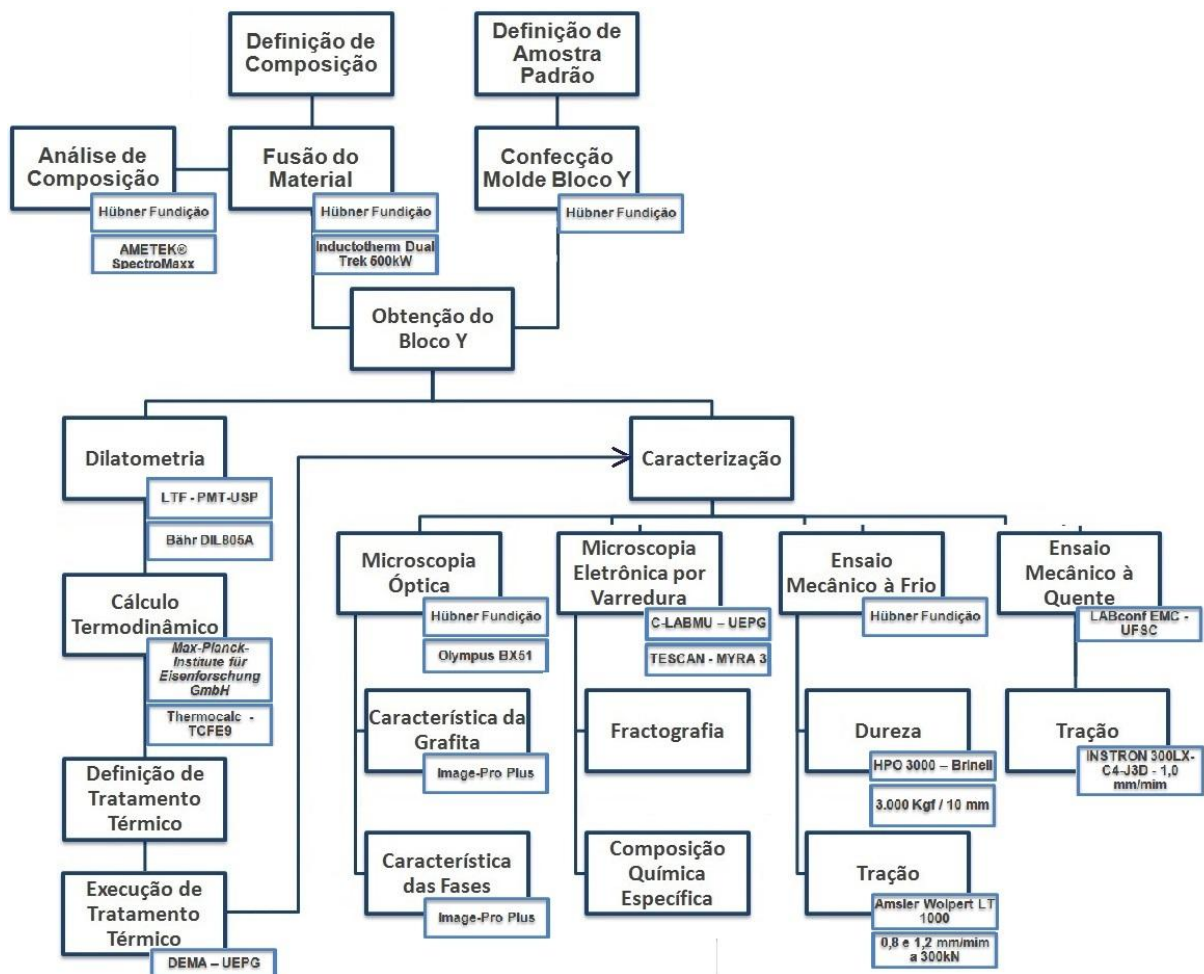
solubilização deste e/ou excesso de inoculante no molde do bloco Y modificando as características do bruto.

4.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

4.2.1 Fluxograma de materiais e métodos

O procedimento pode ser resumido de um modo esquemático no fluxograma mostrado a seguir.

Figura 14 – Fluxograma de Materiais e Métodos utilizados neste trabalho.



Fonte: O Autor.

4.2.2 Processo de fusão e vazamento dos corpos de prova

O forno com capacidade de 500 kg foi carregado com a menor quantidade possível de metal para que as suas características fusoras fossem mantidas sem danificar refratário e outros componentes. A quantidade de 300 kg de metal foi o

limiar encontrado para este forno devido a área útil da bobina, além de que quantidades menores poderiam influenciar no tratamento de nodularização.

Utilizou-se uma panela de tratamento pelo processo de “*tundish cover*” com capacidade para 500 kg, processo no qual a liga nodularizante é colocada em um bolsão no fundo da panela e sequencialmente coberta de cavado de ferro para retardar a reação ao ser transferida o metal líquido para a panela de transferência.

A panela de transferência foi projetada segundo a premissa que a altura útil da panela deve ser o dobro do diâmetro interno. Com isto a relação da coluna de metal líquido acima da bolsa de liga nodularizante é respeitada, obtendo-se um melhor processo de nodularização, com a utilização de menores quantidades possíveis e mesmo assim obtendo a estrutura desejada.

Após atingir a composição desejada, sendo esta baseada no atendimento do teor de carbono, silício com cerca de 1-1,1% a menos do objetivo final, cromo e molibdênio. O restante 1% do teor de silício para o objetivo final é obtido no processo de nodularização e inoculação na panela de reação e transferência. O magnésio residual é proveniente do processo de nodularização. O processo de vazamento dos blocos Y foi realizado em uma panela de vazamento de 500 kg pré aquecida com uso de maçarico, sem o uso de inoculação “*in mold*”, sendo a temperatura registrada de vazamento de 1380°C.

A não utilização de inoculação “*in mold*” na obtenção dos corpos de prova foi devido à impossibilidade de acionar o dispositivo responsável por este processo dentro do tempo de vazamento e peso do conjunto relativamente baixo.

Para determinar a composição do material de carga do forno, liberação do forno e composição final do material foi utilizado um espectrômetro da marca AMETEK® modelo SpectroMaxx com voltagem de ignição entre 1 – 12 kV e voltagem de análise entre 30 – 240 V. Para análise da composição do forno e final do material é necessário obter uma amostra coquilhada, a qual foi obtida vertendo o metal líquido em um molde de cobre com resfriamento interno por água.

4.2.3 Obtenção dos corpos de prova

Após o vazamento, os blocos Y foram desmoldados no dia seguinte, obtendo um tempo de resfriamento mínimo de 16 horas. Após quebrar as rebarbas os blocos foram serrados usando uma serra circular Franho FM1600, onde se retira uma pequena camada da área útil do bloco de modo a não considerar a zona

coquilhada, e a partir deste ponto dois corpos de prova são retirados nas dimensões aproximadas de 12,5 x 12,5 x 150 mm.

Na direção do comprimento (150 mm) foi retirada uma pequena amostra para medida de dureza, com o auxílio de uma serra fita ETT Modelo SS/SC – 350, da área analisada utilizando um durômetro de bancada da marca Werkzeugmaschinenkombinat e modelo HPO 3000, com relação carga esfera de 3000 kgs / Ø 10 mm, o qual registra os valores na escala Brinell. Os corpos de provas retirados dos blocos Y foram usinados em formato cilíndrico com diâmetro aproximado de 10 mm e comprimento de 120 mm para posterior tratamento térmico.

Entre os corpos de prova usinados em formato cilíndrico, foram retirados 3 cilindros para o tratamento térmico selecionado e 3 cilindros reservados para caracterização das propriedades “as cast”.

4.2.4 Realização do tratamento térmico

Normalmente nos processos de produção de turbo compressores as partes que são tratadas termicamente devem estar em atmosfera protetora, objetivando evitar a oxidação excessiva das partes, de modo que, caso a limpeza após o tratamento não seja efetiva, pode inviabilizar o uso do componente, pois pode causar o travamento do conjunto de turbocompressor em funcionamento.

Como o material em análise não se trata do componente final, e sim de corpos de prova, estes foram tratados termicamente sem o uso de atmosfera protetora.

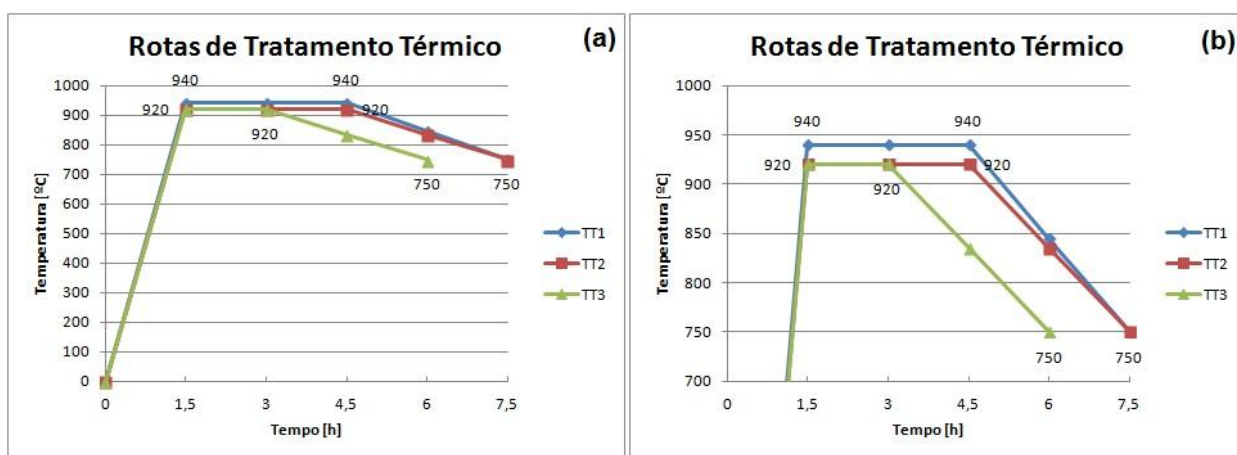
O tratamento térmico definido baseou-se nos resultados obtidos com a simulação numérica por ThermoCalc, resultados obtidos do ensaio de dilatométrica, que serão apresentados na sequência, e recomendações de normas específicas de clientes.

Foram aplicada três rotas de processamento. Nas três rotas definidas o processo de aquecimento iniciando na temperatura ambiente com uma taxa de aquecimento de 10°C/mim, e posterior manutenção da temperatura no patamar intercrítico. Após isto, resfriamento controlado com uma taxa de resfriamento máxima de 80°C por hora até que se atinja aproximadamente 750°C, seguido de resfriamento ao forno.

As três rotas de tratamento foram denominadas como TT₁, onde o primeiro patamar de 940°C por 3 horas, TT₂ com 920°C por 3 horas e TT₃ com 920°C por 1,5 horas.

Uma esquematização do processo de tratamento térmico é mostrada na Figura 15.

Figura 15 - Processo esquemático da curva de tratamento térmico usado neste estudo (a), detalhamento da área efetiva do tratamento (b).



Fonte: O Autor.

Após o tratamento térmico, as amostras tratadas e as amostras na condição “as cast” foram usinadas em corpos de prova segundo a norma EN ISO 6892-1:2009 com diâmetro externo da rosca de 10 mm para teste de tração à frio, e separados 6 corpos de prova para os ensaios à quente.

4.2.5 Ensaio de tração à frio

Para o teste de tração, as especificações quanto à forma e dimensões dos corpos de prova, velocidade de deslocamento, base de medidas, entre outras, são ditas pela norma técnica a ser utilizada, que nesse caso dos materiais metálicos será a ISO 6892:1998(E) - *Metallic Materials – Tensile testing at ambient temperature*. [32]

Os testes de tração foram realizados em máquina de tração hidráulica Amsler Wolpert LT 1000 com software de análise Panantec ATMI integrado com taxa de deformação variável entre 0,8 e 1,2 mm/mim.

Segundo a norma EN ISO 6892-1:2009, é preferível utilizar um corpo de prova com diâmetro de 14 mm, porém devido à limitações técnicas, como peça na qual o corpo de prova será cortado ou segundo restrições da DIN EN1563:2012-03,

é permitido o uso de um corpo de prova com diferentes diâmetros. Independentemente do diâmetro do corpo de prova, o comprimento útil do corpo de prova deve estar conforme a Equação 1.

$$L_0 = 5,65 \times \sqrt{S_0} = 5 \times d \quad (1)$$

Equação 1 – Relação de comprimento útil mínimo segundo DIN EN1563:2012-03.

Onde:

L_0 é o comprimento útil do corpo de prova.

S_0 é a área da seção transversal do corpo de prova.

d é o diâmetro do corpo de prova ao longo do comprimento.

Geralmente, quando a equação acima não é aplicável, deve se ter um acordo entre o fornecedor e o cliente.

Os resultados esperados para o teste de tração e dureza após o tratamento térmico estão listados na Tabela 8.

Tabela 8 – Propriedades mecânicas objetivadas neste estudo.

Propriedade Mecânica	
Tensão Máxima [MPa]	620
Tensão de Escoamento [MPa]	500
Alongamento [%]	6
Dureza [HB]	200-265

Fonte: O autor.

Todos os valores de propriedades mecânicas apresentados neste desenvolvimento representam a média entre dois valores. Após o teste de tração, foram separadas amostras para a análise da superfície de fratura, as quais foram armazenadas em embalagens plásticas com feixe. De cada amostra retirou se uma seção do diâmetro na área da fratura para análise de microestrutura com o uso do microscópio ótico.

4.2.6 Ensaio de tração à quente

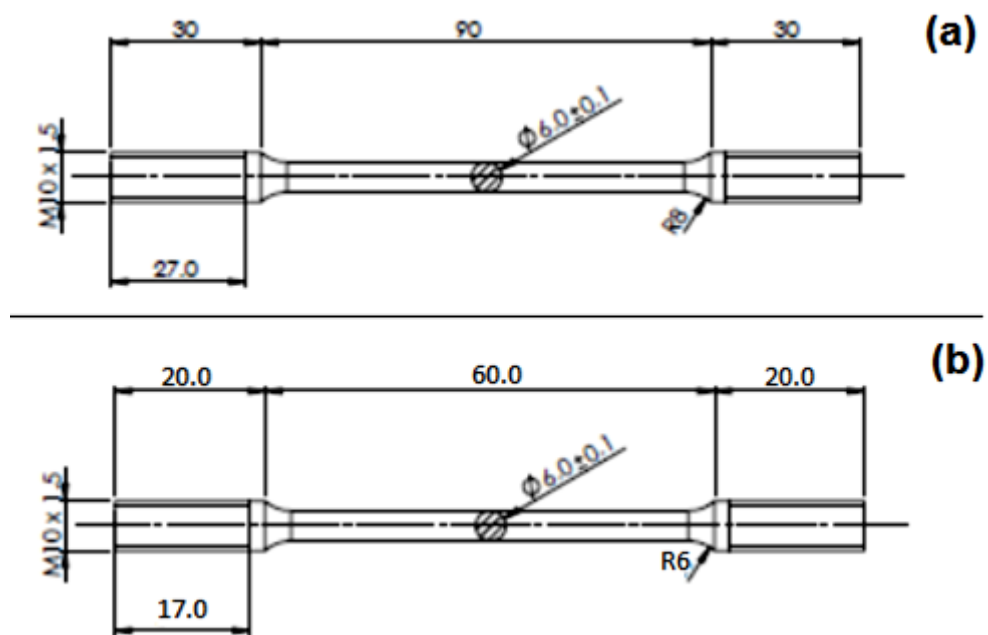
As especificações quanto à forma e dimensões dos corpos de prova, velocidade de tensionamento, base de medidas, entre outras, são ditas pela norma técnica a ser utilizada, que nesse caso dos materiais metálicos será a ASTM E8/E8M – 15^a. [33]

No ensaio de tração, o corpo de prova é colocado nas hastes de fixação pela área com rosca, alocado na região aquecida do forno para estabilização da temperatura pelo período de 10 minutos, e então possibilitando o início do ensaio.

Os testes de tração foram realizados em máquina de tração hidráulica INSTRON 300LX-C4-J3D com taxa de deformação de 1,0 mm/mim e leitura de dados a cada 0,1 segundo, pertencente ao Laboratório de Conformação Mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica da UFSC.

O corpo de prova utilizado no ensaio padrão é mostrado esquematicamente na Figura 16 (a), porém devido à limitações dimensionais dos blocos Y utilizados neste procedimento, eles foram modificados do padrão segundo Figura 16 (b).

Figura 16 – Representação esquemática do corpo de prova padrão usado para o teste de tração à quente (a), e corpo de prova modificado para a realização do ensaio (b).



Fonte: O autor.

A temperatura do ensaio foi definida em 700°C, a qual foi baseada na temperatura do campo intercrítico teórico, 723°C, faixa de temperatura na qual os fenômenos de ferritização são predominantes.

Os resultados apresentados correspondem à média de dois valores, devido a disponibilidade de material para realizar as amostras, não foi possível obter mais resultados para este teste.

4.2.7 Microscopia óptica

Para análise por microscopia ótica utilizou se um microscópio Olympus BX51 com câmera Olympus QColor3 com software Image-Pro Plus embarcado.

A microestrutura desejada é resumida na Tabela 9 e Tabela 10.

Tabela 9 – Requisito microestrutural para a Grafita Nodular para a liga em estudo.

Microestrutura – Grafita	
Grafita tipo I e II	>85%
Grafita Tipo I e II	85% min Tipo I
Grafita Forma III e IV	Max 20%
Grafita Forma V a VII	Max 2%
Camada degenerada [Seção fina / Seção espessa]	0,2 / 0,4 mm
Contagem de Nódulos [Desconsiderar $\varnothing < 10$ micron]	150 – 500/mm ²

Fonte: O autor.

Tabela 10 - Requisito microestrutural para a liga em estudo.

Microestrutura – Micro	
Matriz	Ferrítica
Carbeto Fino de Cromo	
Carbeto Fino de Molibdênio	< 25% na soma
Perlita	
Permitido pequenas quantidades nos contornos de grão	Rede contínua é causa de rejeição

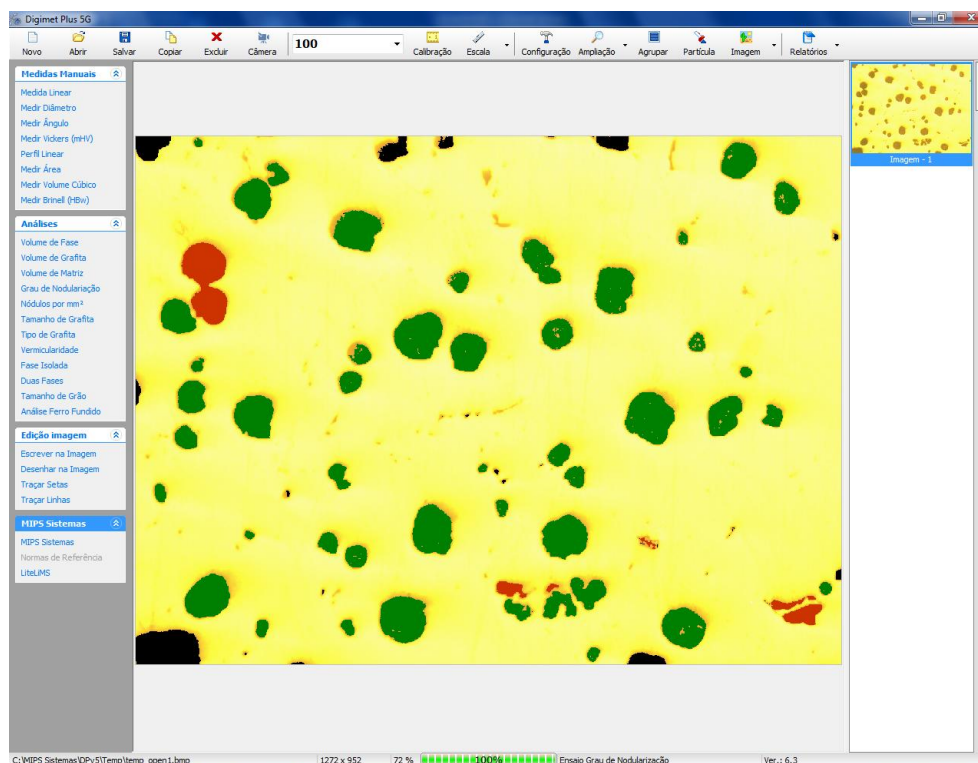
Fonte: O autor.

Para determinar as características da estrutura por meio de imagens de microscópio ótico, utilizou se o software Digimet Plus 5G o qual fornece informações sobre fração volumétrica de fase, grafita e matriz, tamanho de grão, fase isolada, grau de nodularização, nódulos por mm², tamanho e tipo da grafita.

A rotina de análise consiste em diferença de contraste entre as fases, onde o software identifica diferentes cores da imagem gerada através do microscópio ótico, onde ajustes manuais (campo de leitura, cores, brilho, contraste, etc.) podem ser realizados para retirar potenciais ruídos da imagem capturada.

Como caracterização manual é possível obter informações sobre dureza Brinell e Vickers, perfil linear, medidas lineares, planares e volumétricas indiretamente. Na Figura 17 segue uma tela da análise realizada pelo software.

Figura 17 – Tela de análise do software Digimet Plus 5G para contagem e formato de nódulos de grafita.



Fonte: O autor.

4.2.8 Simulação numérica

A simulação numérica apresentada neste trabalho foram realizados com auxilio do software Thermocalc juntamente com a base de dados termodinâmica TCFE9 para ligas ferrosas pelo pesquisador Dr. Alisson Kwiatkowski da Silva, bolsista CNPQ (Projeto 203077/2014-8) no *Max-Planck-Institute für Eisenforschung GmbH*.

As simulações realizadas levaram em conta a fração de fases em equilíbrio para a composição global e também para o equilíbrio metastável, removendo a grafita dos cálculos.

4.2.9 Dilatometria

O método dilatométrico baseia-se no estudo da variação dimensional de um corpo-de-prova, devido às transformações de fase que ocorrem quando o mesmo é submetido à um ciclo térmico. As transformações do metal ou liga ensaiada são determinadas por meio da análise de três variáveis envolvidas: dilatação, temperatura e tempo. As transformações de fase dos aços e ferros fundidos são

acompanhadas de variações de volumes que traduzam nas curvas dilatométricas, pelas mudanças de inclinação. [34]

O ensaio foi realizado em um dilatômetro Bähr DIL805A com aquecimento feito por indução eletromagnética com uso de uma bobina de cobre refrigerado a água. Foram utilizadas três amostras em formato cilíndrico com 4 milímetros de diâmetro e 10 mm de comprimento, acabadas superficialmente com lixa P400 de carbeto de silício.

Os controles e medições da temperatura foram feitos por meio de termopares tipo K, soldados na superfície da amostra. O experimento foi realizado sob vácuo de aproximadamente 4×10^{-4} mbar, para evitar problemas de oxidação e descarbonetação do material. O equipamento pertence ao Laboratório de Transformação de Fases (LTF) do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP (PMT-USP).

Na interpretação dos dados experimentais obtidos na dilatometria, é usualmente assumido que durante uma transformação isotérmica a mudança dimensional observada é proporcional à fração volumétrica transformada e é assumido que o ponto onde a variação dimensional cessa, representa 100% da transformação. Considera-se ainda que haja uma relação linear entre a quantidade transformada e a variação dimensional. [35]

Pode-se pontuar que a técnica de dilatometria (DIL). Não é tão extensamente utilizada quanto as anteriores, mas é útil na obtenção de coeficientes de expansão térmica, densidades, diagramas de fase, etapas de sinterização, expansão térmica linear, expansão térmica volumétrica, ponto de amolecimento, temperatura de decomposição, temperatura de sinterização, temperatura de transição vítrea e transição de fase. Nela, se medem as mudanças nas dimensões de uma amostra em função da temperatura enquanto esta é submetida a uma programação controlada. [37]

4.2.10 Análise de FEG (“Field Emission Gun”)

A técnica de microscopia eletrônica foi utilizada para análise e identificação das características das fases presentes no material, análise de composição pelo método de mapeamento com EDS e característica da superfície de fratura.

Para a análise das amostras da superfície de fratura realizou-se a análise por meio de imagens de FEG (“Field Emission Gun”) da marca TESCAN, modelo

MYRA 3, instalado no Complexo de Laboratórios Multiusuário (C-LABMU) assim como para as amostras polidas em suspensão de alumina com granulometria de 3 μm .

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 DEFINIÇÃO DOS MELHORES PARÂMETROS BASES PARA A OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS

Durante os inícios dos testes foram realizadas fusões de preparação para certo da composição química e melhores parâmetros de processo em prol do objetivo a ser atendido.

Estas fusões foram base para identificação do rendimento dos elementos de liga usados na composição de carga, a otimização do processo de nodularização e inoculação.

Após os testes iniciais determinou-se como composição base objetivo no forno dos principais elementos, e composição final após nodularização e inoculação conforme tabela abaixo.

Tabela 11 – Composição base e final para o processo de fundição.

	Base	Final	Adição na Transferência
%C	3,00 - 3,10	3,00 - 3,10	0,00
%Si	3,60 – 3,70	4,60-4,70	1,10
%Cr	0,70	0,70	0,00
%Mo	0,55	0,55	0,00

Fonte: O Autor

A adição de 1,1% de silício na transferência está dividida em dois processos como citado anteriormente.

Por se tratar de uma liga nodular, na transferência é necessária a adição de liga nodularizante à base de magnésio e silício como mostrado na Tabela 6. O objetivo final do teor de magnésio residual deve obedecer à percentagem máxima de 0,08%, conforme informado na Tabela 5, e baseado em histórico de testes realizados na empresa a qual foi fundida o material de análise, a % ideal de nodularização para este processo, considerando uma quantidade de segurança seria a adição de 1% da liga nodularizante em relação ao peso total de metal tratado proporcionando o atendimento da especificação, o que corresponde em 0,45% de adição no teor de silício devido à sua concentração na liga adicionada. O processo utilizado para a nodularização é o processo sanduíche.

O processo sanduíche consiste em alocar a liga nodularizante dentro de uma fenda no fundo da panela de nodularização, a qual é deslocada do centro, dentro da quantidade desejada, de acordo com os teores de magnésio e metal a ser tratado. Na sequência se cobre esta liga com sucata de aço na forma de cavacos, para retardar o início da reação evitando o decaimento da liga nodularizante ao ser vertido o metal líquido. [23]

Como o objetivo de adição no tratamento é de 1,10%, restaram 0,65% de adição de silício pelo uso de inoculação na transferência e no vazamento. Esta percentagem foi dividida em 0,15% na transferência do forno para a panela de nodularização, e 0,5% na transferência da panela de nodularização.

Como o processo de vazamento por se tratar de bloco Y é muito rápido, menos de 3 segundos, a adição por inoculação em jato não foi aplicada.

Esta divisão objetivou ter um “carregamento” maior de inoculação mais próximo do vazamento de modo promover maior nucleação de nódulos de grafita e pontos para formação de células dendríticas pelo crescimento divorciado, reduzindo o efeito de segregação de elementos de liga e favorecendo a formação de uma matriz mais ferrítica com menor concentração de carbeto nos contornos dendríticos na estrutura bruta de fusão.

5.2 AMOSTRA BRUTA

5.2.1 Composição química

Com as características de processamento apresentadas no item 5.1, a composição final obtida para a liga de estudo, comparada com o objetivo, é esta apresentada na Tabela 12.

Como observado na Tabela 12, a percentagem de carbono ficou um pouco abaixo da especificação integral, porém considerou-se como dentro da especificação pela variação encontrada estar na segunda casa decimal e que se aplicado critérios de arredondamento estariam como conformes.

É importante clarificar que para acerto da composição foram realizados dois testes prévios, com o objetivo de conhecer parâmetros como o rendimento metalúrgico efetivo dos elementos adicionados, assim como entender efeitos dos elementos em conjunto na microestrutura, buscando obter uma liga no estado bruto

de fusão o mais próximo possível das características objetivadas após tratamento térmico.

Tabela 12 – Composição base e final para o material de estudo e confecção de Bloco Y.

Composição da Liga IDM – 5418			
Elemento	Min. [wt%]	Max. [wt%]	Obtido [wt%]
Carbono	2,90	-	2,84
Cromo	0,70	0,85	0,70
Magnésio	-	0,08	0,04
Molibdênio	0,55	0,7	0,55
Silício	4,40	4,80	4,70
Manganês	-	0,30	0,30
Níquel	-	0,50	0,02
Fósforo	-	0,07	0,03
Enxofre	-	0,02	0,008

Fonte: O Autor

Como exemplo dos testes prévios realizados, o manganês, que está dentro da faixa especificada, é classificado como um material residual dentro desta composição, logo não é adicionado, porém o valor ficou próximo ao limite, pois a matéria prima que foi utilizada é uma sucata denominada na fábrica como “especial”, pois é proveniente do processo de estampagem onde há menores teores de elementos de liga, e consequentemente de manganês. Se utilizado a sucata comum, os teores seriam certamente maiores que 0,40% em peso.

5.2.2 Propriedades mecânicas à frio

As propriedades mecânicas obtidas nas amostras brutas estão mostradas na Tabela 13:

Tabela 13 – Propriedades mecânicas obtidas para a amostra no estado bruto.

Propriedades Mecânicas Obtidas		
	Objetivo Final	Obtido As Cast
Tensão Máxima [MPa]	620	700
Tensão de Escoamento [MPa]	500	581
Alongamento [%]	6	1,9
Dureza [HB]	200-265	269

Fonte: O Autor

Nota-se que as propriedades de tensão máxima de ruptura [MPa] e tensão de escoamento [MPa] atingiram os níveis necessários para que se atendesse a especificação necessária, porém as características de alongamento [%] e dureza [HB] ficaram fora da especificação desejada, com uma alta criticidade para o alongamento.

As imagens obtidas com o FEG para a análise de fractografia das amostras ensaiadas à frio, são mostradas na Figura 18.

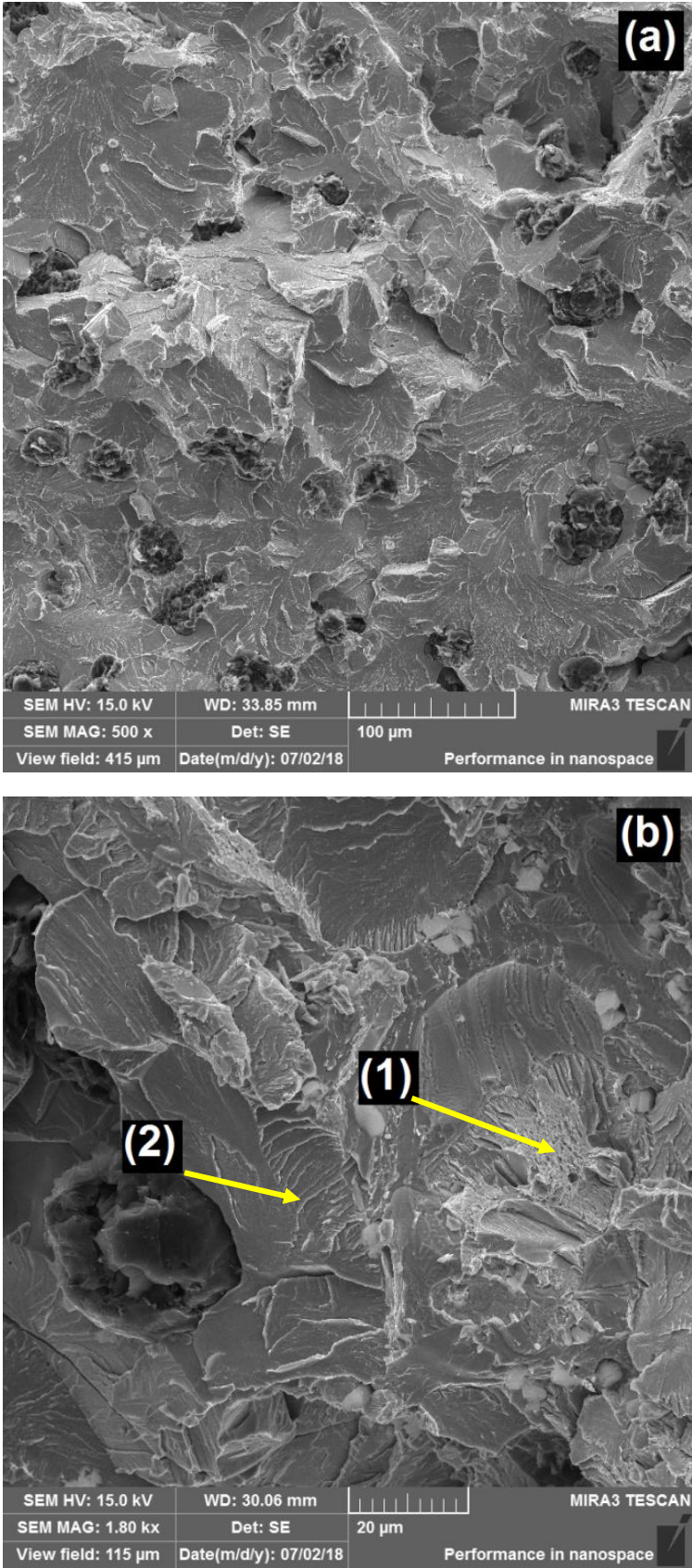
Conforme o resultado apresentado na Tabela 13, as imagens do FEG para a fractografia mostram uma área predominante de clivagem, indicada representativamente pela seta (2), típica de materiais frágeis, o que condiz com o baixo valor de alongamento encontrado.

Não é possível notar, apesar da fratura frágil, uma direção ou caminho percorrido pela trinca durante a fratura, o que está relacionado a diversos fenômenos de nucleação de microcavidades na interface entre o nódulo de grafita e a matriz ao redor. [30]

Características de “*dimples*”, indicada pela seta (1), típica de materiais dúcteis, foram encontradas em pequenas quantidades e isoladamente, o que explica uma pequena parcela de alongamento da amostra.

Para a amostra bruta, não foi realizado ensaio de tração a quente, pois nesta condição não se aplica este material, logo, não faz sentido comparar estes resultados.

Figura 18 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a frio, para amostras no estado bruto de fusão (a), detalhe da microestrutura (b).

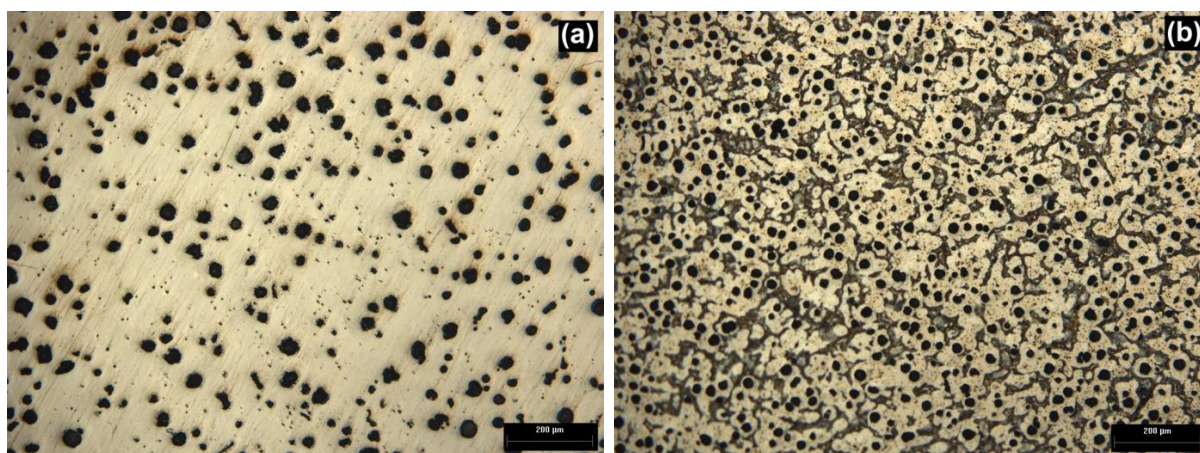


Fonte: O autor.

5.2.3 Análise microestrutural

Os resultados obtidos após análise da microestrutura segundo procedimento citado no item 4.2.7, por meio do software Digimet Plus 5G, e imagens obtidas das amostras conforme Figura 19.

Figura 19 – Imagens obtidas com microscópio ótico microestrutura bruta de fusão. (a) amostra polida para análise de nodularização e (b) amostra atacada com Nital 5% para análise de proporção de ferrita, perlita e carbeto na estrutura.



Fonte: O autor.

Baseado nas especificações apresentadas na Tabela 9 e Tabela 10, se tem abaixo na Tabela 14 e Tabela 15 os resultados obtidos.

Tabela 14 – Análise microestrutural da grafita para a amostra na estrutura bruta de fusão.

Microestrutura – Grafita		
	Especificação	Obtido
Grafita tipo I e II	>85%	86,0%
Grafita Tipo I e II	85% min Tipo I	92,4%
Grafita Forma III e IV	Max 20%	5,2%
Grafita Forma V a VII	Max 2%	1,7%
Contagem de Nódulos [Desconsiderar $\varnothing < 10$ micron]	150 – 500/mm ²	182

Fonte: O Autor

Tabela 15 - Resultado microestrutural obtido para a estrutura bruta de fusão desconsiderando percentagem de grafita na matriz.

Microestrutura – Micro		
	Especificação	Obtido
Matriz	Ferrítica	55%
Carbeto Fino de Cromo	< 25% na soma	45%
Carbeto Fino de Molibdênio		
Perlita		
Permitido pequenas quantidades nos contornos de grão	Rede contínua é causa de rejeição	Apresenta rede contínua de carbeto

Fonte: O Autor

5.2.4 Análise microestrutural por FEG e EDS

De modo a obter uma análise analítica e confirmar os resultados apresentados no item 5.2.3, foram realizadas as imagens de FEG e EDS para entender como as fases estão distribuídas na microestrutura e qual é o gradiente de composição gerado durante a solidificação.

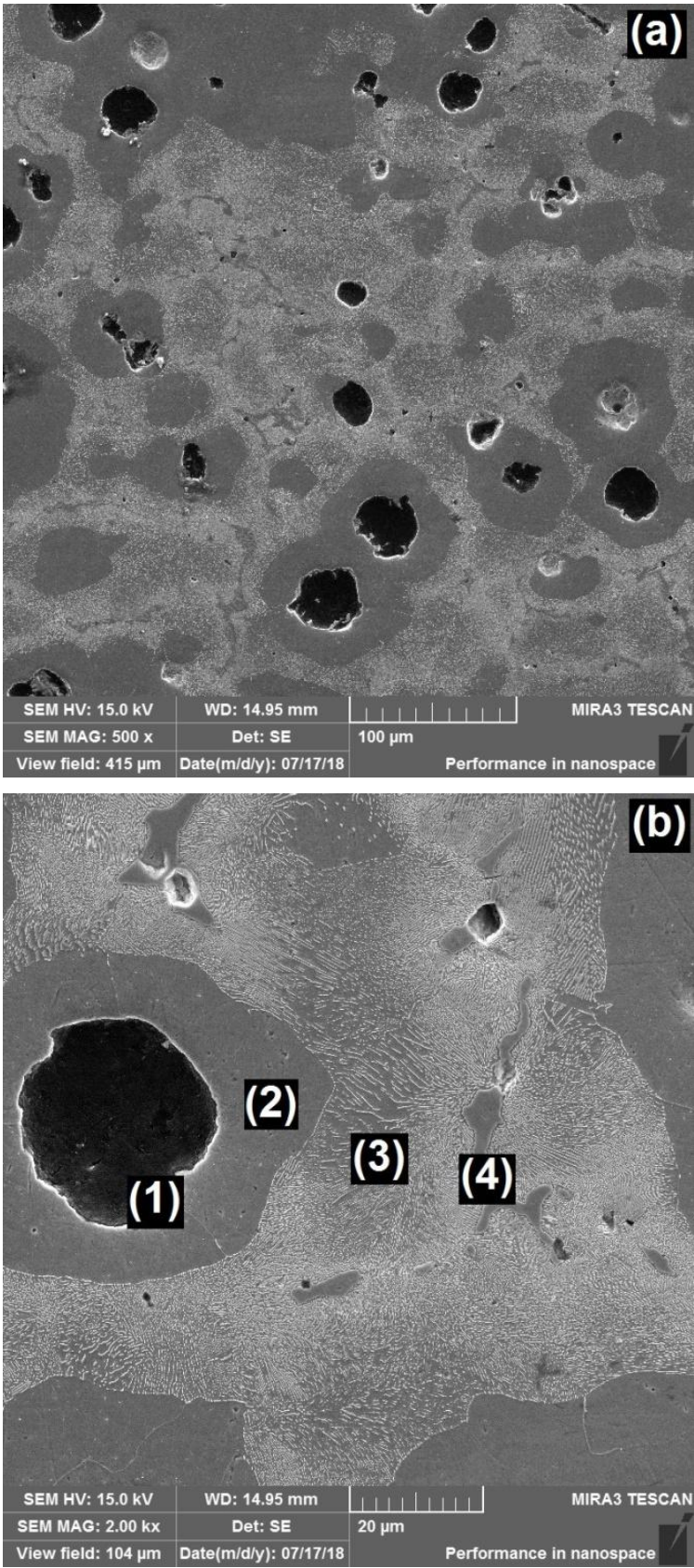
As imagens apresentadas acima confirmam os resultados obtidos com o uso da microscopia ótica, onde nota se, de uma maneira mais clara na Figura 20 (b), em sua grande maioria uma matriz ferrítica (2) ao redor do nódulo de grafita (1), e uma rede perlítica (3) interconectada ao redor desta estrutura.

O que se torna mais claro com o auxílio do equipamento de FEG é um carbeto localizado nas regiões finais de solidificação (4), ou seja, próximo aos contornos de células dendríticas.

De modo a entender a composição deste carbeto (4) foi realizada análise de EDS (mapeamento e pontualmente) e assim possibilitando o reconhecimento da distribuição dos elementos de liga principais na microestrutura. O mapeamento realizado na região de presença de carbeto é mostrado na Figura 21.

Como é possível perceber na Figura 21, onde a grande variação de composição é perceptível entre o carbeto formado e a matriz, ferrítica e perlítica, o carbeto essencialmente presente na estrutura é composto por um complexo de cromo e molibdênio.

Figura 20 – Imagem de FEG para a amostra bruta de fusão (a), detalhe da microestrutura (b).



Fonte: O autor.

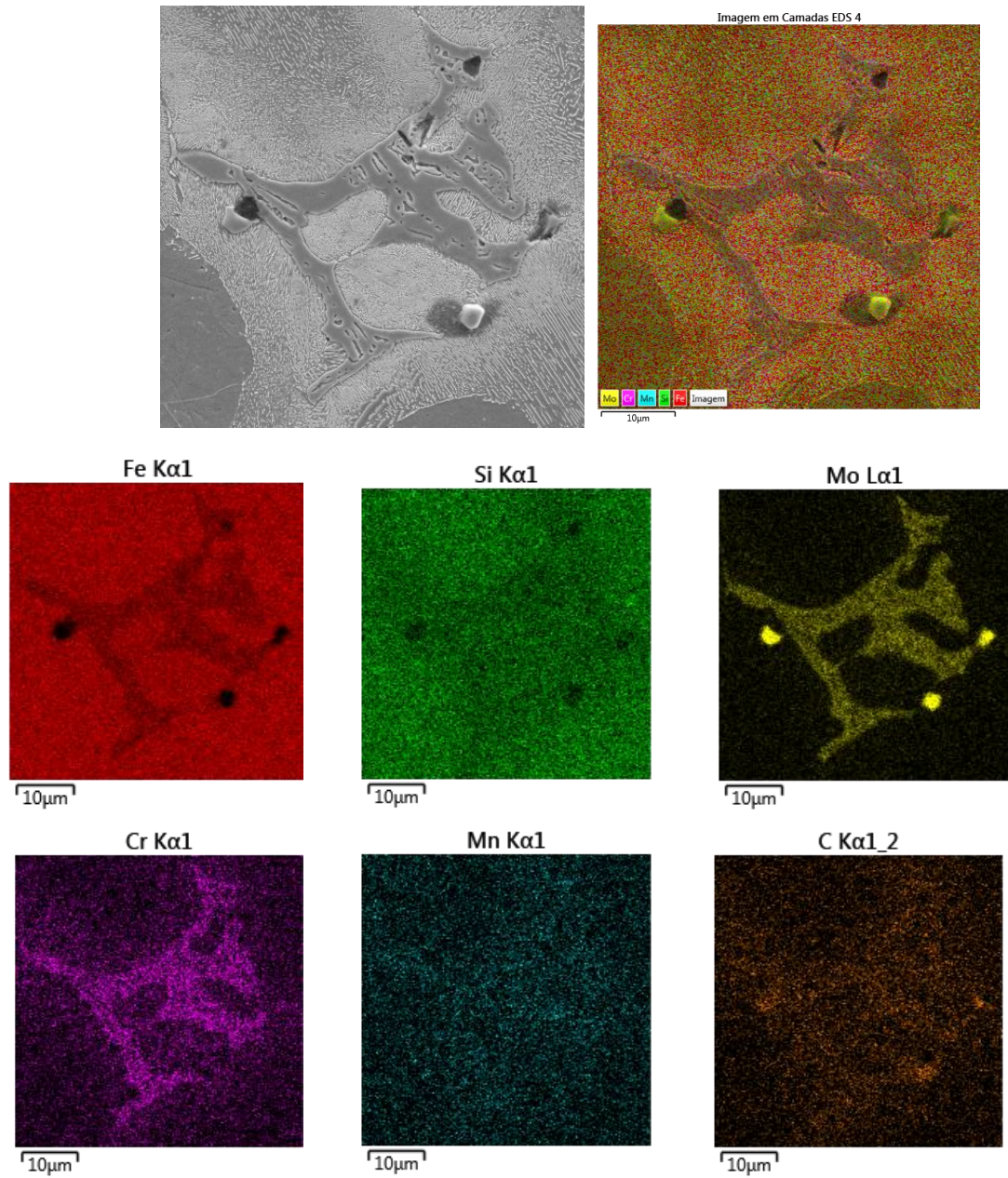
Uma observação importante é percebida no resultado do mapeamento para o cromo, o qual apresenta uma presença mais acentuada no carbeto formado, porém também se apresenta distribuído na matriz, enquanto que o molibdênio não apresenta quantidades expressivas na matriz.

Nas regiões mais claras, há formação de um carbeto essencialmente de molibdênio, como pode ser visto no mapeamento específico para o molibdênio e carbono.

Os demais elementos, ferro, silício, manganês e carbono, de maneira geral estão distribuídos uniformemente na estrutura como um todo.

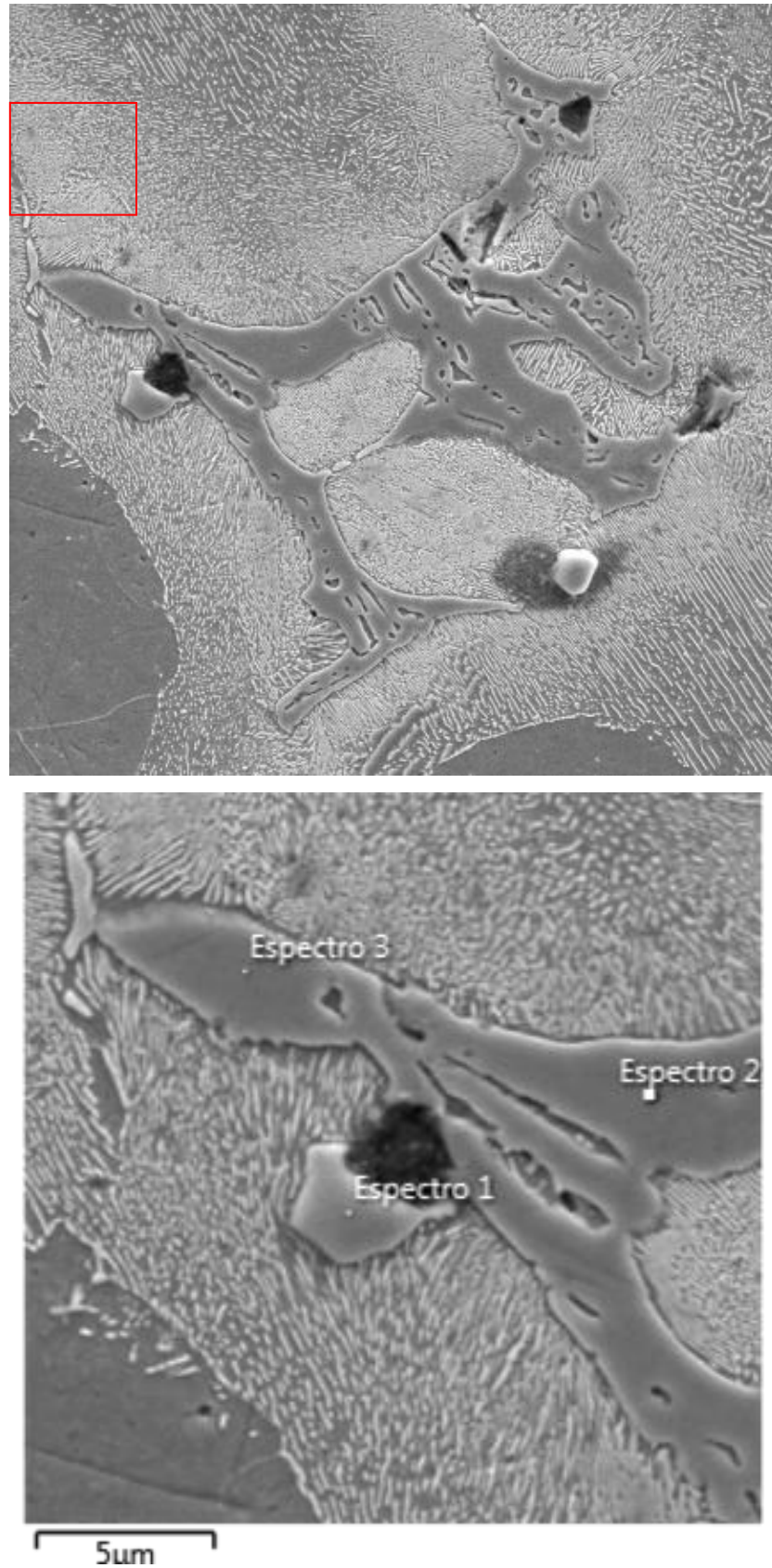
Para validar os resultados encontrados na Figura 21, e identificar quantitativamente o carbeto presente na estrutura foi realizado uma análise pontual de EDS, conforme Figura 22.

Figura 21 – Mapeamento por EDS realizado na amostra no estado bruto de fusão na região de contorno de células dentríticas.



Fonte: O autor.

Figura 22 – Análise pontual por EDS realizado na amostra no estado bruto de fusão na região com presença de carbetos.



Fonte: O autor.

Os valores de composição para cada ponto (espectro) apresentado na Figura 22 são apresentados na tabela abaixo.

Tabela 16 – Análise qualitativa pontual por EDS realizado na amostra no estado bruto de fusão na região com presença de carbeto.

Elemento / %peso	Espectro 1	Espectro 2	Espectro 3
Silício	-	2,51	2,66
Cromo	4,63	5,91	5,84
Manganês	-	1,11	1,03
Ferro	4,51	67,04	65,18
Molibdênio	60,39	14,68	16,07
Total:	100	100	100

Fonte: O Autor

A análise semi quantitativa apresentada na Tabela 16 mostra que as conclusões obtidas por meio do mapeamento por EDS são válidas.

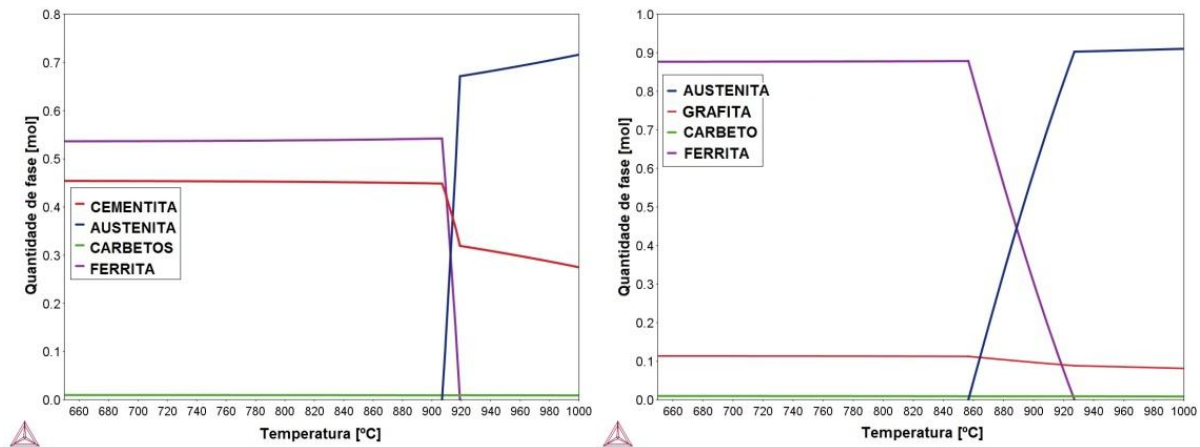
Com os resultados obtidos e analisados da composição química (5.2.1), as propriedades mecânicas à frio (5.2.2) e microestrutura obtida (5.2.3), nota-se que a microestrutura obtida não atende a especificação desejada, assim como, o valor para o alongamento para o material no estado bruto de fusão.

Deste modo se fez necessário buscar entender os fenômenos termodinâmicos e cinéticos para definir uma rota de tratamento térmico a ser aplicada de uma maneira eficiente e econômica de modo a buscar as propriedades desejadas, ou seja, utilizando o tratamento térmico de modo a homogeneizar a composição química ao longo da estrutura e buscar a dissolução da perlita e carbeto interconectados, aumentando a quantidade de ferrita como um todo.

5.2.5 Simulação numérica e dilatometria

Os resultados apresentados nas simulações numéricas são apresentados na Figura 23.

Figura 23 – Resultado obtido com simulação numérica pelo software Thermocalc com a base de dados termodinâmica TCFE9, segundo diagrama (a) metaestável e (b) estável.



Fonte: O autor.

Segundo os resultados obtidos na simulação na condição estável, nota-se que o cruzamento das curvas de grafita, ferrita e austenita ocorre em torno de 880°C, o início da transformação começa em torno de 860°C e se encerra à 930°C, enquanto que o metaestável apresentou o cruzamento entre as curvas em uma temperatura próxima à 920°C.

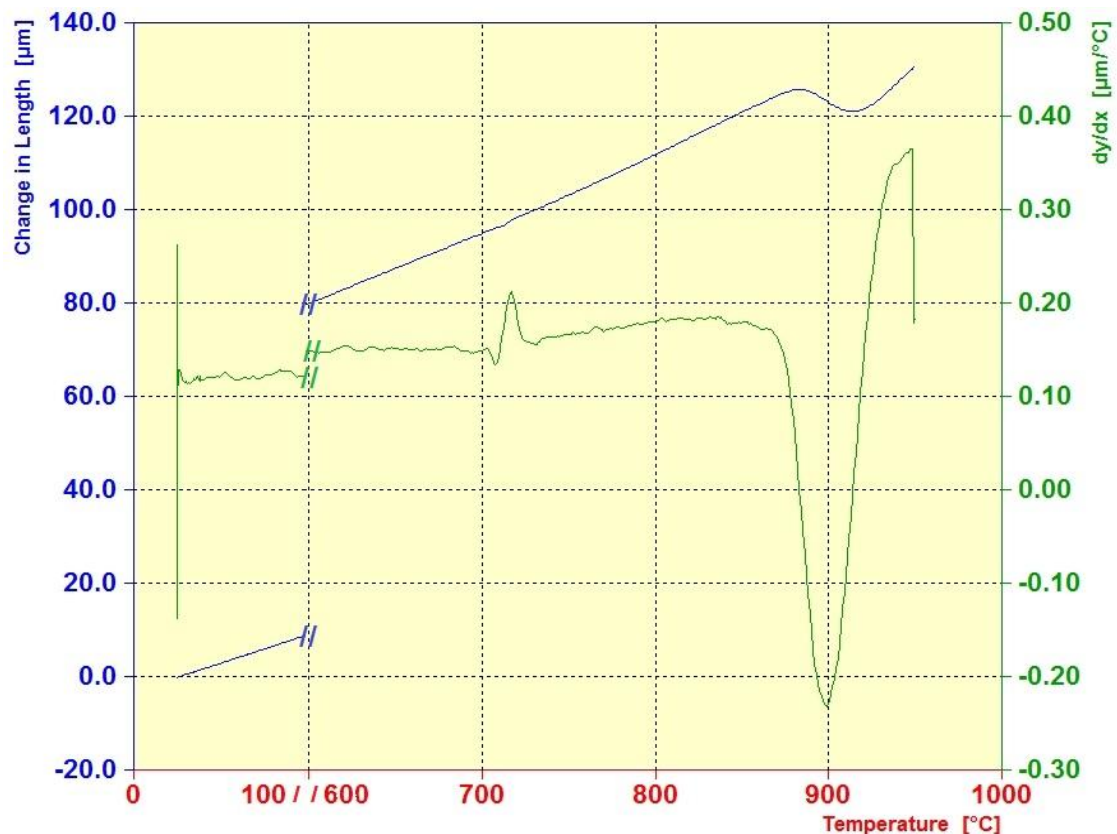
As informações apresentadas mostram que a faixa de transformação intercrítica deste modo se encontra na faixa de 860°C e 920°C, uma faixa de 60°C, o que condiz com as informações apresentadas no item 3.2.4 na Figura 9. [13]

Do mesmo modo, com os dados apresentados na Figura 9, os resultados obtidos concordam que a adição de silício eleva as temperaturas do intervalo intercrítico em relação a um ferro fundido nodular comum (teor de silício de 2,40% em peso), de uma faixa de 730°C a 830°C para 860°C a 920°C como apresentado neste desenvolvimento. [13]

Deste modo estaria se considerando temperatura de austenitização próxima a 920 °C, e quanto mais alta a temperatura, maior a quantidade de carbono em solução sólida na austenita, o qual estará disponível para a decomposição eutetóide e consequentemente favorecendo a formação da perlita durante o resfriamento.

De modo a validar as premissas adotadas pelos resultados de simulação, verificou o resultado apresentado pela dilatométrica conforme procedimento no item 4.2.9, o qual é apresentado na Figura 24.

Figura 24 – Resultado de Dilatometria para a amostra na condição bruta de fusão.



Fonte: O autor.

Conforme o resultado apresentado na figura acima, as premissas adotadas para os resultados de simulação numérica, objetivando a definição dos tratamentos térmicos a serem realizados, condizem com a dilatometria.

Outra informação importante de se obter da análise de dilatometria são os dados sobre o coeficiente de expansão térmica linear, o qual é obtido através da primeira derivada da curva de Temperatura VS Variação de comprimento da amostra (Figura 24), da faixa de valores selecionados.

O dado sobre a dilatometria é importante para entender o comportamento durante a operação, pois as propriedades do material podem ser alteradas com o aumento da temperatura, e a estabilidade térmica dimensional é um dos fatores apresentados como importantes de se ter pouca variação, as quais podem ser provenientes de variação do parâmetro de rede das fases presentes, transformações de fase e sua parcela de colaboração em mecanismos de fratura por fadiga térmica e fluência. [4, 42]

Como citado anteriormente, a temperatura de austenitização é de aproximadamente 920°C, deste modo as faixas definidas para determinar o

coeficiente de expansão térmica linear do material em estudo foram entre 250°C e 650°C, no campo predominante ferrítico e entre 960 e 980°C, campo predominante austenítico, os resultados são mostrados na Tabela 17.

Tabela 17 – Coeficiente de expansão térmica linear calculado a partir da curva de dilatométrica para o aquecimento.

Fase Primária	Calculado [$\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$]	Prático [$\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$] (41)
Ferrita	14,78 $\pm$ 0,1	14,40 – 17,39
Austenita	34,97 $\pm$ 0,2	28,56 – 37,85

Fonte: O Autor

O resultado obtido para coeficiente de expansão térmica linear do material condiz com estudos conduzidos por E. Melleras et. al; o qual mostra os resultados encontrados estão de acordo com a estrutura do material, uma vez que o fator de empacotamento da austenita é maior que na ferrita. [42]

Esta conclusão é de extrema importância na definição dos limites de aplicação deste material, uma vez que a diferença significativa do coeficiente de expansão térmica na transformação de fase resulta a indução de elevadas tensões internas no material, podendo ocorrer empenamento, conduzindo a formação de trincas e posterior falha.

5.2.6 Definição do tratamento térmico aplicado

Definindo os parâmetros básicos para estabelecer uma rota de tratamento térmico, ou seja, assumindo, baseado nos resultados apresentados em 5.2.5, que a temperatura de austenitização (A_1) é de 920 °C e a faixa de transformação intercrítica entre 860°C e 920°C.

Tendo conhecimento da microestrutura bruta de fusão e como os elementos da composição química estão distribuídos dentro da mesma, sabe-se que o objetivo é a dissolução de carbeto, incluindo a cementita, redução de carbeto interconectados e estabilização da ferrita, é possível definir outras rotas de tratamentos além do sugerido nas normas específicas de clientes para este produto, buscando a otimização de processos e propriedades.

Na definição do tratamento sabe-se que é necessário no primeiro estágio atingir temperaturas próximas ou superiores a A_1 buscando a dissolução de carbeto e cementita, além de minimizar a estrutura interconectada apresentada em 5.2.3,

porém, esta dissolução de carbeto e cementita à alta temperatura, irá enriquecer a matriz formando austenita.

Em contra partida, favorecendo a dissolução e formação da austenita, ou seja, buscando temperaturas mais elevadas e períodos mais longos nesta temperatura, se aumenta o tamanho de grão austenítico, o que tende a reduzir a tensão máxima de resistência do material.

Deste modo, no primeiro estágio do tratamento, é necessária fazer uma relação de tempo e temperatura buscando a melhor relação para maximizar a solubilização de carbeto enriquecendo a austenita com carbono e minimizando o tamanho de grão austenítico.

Neste primeiro estágio a solubilização da austenita é favorecida por fatores cinéticos, uma vez que para ser um fenômeno termodinâmico, seria necessária que a austenita estivesse saturada em carbono, ou seja, próximo a 2,0% em sua composição na linha do eutético, em temperaturas próximas a 1130°C, e favorecendo assim o fenômeno de difusão. Observação que foi inferida tendo em vista que a % de carbono global da liga é de 2,84% conforme Tabela 12. [8]

Porém é importante pontuar que o tratamento térmico acontece na faixa do campo intercrítico, próxima a linha da composição eutetóide, onde a temperatura para a liga em estudo conforme item 5.2.5 seria em torno de 920°C, apresentando uma solubilidade estimada do carbono na austenita na faixa de 0,76 a 0,83%. [8]

Se o processo de solubilização é favorecido por questões cinéticas, não se faz necessário buscar aumentar a temperatura do primeiro patamar do tratamento térmico, pois carbeto estáveis não se solubilizariam e teríamos um aumento do tamanho de grão austenítico.

Além de que se aumentar a temperatura do primeiro estágio a variação de temperatura para o estágio da estabilização de ferrita seria maior, aumento a taxa de resfriamento e possibilitando a estabilização de carbeto pré dissolvidos.

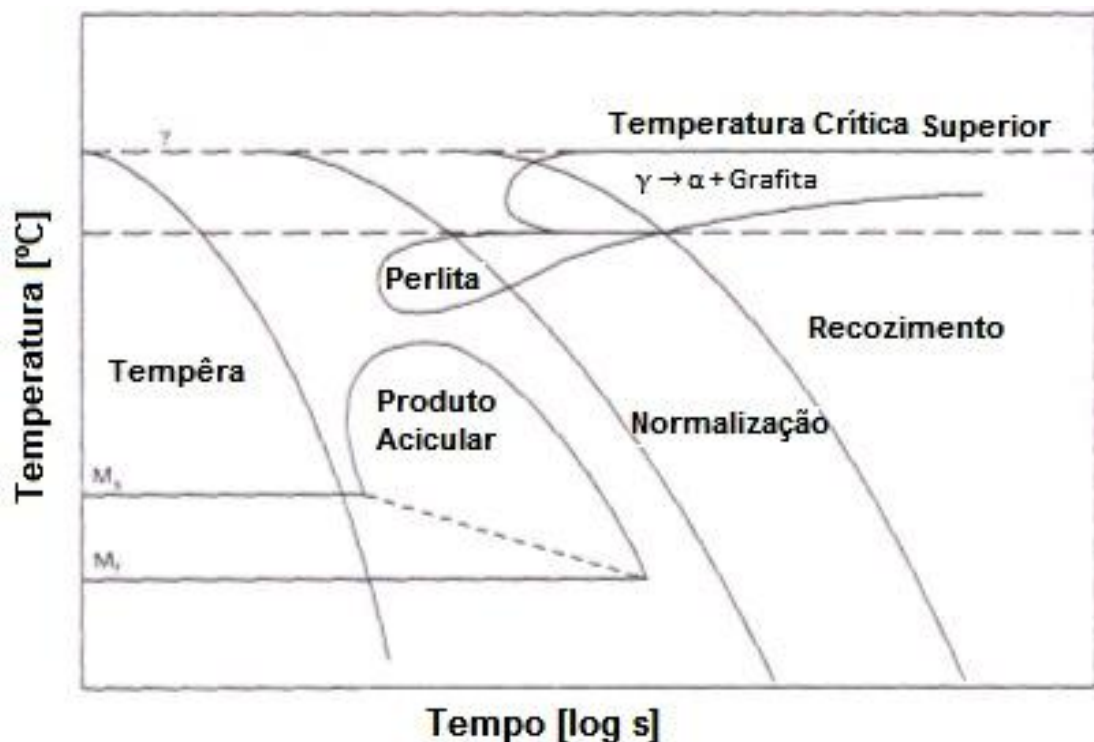
Entretanto vale ressaltar que se fosse considerado unicamente o efeito do tratamento na matriz sem levar em consideração a dissolução dos carbeto, a quantidade de ferrita seria maior em tratamentos conduzidos o mais próximo do limite inferior do intervalo intercrítico. [13]

O segundo estágio do tratamento, o qual consiste de um resfriamento lento do primeiro patamar para 750°C, como sugerido em normativas de fabricantes destes componentes, não foi alterado.

De qualquer modo é importante citar que este segundo estágio busca a transformação da austenita formada no primeiro estágio em uma ferrita enriquecida pelos elementos de liga e a estabilização da mesma, e que a curva de resfriamento inicial seja suficientemente lenta para que a linha de transformação de fase do diagrama TTT seja cruzada o mais próximo possível da região superior favorecendo a formação de ferrita.

De modo a exemplificar o efeito citado da curva TTT, um exemplo de uma curva TTT é apresentado na Figura 25 enquanto que o efeito da taxa de resfriamento é apresentado na **Erro! Fonte de referência não encontrada..**

Figura 25 – Diagrama TTT mostrando as faixas de tratamento térmico para recozimento, normalização e têmpera.



Fonte: Adaptado de Total Materia. [43]

Baseado nas afirmações apresentadas acima definiu-se as três rotas de tratamento, que foram denominadas como TT₁, onde o primeiro patamar de 940°C por 3 horas, TT₂ com 920°C por 3 horas e TT₃ com 920°C por 1,5 horas.

Após isto, resfriamento controlado em uma faixa máxima de perda de calor de 80°C por hora até que se atinja aproximadamente 750°C, seguido de resfriamento ao forno.

As rotas de tratamento aplicadas são apresentadas na Figura 15, no item 4.2.4.

5.3 AMOSTRA TRATADA TERMICAMENTE 1 – TT₁

Os resultados de composição química, simulação numérica e dilatométrica não serão apresentados para as amostras tratadas termicamente uma vez que se aplicam ao estado bruto de fusão.

5.3.1 Propriedades mecânicas à frio

As propriedades mecânicas obtidas nas amostras tratadas termicamente denominado como TT₁ estão mostradas na Tabela 18 abaixo:

Tabela 18 – Propriedades mecânicas obtidas para a amostra TT₁ - 940°C por 3 horas.

Propriedades Mecânicas Obtidas		
	Objetivo Final	Obtido TT ₁
Tensão Máxima [MPa]	620	705
Tensão de Escoamento [MPa]	500	592
Alongamento [%]	6	8,5
Dureza [HB]	200-265	207

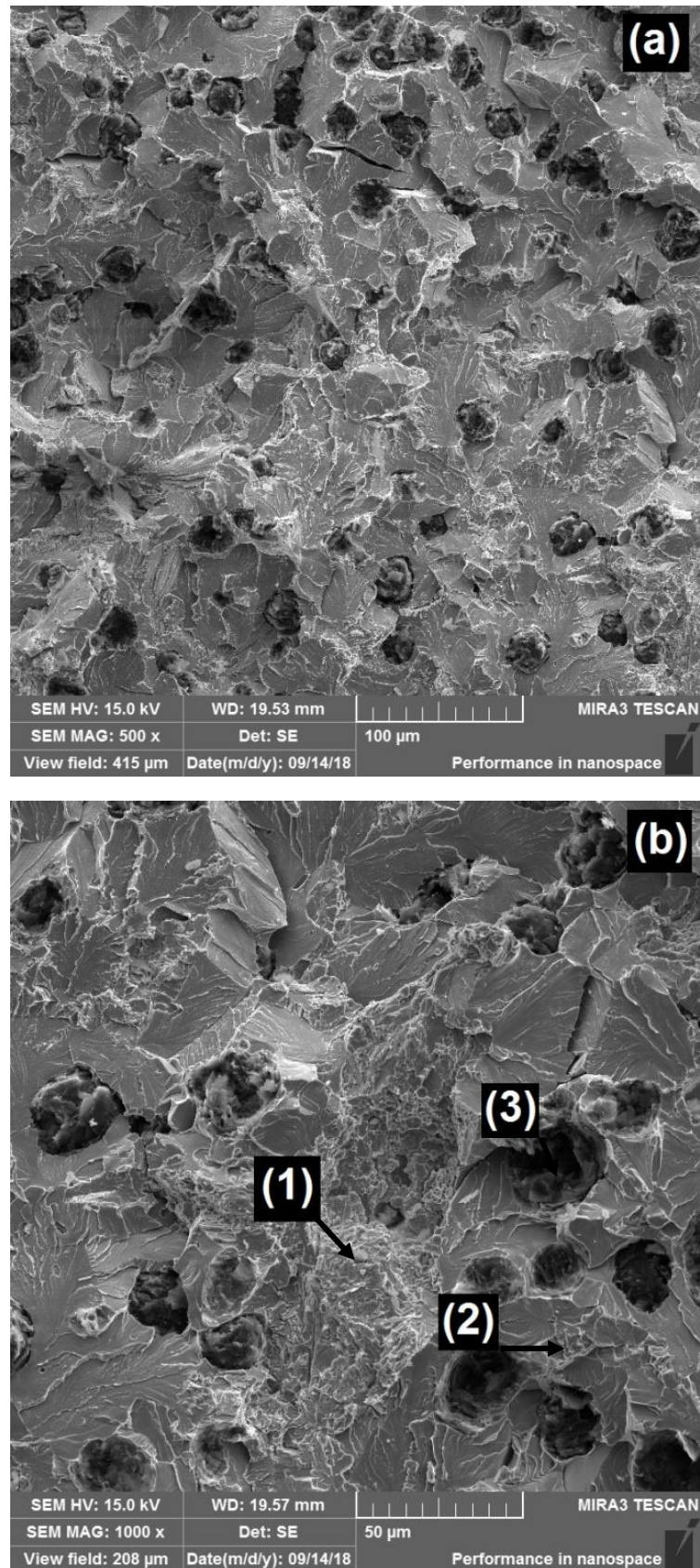
Fonte: O Autor

Nota-se que as propriedades de tensão máxima de ruptura [MPa] e tensão de escoamento [MPa], alongamento [%] e dureza atingiram os níveis necessários para que se atendesse a especificação necessária após tratamento térmico (TT₁).

As imagens obtidas com uso do FEG para a análise de fractografia das amostras ensaiadas à frio, são mostradas na Figura 26.

Conforme o resultado apresentado na Tabela 30, apesar de um alongamento maior em relação a amostras no estado bruto de fusão, as imagens do FEG para a fractografia mostram uma área predominante de clivagem, indicada representativamente pela seta (2), típica de materiais frágeis, porém é um possível perceber uma área maior com características de “*dimples*”, indicada pela seta (1), típica de materiais dúcteis e decoesão dos nódulos da grafita (3).

Figura 26 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a frio, para amostras tratadas termicamente: TT₁ - 940°C por 3 horas (a), detalhe da microestrutura (b).

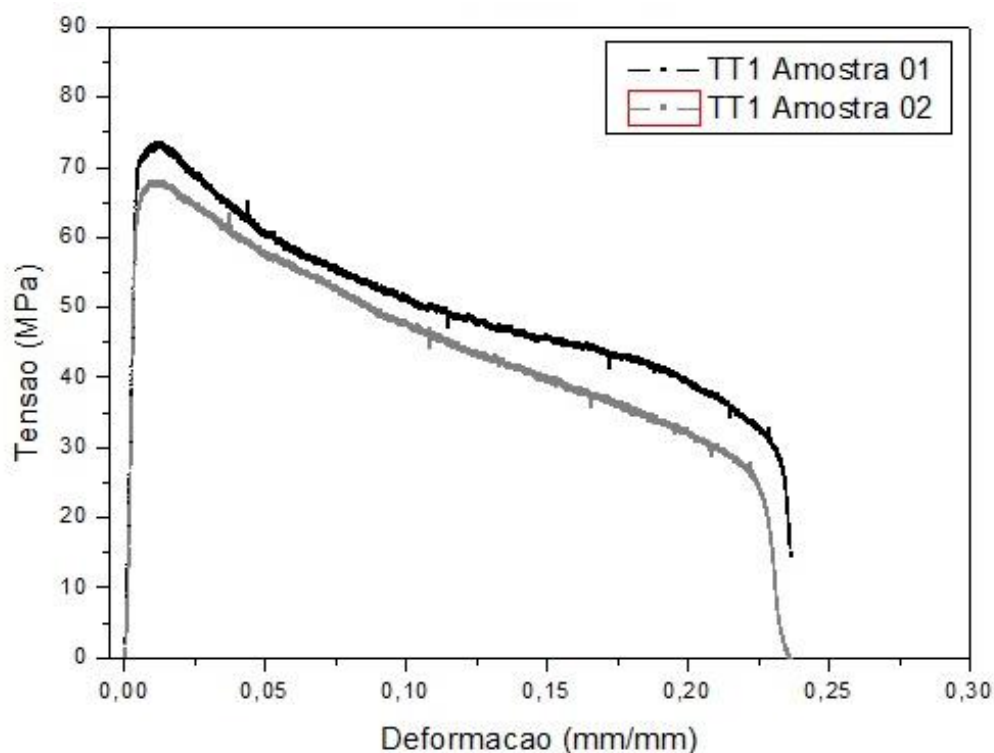


Fonte: O autor.

5.3.2 Propriedades mecânicas à quente

Os resultados obtidos para o teste de tração à quente para os dois corpos de prova, das amostras tratadas termicamente denominado como TT₁, ensaiados à 700°C são apresentados no gráfico abaixo.

Figura 27 – Resultado de tração à quente (700°C) das amostras tratadas termicamente TT₁ - 940°C por 3 horas.



Fonte: O autor.

As propriedades mecânicas à quente obtidas nas amostras tratadas termicamente denominado como TT₁ estão mostradas na Tabela 19:

Tabela 19 – Propriedades mecânicas à quente obtidas para a amostra TT₁ - 940°C por 3 horas.

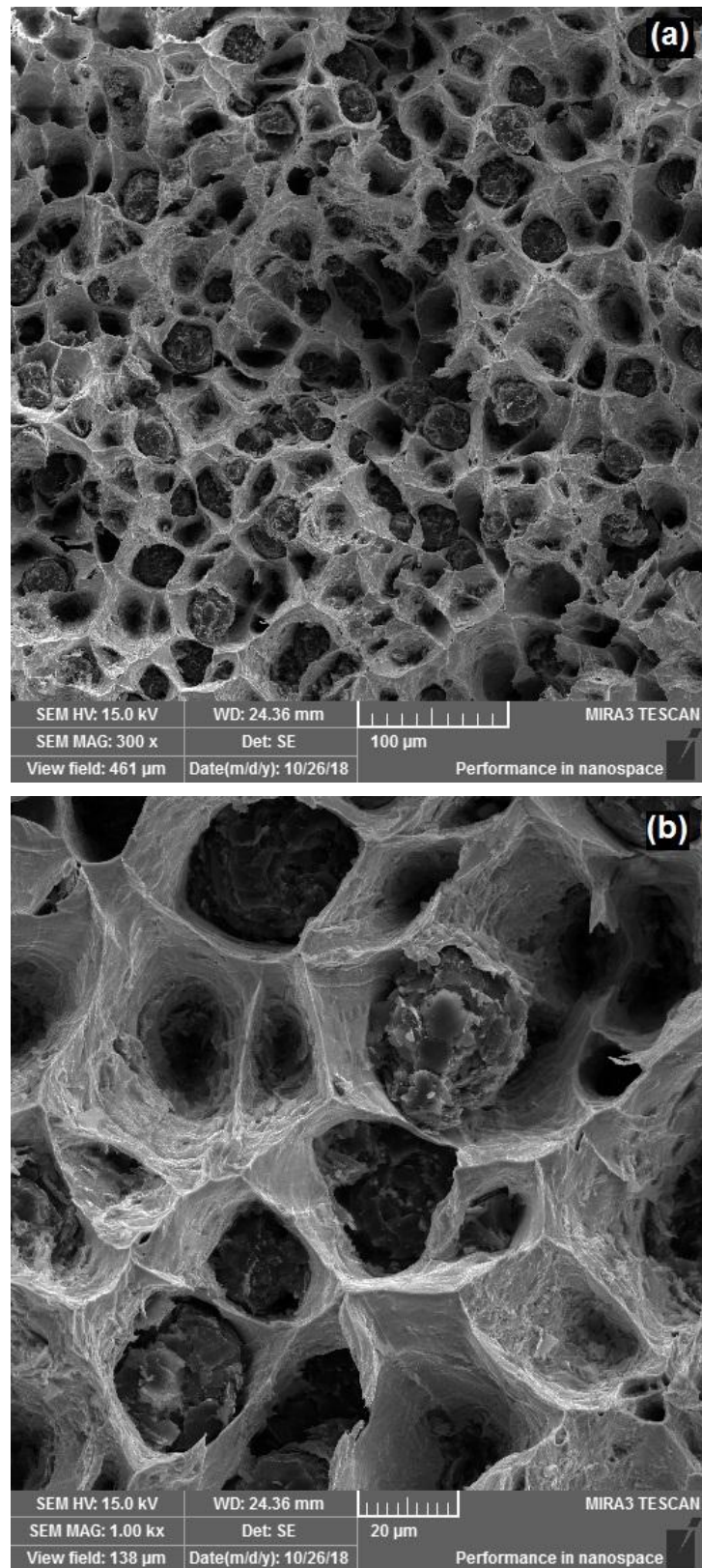
Obtido TT ₁ / Propriedade	Amostra 1	Amostra 2	Média
Tensão Máxima [MPa]	68,3	73,8	71,1±3,9
Tensão de Escoamento [MPa]	65,5	71,2	68,4±4,1
Alongamento [%]	23,6	23,6	23,6±0,0
Módulo Elástico [GPa]	20,7	18,3	19,5±1,7

Fonte: O Autor

A discussão dos resultados será realizada posteriormente com a comparação das três condições de tratamento térmico aplicado, porém é importante ressaltar que

as variações dos resultados estão abaixo de 10%, o que mostra que os resultados mostraram uma boa estabilidade. As imagens obtidas pelo FEG para a análise de fractografia das amostras ensaiadas a quente, são mostradas na Figura 28. Conforme o resultado apresentado na Tabela 19, as imagens do FEG para a fractografia mostram, como esperado devido ao elevado valor de alongamento, uma área predominante de “*dimples*”, ou também denominadas como presença de alvéolos, típica de materiais dúcteis.

Figura 28 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a quente, para amostras tratadas termicamente: TT1 - 940°C por 3 horas (a), detalhe da microestrutura (b).

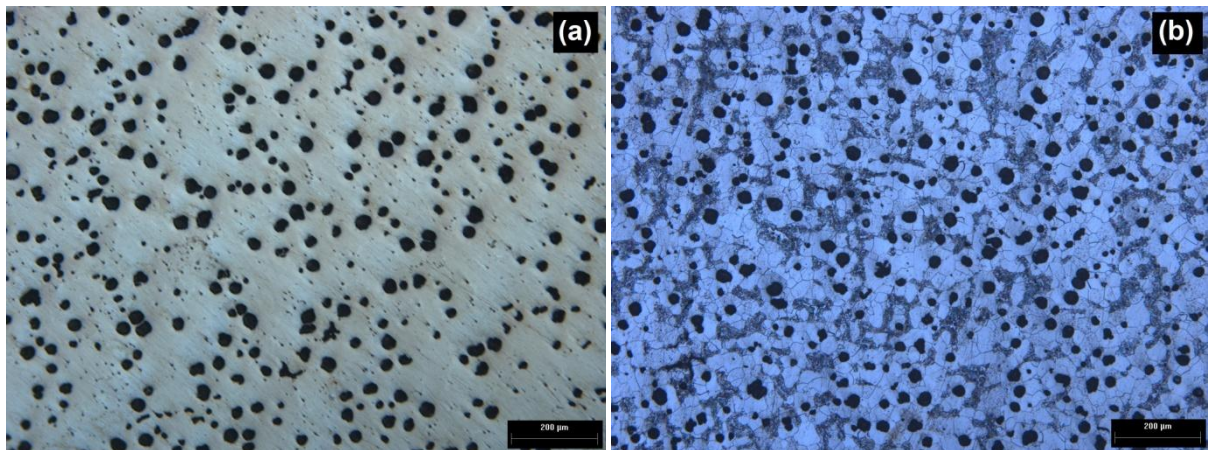


Fonte: O autor.

5.3.3 Análise microestrutural

Os resultados obtidos após análise da microestrutura segundo procedimento citado no item 4.2.7, por meio do software Digimet Plus 5G, e imagens obtidas das amostras conforme Figura 29.

Figura 29 – Imagens obtidas com microscópio ótico mostrando microestrutura tratada termicamente TT₁ - 940°C por 3 horas. (a) amostra polida para análise de nodularização e (b) amostra atacada com Nital 5% para análise de proporção de ferrita, perlita e carbeto na estrutura.



Fonte: O autor.

Baseado nas especificações apresentadas na Tabela 9 e Tabela 10, se tem abaixo na Tabela 20 e Tabela 21 os resultados obtidos.

Tabela 20 – Análise microestrutural da grafita para a amostra tratada termicamente TT₁ - 940°C por 3 horas.

Microestrutura – Grafita		
	Especificação	Obtido
Grafita tipo I e II	>85%	90,0%
Grafita Tipo I e II	85% min Tipo I	87,2%
Grafita Forma III e IV	Max 20%	7,0%
Grafita Forma V a VII	Max 2%	1,2%
Contagem de Nódulos [Desconsiderar Ø < 10 mícron]	150 – 500/mm ²	166

Fonte: O Autor

Tabela 21 - Resultado microestrutural, desconsiderando percentagem de grafita na matriz, obtido para a amostra tratada termicamente TT₁ - 940°C por 3 horas.

Microestrutura – Micro		
	Especificação	Obtido
Matriz	Ferrítica	75,4%
Carbeto Fino de Cromo	< 25% na soma	24,6
Carbeto Fino de Molibdênio		
Perlita		

Fonte: O Autor

O resultado apresentado das características de grafita na Tabela 20 apresentaram valores similares aqueles no estado bruto de fusão, o que de fato deveria se manter constante e as variações são relacionadas às áreas de análise.

O resultado da microestrutura mostrou que a matriz atende os requisitos definidos, porém muito próximo ao limite, o que se torna complicado de ser mantido em condições padrões de processo.

5.3.4 Análise microestrutural por FEG e EDS

De modo a obter uma análise analítica e confirmar os resultados apresentados no item 5.3.3, foram realizadas as imagens de FEG para entender como as fases estão distribuídas na microestrutura.

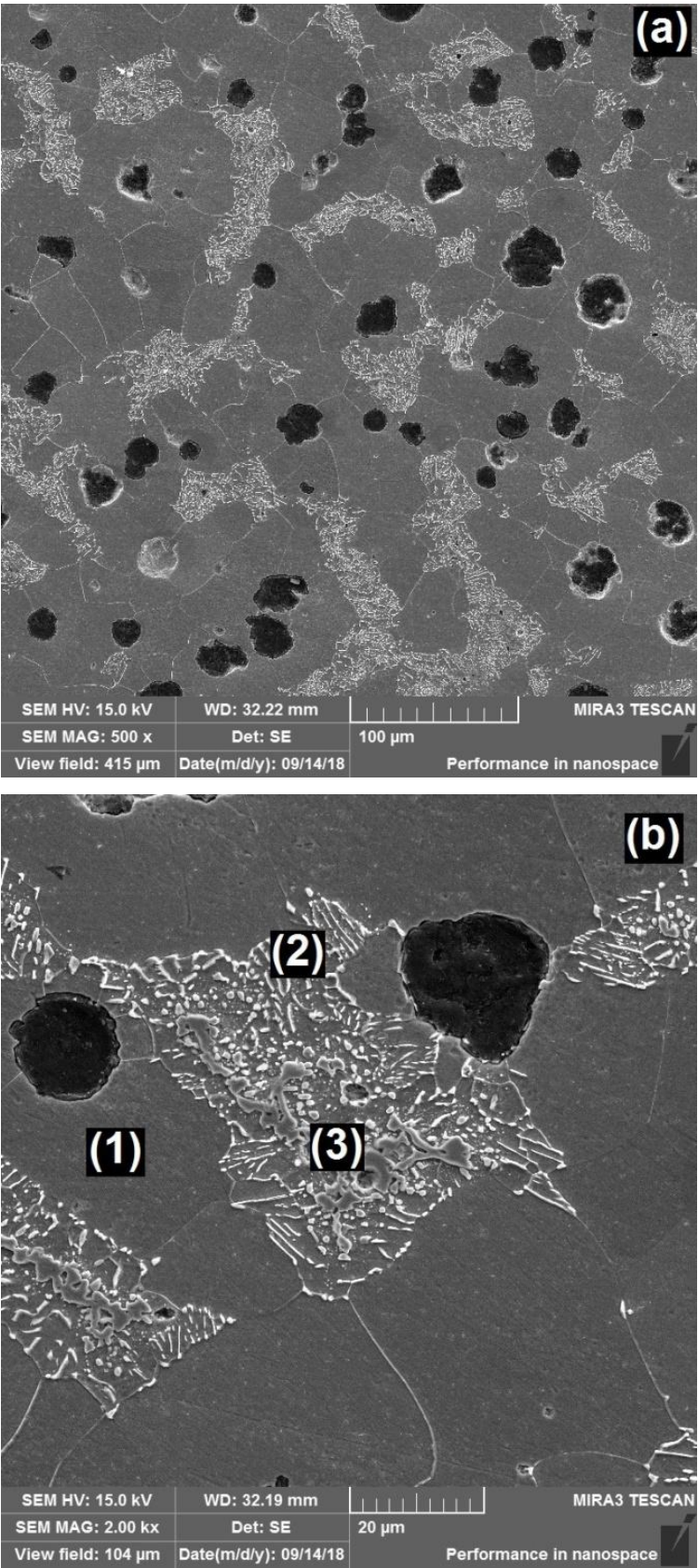
Na análise realizada usando o equipamento FEG, e do mesmo modo o microscópio ótico, é possível notar que a estrutura é composta de grãos de ferrita (1), provenientes das células dendríticas após o tratamento térmico, com cementita (2) e carbeto (3) nos contornos de células.

A variação que é possível notar após o tratamento térmico está relacionado com a característica da perlita, a qual acabou se solubilizando em grande parte, precisamente em 19,1% incluindo carbeto (base da Tabela 15 e Tabela 21), mudando de uma característica finamente distribuída para uma perlita mais grosseira.

A variação nas características dos carbeto mostra um comportamento similar ao da perlita ao entorno do mesmo, onde os efeitos de superfície favoreceram a cinética da reação, e termodinamicamente a região mais rica em molibdênio, de acordo com a Figura 21, interna ao carbeto apresenta uma cinética de reação mais lenta não ocorrendo sua dissolução.

Deste modo seria necessária uma manutenção por maior tempo na temperatura de austenitização para que pudesse ser dissolvido, porém que poderia gerar outros efeitos colaterais, como a redução da quantidade de ferrita na microestrutura final após cruzar o campo intercrítico e aumento do tamanho de grão austenítico.

Figura 30 – Imagem de FEG para a amostra tratada termicamente TT₁ - 940°C por 3 horas (a), detalhe da microestrutura (b).



Fonte: O autor.

5.4 AMOSTRA TRATADA TERMICAMENTE 2 – TT₂

5.4.1 Propriedades mecânicas à frio

As propriedades mecânicas obtidas nas amostras tratadas termicamente denominado como TT₂ estão mostradas na Tabela 22 abaixo:

Tabela 22 – Propriedades mecânicas obtidas para a amostra TT₂ - 920°C por 3 horas.

Propriedades Mecânicas Obtidas		
	Objetivo Final	Obtido TT ₂
Tensão Máxima [MPa]	620	700
Tensão de Escoamento [MPa]	500	581
Alongamento [%]	6	12,4
Dureza [HB]	200-265	233

Fonte: O Autor

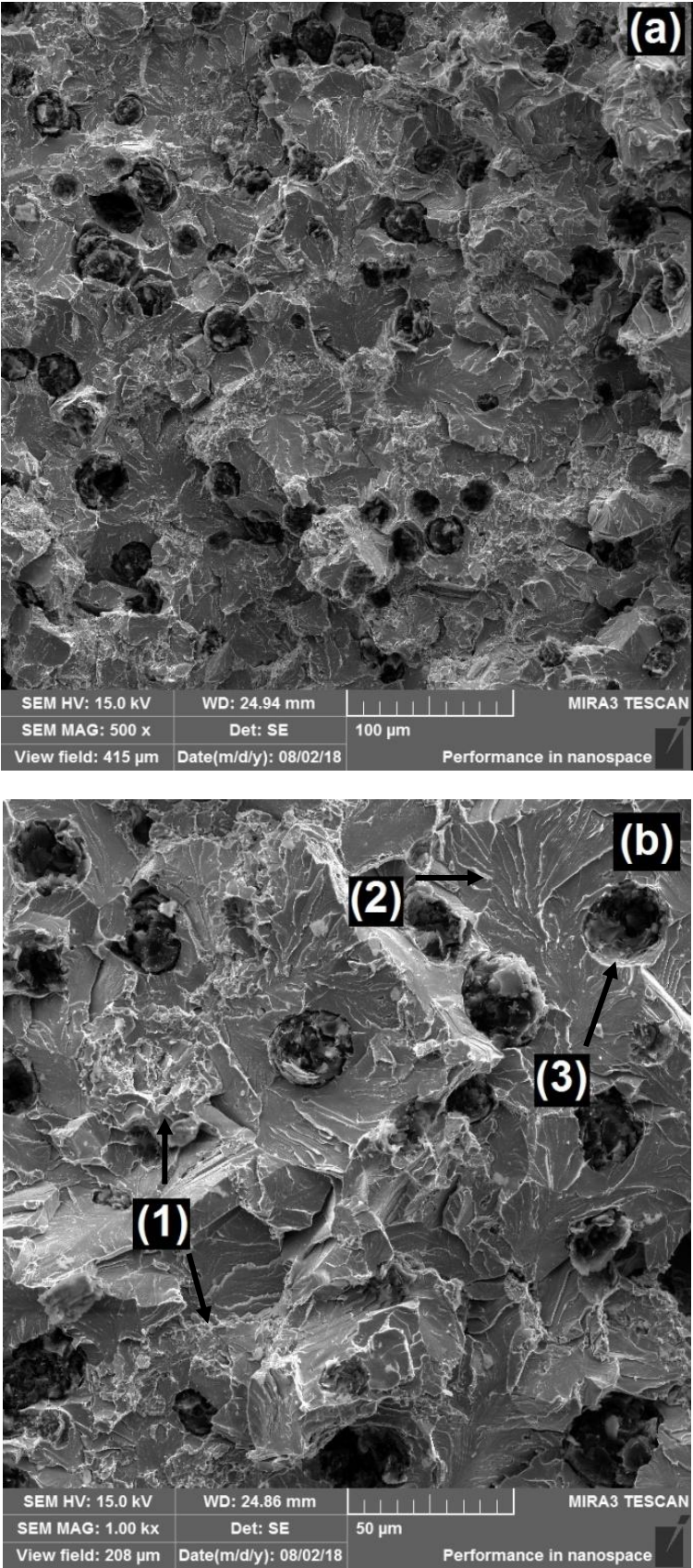
Nota se que as propriedade de tensão máxima de ruptura [MPa] e tensão de escoamento [MPa], alongamento [%] e dureza atingiram os níveis necessários para que se atendesse a especificação necessária após tratamento térmico (TT₂).

As imagens obtidas pelo FEG para a análise de fractografia das amostras ensaiadas à frio, são mostradas na Figura 31 abaixo.

Conforme o resultado apresentado na Tabela 22, mesmo apresentando alongamento muito maior em relação a amostras no estado bruto de fusão, e também ao tratamento TT₂, as imagens do FEG para a fractografia mostram uma área predominante de clivagem, indicada representativamente pela seta (2), típica de materiais frágeis.

A diferenciação que se pode fazer é a presença de uma área maior com características de “*dimples*”, e além de estarem em maior quantidade estão distribuídas em vários pontos isolados na matriz, áreas indicadas pela seta (1) e decoesão dos nódulos da grafita (3).

Figura 31 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a frio, para amostras tratadas termicamente: TT₂ - 920°C por 3 horas (a), detalhe da microestrutura (b).

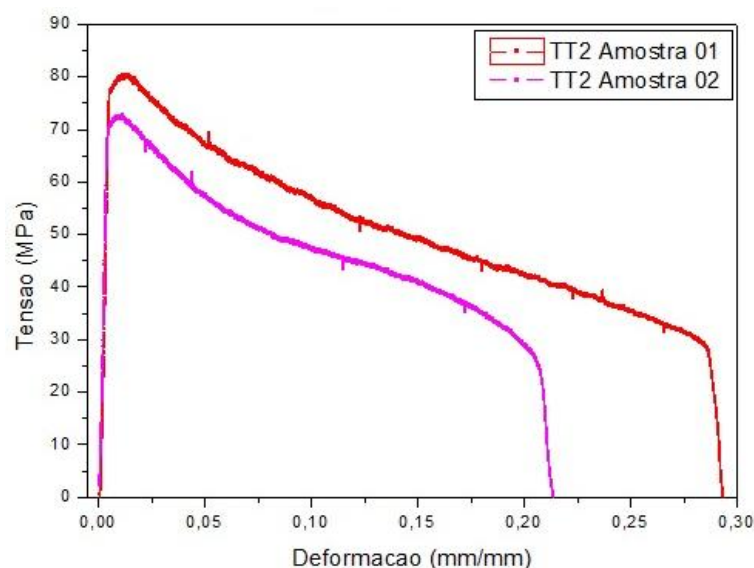


Fonte: O autor.

5.4.2 Propriedades mecânicas à quente

Os resultados obtidos para o teste de tração à quente para os dois corpos de prova, das amostras tratadas termicamente denominado como TT₂, ensaiados à 700°C são apresentados no gráfico abaixo.

Figura 32 – Resultado de tração à quente (700°C) das amostras tratadas termicamente TT₂ - 920°C por 3 horas.



Fonte: O autor.

As propriedades mecânicas à quente obtidas nas amostras tratadas termicamente denominado como TT₂ estão mostradas na Tabela 23 abaixo:

Tabela 23 – Propriedades mecânicas à quente obtidas para a amostra TT₂ - 920°C por 3 horas.

Obtido TT ₂ / Propriedade	Amostra 1	Amostra 2	Média
Tensão Máxima [MPa]	73,1	80,7	76,9±5,4
Tensão de Escoamento [MPa]	71,5	78,6	75,0±5,0
Alongamento [%]	21,3	29,3	20,3±5,6
Módulo Elástico [GPa]	20,2	20,4	20,3±1,5

Fonte: O Autor

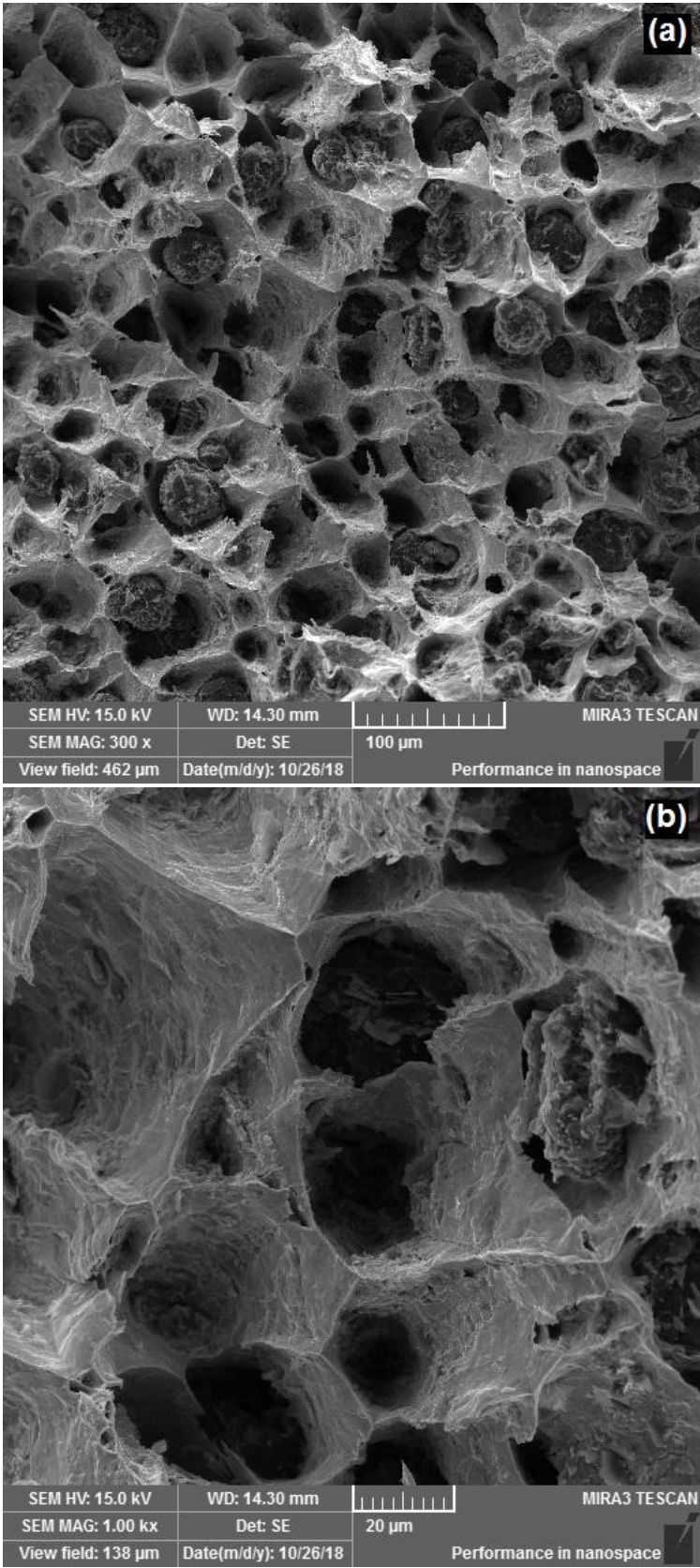
A discussão dos resultados será realizada posteriormente com a comparação das três condições de tratamento térmico aplicado, porém é importante ressaltar que as variações dos resultados estão abaixo de 10%, com exceção para o alongamento, o que mostra que os resultados mostraram uma boa estabilidade.

A causa potencial da grande variação do desvio padrão no valor do alongamento pode estar relacionada ao fato de que o parâmetro de fim de ensaio utilizado foi para quando a tensão caísse 100% da tensão máxima, porém mesmo não ocorreu a fratura da amostra, as quais fraturaram somente após serem retiradas do forno, pela ação da própria dilatação.

As imagens obtidas com o FEG para a análise de fractografia das amostras ensaiadas à quente, são mostradas na Figura 33 abaixo.

Conforme o resultado apresentado na Tabela 23, as imagens do FEG para a fractografia mostram, como esperado devido ao elevado valor de alongamento, uma área predominante de “*dimples*”, ou também denominado como presença de alvéolos, típica de materiais dúcteis.

Figura 33 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a quente, para amostras tratadas termicamente: TT₂ - 920°C por 3 horas (a), detalhe da microestrutura (b).

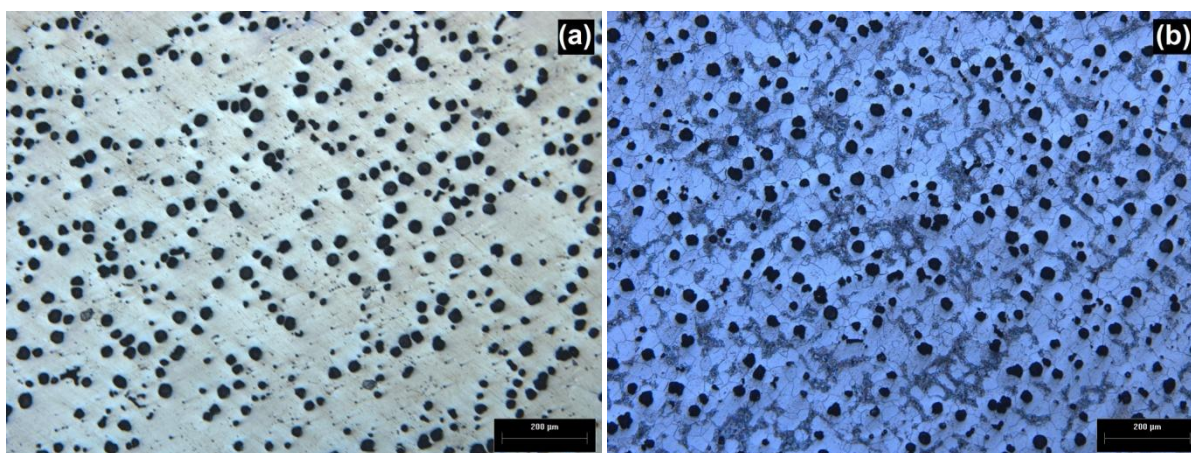


Fonte: O autor.

5.4.3 Análise microestrutural

Os resultados obtidos após análise da microestrutura segundo procedimento citado no item 4.2.7, por meio do software Digimet Plus 5G, e imagens obtidas das amostras conforme Figura 34.

Figura 34 – Imagens obtidas com microscópio ótico mostrando microestrutura tratada termicamente TT₂ - 920°C por 3 horas. (a) amostra polida para análise de nodularização e (b) amostra atacada com Nital 5% para análise de proporção de ferrita, perlita e carbeto na estrutura.



Fonte: O autor.

Baseado nas especificações apresentadas na Tabela 9 e Tabela 10, se tem abaixo na Tabela 24 e Tabela 25 os resultados obtidos.

Tabela 24 – Análise microestrutural da grafita para a amostra tratada termicamente TT₂ - 920°C por 3 horas.

Microestrutura – Grafita		
	Especificação	Obtido
Grafita tipo I e II	>85%	92,0%
Grafita Tipo I e II	85% min Tipo I	90,6%
Grafita Forma III e IV	Max 20%	5,0%
Grafita Forma V a VII	Max 2%	3,0%
Contagem de Nódulos [Desconsiderar Ø < 10 mícron]	150 – 500/mm ²	181

Fonte: O Autor

Tabela 25 - Resultado microestrutural, desconsiderando percentagem de grafita na matriz, obtido para a amostra tratada termicamente TT₂ - 920°C por 3 horas.

Microestrutura – Micro		
	Especificação	Obtido
Matriz	Ferrítica	82,3%
Carbeto Fino de Cromo	< 25% na soma	17,7%
Carbeto Fino de Molibdênio		
Perlita		

Fonte: O Autor

O resultado apresentado das características de grafita na Tabela 24 apresentaram valores similares aqueles no estado bruto de fusão, o que de fato deveria se manter constante e as variações são relacionadas às áreas de análise.

Como a variação fora da especificação para a Grafita Forma V a VII com valor máximo de 2% foi de apenas um ponto percentual, esta variação pode estar correlacionada com erro de leitura do software ou área selecionada para a análise, de qualquer ponto é um ponto importante que mostra uma possibilidade na melhora do processo de inoculação e nodularização buscando reduzir este tipo de grafita.

O resultado da microestrutura mostrou que a matriz atende os requisitos definidos.

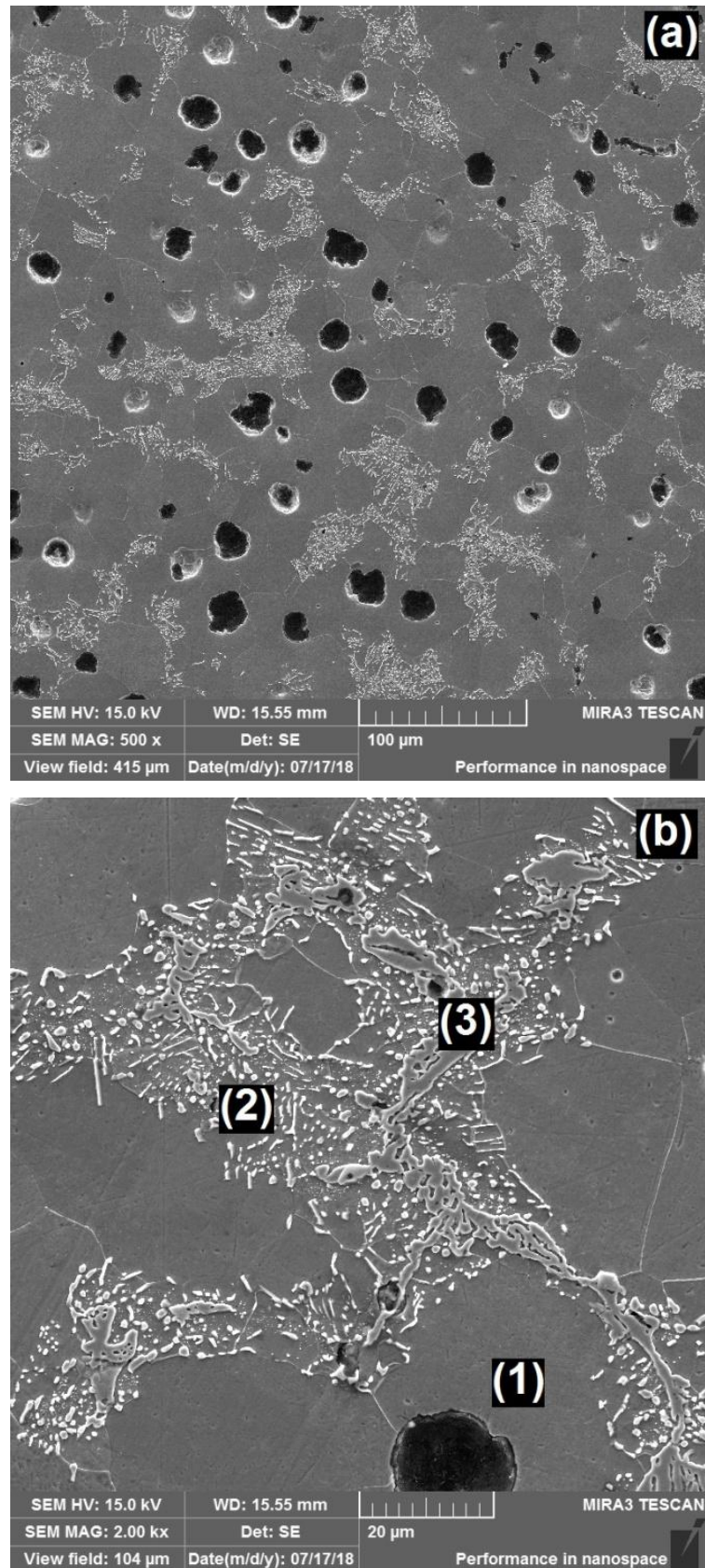
5.4.4 Análise microestrutural por FEG e EDS

De modo a obter uma análise analítica e confirmar os resultados apresentados no item 5.4.3, foram realizadas as imagens de FEG para entender como as fases estão distribuídas na microestrutura.

Do mesmo que apresentado para a amostra tratada TT₁, a estrutura é composta de grãos de ferrita (1), provenientes das células dendríticas após o tratamento térmico, com cementita (2) e carbeto (3) nos contornos de células.

A variação que é possível notar após o tratamento térmico está relacionado com a característica da perlita, a qual acabou se solubilizando em grande parte, precisamente em 26,0% incluindo carbeto (base da Tabela 15 e Tabela 25), mudando de uma característica de placas finamente dispersas tendendo a formação de glóbulos finamente dispersos.

Figura 35 – Imagem de FEG para a amostra tratada termicamente TT₂ - 920°C por 3 horas (a), detalhe da microestrutura (b).



Fonte: O autor.

A variação nas características dos carbetos mostra um comportamento similar do apresentado no TT₁ (940°C por 3 horas), porém aparentemente com uma maior taxa de dissolução dos carbeto.

5.5 AMOSTRA TRATADA TERMICAMENTE 3 – TT₃

5.5.1 Propriedades mecânicas à frio

As propriedades mecânicas obtidas nas amostras tratadas termicamente denominado como TT₃ estão mostradas na Tabela 26 abaixo:

Tabela 26 – Propriedades mecânicas obtidas para a amostra TT₃ - 920°C por 1,5 horas.

Propriedades Mecânicas Obtidas		
	Objetivo Final	Obtido TT ₃
Tensão Máxima [MPa]	620	774
Tensão de Escoamento [MPa]	500	655
Alongamento [%]	6	11,8
Dureza [HB]	200-265	217

Fonte: O Autor

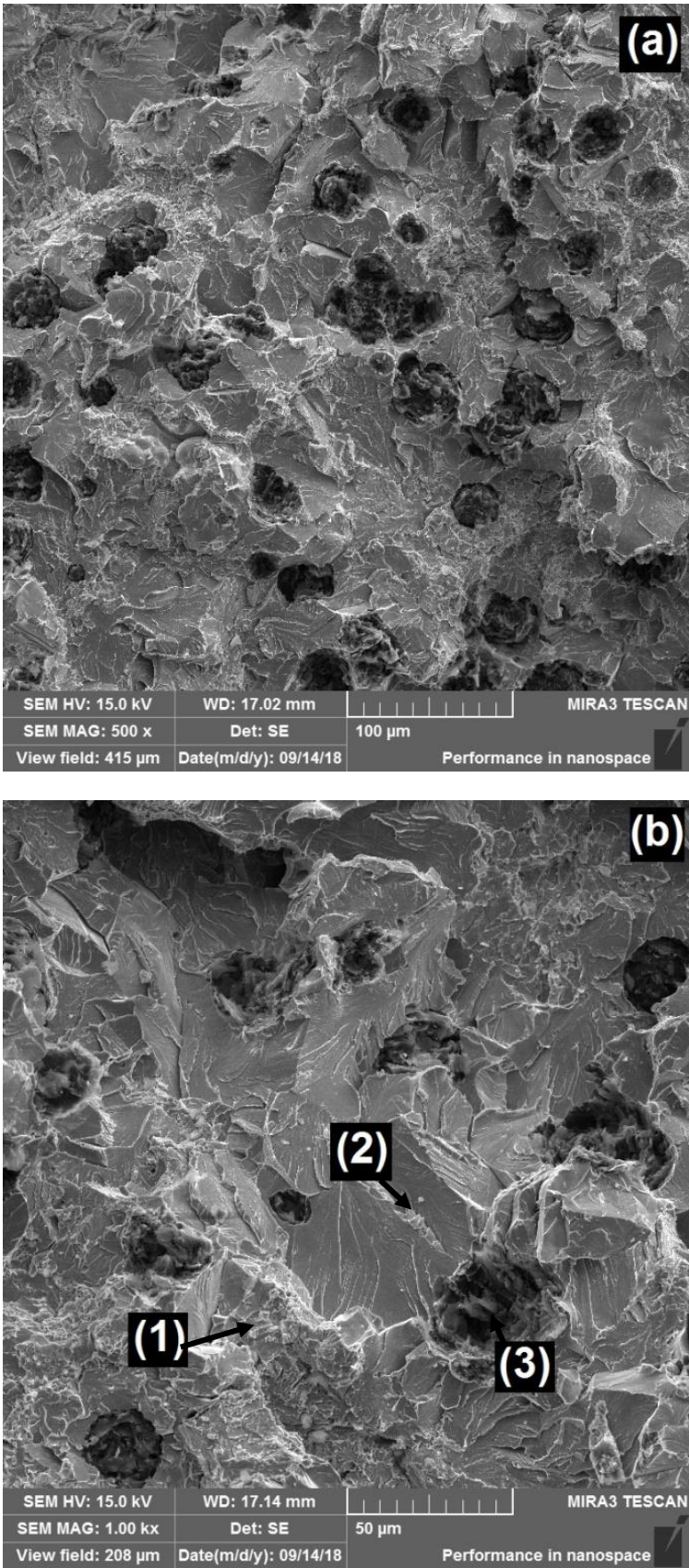
Nota se que as propriedade de tensão máxima de ruptura [MPa] e tensão de escoamento [MPa], alongamento [%] e dureza atingiram os níveis necessários para que se atendesse a especificação necessária após tratamento térmico (TT₃).

As imagens obtidas com uso do FEG para a análise de fractografia das amostras ensaiadas à frio, são mostradas na Figura 36 abaixo.

Conforme o resultado apresentado na Tabela 30, mesmo apresentando alongamento muito maior em relação a amostras no estado bruto de fusão, e também ao tratamento TT₁ (940°C por 3,0 horas) e similar ao TT₂ (920°C por 3,0 horas), as imagens do FEG para a fractografia mostram uma área predominante de clivagem, indicada representativamente pela seta (2), típica de materiais frágeis.

A diferenciação que se pode fazer é a presença de uma área maior com características de “*dimples*”, e além de estarem em maior quantidade estão distribuídas em vários pontos isolados na matriz, áreas indicadas pela seta (1) e decoesão dos nódulos da grafita [3].

Figura 36 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a frio, para amostras tratadas termicamente: TT₃ - 920°C por 1,5 horas (a), detalhe da microestrutura (b).

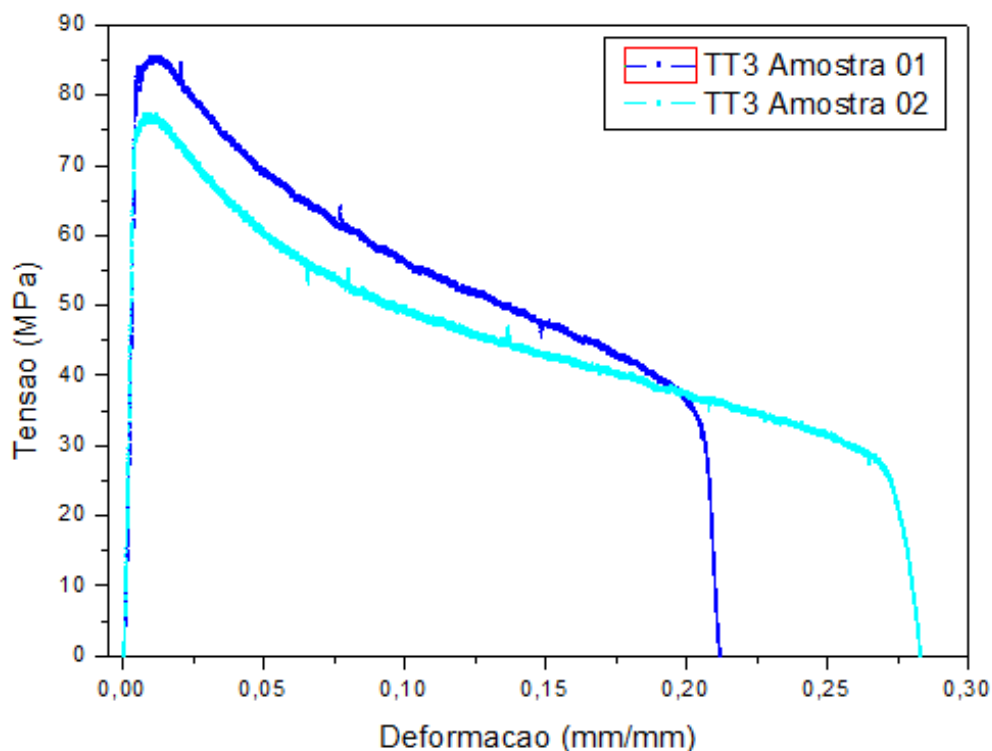


Fonte: O autor.

5.5.2 Propriedades mecânicas à quente

Os resultados obtidos para o teste de tração à quente para os dois corpos de prova, das amostras tratadas termicamente denominado como TT₃, ensaiados à 700°C são apresentados no gráfico abaixo.

Figura 37 – Resultado de tração à quente (700°C) das amostras tratadas termicamente TT₃ - 920°C por 1,5 horas.



Fonte: O autor.

As propriedades mecânicas à quente obtidas nas amostras tratadas termicamente denominado como TT₃ estão mostradas na Tabela 27 abaixo:

Tabela 27 – Propriedades mecânicas à quente obtidas para a amostra TT₃ - 920°C por 1,5 horas.

Obtido TT ₃ / Propriedade	Amostra 1	Amostra 2	Média
Tensão Máxima [MPa]	85,8	77,4	81,6±5,9
Tensão de Escoamento [MPa]	83,1	75,4	79,3±5,4
Alongamento [%]	21,2	28,3	24,7±5,0
Módulo Elástico [GPa]	22,3	22,5	22,4±1,2

Fonte: O Autor

A discussão dos resultados será realizada posteriormente com a comparação das três condições de tratamento térmico aplicado, porém é importante ressaltar que

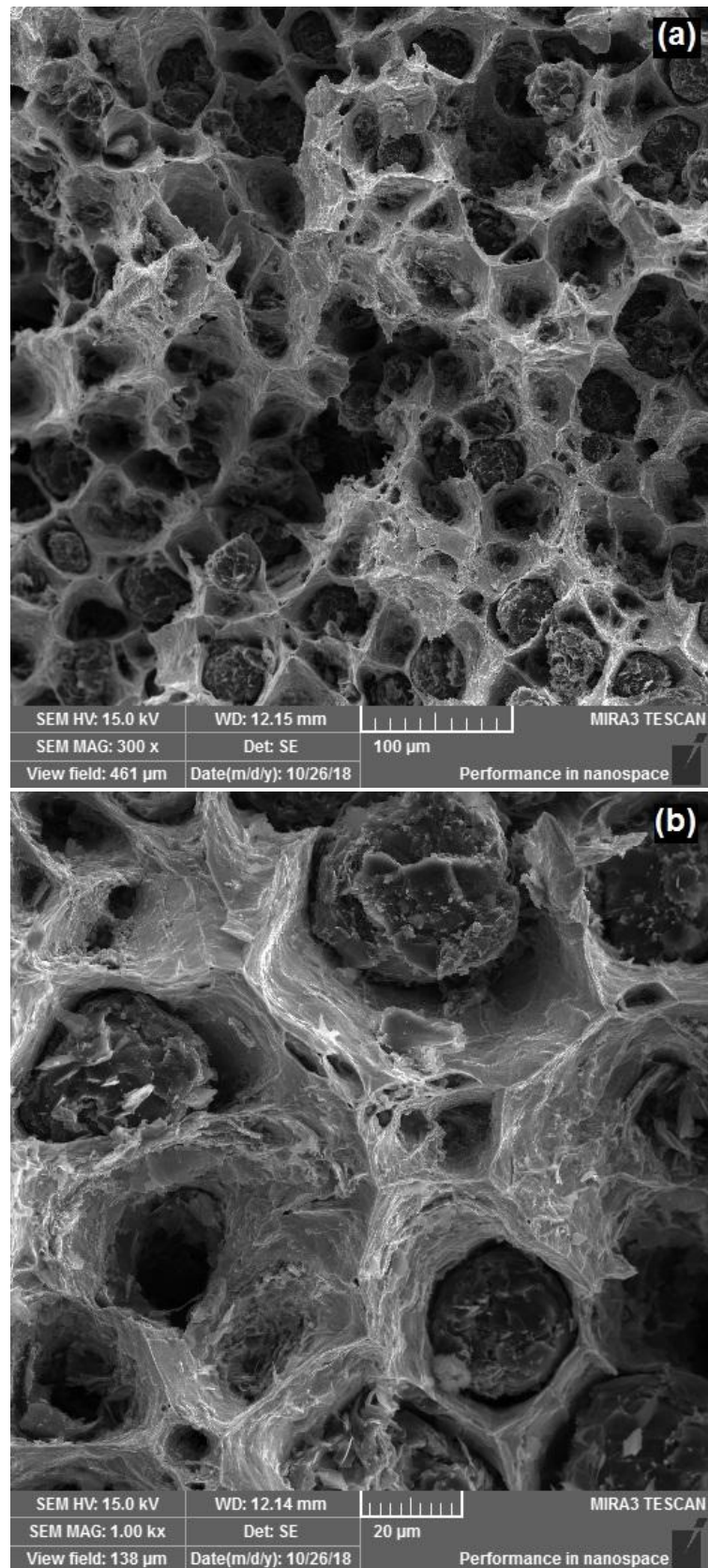
as variações dos resultados estão abaixo de 10%, com exceção para o alongamento, o que mostra que os resultados mostraram uma boa estabilidade.

A causa potencial da grande variação do desvio padrão no valor do alongamento pode estar relacionada ao fato de que o parâmetro de fim de ensaio utilizado foi para quando a tensão caísse 100% da tensão máxima, porém mesmo não ocorreu a fratura da amostra, as quais fraturaram somente após serem retiradas do forno, pela ação da própria dilatação.

As imagens obtidas com o FEG para a análise de fractografia das amostras ensaiadas à quente, são mostradas na Figura 38 abaixo.

Conforme o resultado apresentado na Tabela 27, as imagens do FEG para a fractografia mostram, como esperado devido ao elevado valor de alongamento, uma área predominante de “*dimples*”, ou também denominado como presença de alvéolos, típica de materiais dúcteis.

Figura 38 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a quente, para amostras tratadas termicamente: TT₃ - 920°C por 1,5 horas (a), detalhe da microestrutura (b).

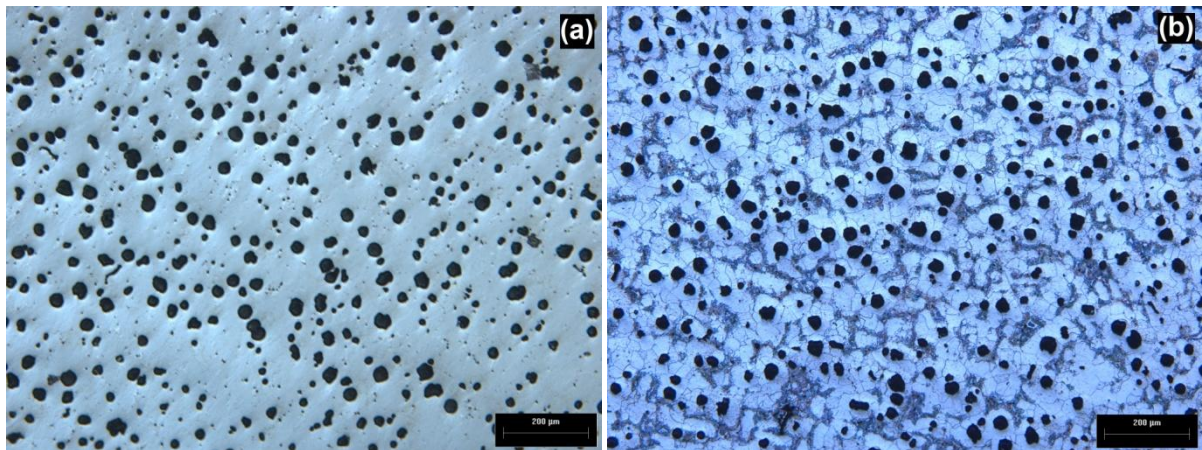


Fonte: O autor.

5.5.3 Análise microestrutural

Os resultados obtidos após análise da microestrutura segundo procedimento citado no item 4.2.7, por meio do software Digimet Plus 5G, e imagens obtidas das amostras conforme Figura 39.

Figura 39 – Imagens obtidas com microscópio ótico mostrando microestrutura tratada termicamente TT₃ - 920°C por 1,5 horas. (a) amostra polida para análise de nodularização e (b) amostra atacada com Nital 5% para análise de proporção de ferrita, perlita e carbeto na estrutura.



Fonte: O autor.

Baseado nas especificações apresentadas na Tabela 9 e Tabela 10, se tem abaixo na Tabela 28 e Tabela 29 os resultados obtidos.

Tabela 28 – Análise microestrutural da grafita para a amostra tratada termicamente TT₃ - 920°C por 1,5 horas.

Microestrutura – Grafita		
	Especificação	Obtido
Grafita tipo I e II	>85%	93,5%
Grafita Tipo I e II	85% min Tipo I	91,8%
Grafita Forma III e IV	Max 20%	4,6%
Grafita Forma V a VII	Max 2%	2,1%
Contagem de Nódulos [Desconsiderar Ø < 10 mícron]	150 – 500/mm ²	175

Fonte: O Autor

Tabela 29 - Resultado microestrutural, desconsiderando percentagem de grafita na matriz, obtido para a amostra tratada termicamente TT₃ - 920°C por 1,5 horas.

Microestrutura – Micro		
	Especificação	Obtido
Matriz	Ferrítica	87,2%
Carbeto Fino de Cromo	< 25% na soma	12,8%
Carbeto Fino de Molibdênio		
Perlita		

Fonte: O Autor

O resultado apresentado das características de grafita na Tabela 28 apresentaram valores similares aqueles no estado bruto de fusão, o que de fato deveria se manter constante e as variações são relacionadas às áreas de análise. O resultado da microestrutura mostrou que a matriz atende os requisitos definidos.

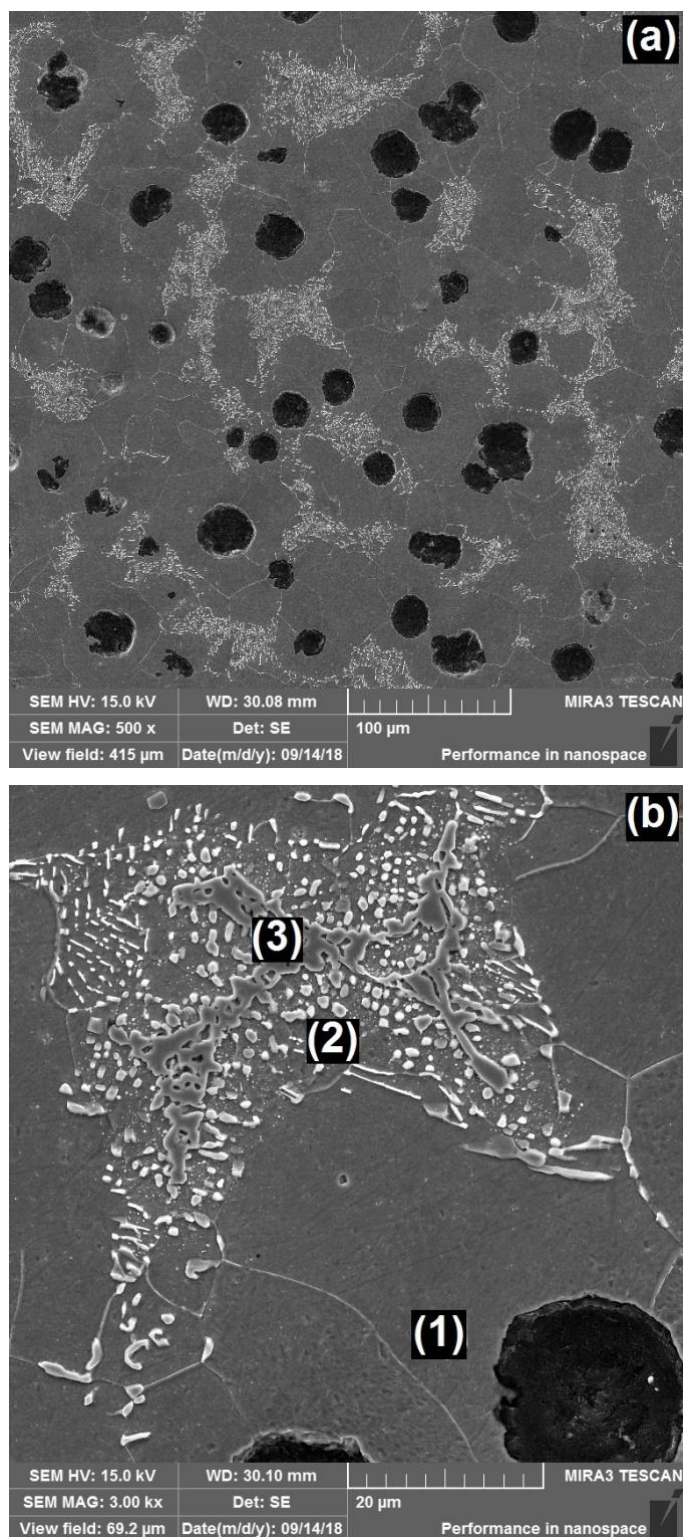
5.5.4 Análise microestrutural por FEG e EDS

De modo a obter uma análise analítica e confirmar os resultados apresentados no item 5.4.3, foram realizadas as imagens de FEG para entender como as fases estão distribuídas na microestrutura.

Do mesmo que apresentado para as amostras tratadas TT₁ e TT₂, a estrutura é composta de grãos de ferrita (1), provenientes das células dendríticas após o tratamento térmico, com cementita (2) e carbeto (3) nos contornos de células.

A variação que é possível notar após o tratamento térmico está relacionado com a característica da perlita, a qual acabou se solubilizando em grande parte, precisamente em 30,9% incluindo carbeto (base da Tabela 15 e Tabela 29), mudando de uma característica de placas finamente dispersas tendendo a formação de glóbulos finamente dispersos. A variação nas características dos carbeto mostra um comportamento similar do apresentado no TT₂.

Figura 40 – Imagem de FEG para a amostra tratada termicamente TT₃ - 920°C por 1,5 horas (a), detalhe da microestrutura (b).



Fonte: O autor.

5.6 COMPARAÇÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS

De modo a resumir e facilitar a busca de informação, a Tabela 30 abaixo resume os principais resultados e de relevância para a discussão e comparativo dos fenômenos envolvidos tratando-se das amostras tratadas termicamente.

Tabela 30 – Comparação das propriedades mecânicas à frio, à quente e microestrutura das amostras tratadas termicamente e no estado bruto de fusão. TT₁ - 940°C por 3,0 horas, TT₂ - 920°C por 3,0 horas e TT₃ - 920°C por 1,5 horas.

Resumo de Propriedades das Amostras Tratadas Termicamente e na condição Bruta de Fusão					
		TT ₁	TT ₂	TT ₃	Bruta
À Frio	Tensão Máxima [MPa]	705	700	774	700
	Tensão de Escoamento [MPa]	592	581	655	581
	Alongamento [%]	8,5	12,4	11,8	1,9
	Dureza [HB]	207	233	217	269
À Quente	Tensão Máxima [MPa]	71,1	76,9	81,6	NA
	Tensão de Escoamento [MPa]	68,4	75,0	79,3	NA
	Alongamento [%]	23,6	25,3	24,7	NA
	Módulo Elástico [GPa]	19,5	20,3	22,4	NA
Matriz Ferrítica		75,4	82,3	87,2	56,3
Carbeto de Cromo					
Carbeto de Molibdênio		Σ 24,6%	Σ 17,7%	Σ 12,8%	Σ 43,7%
Perlita					

Fonte: O Autor

5.6.1 Análise microestrutural

De modo a compreender os efeitos dos tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas apresentadas, se faz necessário entender primeiramente o efeito dos mesmos dentro da microestrutura do material.

Nas três condições de tratamento térmico aplicado, os resultados foram satisfatórios e atingiram o objetivo definido, o qual foi caracterizado pela solubilização de carbeto e perlita, os quais proporcionalmente aumentaram a quantidade de ferrita na matriz.

Conforme Tabela 30, notamos que em um primeiro momento, mantendo as condições de tempo do tratamento, ou seja, 3 horas de permanência para cada patamar definido segundo item 4.2.4, houve redução no teor de carbeto e perlita

para o caso onde a temperatura do primeiro estágio foi menor (TT_2 - 920°C), a qual ficou 6,9% inferior do que no caso da temperatura maior (TT_3 - 940°C).

Se compararmos as condições de mesmas temperaturas, ou seja, 920°C para o primeiro estágio, mas com variação do tempo de permanência no primeiro estágio de 3 horas (TT_2) para 1,5 horas (TT_3), houve redução no teor de carbeto e perlita de 4,9% no caso de menor tempo de permanência.

Na, Figura 41 comparam-se as imagens de FEG para as amostras nas quatro condições.

Conforme comentário anterior se faz nítida a variação na microestrutura do estado bruto de fusão (d) para a condição tratada termicamente, e a evolução a medida que se prioriza o tratamento em questões cinéticas em relação aos parâmetros termodinâmicos, o que relacionado à quantidade de ferrita obtida, uma menor temperatura e tempo aplicado no tratamento térmico.

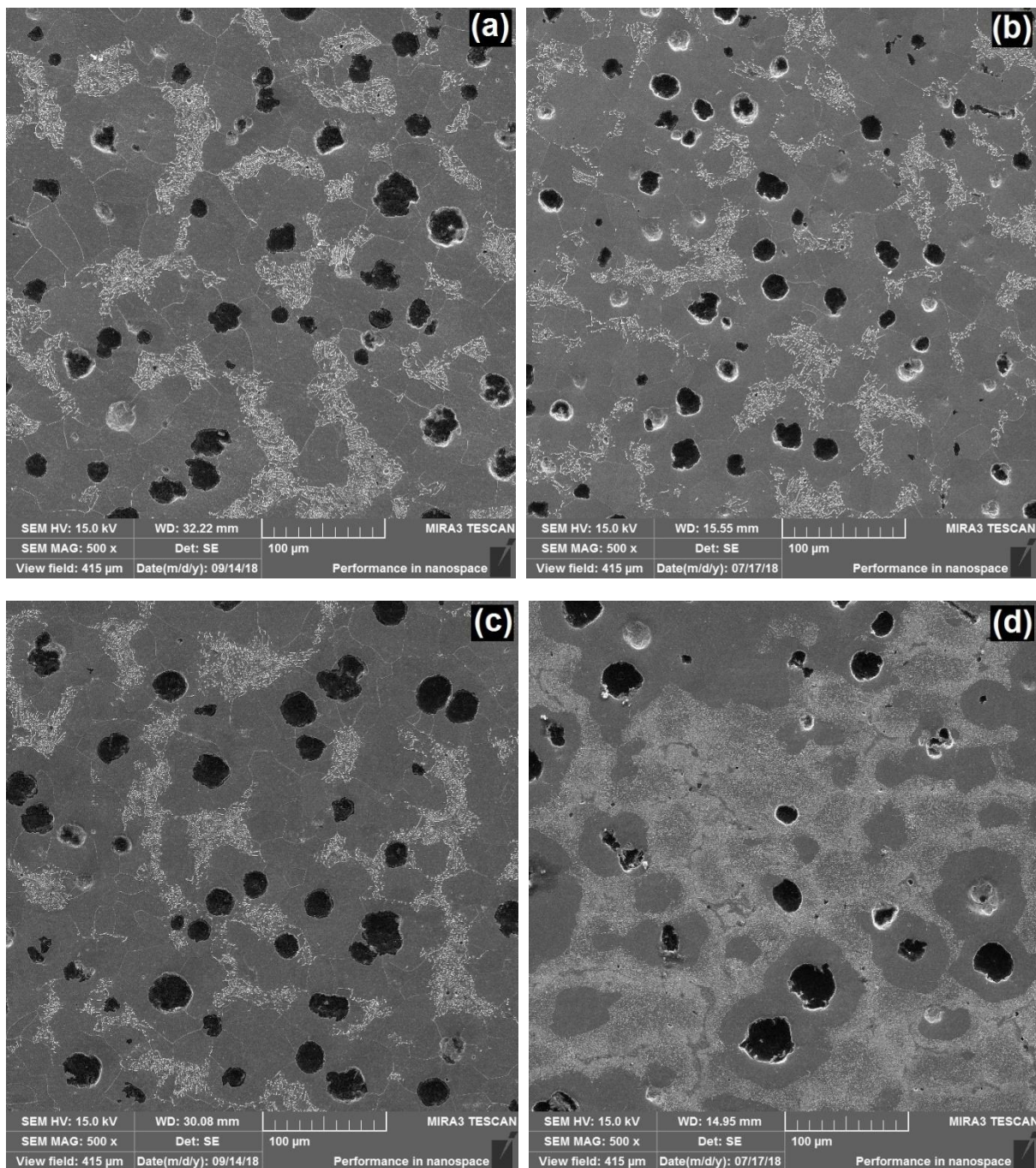
Nota-se também que houve uma dissolução parcial dos carbeto, uma vez que na estrutura bruta de fusão eles se mostram mais destacados do que na condição tratada termicamente.

Assim como já discutido no item 5.2.6, o processo de solubilização ser favorecido por questões cinéticas foi comprovado, onde a variação de temperatura do primeiro patamar do tratamento térmico não afetou significativamente a quantidade e morfologia dos carbeto presentes.

O argumento para a quantidade de perlita também se mostrou condizente, uma vez para a maior temperatura do primeiro patamar, a taxa de resfriamento para o segundo patamar é maior e possibilita a formação de perlita durante o resfriamento conforme efeitos da taxa de resfriamento apresentado na Figura 25.

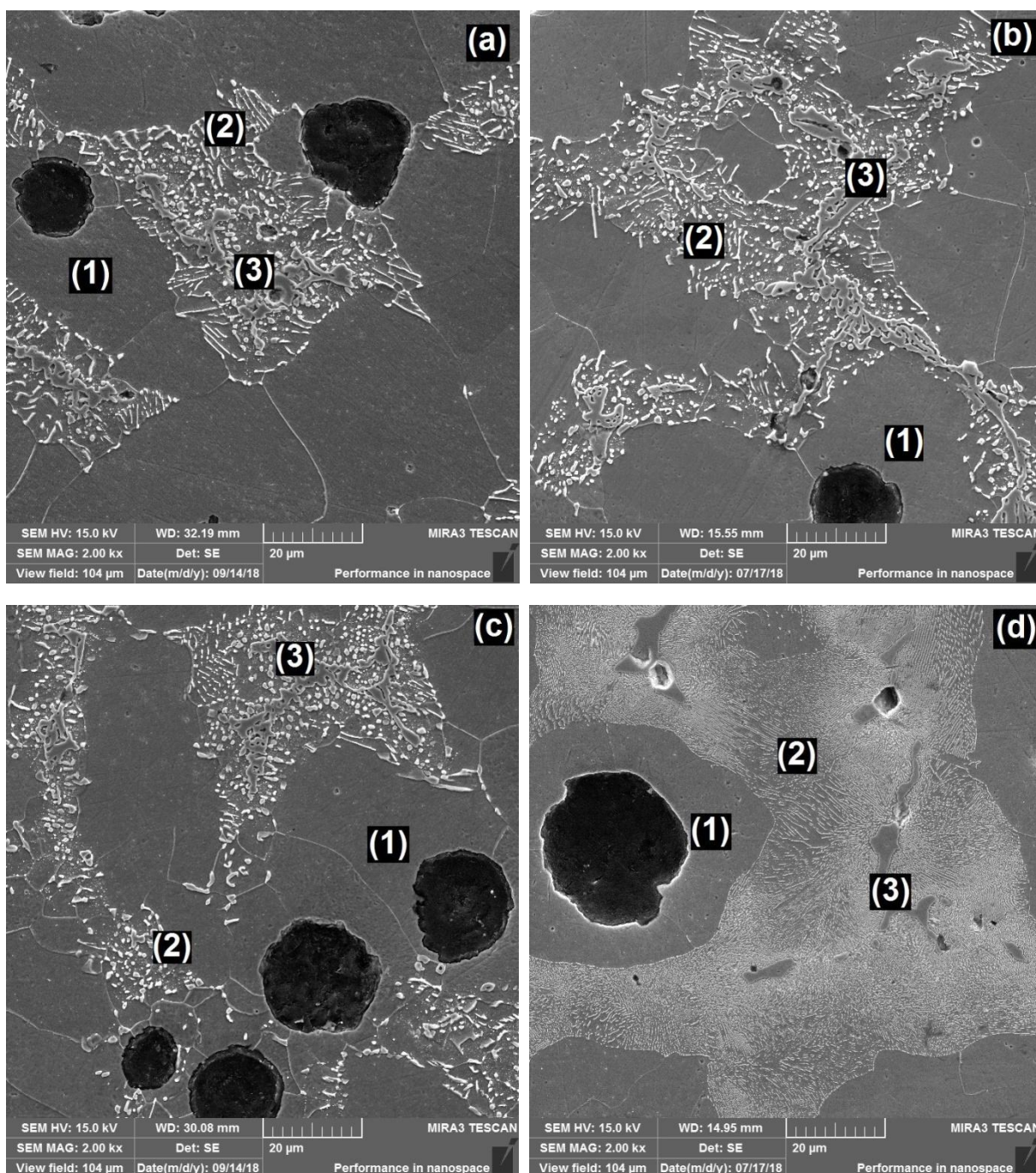
De maneira entender as variações no formato da perlita e carbeto, na Figura 42 comparam-se as imagens de FEG para as amostras nas quatro condições focando nestas estruturas.

Figura 41 – Imagens de FEG das amostras tratadas termicamente: TT₁ - 940°C por 3,0 horas (a), TT₂ - 920°C por 3,0 horas (b), TT₃ - 920°C por 1,5 horas (c), Bruto de fusão (d).



Fonte: O autor.

Figura 42 – Imagem de FEG para a amostra tratada termicamente TT₁ - 940°C por 3,0 horas (a), TT₂ - 920°C por 3,0 horas (b), TT₃ - 920°C por 1,5 horas (c) e Bruto de fusão (d), onde (1) representa ferrita, (2) perlita e (3) carbeto.



Fonte: O autor.

De maneira muito clara a perlita no estado bruto de fusão se apresenta distribuída ao longo da estrutura de maneira refinada e ao longo dos contornos dendríticos a presença de carbeto é notável.

Com a execução do tratamento térmico se nota a dissolução desta perlita no fluxo dos contornos de grão e a dissolução parcial dos carbeto compostos de

cromo e molibdênio, sendo que está dissolução se apresenta levemente acentuado no TT_1 (940°C) em relação ao TT_2 e TT_3 (920°C).

A dissolução de carbeto ocorreu inicialmente e principalmente nos carbeto compostos de cromo e molibdênio, com uma taxa de dissolução maior nas áreas de menor concentração destes elementos, como indicado na Figura 21, regiões que apresentam aparentes descontinuidades na estrutura do carbeto, similares à fissuras.

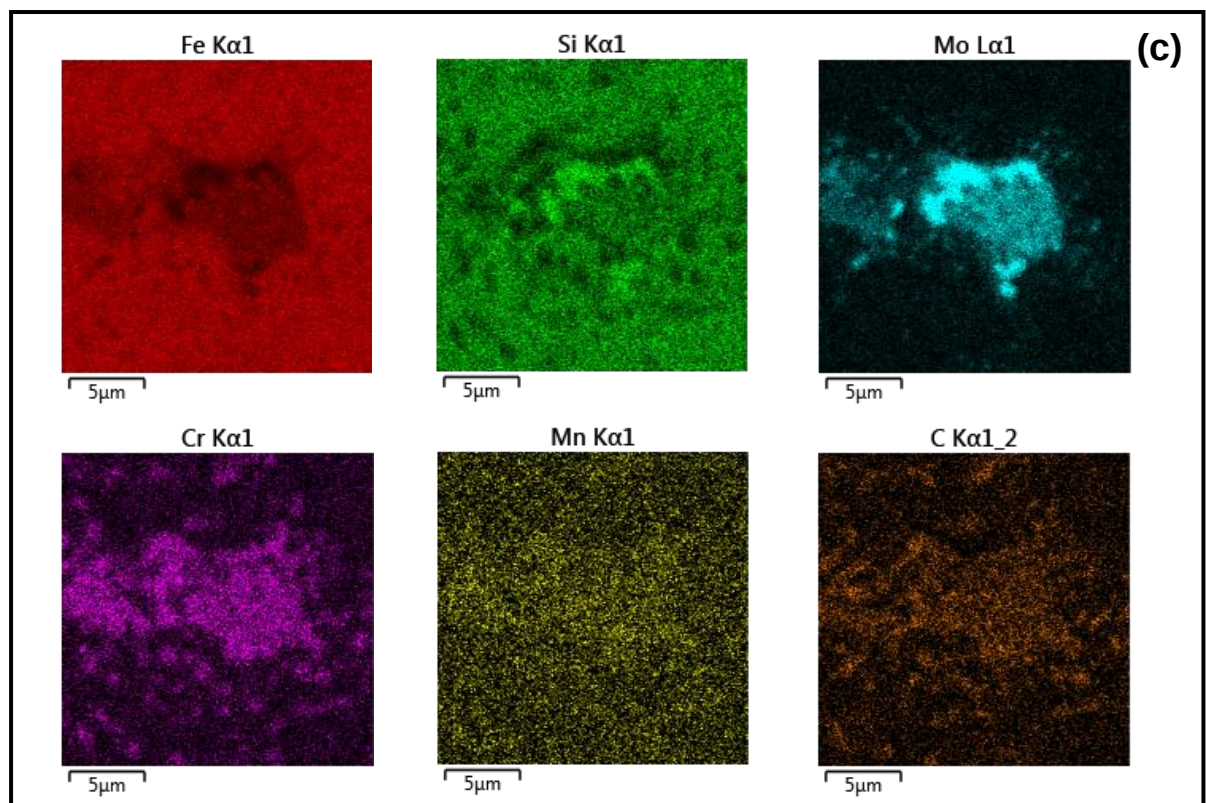
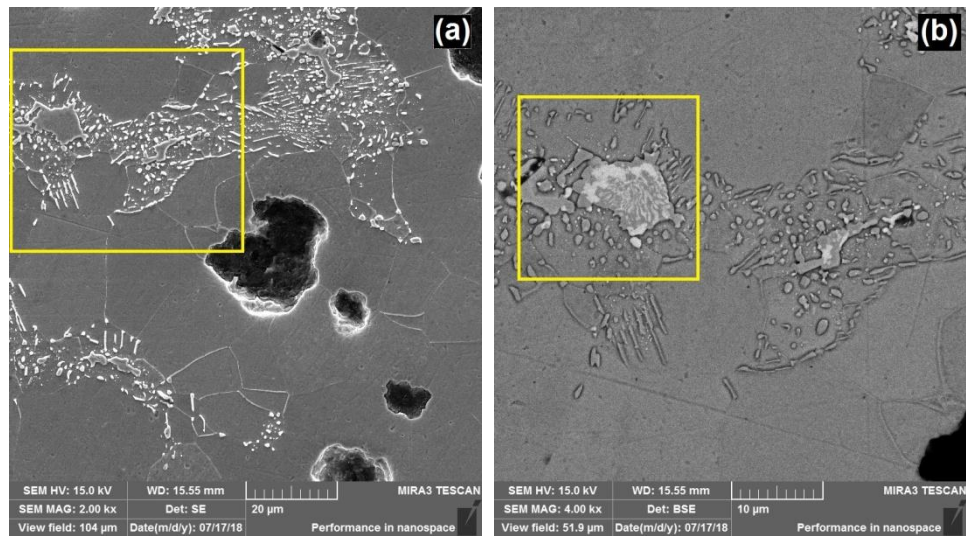
A maior estabilidade do carbeto de molibdênio, tendo em conta as áreas que apresentaram maior dissolução durante o tratamento térmico, é baseada no gradiente de concentração e variação do teor de molibdênio, o qual pode ser notado mais claramente com a imagem de FEG com feixe retroespalhado e mapeamento por EDS apresentado na figura abaixo.

Os resultados obtidos para a análise microestrutural condizem com os estudos conduzidos por P. Matteis et. al; no qual realiza tratamento térmico em condições semelhantes para uma liga de ferro fundido nodular Si-Mo, sendo 4,0% em peso de silício e 1,4% em peso de molibdênio. [6]

De maneira geral, para as três condições de tratamento térmico aplicado, a característica da grafita e dos carbeto primários (eutéticos), são praticamente inalterados, entretanto a perlita lamelar é solubilizada e transformada em ferrita, e a parte que não sofreu solubilização apresentou tendência à formação de perlita globular. [6]

Outro ponto importante de ressaltar que o aumento da quantidade de ferrita com o tratamento térmico aplicado, ocorre pelo aumento do tamanho de grão de ferrita pela coalescência da perlita, quando se trata do avanço da estrutura ferrítica dissolvendo a perlita, e não pela formação de novos núcleos de ferritas e subsequente crescimento dos mesmos. [11]

Figura 43 – Imagem de FEG realizada na amostra tratada termicamente TT₂ - 920°C por 3,0 horas (a), com feixe retroespalhado (b), mapeamento por EDS (c) na região de um carbeto não dissolvido durante o tratamento.



Fonte: O autor.

5.6.2 Propriedades mecânicas à frio

Comparando as propriedades mecânicas obtidas na amostra na condição bruta de fusão com as amostras tratadas termicamente, conforme Tabela 30, nota

se que para o três caso houve uma redução significativa da dureza do material atrelada ao aumento da quantidade de ferrita na matriz.

Do mesmo modo o aumento na quantidade de ferrita da matriz apresenta um aumento significativo no alongamento para as três condições de tratamento térmico, onde o TT₁ com a menor quantidade de ferrita apresenta o menor alongamento (8,47%).

Porém a proporcionalidade não se repete para as demais amostras, pois a TT₂ com 82,3% de ferrita apresenta um alongamento (12,38%) maior que a condição TT₃ (11,80%), com 87,2% de ferrita.

Apesar de a diferença ser relativamente baixa, 0,58%, esta variação está relacionada ao resultado da microestrutura apresentado no item 5.6.1, e baseado no resultado apresentado na Figura 43, onde se nota que a perlita e carbeto parcialmente dissolvidos enriquecem a matriz ferrítica com elementos como molibdênio e cromo.

O aumento destes elementos em solução sólida na matriz, e a redução dos pontos de concentração de tensão, como carbeto, favorecem que a matriz ferrítica se torne mais resistente, o que explica o menor alongamento que a condição TT₂ mesmo apresentando uma quantidade maior de ferrita na matriz.

Quando se compara o resultado de tensão máxima e de escoamento, nota-se que a mesma explicação se aplica à condição TT₃ em relação às demais, a qual apresentou um aumento da resistência à tração muito superior, e ao mesmo tempo elevada ductilidade, sustentada pela matriz ferrítica.

Além do aumento da resistência da matriz, outro fator que contribui é a redução da quantidade e tamanho dos carbeto, além da tendência de adquirirem um formato globulizado que reduz a concentração de tensão em potenciais carbeto e lamelas de cementita pontiagudas.

Ligado à isto, apesar da menor quantidade de partículas dispersas, a presença de uma segunda fase dura em uma matriz dúctil normalmente se apresenta como uma barreira mais efetiva para o movimento das discordâncias e o que relaciona o aumento de resistência mecânica. [30]

Comparando as amostras TT₁, TT₂ e no estado bruto de fusão, nota-se que as variações na tensão máxima e de escoamento não foram expressivas, ou não ocorreram, apesar da notável variação na dureza e alongamento.

Os valores que se mantiveram constantes podem estar relacionados ao fator competitivo de aumento do teor de ferrita o que levaria à uma queda na tensão máxima suportada pelo material, em relação ao aumento do teor de elementos como cromo e molibdênio que aumentam a resistência da matriz.

Para análise das propriedades mecânicas é essencial realizar a análise da superfície de fratura buscando identificar as características principais e o modo de falha dominante. [45]

A tensão máxima de um metal é a combinação da deformação uniforme no regime elástico a deformação não uniforme do regime plástico e ligada à formação do pescoço no corpo de prova. [30]

A tensão resultante na formação do pescoço é controlada pelo endurecimento à frio, pela sensibilidade desta formação e a fratura dúctil pela nucleação, crescimento e coalescência das micro cavidades. [30]

A fratura é considerada deste modo o resultado final da deformação plástica, e é classificada nas duas características principais de clivagem, fratura frágil, ou formação de alvéolos, fratura dúctil. [30]

De modo a ilustrar os resultados apresentados, na Figura 44 e Figura 45 se tem o comparativo das imagens de fractografia obtidas por meio do FEG.

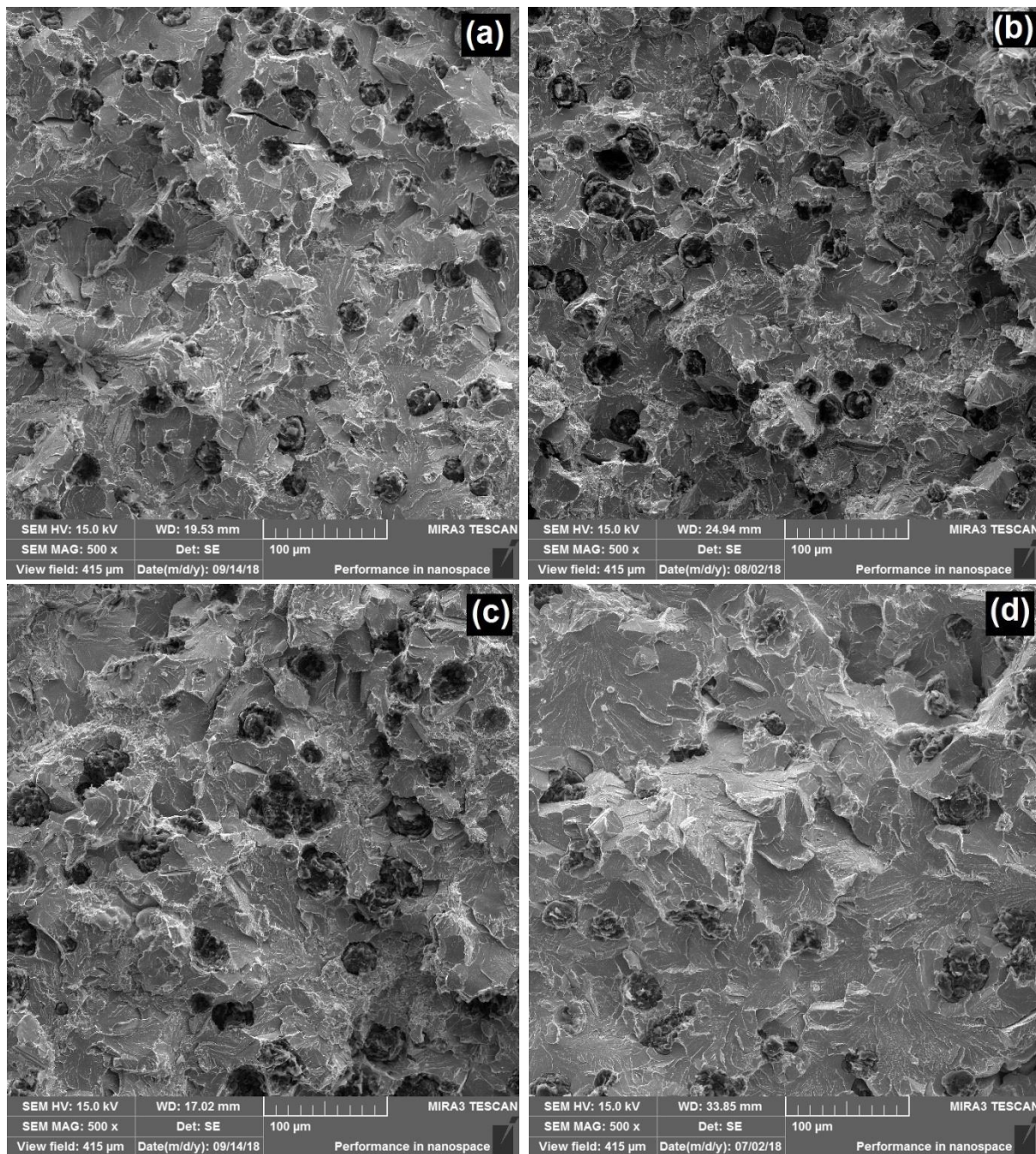
Como já apresentado anteriormente, é notável a evolução da característica de clivagem pura na amostra na condição bruta (d) para uma característica mista, onde há mistura da característica de clivagem com a formação alvéolos (*dimples*), a qual aumenta com um maior alongamento.

Se comparada as amostras tratadas com a amostra bruta, Figura 44, nota se uma aparente maior contagem de nódulos na condição tratada, o que de fato não é real. [45]

O que de fato ocorre, pelo efeito de deformação das cavidades resultantes da deformação plástica e a maneira como as trincas são formadas as quais levam à um aumento da rugosidade da superfície e maior números de nódulos de grafitas expostos na superfície de fratura. [45]

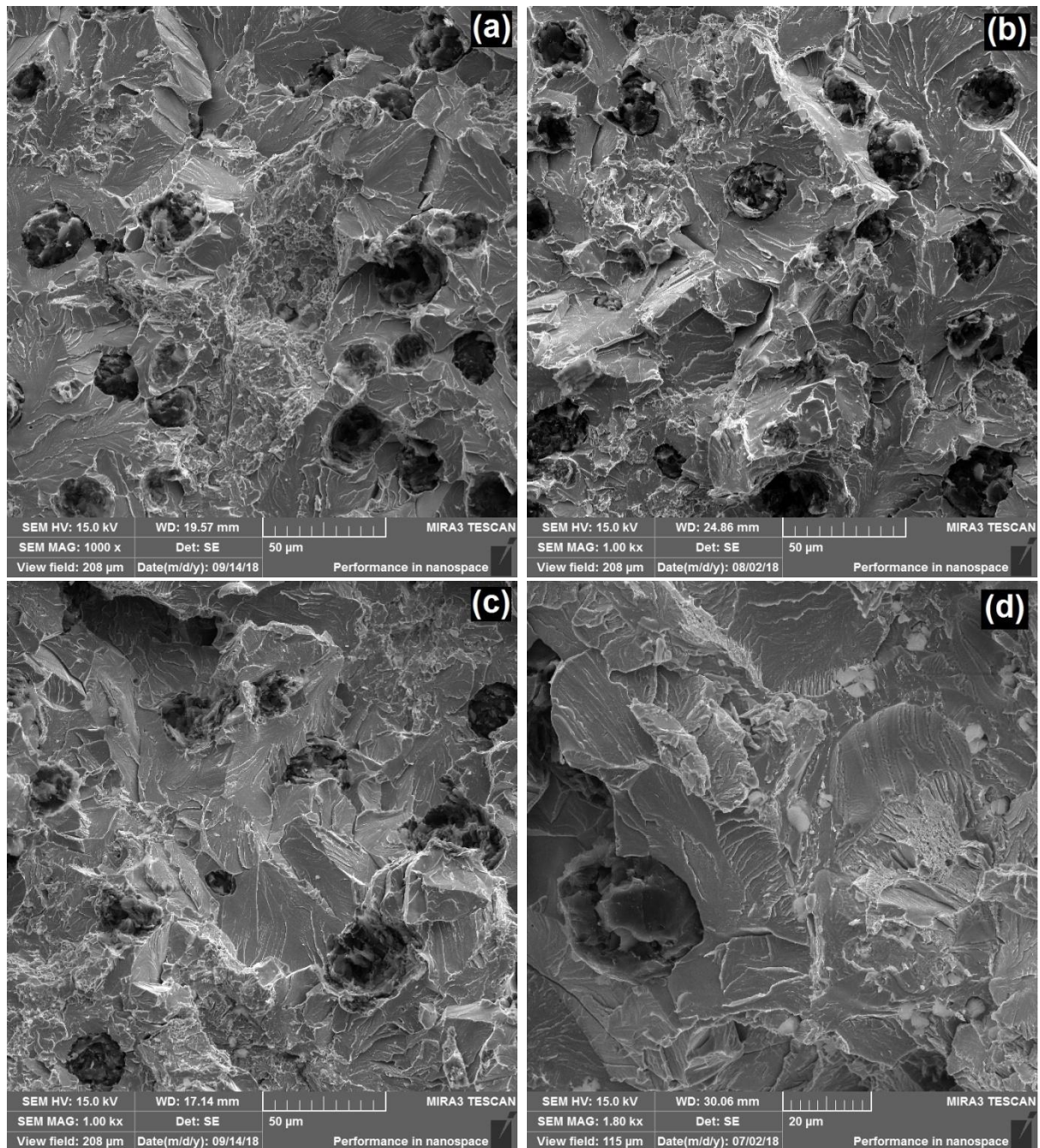
Na fractografia é possível se identificar explicações para amostras que obtiveram maior ductilidade, entre elas que durante a deformação a matriz dúctil ao redor do nódulo de grafita e ao longo da superfície de fratura há a formação dos alvéolos. [31]

Figura 44 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a frio, para amostras tratadas termicamente: TT₁ - 940°C por 3,0 horas (a), TT₂ - 920°C por 3,0 horas (b), TT₃ - 920°C por 1,5 horas (c) e Bruto de fusão (d).



Fonte: O autor.

Figura 45 – Imagens detalhadas de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a frio, para amostras tratadas termicamente: TT₁ - 940°C por 3,0 horas (a), TT₂ - 920°C por 3,0 horas (b), TT₃ - 920°C por 1,5 horas (c) e Bruto de fusão (d).



Fonte: O autor.

Nesta formação há marcas de cumes dos alvéolos os quais retardam a propagação da trinca e que elas se interconectem retardando consequentemente a fratura e aumentando a ductilidade [31]

Este efeito pode ser observado parcialmente na fractografia das amostras TT₂, TT₃, porém pouco pronunciadas na condição TT₁, a qual apresentou menor alongamento.

5.6.3 Propriedades mecânicas à quente

Comparando as propriedades mecânicas obtidas na amostra tratadas termicamente, conforme Tabela 30, nota se que para o três caso houve uma correlação de evolução das propriedades com os testes realizados à frio.

Na Tabela 31 são repetidos os dados da Tabela 30, considerando apenas os resultados da tração à quente, o os quais são também apresentados graficamente na Figura 46.

Tabela 31 – Comparação das propriedades mecânicas à quente, das amostras tratadas termicamente. TT₁ - 940°C por 3,0 horas, TT₂ - 920°C por 3,0 horas, TT₃ - 920°C por 1,5 horas.

Amostras Tratadas Termicamente				
À Quente		TT ₁	TT ₂	TT ₃
	Tensão Máxima [MPa]	71,0	76,9	81,6
	Tensão de Escoamento [MPa]	68,4	75,0	79,3
	Alongamento [%]	23,6	25,3	24,7
	Módulo Elástico [GPa]	19,5	20,3	22,4

Fonte: O Autor

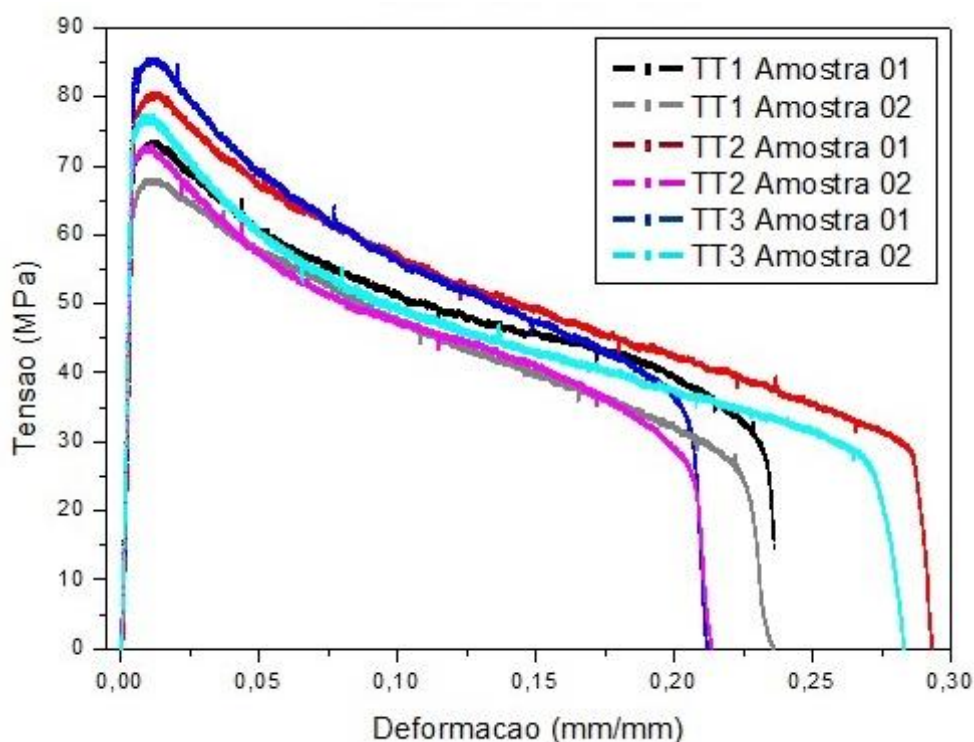
Do mesmo que o para a condição à frio, o aumento na quantidade de ferrita da matriz apresenta um aumento no alongamento sendo que mesma proporcionalidade não se repete a amostra TT₂, que apresenta um alongamento maior que a condição TT₃ apesar da menor quantidade de ferrita.

Apesar diferença ser relativamente baixa entre as 3 amostras, 1,73%, entende se que a variação está relacionada do mesmo modo que apresentado em 5.6.2, sendo que a perlita e carbeto parcialmente dissolvidos enriquecem a matriz ferrítica com elementos como molibdênio e cromo, aumentando a resistência da matriz ferrítica.

Em relação ao módulo elástico, tensão máxima e de escoamento, do mesmo modo a explicação abordada para o alongamento se aplica, sendo que a condição TT₃ apresentou um aumento da resistência à tração superior.

De modo a ilustrar os resultados apresentados, na Figura 47 e Figura 48 se tem o comparativo das imagens de fractografia obtidas com o uso do FEG.

Figura 46 – Resultado de tração à quente (700°C) das amostras tratadas termicamente. TT₁ - 940°C por 3,0 horas, TT₂ - 920°C por 3,0 horas, TT₃ - 920°C por 1,5 horas.



Fonte: O autor.

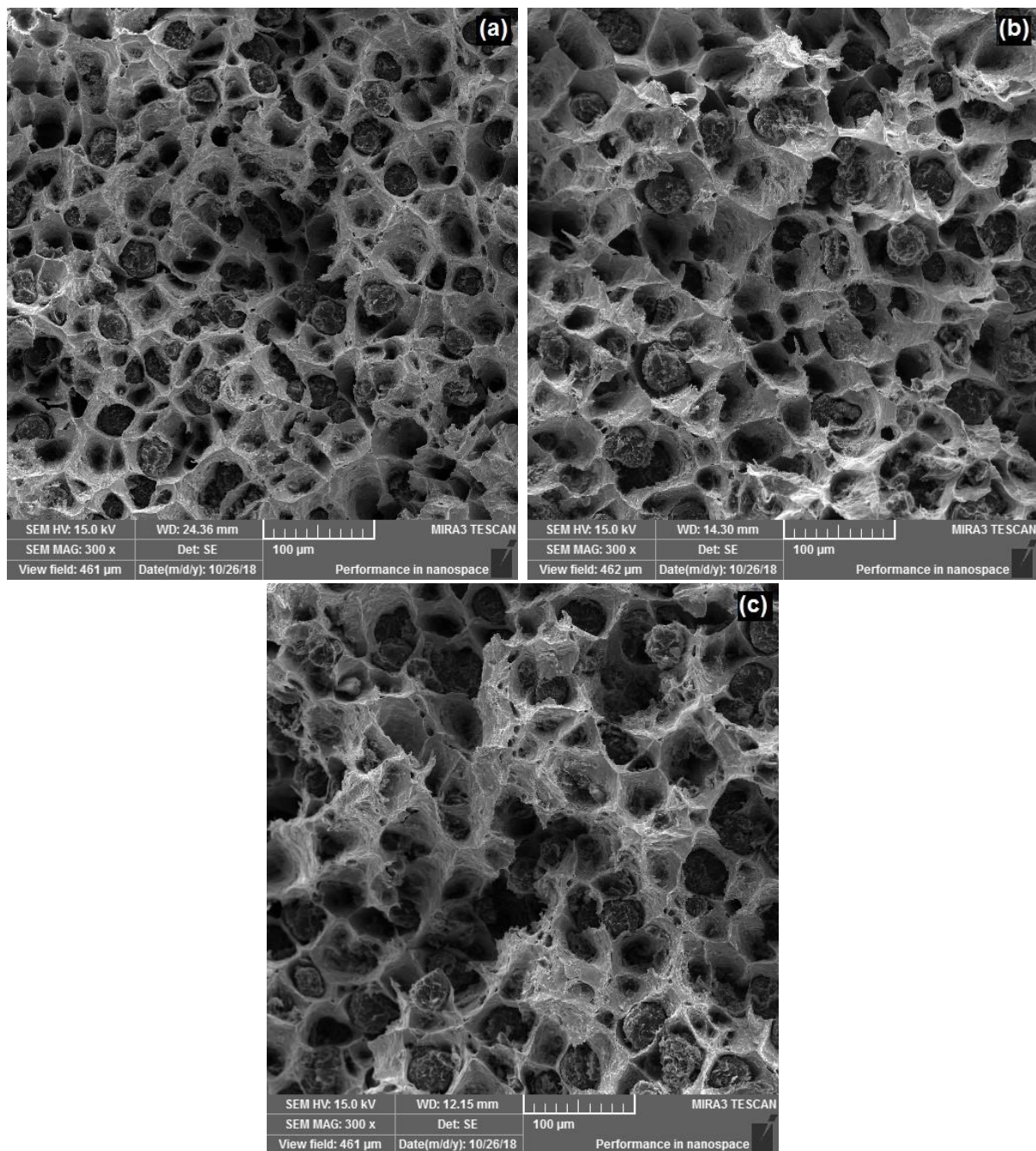
Como esperado, baseado nos valores apresentados na Tabela 31, é notável a característica de fratura alveolar típica de fraturas dúcteis, sendo que a comparação de resultados entre as três condições de tratamento térmico mostram resultados muito similares.

De modo a entender se os resultados obtidos seriam satisfatórios para a aplicação do material desenvolvido, se faz necessário comparar os resultados com materiais de literatura e que já conhecidamente são aplicados para fins similares.

A literatura para aços resistentes ao calor mostra que para um aço comum de baixo carbono (0,10-0,20 % em peso), o limite de resistência a tração em temperatura ambiente está próximo a 420 MPa, enquanto que a 540°C está na faixa de 250 MPa, e a 60-65 MPa na temperatura de 760°C. [46]

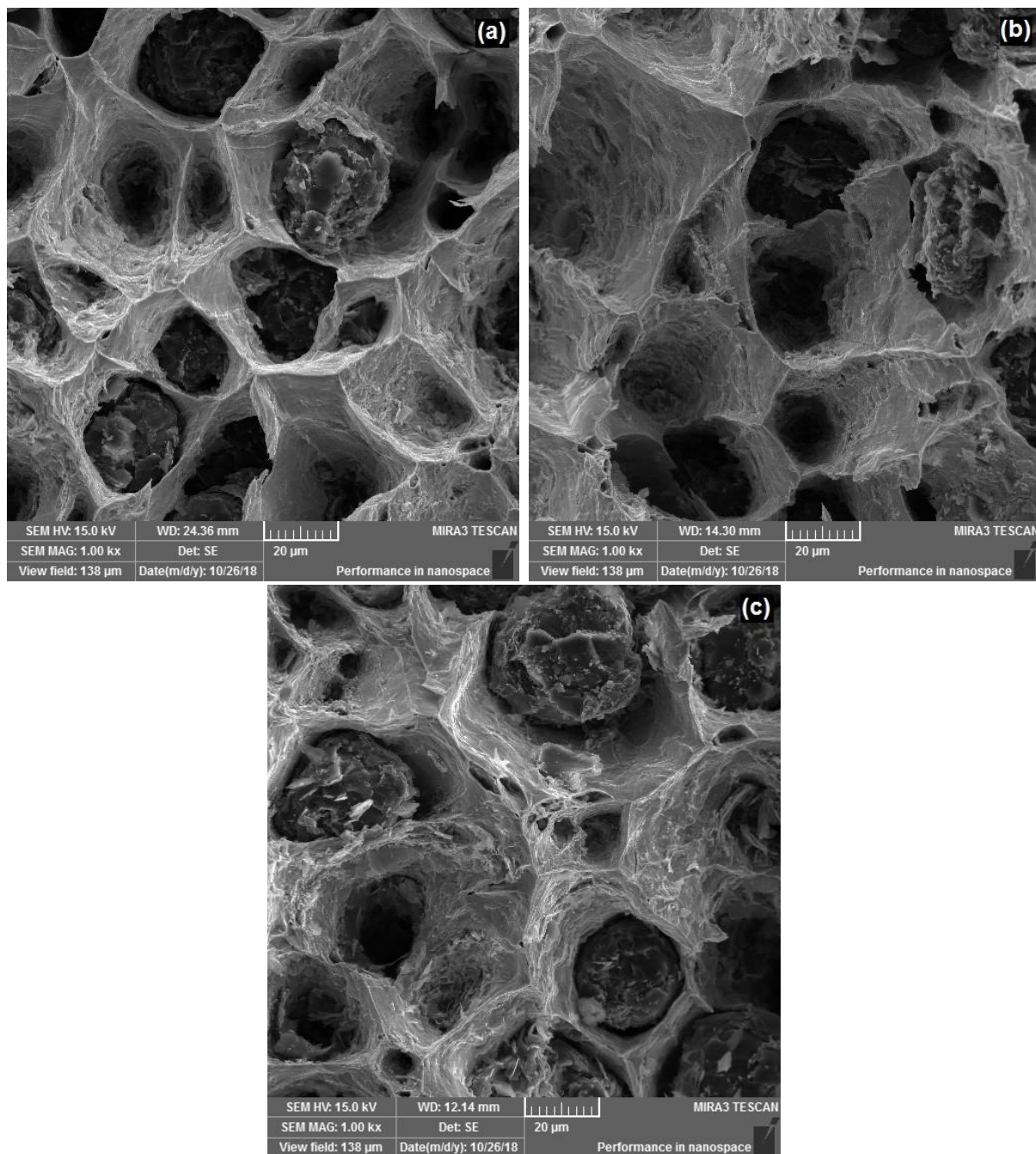
O mesmo aço com adições de cromo, manganês e/ou molibdênio já apresentam resultados notórios em aumento da resistência, onde teríamos valores de limite de resistência a tração na ordem de 430 MPa à temperatura ambiente, enquanto que a 540°C ficaria 340 MPa, e 80 MPa a 760°C, e além disso aumentado em até duas vezes a resistência à fluência. [46]

Figura 47 – Imagens de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a quente, para amostras tratadas termicamente: TT₁ - 940°C por 3,0 horas (a), TT₂ - 920°C por 3,0 horas (b), TT₃ - 920°C por 1,5 horas (c).



Fonte: O autor.

Figura 48 – Imagens detalhadas de FEG das superfícies de fratura após ensaios de tração a quente, para amostras tratadas termicamente: TT₁ - 940°C por 3,0 horas (a), TT₂ - 920°C por 3,0 horas (b), TT₃ - 920°C por 1,5 horas (c).



Fonte: O autor.

Os aços de baixa liga com adição de cromo e molibdênio são considerados para peças de contato com vapor superaquecido, como tubos de caldeiras a vapor, tubos de superaquecedores e aplicações semelhantes. [46]

Um aço-cromo, com teor de 18% em peso de cromo e estrutura predominante ferrítica, o qual apresenta satisfatória resistência à oxidação ao ar na faixa de 850-900°C, e que é indicado para aplicações válvulas de motores e aviões,

considerando adição de silício (aproximadamente 2,0%) e níquel (aproximadamente 1,5%). [46]

Para este aço de estrutura ferrítica os valores de resistência à tração em diversas temperaturas são de 70 MPa à 525°C, 35 MPa à 600°C, 15 MPa à 700°C e 07 MPa à 750°C. [46]

Ou seja, para ambos os casos citados, a referência de resistência à tração na faixa de 700°C – 750°C variou dependendo o material de 15MPa à 80MPa, sendo que para o primeiro o objetivo resistência à oxidação é um fator predominante. [46]

Para efeitos de comparação entre os resultados obtidos neste trabalho e o que a literatura informa para materiais em aço com aplicações semelhantes, temos também um aço-cromo com teor de 7-10% em peso de cromo, com carbono médio (0,40-0,60% peso), silício elevado (1-3,5% peso) adição de 0,5% de molibdênio. [46]

Este aço se aplica em partes de exaustão de gases de combustão de motores, onde se podem atingir temperaturas de 750°C, possibilitando o uso deste material na indústria automobilística. [46]

A literatura não trouxe a informação para este material específico em relação a teste de tração à quente, porém temos que a temperatura ambiente este material pode chegar a 980 MPa de resistência à tração na condição temperado e revenido. [46].

Desta maneira, para posicionar os resultados obtidos com a literatura, resume se na Tabela 32 e Tabela 33 algumas referência para os materiais citados e alguns adicionalmente sobre a temperada máxima de aplicação de cada um deles, as quais condizem do material em estudo, assim como uma seleção para representar a variação de propriedades em diversas faixas de temperatura. [46]

Observando-se a linha de resistência à tração à 700°C, condição na qual foi realizado o ensaio está centrada entre os valores de 649°C e 760°C, tendo então que inferir valores da literatura para temperatura no qual o teste foi realizado, uma vez que a disponibilidade de dados é para apenas uma temperatura.

Tabela 32 – Temperaturas máximas comparativas para operação de aços resistentes ao calor sem excessiva oxidação.

Aços Cr	Temperatura Máxima [°C]	Aços Cr-Ni	Temperatura Máxima [°C]
501 AISI (0,5 Mo)	620	302-304AISI	900
7 Cr	650	302B AISI	980
9 Cr	675	309 AISI	1095
403-410AISI	705	310 AISI	1150
430-AISI	845	316 AISI	900
442-AISI	955	321 AISI	900
446-AISI	1095	347 AISI	900

Fonte: Adaptado de Chiaverini. [46]

Tabela 33 – Propriedades mecânicas de certos aços resistentes ao calor, em função da temperatura.

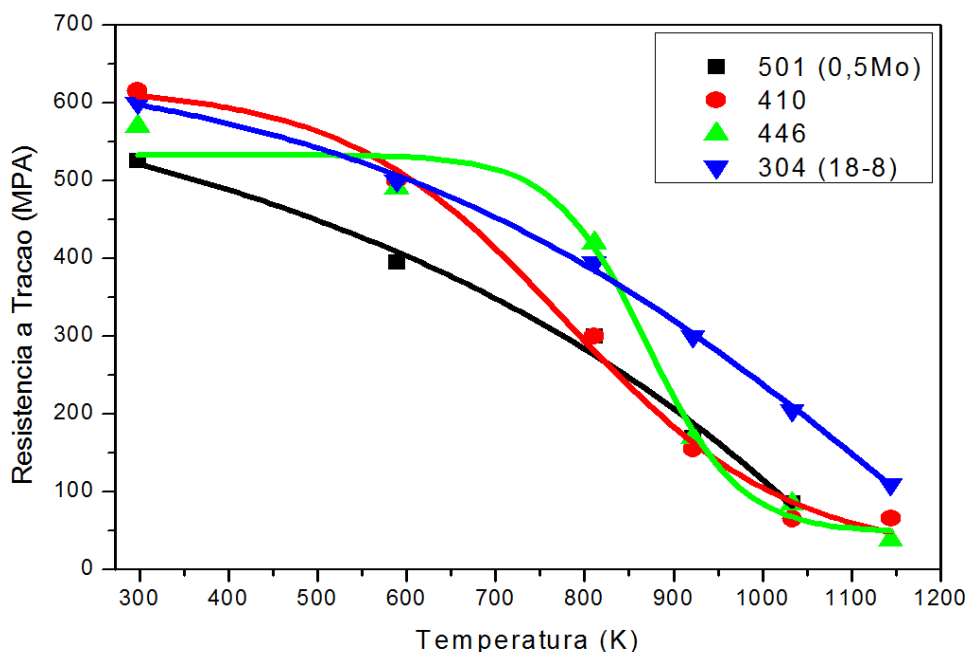
Aço	501 (0,5Mo)	410	446	304 (18-8)
Temperatura	Resistência à Tração [MPa]	Resistência à Tração [MPa]	Resistência à Tração [MPa]	Resistência à Tração [MPa]
Ambiente	525	615	570	600
316	395	500	490	500
538	300	300	420	395
649	170	155	170	300
760	85	65	85	205
871	-	66*	38	110

Fonte: Adaptado de Chiaverini. [46]

Desta maneira, utilizando os dados apresentados na Tabela 33, realizou se, com o auxílio do software de análise de gráficos, OringinPro 8 v.8 0724(B724), a obtenção de um polinômio para que fosse possível inferir os dados para as ligas apresentadas na temperatura de 700°C (973K).

Dentro das análises realizadas, não detalhadas neste trabalho, pois não se trata deste objetivo, definiu que o ajuste para obtenção do polinômio seria segundo a equação sigmoideal de Boltzmann, a qual apresenta contornos semelhantes ao esperado para os resultados, conforme X, além de ter apresentado o menor valor de erro para o ajuste realizado (r^2).

Figura 49 – Curva de Resistência à Tração VS Temperatura obtida através do polinômio de Boltzmann com base nos dados apresentados na Tabela 33.



Fonte: O autor.

A equação que representa o polinômio sigmoidal de Boltzmann usado para o ajuste é apresentada abaixo.

$$y = A_2 + \frac{A_1 - A_2}{1 + e^{\frac{x - x_0}{dx}}} \quad (2)$$

Onde:

A_1 , A_2 , X_0 e dx são constantes obtidas através do ajuste realizado com o software OringinPro, as quais resultados são apresentados na Tabela 34.

Ponto importante que para realizar as análises utilizou se os dados de temperatura no sistema universal de medidas, ou seja, Kelvin.

Tabela 34 – Constantes e valor de “ r^2 ” obtidos através do ajuste pela equação sigmoidal de Boltzmann.

Aço	501 (0,5Mo)	410	446	304 (18-8)
A1	693,68	620,90	532,75	670,00
A2	-50.546,59	17,49	47,46	-559,27
X_0	3.576,80	779,33	869,79	1199,53
dx	576,12	124,41	52,19	324,85
r^2	0,9636	0,9865	0,9650	0,9970

Fonte: O autor.

Utilizando-se os dados da Tabela 34 e 2, determinou-se os valores de resistência à tração (MPa) dos aços usados como referência para comparativo dos resultados obtidos para as amostras tratadas termicamente descritas neste desenvolvimento, conforme Tabela 35.

Adicionalmente, para comparação com os resultados obtidos foram levantados dados de propriedades para ferros fundidos de aplicação em alta temperatura, entre eles, o GJS-400-15 e GJS-SiMo5-1, ferro fundido nodular com matriz ferrítica, NiResist D3 + Mo (GGG-NiCr 30 3 + Mo) e NiResist D5S (GGG-NiSiCr 35 5 2), ferro fundido nodular com matriz austenítica, sendo o NiResist D3 classificado como para aplicações especiais. [47]

As propriedades mecânicas a quente das ligas de ferro fundido para comparação ao resultado obtido, ou seja, resistência à tração à 700°C estão listadas na Tabela 35. [47]

Tabela 35 – Temperaturas máximas comparativas para operação de aços e ferros fundidos resistentes ao calor sem excessiva oxidação.

Amostras Tratadas Termicamente	Resistência à Tração à 700°C [MPa]	Aços Referência	Resistência à Tração à 700°C [MPa]	Ferros Referência	Resistência à Tração à 700°C [MPa]
TT ₁	71,1	501 AISI (0,5 Mo)	141,5	GJS-400-15	40,0
TT ₂	76,9	410AISI	122,6	GJS-SiMo5-1	90,0
TT ₃	81,6	446-AISI	106,5	NiResist D3 + Mo	270,0
		304 AISI	261,4	NiResist D5S	210,0

Fonte: O autor.

A análise de referência realizada para os aços, devido à pequena quantidade de dados, não deve ser usada para fins de projeto, porém pode ser usada como referência para as comparativas aqui apresentadas.

Comparando-se os resultados obtidos para as amostras de ferro fundido com os valores calculados para os aços de referência, notavelmente nenhuma amostra na condição tratada atingiu valores próximos aos dos aços apresentados.

Os aços 501 AISI (0,5 Mo) e 410AISI são aços martensíticos usados em válvulas e bombas de equipamentos à vapor e fixações de componentes que devem resistir à corrosão e em ambientes de aplicação onde as temperaturas podem atingir até 540°C. [7]

Os aços 446-AISI são aços ferríticos usados em fornos industriais, sistemas de exaustão, queimadores, pirômetros e estruturas de forno. [7]

Os aços 304 AISI são aços austeníticos usados em fornos, reatores, tanques e em tubulações da indústria de alimentos, com características para resistência à corrosão em diversos ambientes. [7]

Levando em consideração as aplicações específicas de cada um dos materiais usados como referência, foca-se no comparativo que para aplicação satisfatória dos requisitos de resistência à tração das amostras deste desenvolvimento deveria ser atingido valores próximos 106,5 MPa de resistência à tração.

Apesar das amostras terem apresentado resultados um pouco inferior a este (106,5 MPa), a amostra que melhor apresentou resultado, dentro dos parâmetros buscados foi aquela na condição de tratamento TT3 (81,6 MPa), assim como para os resultados microestruturais e de tração em temperatura ambiente.

Comparando os resultados com os ferros fundidos nodulares de matriz austenítica para aplicação em alta temperatura, o patamar de resistência à tração cresce ainda mais, acima de 200 MPa, patamares em qual não se podem aplicar o material em estudo.

Apesar desta comparação de resultado, isto não significa que o material de estudo esteja desclassificado para aplicações onde o NiResit é utilizado, porém em situações onde o ponto máximo para seleção do material seja este limite, a análise deve ser cuidadosa.

Quando se compara os resultados obtidos em relação aos ferros fundidos ferríticos (GJS-400-15), nota-se que a modificação de se aumentar a resistência mecânica a quente com a adição de elementos de liga como silício, molibdênio e cromo é efetiva.

Comparando-se com um ferro de mesma classe e objetivo de aplicação, GJS-SiMo5-1, o qual apresenta características químicas e microestruturais similares ao material estudado, nota-se comparativamente valores similares, sendo as amostras desenvolvidas neste estudo com um valor de resistência levemente abaixo do material de referência.

Pontos importantes para o material em análise, que poderia ser uma vantagem em relação aos materiais que competem para a mesma aplicação, que a adição de silício e cromo, além de aumentar a resistência mecânica à quente,

aumentam a resistência à oxidação, pela formação de óxido de silício (SiO_2) e óxido de cromo (Cr_2O_3), os quais estabilizam a superfície e reduzem os efeitos de oxidação. [46]

Outra vantagem apresentada pela amostra TT3 se deve ao seu menor teor de perlita na estrutura, pois paralelamente ao efeito apresentado em aços durante serviço à altas temperaturas, pode ocorrer a esferoidização, focando em aços perlíticos de baixa teor em liga, o qual tende a diminuir a resistência à fadiga, e a precipitação de carbonetos nos contornos dos grãos de aços austeníticos, não só prejudicando a ductilidade como também a resistência à corrosão. [46]

De modo a aumentar a resistência mecânica à quente das amostras tratadas, poderia se aumentar o teor de cromo e molibdênio na composição da liga, buscando aumento da resistência da matriz por estes elementos de liga em solução sólida. [14]

O aumento da resistência do material pela redução de carbeto está relacionado ao fato de se ter menos irregularidades na matriz facilitando o deslocamento das discordâncias, assim elevando a resistência do material. [14]

O problema do aumento dos teores destes elementos é a tendência ao aumento do teor de perlita e carbeto na microestrutura bruta de fusão, dificultando a dissolução dos mesmos durante o tratamento térmico.

Para evitar este efeito é possível buscar uma melhor inoculação do metal líquido mais próximo ao momento do vazamento objetivando a redução de perlita e carbeto na estrutura final.

O fato de se ter carbeto sem altas concentrações de elementos de liga auxilia na solubilização dos mesmos durante o patamar de austenitização no tratamento térmico, pois estes são menos estáveis que aqueles ricos em elementos de liga. [17]

Além disto, buscar a redução do teor de manganês na composição final, com o uso de matérias-primas mais selecionadas pode auxiliar na obtenção de uma matriz com maiores teores de ferrita.

6 CONCLUSÃO

As principais conclusões do presente trabalho são:

1. A amostra bruta de fusão é composta por uma matriz ferrítica-perlítica, com concentração de ferrita acentuada nas regiões ao redor dos nódulos de grafita, e a rede perlítica interconectada ao redor desta estrutura, com presença de carbetos nas regiões de interface dendríticas, não atendendo o objetivo estabelecido nesta condição. A característica da grafita obtida atendeu o objetivo.
2. Devida à adição de elevados teores de silício elevou-se as temperaturas do campo intercrítico em relação a um ferro fundido nodular comum (teor de silício de 2,40% em peso), de uma faixa de 730°C a 830°C para 860°C a 920°C, parâmetros base para a definição do tratamento térmico, os quais foram obtidos através da combinação de resultados do conjunto de técnicas de simulação numérica e dilatométrica.
3. As amostras tratadas termicamente são compostas por uma matriz ferrítica (75 a 87%), com presença de perlita e carbetos parcialmente dissolvidos nas regiões de contornos de grão, atendendo o objetivo estabelecido nesta condição.
4. Os resultados para as propriedades mecânicas a frio nas amostras brutas de fusão, dentro das especificações de composição definidas, não atingiram as propriedades finais objetivadas, uma vez que o valor de alongamento e quantidade de ferrita ficou abaixo do esperado.
5. Os resultados para as propriedades mecânicas a frio nas amostras tratadas termicamente atingiram as propriedades finais objetivadas, uma vez que o aumento na quantidade de ferrita da matriz apresenta um aumento significativo no alongamento para as três condições de tratamento térmico.
6. A condição TT₃, em relação às demais, foi a qual apresentou um aumento da resistência a tração muito superior, e ao mesmo tempo elevada ductilidade, sustentada pela matriz ferrítica, onde a perlita e carbetos parcialmente dissolvidos enriquecem a matriz.
7. Os resultados para as propriedades mecânicas a quente nas amostras tratadas termicamente foram muito similares para as três condições apresentadas, e os resultados foram levemente menores que outros materiais de referência para a mesma aplicação, como GJS-SiMo5-1 que apresenta uma resistência à tração à

700°C de 90 MPa e o aço 446-AISI com 106,46 MPa, valores satisfatórios para a aplicação desejada.

8. A característica de fratura para tração a frio na condição bruta de fusão se mostrou predominantemente frágil, do mesmo modo que as amostras tratadas termicamente, com a variação que para esta condição é possível perceber a presença em alguns pontos de uma característica dúctil.
9. A característica de fratura para tração a quente nas amostras tratadas termicamente é típica de fraturas dúcteis, com característica alveolar, sendo que os resultados nas três condições mostram resultados muito similares. A amostra que melhor apresentou resultado, dentro dos parâmetros buscados foi aquela na condição de tratamento TT₃ (81,61 MPa), assim como para os resultados microestruturais e de tração em temperatura ambiente.
10. O desenvolvimento da liga apresentada neste trabalho mostra que os resultados obtidos apresentam oportunidades de melhorias baseado na modificação de elementos de liga em conjunto com as rotas de tratamento térmico propostos, obtendo um material com expressivo potencial de aplicação em escala industrial.

REFERÊNCIAS

1. W. L. GUESSER, L. C. GUEDES. The new generation of engines and the challenges for the foundry industry. **Foundry Gate**. Disponível em: <http://foundrygate.com/upload/artigos/The new generation of engines and the challenges for the foundry industry.pdf>>. Acesso em: 26 out. 2016.
2. M. EKSTRÖM N, S.JONSSON. High-temperature mechanical- and fatigue properties of cast alloys intended for use in exhaust manifolds. **Materials Science & Engineering A**. v. 616, p. 78–87, 2014.
3. GARRETT AFTERMARKET NORTH AMERICA; São Paulo, SP, Brasil. Disponível em < <http://www.turbobygarrett.com/> >. Acesso em: 15 out. 2008.
4. G. WEBER et. al. High Si-Mo Ductile Iron: Views from Users and Producers. **Modern Casting**. p. 48-51, mar. 1998.
5. D. Li, C.Sloss. Comment on “High-temperature mechanical and fatigue properties of cast alloys intended for use in exhaust manifolds” by Ekström et Al.(Mater.Sci.Eng.A616(2014)78). **Materials Science & Engineering A**. v. 624, p. 90–91, 2014.
6. P. Matteis et. al. High temperature fatigue properties of a Si-Mo ductile cast iron. **Procedia Materials Science**. v. 3, p. 2154–2159, 2014.
7. ASM Handbook. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. **ASM International Handbook Committee**. v. 1, p. 20-2280, 1993.
8. V. Di Cocco, F. Iacoviello, M. Cavallini. Damaging micromechanisms characterization of a ferritic ductile cast iron. **Engineering Fracture Mechanics**. v. 77, p. 2016–2023, 2010
9. Havva Kazdal Zeytin et. al. Effect of Microstructure on Exhaust Manifold Cracks Produced From SiMo Ductile Iron. **Journal of Iron and Steel Research, International**. v. 3 cap. 16, p. 32–36, 2009.
10. C. Delprete, R. Sesana. Experimental characterization of a Si–Mo–Cr ductile cast iron. **Materials and Design**. v. 57, p. 528–537, 2014.
11. M. Soliman, A. Nofal, H. Palkowski. Alloy and process design of thermo-mechanically processed multiphase ductile iron. **Materials and Design**. v. 87, p. 450–465, 2015.
12. W. Xu, M. Ferryb, Y. Wanga. Influence of alloying elements on as-cast microstructure and strength of gray iron. **Materials Science & Engineering A**. v. 390, p. 326–333, 2005.
13. A. Basso, M. Caldera, G. Rivera. High silicon ductile iron: Possible uses in the production of parts with “Dual Phase ADI” Microstructure. **ISIJ International**, v. 52, No. 6, p. 1130–1134, 2012.

14. D.B.V. Castro, L.S. Rossino, A.M.S. Malafaia. Influence of Annealing Heat Treatment and Cr, Mg, and Ti Alloying on the Mechanical Properties of High-Silicon Cast Iron. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 20, p. 1346–1354, 2011.
15. S. K. Putatunda, P. K. Gadicherla. Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as cast structure. **Materials Science & Engineering A**. v. 268, p. 15–31, 1999.
16. R. A. Gonzaga, J. Fernández Carrasquilla. Influence of an appropriate balance of the alloying elements on microstructure and on mechanical properties of nodular cast iron. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 162-163, p. 239–297, 2005.
17. M. Lagarde, A. Basso, R. C. Dommarco, J. Sikora. Development and Characterization of a New Type of Ductile Iron with a Novel Multi-phase Microstructure. **ISIJ International**, v. 51, No. 4, p. 645–650, 2011.
18. Isabel Hervas, et. al. Graphite nodule morphology as an indicator of the local complex strain state in ductile cast iron. **Materials and Design**. v. 52, p. 524–532, 2013.
19. E. A. Chiniforush, N. Iranipour, S. Yazdani. Effect of nodule count and austempering heat treatment on segregation behavior of alloying elements in ductile cast iron. **Overseas Foundry**, v.13 No. 3, p. 217-222, 2016.
20. YANG Yun-long', et. al. Thermal Fatigue Behavior and Cracking Characteristics of High Si-Mo Nodular Cast Iron for Exhaust Manifolds. **Journal of Iron and Steel Research, International**. v. 6 cap. 20, p. 52–57, 2013.
21. A. Giacomini, R. E. Boeri, J. A. Sikora. Carbide dissolution in thin wall ductile iron. **Materials Science and Technology**, v. 19, p. 1755–1760, 2003.
22. J. F. WALLACE. Effect of Minor Elements on the Structure of Cast Irons, Hoyt Memorial Lecture. **AFS Transactions - Western Reserve University**, Cleveland - OHIO, p. 75-112. Disponível em:
<https://www.researchgate.net/publication/282763163_EFFECTS_OF_MINOR_ELEMENTS_ON_THE_STRUCTURE_OF_CAST_IRONS>. Acesso em: 26 out. 2016.
23. HENYCH, Some Metallurgical Aspects of Producing Ductile Iron and Holding Treated Metal. **AFS Transactions – George Fischer Ltd.**, Schaffhausen - Switzerland, p. 86-103.
Disponível em < [http://foundrygate.com/upload/artigos/Some Metallurgical aspects of producing ductile iron and holding treated metal.pdf](http://foundrygate.com/upload/artigos/Some_Metallurgical_aspects_of_producing_ductile_iron_and_holding_treated_metal.pdf) >. Acesso em: 26 out. 2016.
24. P. A. BLACKMORE, High Strength nodular irons. Report 1581. **Foundry Gate**, p. 239-251, Julho, 1984. Disponível em:
< [http://foundrygate.com/upload/artigos/High-strength Nodular Iron.pdf](http://foundrygate.com/upload/artigos/High-strength_Nodular_Iron.pdf) >. Acesso em: 26 out. 2016.

- 25.V. Di Cocco, et. al. Macro and microscopical approach to the damaging micromechanisms analysis in a ferritic ductile cast iron. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**. v. 69, p. 26–33, 2014.
- 26.A. Basso, R. Martínez, J. Sikora. Influence of chemical composition and holding time on austenite (γ) $\rightarrow$ ferrite (α) transformation in ductile iron occurring within the intercritical interval. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 509, p. 9884–9889, 2011.
- 27.K. Soivio. Austempering Experiments of Production Grade Silicon Solution Strengthened Ductile Iron. **Materials Science Forum**, v. 925, p. 239-245, 2018.
- 28.J. Zou, K. Shimizu, Q. Cai. Effects of Cr Content and Annealing Temperature on Microstructure and Wear Characteristics of Cast Ausferrite Nodular Iron. **Journal of Iron and Steel Research International**. v. 22(11), p. 1049-1054, 2015.
- 29.M. Caldera, G. L. Rivera, R. E. Boeri, J. A. Sikora. Precipitation and dissolution of carbides in low alloy ductile iron plates of varied thickness. **Materials Science and Technology**, v. 21, nº 10, p. 1187-1191, 2005.
- 30.Kadir Kocatepe, Melika Ceraç, Mehmet Erdogan. The tensile fracture behaviour of intercritically annealed and quenched + tempered ferritic ductile iron with dual matrix structure. **Materials and Design**, v. 28, p. 172–181, 2007.
- 31.GUO Erjun, SONG Liang, Wang Liping. Effect of Ce-Mg-Si and Y-Mg-Si nodulizers on the microstructures and mechanical properties of heavy section ductile iron. **Journal of Rare Earths**. v. 32, No. 8, p. 738-744, 2014.
- 32.ISO 6892. Metallic materials – Tensile testing at ambient temperature. **International Standard**. Second edition, 1998.
- 33.GARCIA, et. al. Ensaios dos Materiais. **LTC – Livros Técnicos e Científicos - Editora S.A.** Rio de Janeiro, 2000.
- 34.A. L. T. AZEVEDO, A. C. GODOY, P. S. JUSTE. Levantamento da curva CCT do aço SAE 1050. **Metalurgia**. São Paulo: ABM, v.32, n.221, p.235-241, 1976.
- 35.J. S. CASARIN. Transformações de fases isotérmicas por dilatométrica do aço SAE 1070. **USP/Escola de Engenharia de São Carlos**. São Carlos/SP. 1993.
- 36.TODOKORO, H; OTAKA, T., A Scanning Electron Microscope and Method for Controlling a Scanning Electron Microscope. **Patente aplicada pela Patente dos Estados Unidos em 19/10/1993. App. no. 137976. Patente no. 5389787**, 1993.
- 37.PADILHA, A. F. . Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades. **São Paulo: Editora Hemus**, Edição Eletrônica, 2000. v. 01. p . 89-99.
- 38.LEMOS, A. B. Generalidades da Análise Térmica. **Boletim de tecnologia e desenvolvimento de embalagens**. v. 15, n.3, 2003
- 39.PIMENTEL, A. S.; ARBILLA, G. Cinética não-isotérmica na análise térmica de sólidos. **Química Nova**, v. 21, n.3, São Paulo, 1998.

40. WENDHAUSEN P. A. P.; RODRIGUES, G. V.; MARCHETTO, O. **Análises Térmicas**. Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC.
41. BHADSHIA H.K.D.H. Thermal Analysis Techniques. **University of Cambridge, Materials Science and Metallurgy**. Disponível em: www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2002/Thermal1.pdf Acesso em 28/11/2016.
42. MELLERAS, E; BERNARDINI, P. A. N; GUESSER, W. L. Coletores de Escape em Nodular SiMo. **SAE Brasil Congresso 2003**, p. 1-9, 2003.
43. Total Materia. Heat Treating of Nodular Irons: Part One. **Key to Metals AG**, 2004. Disponível em:
<<https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&LN=PT&NM=123>>. Acesso em: 22 out. 2018.
44. GALARRAGA, H; WARREN, R. J; LADOSA, D. A. Effects of heat treatments on microstructure and properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM). **Materials Science & Engineering A**, v. 685, p. 417–428, 2017.
45. FERNANDINO, D. O; BOERI, R. Study of the fracture of ferritic ductile cast iron under different loading. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structure**, v. 38, p. 610-620, 2015.
46. CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos | Vicente Chiaverini. **Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração**, 7ª ed. p. 93-95 e 425-440, 2015.
47. GUESSER, WILSON LUIZ. Propriedades mecânicas dos ferros fundidos | Wilson Luiz Guesser. **Editores Edgard Blücher Ltda**, 1ª ed. p. 167-194, 2009.