

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais
Departamento de Engenharia de Materiais

Paola Cristina de Moura Félix

**EFEITO DOS PARÂMETROS DO CICLO TÉRMICO NA DUREZA E NA
MICROESTRUTURA DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO (ADI)**

Belo Horizonte
2025

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais
Departamento de Engenharia de Materiais

Paola Cristina de Moura Félix

**EFEITO DOS PARÂMETROS DO CICLO TÉRMICO NA DUREZA E NA
MICROESTRUTURA DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO (ADI)**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito para obtenção de título de Bacharel em Engenharia de Materiais pelo Centro de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG).

Orientadora: Profa. Elaine Carballo S. Corrêa

Belo Horizonte

2025

PAOLA CRISTINA DE MOURA FÉLIX

**EFEITO DOS PARÂMETROS DO CICLO TÉRMICO NA DUREZA E NA
MICROESTRUTURA DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO (ADI)**

Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado como requisito para
obtenção de título de Bacharel em
Engenharia de Materiais pelo Centro de
Educação Tecnológica de Minas Gerais
(CEFET-MG).

Aprovado em __/__/__

BANCA EXAMINADORA

Prof. ^a Dr.^a Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Prof. Dr. Prof. Wellington Lopes

Prof. ^a Dr.^a Aline Silva Magalhães

Prof. Dr. Adriano Amâncio Trajano

BELO HORIZONTE

2025

AGRADECIMENTOS

Talvez essa seja a parte mais difícil de todo esse trabalho, visto que ao longo da minha trajetória tive muitas pessoas incríveis ao meu lado, que me deram apoio e força. Mas antes disso tudo começar, tinha um sonho e que só foi possível ser realizado, primeiramente a Deus, que me deu suporte para chegar aqui, também para continuar que cada dificuldade enfrentada, e agora para finalizar, afinal foram dias, noites e madrugadas de estudos, contando com a distância e muito trabalho. Também aos meus pais por todo incentivo e apoio, para que esse sonho pudesse ser realizado, entendendo também meus momentos de ausência. Ao meu irmão, que mesmo muito novo, sempre me motivou e me vê como um espelho. Ao namorado e família que me acolheu durante o processo, sendo uma rede de apoio muito importante.

A todos amigos, especialmente àqueles que me acompanharam no fim dessa trajetória, nesses últimos meses, sempre me dando forças nos momentos difíceis e que vibrando a cada vitória. Aos amigos que fiz durante a graduação, que viraram meus companheiros de vida.

Agradeço imensamente à minha orientadora, por toda sua atenção, solicitude e dedicação que foram fundamentais ao longo de todo o processo. Sempre pronta para ajudar, ofereceu orientação e apoio, fazendo com que cada desafio fosse mais leve de ser enfrentado. Sou grata por toda a paciência e sabedoria compartilhadas, que fizeram toda a diferença na realização deste trabalho.

Aos técnicos do DEMAT, Gilberto e Jorge, que foram muito solícitos a cada demanda que surgiu durante a realização do trabalho, estando sempre dispostos a ajudar.

A todos da empresa Metaltemper, especialmente ao Valdecir Siqueira, pela atenção e disponibilidade para ajudar.

RESUMO

O ferro fundido nodular austemperado (ADI) tem sido amplamente utilizado na indústria devido à sua combinação de resistência mecânica e tenacidade, características aprimoradas pelo tratamento térmico de austêmpera. Esse processo visa modificar a microestrutura do material, promovendo a formação de ausferrita, uma fase responsável pelo equilíbrio entre dureza e ductilidade. No entanto, a obtenção dessa microestrutura depende de variáveis como temperatura e tempo de austêmpera, composição química da liga e taxa de resfriamento. Diante disso, este trabalho investigou a influência dos parâmetros do ciclo térmico na dureza e na microestrutura do ADI, utilizando tratamentos térmicos a 250°C e 400°C, com tempos de imersão variando entre 5 e 60 minutos. A caracterização estrutural foi realizada por microscopia óptica e difração de raios X (DRX), enquanto as propriedades mecânicas foram avaliadas por ensaios de dureza Rockwell. Os resultados indicaram que, diferentemente do esperado, a microestrutura obtida não apresentou austenita estabilizada, mas sim a predominância de martensita nos tempos iniciais e posterior transformação em bainita à medida que o tempo de tratamento aumentava. A dureza foi diretamente influenciada pela temperatura de austêmpera, sendo maior para 250°C (35 a 45,2 HRC), o que resultou em uma microestrutura mais refinada, e menor para 400°C (28,8 a 33,15 HRC), caracterizando uma estrutura mais grosseira e dúctil. A janela de processamento ideal foi identificada entre 10 e 30 minutos para 250°C e entre 10 e 15 minutos para 400°C, antes da decomposição da bainita e possível precipitação de carbonetos, que podem comprometer as propriedades mecânicas do material. A ausência de austenita estabilizada reforça a necessidade de investigações complementares sobre o impacto da preparação metalográfica na transformação das fases.

Palavras-chave: Ferro fundido nodular austemperado. ADI. Austêmpera. Microestrutura. Dureza.

ABSTRACT

Austempered Ductile Iron (ADI) has been widely used in the industry due to its combination of mechanical strength and toughness, properties enhanced by the austempering heat treatment. This process aims to modify the material's microstructure, promoting the formation of ausferrite, a phase responsible for balancing hardness and ductility. However, achieving this microstructure depends on variables such as austempering temperature and time, alloy chemical composition, and cooling rate. Given this, this study investigated the influence of thermal cycle parameters on the hardness and microstructure of ADI, using heat treatments at 250°C and 400°C, with immersion times ranging from 5 to 60 minutes. Structural characterization was performed through optical microscopy and X-ray diffraction (XRD), while mechanical properties were evaluated using Rockwell hardness tests. The results indicated that, contrary to expectations, the obtained microstructure did not present stabilized austenite but rather the predominance of martensite in the initial stages, followed by bainite formation as the treatment time increased. Hardness was directly influenced by the austempering temperature, being higher for 250°C (35 to 45.2 HRC), which resulted in a more refined microstructure, and lower for 400°C (28.8 to 33.15 HRC), characterizing a coarser and more ductile structure. The optimal processing window was identified between 10 and 30 minutes for 250°C and between 10 and 15 minutes for 400°C, before bainite decomposition and possible carbide precipitation, which can compromise the material's mechanical properties. The absence of stabilized austenite highlights the need for further investigations into the impact of metallographic preparation on phase transformations.

Keywords: Austempered Ductile Iron. ADI. Austempering. Microstructure. Hardness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Crescimento da grafita segundo os planos basal e prismático.....	18
Figura 2 - Ferro fundido nodular – grafita em forma de esferas, sem ataque químico.....	18
Figura 3 - Ferros fundidos nodulares com diferentes matrizes.....	19
Figura 4 - Microestrutura típica do ferro fundido ADI - exemplos.....	20
Figura 5 - Curva TTT esquemática de um aço eutetóide.....	21
Figura 6 - Comparação do limite de resistência e do alongamento % do ferro fundido nodular austemperado com outras classes de ferro fundido nodular.....	22
Figura 7 - Representação do tratamento térmico de austêmpera para os ferros fundidos nodulares.....	23
Figura 8 - “Janela de processo” para austêmpera do ferro fundido nodular.....	26
Figura 9 - Etapas do Estudo.....	28
Figura 10 - Amostras com furo para austêmpera.....	29
Figura 11 - Banho de Sais Fundidos.....	30
Figura 12 - Equipamento de Dureza Rockell.....	34
Figura 13 - Ferro fundido nodular austemperado – estado inicial.....	35
Figura 14 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 250°C, tempo: 5 min	36
Figura 15 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 250°C, tempo: 10 min	36
Figura 16 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 250°C, tempo: 15 min	37
Figura 17 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 250°C, tempo: 30 min.	37
Figura 18 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 250°C, tempo: 60 min	38
Figura 19 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 400°C, tempo: 5 min	40
Figura 20 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 400°C, tempo: 10 min	40
Figura 21 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 400°C, tempo: 15 min	41
Figura 22 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 400°C, tempo: 30 min	41
Figura 23 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 400°C, tempo: 60 min	42
Figura 24 - Difração de Raios X – Amostra 1 (Austêmpera a 250°C – 5 minutos).....	44
Figura 25 - Difração de Raios X – Amostra 2 (Austêmpera a 250°C – 10 minutos).....	44
Figura 26 - Difração de Raios X – Amostra 3 (Austêmpera a 250°C – 15 minutos).....	45
Figura 27 - Difração de Raios X – Amostra 4 (Austêmpera a 250°C – 30 minutos).....	45
Figura 28 - Difração de Raios X – Amostra 5 (Austêmpera a 250°C – 60 minutos).....	46
Figura 29 - Difração de Raios X – Amostra 6 (Austêmpera a 400°C – 5 minutos).....	46
Figura 30 - Difração de Raios X – Amostra 8 (Austêmpera a 400°C – 10 minutos).....	47
Figura 31 - Difração de Raios X – Amostra 7 (Austêmpera a 400°C – 15 minutos).....	47

Figura 32 - Difração de Raios X – Amostra 9 (Austêmpera a 400°C – 30 minutos).....	48
Figura 33 - Difração de Raios X – Amostra 10 (Austêmpera a 400°C – 60 minutos).....	48
Figura 34 - Ensaio de Dureza Rockell C (Austêmpera à 250°C).....	50
Figura 35 - Ensaio de Dureza Rockell C (Austêmpera à 400°C).....	51

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Condições da Austêmpera.....	28
---	----

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SIMBOLOS

α	Ferrita
ADI	Ferro fundido nodular austemperado
DRX	Difração de raios X
M	Martensita
MO	Microscopia óptica

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	12
2. OBJETIVOS	14
2.1. Objetivo Geral.....	14
2.2. Objetivos Específicos.....	14
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
3.1. Ferros Fundidos.....	15
3.2. Ferro Fundido Nodular.....	16
3.3. Ferro Fundido Nodular Austemperado (ADI).....	19
3.4. Tratamentos Térmicos nos Ferros Fundidos Nodulares.....	22
3.5. Tratamento Térmico de Austêmpera.....	23
3.5.1. Etapas da austêmpera.....	24
3.5.2. Temperatura de austenitização.....	26
3.5.3. Velocidade de resfriamento até a temperatura de austêmpera.....	27
3.5.4. Tempo de austêmpera e Meios de resfriamento	27
4. MATERIAL E MÉTODOS	28
4.1. Descrição Geral do Trabalho.....	28
4.2. Tratamentos Térmicos.....	29
4.3. Caracterização Microestrutural.....	31
4.5. Difração de raios X	31
4.5. Ensaios de Dureza.....	33
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	35
5.1. Microestrutura do Ferro Fundido Nodular – Microscopia Óptica.....	35
5.2. Microestrutura do Ferro Fundido Nodular – Difração de Raios X.....	43
5.3. Dureza.....	49
6. CONCLUSÕES	52
REFERÊNCIAS	53

1. INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos são amplamente utilizados na indústria devido à sua versatilidade, boa usinabilidade, resistência ao desgaste e custo-benefício (CHIAVERINI, 2005). Dentre suas classificações, o ferro fundido nodular austemperado (ADI - Austempered Ductile Iron) se destaca por apresentar uma combinação de alta resistência mecânica, ductilidade, resistência ao impacto e ao desgaste. Essas características tornam o ADI uma alternativa vantajosa ao aço em aplicações industriais, especialmente no setor automotivo, como em discos de freio, componentes de suspensão e eixos, além de peças sujeitas a condições extremas de uso (GUESSER, 2009). Sua capacidade de suportar cargas elevadas e ambientes corrosivos o torna uma opção estratégica para substituição de materiais mais caros, como o aço forjado e o aço carbono de alta resistência, sem comprometer o desempenho. Além disso, em aplicações estruturais e de engenharia mecânica, o ADI pode substituir ligas de alumínio em situações em que a resistência mecânica e a durabilidade são mais críticas, mantendo um custo mais acessível (FERRO; LAZZARIN; BERTO, 2012).

O processo de austêmpera é um tratamento térmico indicado para aços e ferros fundidos com alto teor de carbono, sendo utilizado para modificar a microestrutura do ferro fundido nodular, resultando em uma combinação otimizada de propriedades mecânicas, como maior resistência ao impacto, maior dureza e maior tenacidade, quando comparado aos ferros fundidos convencionais (KRAUSS, 1990). Durante esse tratamento, ocorre a formação de uma microestrutura acicular composta por ferrita e austenita retida, conhecida como ausferrita, a qual confere ao material um excelente equilíbrio entre resistência e ductilidade (ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003). A presença da grafita nodular contribui para melhorar a distribuição das tensões, reduzindo a concentração de esforços internos e proporcionando maior resistência à fadiga (COLPAERT, 2008). Além disso, o processo de austêmpera promove um refino da microestrutura, garantindo maior estabilidade dimensional e resistência ao desgaste. O resfriamento é geralmente realizado em sais fundidos, como nitritos ou nitratos de sódio e potássio, sendo a escolha do meio de resfriamento determinante para a obtenção de uma microestrutura otimizada e livre de fases indesejadas, como martensita frágil ou carbonetos excessivos (MATTAR, 2009).

No entanto, as propriedades finais do ADI estão correlacionadas aos parâmetros do ciclo térmico utilizados, como temperatura e tempo de austêmpera, taxa de resfriamento e a composição química da liga (BALZER, 2003). Mudanças nesses fatores podem provocar alterações significativas na dureza, na microestrutura e no desempenho mecânico do material (DO CARMO, 2003). Estudos indicam que temperaturas mais baixas de austêmpera favorecem uma microestrutura mais refinada e resistente ao desgaste, enquanto temperaturas mais altas podem resultar em um crescimento excessivo das fases ferríticas, comprometendo a resistência mecânica (DOMMARCO, 2001).

Dessa forma, este trabalho busca analisar a influência dos parâmetros térmicos no desempenho do ferro fundido nodular austemperado, estudando sua microestrutura e propriedades mecânicas. A partir da caracterização do material, pretende-se otimizar as condições de austêmpera para maximizar sua resistência e durabilidade, garantindo um melhor aproveitamento em aplicações estruturais e de alto desempenho (MACHADO, 2007).

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo Geral

Analisar os efeitos da alteração dos parâmetros do tratamento térmico de austêmpera nas características de um ferro fundido nodular de matriz originalmente ferrítica perlítica.

2.2. Objetivos Específicos

a) Avaliar a influência da temperatura e do tempo de austêmpera na microestrutura de um ferro fundido nodular;

b) Verificar os efeitos da temperatura e do tempo de austêmpera na dureza de um ferro fundido nodular.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Ferros Fundidos

Os ferros fundidos são ligas ternárias compostas por ferro, silício (1% a 3%) e carbono (3,3% a 4%) (CHIAVERINI, 2005). As ligas entre 2% e 4,3% de carbono são chamadas hipoeutéticas, acima de 4,3%, são hipereutéticas e com 4,3% são chamadas de eutéticas (GUESSER, 2009). Os ferros fundidos têm grande aplicação na indústria automobilística, sendo empregados, por exemplo, em blocos de motor, cabeçotes, engrenagens, eixos, discos de roda e outros produtos que são submetidos a grandes esforços mecânicos. Isso ocorre devido às suas propriedades, como custo reduzido, resistência mecânica e alta resistência ao desgaste, tornando-os competitivos frente a outras ligas metálicas (COLPAERT, 2008; FERRO; LAZZARIN; BERTO, 2012).

Chiaverini (2005) aponta a existência de diversos tipos de ferros fundidos, sendo que sua classificação é realizada de acordo com a estrutura final obtida, podendo depender de sua matriz metálica, da presença, da morfologia, da quantidade e distribuição de grafita na matriz do material. A classificação dos ferros fundidos segue as seguintes classes: 1) ferro fundido branco; 2) ferro fundido cinzento; 3) ferro fundido maleável; 4) ferro fundido nodular e 5) ferro fundido vermicular ou de grafita compacta. Dos grupos de ligas mencionadas, apenas os ferros fundidos brancos não irão apresentar o carbono em sua forma isolada, ou seja, como grafita, exibindo esse elemento combinado ao ferro, formando carbonetos (GUESSER, 2009).

A grafita apresenta estrutura hexagonal compacta (HC), cuja formação está relacionada a alguns fatores, dentre os quais podem ser destacados a composição química e a taxa de resfriamento (COLPAERT, 2008). Considerando a composição química, os principais elementos grafitizantes são o carbono e o silício. Nesse caso, ao elevar apenas o teor de silício, observa-se uma quantidade maior de grafita. Por outro lado, ao reduzir apenas o teor de carbono, verifica-se uma menor proporção de grafita. Quanto à taxa de resfriamento, elevados valores não são favoráveis à decomposição da cementita, ou seja, à ocorrência de grafitização.

Em geral, a grafita nos ferros fundidos pode estar sob a forma compacta (vermicular), em veios ou em nódulos, dependendo da presença de alguns elementos,

dentre os quais os mais importantes são o magnésio e o cério, adicionados num processo conhecido como nodulização. A forma das partículas de grafita no ferro fundido tem um impacto significativo em suas propriedades. Propriedades mecânicas como resistência, dureza, ductilidade e tenacidade, e ainda outras características, como capacidade de amortecimento de vibrações e condutividade térmica, são diretamente influenciadas pela morfologia da grafita. Partículas nodulares melhoram algumas dessas propriedades, enquanto partículas alongadas ou com contornos irregulares podem criar pontos de concentração de tensão, prejudicando o material. Por outro lado, a grafita nodular não leva o material a exibir boas capacidades de amortecimento de vibrações e condutividade térmica, como ocorre para a grafita em veios, presente no ferro fundido cinzento. Dessa maneira, alguns grupos de ferros fundidos são classificados com base na forma das partículas de grafita para otimizar suas características mecânicas. No caso do ferro fundido nodular austemperado (ADI), a combinação da morfologia nodular da grafita com o tratamento térmico de austêmpera resulta em uma microestrutura predominantemente bainítica. Esse tipo de microestrutura melhora significativamente a relação entre resistência mecânica e ductilidade, sendo ideal para aplicações que exigem alta resistência ao impacto e desgaste (GUESSER, 2009; COLPAERT, 2008). Além disso, os ensaios de dureza demonstraram que a austêmpera a 250°C resulta em maiores valores de dureza (35 a 45,2 HRC), enquanto a 400°C os valores são menores (28,8 a 33,15 HRC), caracterizando uma estrutura mais grosseira e dúctil (MATTAR, 2009; ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003).

3.2. Ferro Fundido Nodular

O ferro fundido nodular, surgido no laboratório da Companhia Internacional de Pesquisas de Níquel na metade do século XX, foi desenvolvido por meio da adição de magnésio ao ferro fundido cinzento, levando ao aparecimento da grafita em formato de esferoides e não em veios (MAGALHÃES, 2011). Esse tipo de ferro fundido pode ser produzido durante o processo de fusão, no qual sucata de aço é adicionada para equilibrar o teor de carbono, garantindo uma composição química adequada e favorecendo a nodulização da grafita (GUESSER, 2009).

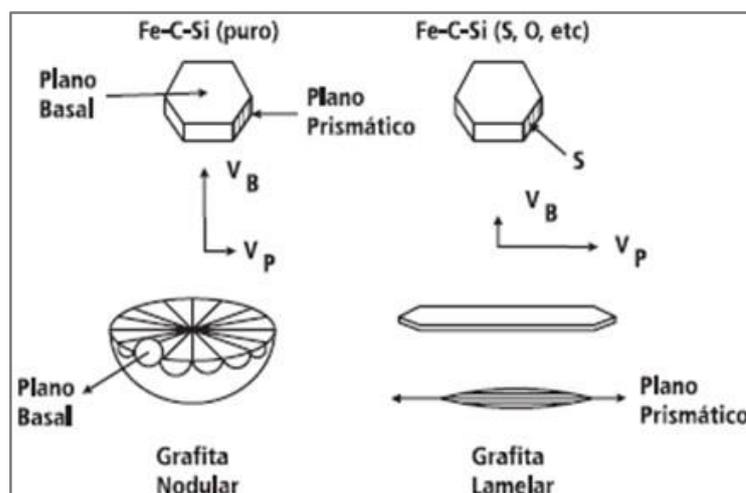
O ferro fundido nodular apresenta destaque na engenharia devido às excelentes propriedades, como resistência mecânica e relativamente elevadas ductilidade e tenacidade, sendo preferido em aplicações nas quais se requer resistência combinada com custo controlado e controle da estrutura (FERRO; LAZZARIN; BERTO, 2012). Frequentemente utilizado como substituto de componentes de ferro fundido cinzento, ferro fundido maleável, aço fundido, aço forjado e estruturas soldadas (GUESSER, 2009), esse material representa uma evolução significativa na indústria de fundição.

Devido à presença de grafita em forma de nódulos, os ferros fundidos nodulares têm uma vantagem em relação aos aços associada à sua menor densidade, resultando em uma redução de cerca de 8% em seu peso. Essa característica torna o ferro fundido nodular uma escolha preferencial para aplicações que exigem a redução de peso, sendo amplamente utilizado nas indústrias automotiva e de geração de energia eólica (SOUZA, 2015).

As propriedades do ferro fundido nodular são principalmente influenciadas pela estrutura esferoidal da grafita. Segundo Guesser (2009), quanto mais a forma da grafita se afasta da esfericidade ideal, menor é a ductilidade e a resistência à tração, devido à formação de áreas tensionadas ao redor dos nódulos (FERRO, LAZZARIN, BERTO, 2012).

Nesse contexto, a forma da grafita está relacionada à velocidade de crescimento da estrutura hexagonal segundo os planos prismático e basal (GUESSER, 2009). O crescimento segundo o plano basal favorece a formação da grafita em nódulos, enquanto o crescimento segundo o plano prismático favorece a formação da grafita em veios ou lamelas (COLPAERT, 2008). O desenvolvimento da grafita de uma forma ou outra é controlado pela presença de elementos tensoativos, como o enxofre e o oxigênio, sempre presentes nas ligas comerciais em questão. Quando esses elementos estão disponíveis, tendem a ser adsorvidos no plano prismático da estrutura, reduzindo sua energia interfacial e, portanto, favorecendo o crescimento segundo esse plano, levando à formação da grafita em veios, típica dos ferros fundidos cinzentos (CHIAVERINI, 2005). Por outro lado, na presença de elementos desoxidantes e dessulfurantes, como o magnésio e o cério, que se combinam com o oxigênio e o enxofre, a energia interfacial torna-se menor no crescimento segundo o plano basal, resultando na grafita nodular (FERRO; LAZZARIN; BERTO, 2012).

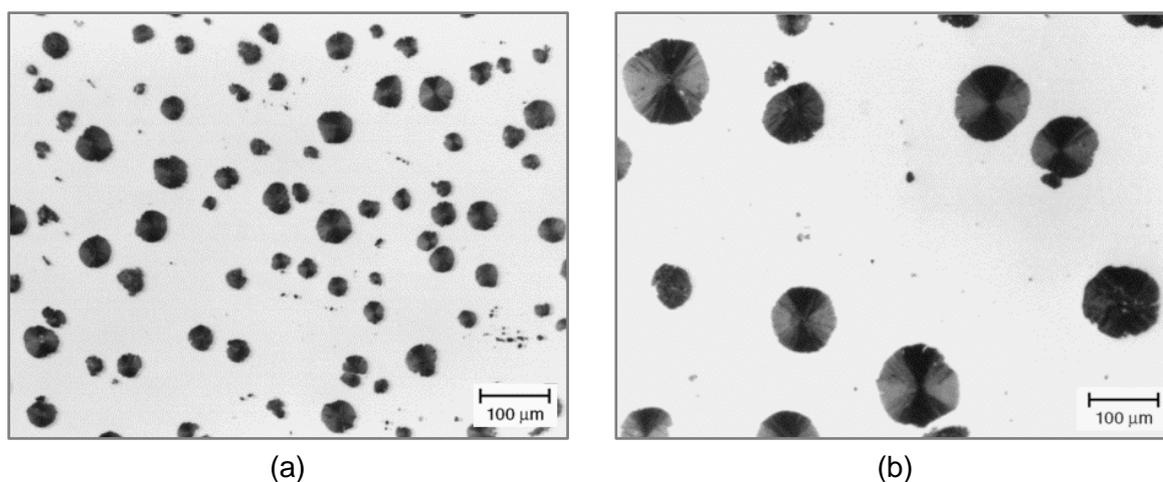
Figura 1 – Crescimento da grafita segundo os planos basal e prismático.



Fonte: GUESSER, 2009.

Nas Figuras 2 e 3 são mostradas imagens, como exemplos, da microestrutura dos ferros fundidos nodulares, sem e com ataque químico, respectivamente (ASM HANDBOOK, 2004; COLPAERT, 2008). Nota-se que a matriz dessas ligas pode apresentar características diversas, como totalmente ferrítica ou ferrítica perlítica, dentre outras. A composição química, a velocidade de resfriamento e a quantidade de nódulos de grafita tem forte influência na matriz do ferro fundido nodular (GUESSER, 2009).

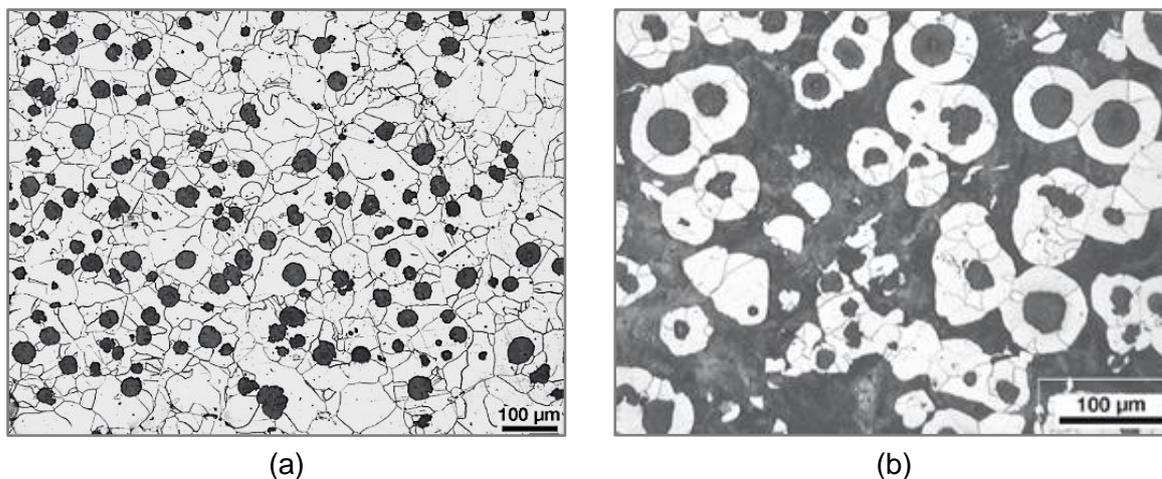
Figura 2 - Ferro fundido nodular – grafita em forma de nódulos, sem ataque químico.



(a), (b) ligas com composições químicas distintas.

Fonte: ASM Handbook, 2004.

Figura 3 - Ferros fundidos nodulares com diferentes matrizes.



(a) matriz ferrítica, (b) matriz ferrítica perlítica.

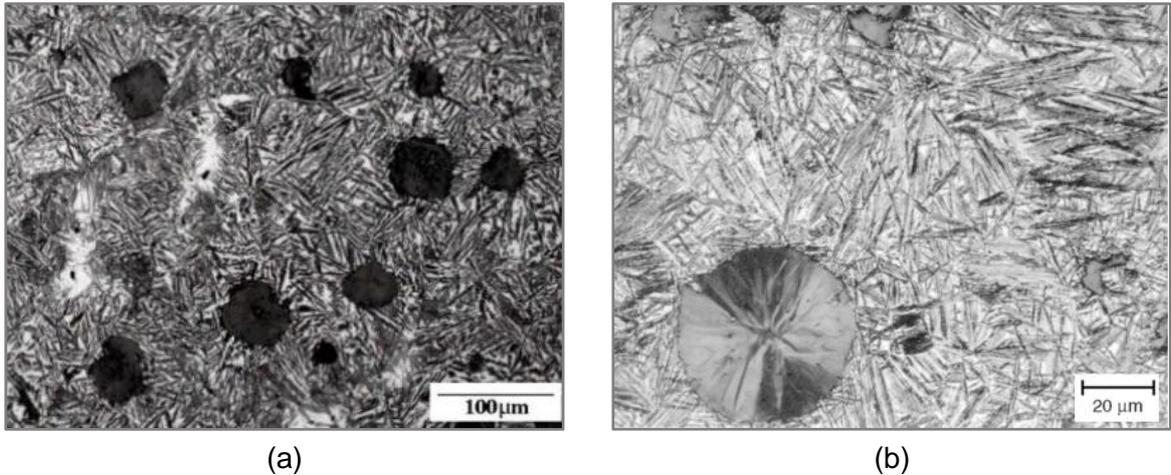
Fonte: Colpaert, 2008.

3.3. Ferro Fundido Nodular Austemperado (ADI)

O ferro fundido nodular austemperado, também designado de ADI, abreviatura da denominação em inglês austempered ductile iron, é um produto elaborado em duas etapas: a fundição de um ferro nodular, seguida de tratamento térmico de austêmpera. O ADI impulsionou a aplicação do ferro fundido nodular a partir da década de 1970, devido aos elevados valores de resistência mecânica, ductilidade, resistência ao impacto e resistência ao desgaste, que são resultados da interação entre o tratamento de austêmpera e os teores mais elevados de carbono e silício na matriz (GUESSER, 2009; MATTAR, 2009).

Essas propriedades mecânicas só podem ser alcançadas devido à microestrutura única formada durante a austêmpera. Conforme mostrado nos exemplos da Figura 4 (SILVA, 2005; ASM HANDBOOK, 2004), essa microestrutura é composta de ferrita acicular e austenita estabilizada com alto teor de carbono, denominada de ausferrita por Kovacs (1990) e reconhecida pela American Society for Testing and Materials (ASTM) desde 1990 (ASTM A897). Segundo Kovacs (1990), quando observada pela primeira vez, essa estrutura foi confundida com bainita. No entanto, hoje sabe-se que ausferrita e bainita são constituintes diferentes, pois bainita é composta de ferrita e carbonetos, enquanto a ausferrita é composta de ferrita e austenita.

Figura 4 – Microestrutura típica do ferro fundido ADI - exemplos.

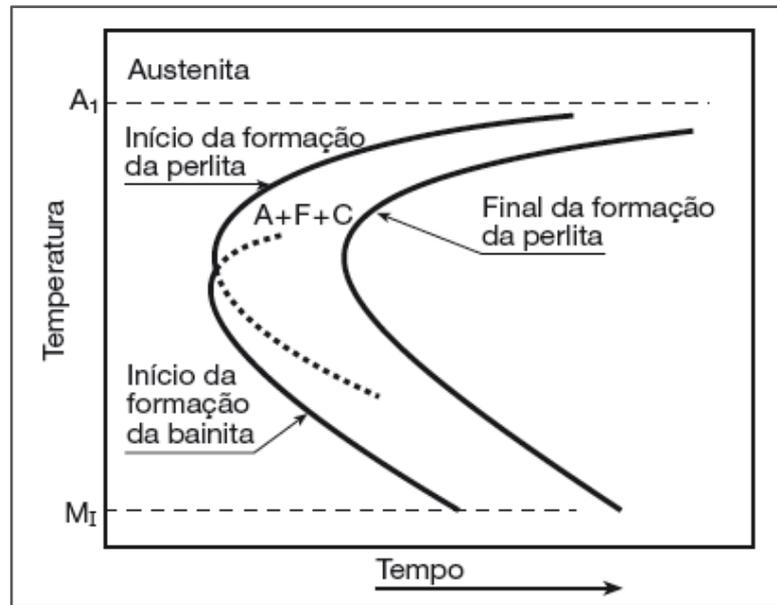


(a), (b) ligas com composições químicas e tratamentos distintos .

Fontes: Silva, 2005; ASM Handbook, 2004.

Apesar do tratamento de austêmpera ocorrer na região de transformação bainítica, o mecanismo de transformação dos ferros fundidos nodulares é distinto daquele observado para os aços em geral. Nos aços, o processo de austêmpera acontece em uma única etapa, na qual a austenita se transforma em bainita. Já no ferro fundido nodular, primeiro forma-se a ausferrita, a estrutura ideal do ADI. Caso o processo de austêmpera seja prolongado, a austenita retida transforma-se em bainita, conforme mostrado na curva tempo – temperatura – transformação (TTT) representando um aço eutetóide da Figura 5. A presença de bainita nos ferros fundidos não é desejável, pois os precipitados de carbonetos de ferro (cementita - Fe_3C) na microestrutura reduzem a ductilidade e a resistência ao impacto (BALZER, 2003; ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003).

Figura 5 – Curva TTT esquemática de um aço eutetóide.

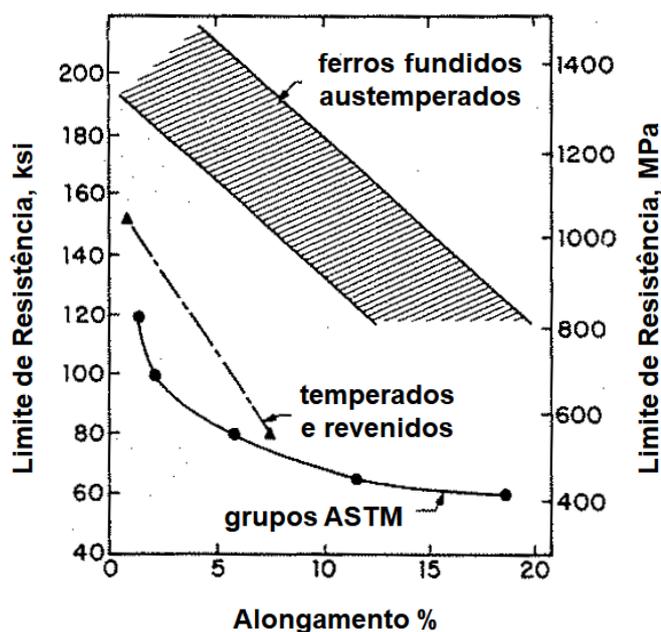


A: austenita, F: ferrita, C: cementita

Fonte: Colpaert, 2008.

Uma das grandes vantagens do ferro fundido austemperado em comparação com a liga ferrosa não tratada termicamente está na combinação de elevada resistência mecânica e ductilidade, além de oferecer outros benefícios, como elevada resistência ao impacto, alta vida útil em situações de fadiga e resistência ao desgaste, uma vez que a microestrutura ausferrítica apresenta maior dureza em relação às matrizes ferrítica, ferrítica-perlítica e totalmente perlítica (GUESSER, 2009; MATTAR, 2009; ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003).

Figura 6 – Comparação do limite de resistência e do alongamento % do ferro fundido nodular austemperado com outras classes de ferro fundido nodular.



Fonte: Krauss, 1990.

3.4. Tratamentos Térmicos nos Ferros Fundidos Nodulares

Os tratamentos térmicos são amplamente empregados para alterar as propriedades mecânicas dos componentes metálicos em geral, em especial dos aços e ferros fundidos, de acordo com suas aplicações específicas. A obtenção de um melhor desempenho dessas propriedades pode ocorrer por intermédio da otimização dos tratamentos térmicos aplicados à peça, sendo que a temperatura, o tempo e a velocidade de resfriamento são os principais parâmetros de um tratamento térmico (GRACIOSO, 2003). Os tratamentos térmicos podem ser definidos como um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento controlados, sob condições específicas de tempo, velocidade, atmosfera e temperatura, com o objetivo de alterar as características dos materiais, em geral por meio de modificações em sua estrutura. Dessa forma, obtém-se uma variedade de propriedades que permitem que as ligas sejam adequadas a diversas aplicações, alcançando tais efeitos e reduzindo gastos financeiros (CHIAVERINI, 2005; SILVA; MEI, 2010).

No caso específico dos ferros fundidos nodulares, a estrutura normal no estado fundido é constituída por uma matriz ferrítica e/ou perlítica com grafita esferoidal

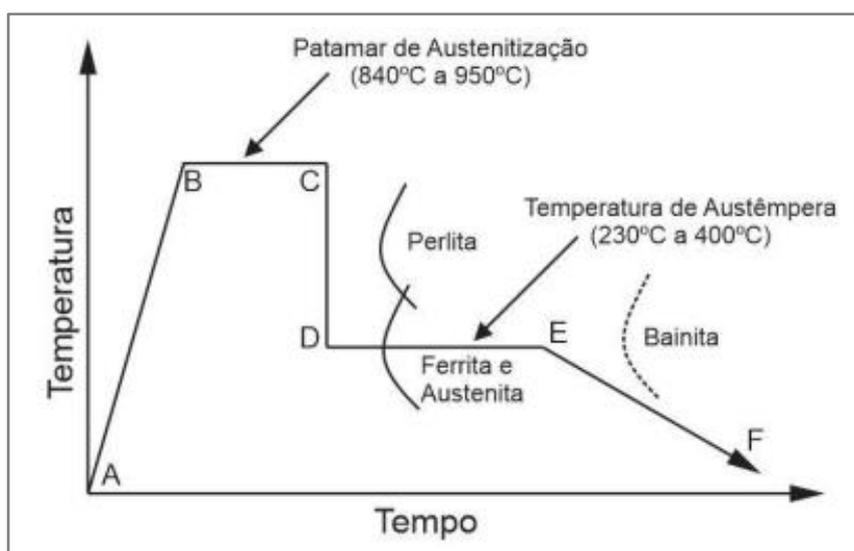
(GUESSER, 2009). Muitas peças produzidas com ferro nodular são empregadas no estado fundido, enquanto outras são submetidas a tratamentos térmicos. O tratamento térmico usual para o ferro nodular é aquele que decompõe a cementita, produzindo ferrita e mais grafita esferoidal, mediante um recozimento ou normalização (CHIAVERINI, 2005). Também é possível temperar e revenir o material para atingir a dureza desejada (COLPAERT, 2008).

Em comparação com os ferros fundidos cinzentos, os ferros fundidos nodulares podem ser submetidos a uma gama mais ampla de tratamentos térmicos (GUESSER, 2009) como, por exemplo, recozimento para alívio de tensões, recozimento de decomposição de carbonetos, recozimento de ferritização, normalização, têmpera e revenimento e austêmpera, esse último tema do presente trabalho.

3.5. Tratamento Térmico de Austêmpera

O processo de austêmpera é um tratamento térmico isotérmico aplicado ao ferro fundido nodular que tem com o objetivo produzir uma microestrutura ausferrítica, melhorando as propriedades desse material. As etapas do ciclo de tratamento de austêmpera estão esquematizadas na Figura 7 (RODRIGUES, 2013).

Figura 7 – Representação do tratamento térmico de austêmpera para os ferros fundidos nodulares.



Fonte: Rodrigues, 2013.

De maneira geral, o processo consiste em aquecer a peça até a temperatura de austenitização, que varia entre 840°C e 950°C (trecho A-B). A peça deve permanecer nessa temperatura (trecho B-C) por tempo suficiente para obter uma austenita saturada em carbono. Em seguida, o material é resfriado rapidamente (trecho C-D) até a temperatura de austêmpera, que varia entre 230°C e 400°C. Mantém-se essa temperatura até que a matriz seja transformada em ferrita acicular e austenita (trecho D-E). Finalmente, a peça é resfriada até a temperatura ambiente (trecho E-F) (LUSSOLI, 2003).

3.5.1. Etapas da austêmpera

Devido à alta quantidade de silício e carbono nos ferros nodulares, o processo de austêmpera ocorre de forma diferente dos aços. Nos aços, a estrutura formada é a bainita, com ferrita acicular e carbonetos. Nos ferros fundidos nodulares, obtém-se ferrita acicular e austenita estabilizada com alto teor de carbono, chamada ausferrita.

Nesse sentido, considerando especificamente a etapa isotérmica na faixa de temperaturas de transformação bainítica (trecho D-E da Figura 6), o tratamento térmico de austêmpera do ferro fundido ADI ocorre em dois estágios (KRAUSS, 1990):

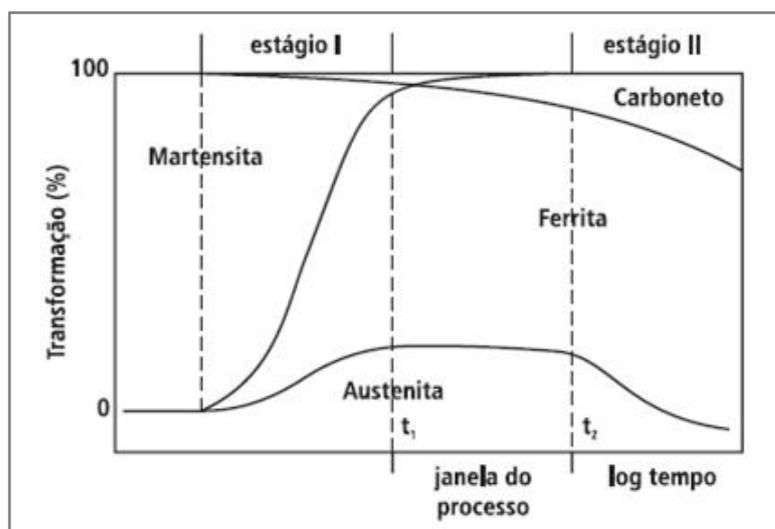
1. Estágio I: $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$ estabilizada
 2. Estágio II: γ estabilizada $\rightarrow \alpha +$ carbonetos
- onde γ é austenita e α é ferrita

No primeiro estágio, nucleiam-se e crescem plaquetas de ferrita na matriz austenítica. A nucleação começa nas interfaces grafita/austenita e nos contornos de grãos, com a austenita enriquecendo-se gradualmente de carbono, esse segregado da ferrita (GUESSER, 2009). A supressão da formação de cementita é aparentemente causada pela elevada presença de silício nesse tipo de liga metálica e, com isso, uma austenita de alto teor de carbono é observada, podendo ser considerada bastante estável termicamente (KRAUSS, 1990). O silício dificulta a formação da cementita por ter solubilidade muito reduzida nessa estrutura e, dessa forma, teria que ser rejeitado para sua formação. Ou seja, como esse processo requer difusão intensa de silício, a formação de cementita acaba sendo inicialmente retardada (MATTAR, 2009). Caso o processo de austêmpera seja interrompido neste momento, a austenita remanescente

pode se transformar em martensita durante o resfriamento ou ainda durante uma eventual deformação plástica subsequente (ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003). Para estabilizar a austenita, é necessário um tempo suficiente na temperatura de austêmpera para saturar a austenita com carbono (FERRO; LAZZARIN; BERTO, 2012).

No segundo estágio, ocorre a precipitação de carbonetos na austenita devido à manutenção do material na temperatura de austêmpera. Caso o tempo de manutenção seja longo o suficiente, o efeito do silício torna-se minimizado e a austenita se transforma em uma estrutura mais estável, composta de ferrita acicular e carbonetos, chamada bainita, o que, como mencionado anteriormente, não representa a microestrutura mais desejada para o material. Deve-se, portanto, finalizar a transformação isotérmica antes da precipitação dos carbonetos (KRAUSS, 1990). Dessa forma, as melhores combinações de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade são obtidas entre o final do primeiro estágio e o início do segundo estágio, conhecido como a “janela de processo”. (BALZER, 2003; CARMO, 2003; MACHADO, 2007). Na Figura 8 pode ser observada uma representação do que seria essa “janela de processo” (GUESSER, 2009). Caso o tratamento seja realizado até o tempo t_1 , a austenita ainda não estará com estabilidade adequada, e o resfriamento levará à formação de martensita, o que resulta em uma estrutura frágil. Após o tempo t_2 , carbonetos precipitam na austenita, levando à transformação bainítica, o que resulta em propriedades mecânicas não tão favoráveis, especialmente quanto à tenacidade e à ductilidade. A janela de processo é aquela entre os tempos t_1 e t_2 .

Figura 8 – “Janela de processo” para austêmpera do ferro fundido nodular.



Fonte: Guesser, 1990.

3.5.2. Temperatura de austenitização

A temperatura de austenitização afeta diretamente a solubilidade do carbono na austenita, o que, por sua vez, influencia a cinética da transformação durante a austêmpera e, conseqüentemente, as propriedades finais do ferro fundido austemperado (MACHADO, 2007). A realização de austenitização a temperaturas mais baixas resulta em menos carbono dissolvido na austenita, aumentando a força motriz para a transformação do primeiro estágio, o que resulta em uma estrutura mais fina e homogênea, com maior tenacidade e ductilidade. No entanto, temperaturas muito baixas podem favorecer a formação de ferrita pró eutetóide (CARMO, 2003). Por outro lado, temperaturas de austenitização muito elevadas, em geral acima de 900°C, podem levar à ocorrência de fragilização do ferro fundido nodular austemperado. Elementos como fósforo, possivelmente devido à dissolução do composto com magnésio, tem sido apontado como causadores do fenômeno com ocorrência de fratura intergranular nos contornos de grãos austeníticos (KRAUSS, 1990).

O tempo de permanência na temperatura de austenitização visa saturar a austenita com carbono, dependendo da matriz do ferro fundido e da capacidade de movimentação do carbono entre os nódulos de grafita e a matriz metálica. O tamanho

e o número de nódulos de grafita influenciam a mobilidade do carbono na estrutura (CARMO, 2003).

3.5.3. Velocidade de resfriamento até a temperatura de austêmpera

Após a etapa de austenitização, a peça deve ser rapidamente resfriada até a temperatura de austêmpera para evitar a formação de ferrita e perlita. Esse resfriamento rápido é essencial para alcançar a temperatura de austêmpera rapidamente (MATTAR, 2009). Para peças com seções maiores que 18 mm, métodos convencionais de resfriamento podem não ser suficientes, exigindo a adição de elementos de liga para melhorar a temperabilidade do material, ou seja, elementos que afastam as curvas de transformação isotérmica, atrasando o início e o fim das transformações difusionais. Elementos como cobre, níquel e molibdênio são considerados para essa função (GUESSER, 1990).

3.5.4. Tempo de austêmpera e meios de resfriamento

O tempo de manutenção na temperatura de austêmpera determina a microestrutura final e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular. Tempos curtos não permitem a difusão adequada do carbono para a austenita, que pode se transformar em martensita ao ser resfriada. Tempos mais longos iniciam o Estágio II da reação (seção 3.5.1), promovendo a formação de carbonetos (MATTAR, 2009). O tempo ideal para o ADI é aquele que completa o primeiro estágio da reação sem iniciar o segundo, conhecido como "janela de processo". A determinação dessa janela depende de variáveis como composição química, número de nódulos, etapa de austenitização e extração de calor (BALZER, 2003; CARMO, 2003).

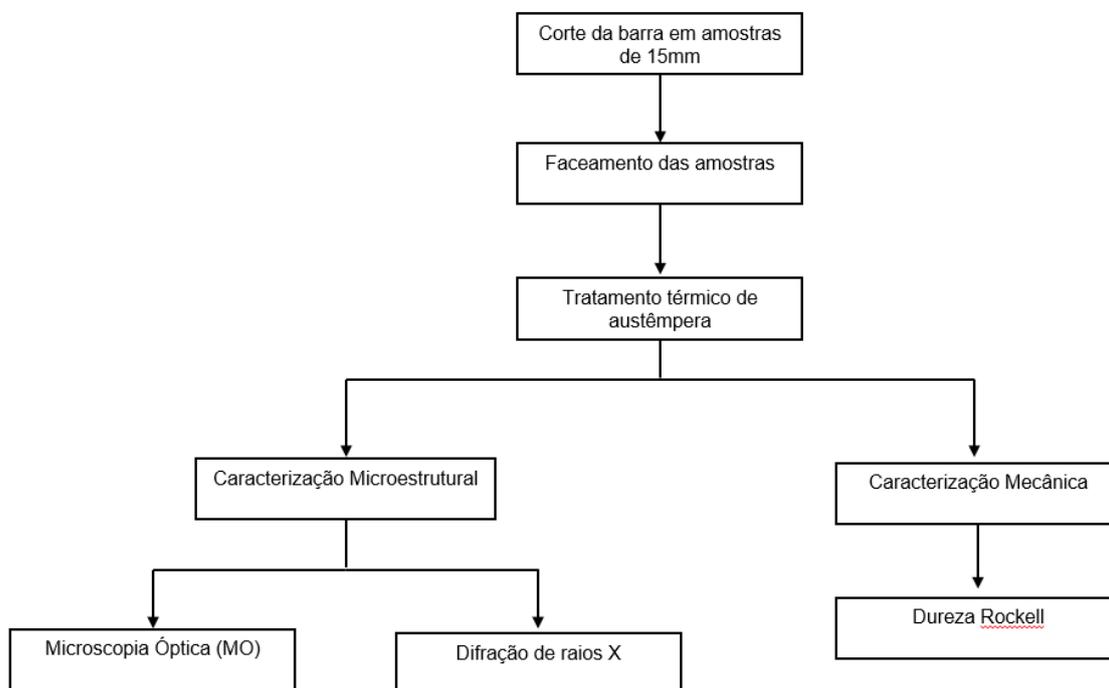
Os sais fundidos, como nitritos ou nitratos de sódio ou potássio, são os meios de resfriamento mais utilizados para a austêmpera dos ferros fundidos nodulares, dependendo da temperatura desejada. Contudo, a utilização de sais fundidos gera preocupações ambientais devido à insalubridade e resíduos que necessitam de destinação controlada (SCHMITZ, 2014; SOUZA, 2015).

4. MATERIAL E MÉTODOS

4.1. Descrição Geral do Trabalho

Esse trabalho teve como intuito analisar a influência do processo de austêmpera na dureza e na microestrutura do ferro fundido nodular, tendo como procedimento as análises microestrutural e mecânica. Para o estudo, foram preparadas 24 amostras, cortadas em tamanho inicial de aproximadamente 15 mm de altura, seguidas de faceamento para uniformização da superfície. Para facilitar o processo de austêmpera, as amostras foram identificadas com números, sendo separadas 2 amostras para cada condição de ciclo térmico e 4 amostras para serem consideradas como condição inicial. As etapas do estudo foram detalhadas no fluxograma da Figura 9. Em adição à análise das amostras austemperadas, a microestrutura e a dureza do ferro fundido no estado inicial também foram avaliadas.

Figura 9 – Etapas do estudo.



Fonte: Própria autora.

4.2. Tratamentos Térmicos

Como mencionado, o tratamento térmico realizado foi o de austêmpera. Para esse processo, as amostras previamente cortadas, faceadas e identificadas com números foram submetidas à operação de furação, realizada para permitir a movimentação rápida das peças, com manuseio simultâneo durante o aquecimento e resfriamento do ciclo térmico, conforme Figura 10. As peças foram organizadas de forma que duas amostras fossem empregadas para cada condição de tratamento térmico.

Figura 10 – Amostras com furo para austêmpera.



Fonte: Própria autora.

Na Tabela 1 são apresentadas as condições de tratamento térmico investigadas no trabalho. As operações foram conduzidas em um forno de banho de sal da empresa METALTEMPER, que foi aquecido a 880°C (Figura 11). As amostras foram inseridas no forno e mantidas nessa temperatura por um tempo de encharque de 30 minutos, garantindo a completa austenitização do material. Após esse período, as amostras foram transferidas para um outro banho de sais fundidos, mantido a temperaturas controladas de 250°C e 400°C, onde permaneceram por um tempo suficiente para a transformação isotérmica da microestrutura desejada. Por fim, as amostras foram

retiradas do banho e resfriadas com água até atingirem a temperatura ambiente, concluindo o processo de austêmpera.

Tabela 1 – Condições da Austêmpera

Amostra	Temperatura	Tempo
Dupla de amostra 1	250°C	5 minutos
Dupla de amostra 2	250°C	10 minutos
Dupla de amostra 3	250°C	15 minutos
Dupla de amostra 4	250°C	30 minutos
Dupla de amostra 5	250°C	60 minutos
Dupla de amostra 6	400°C	5 minutos
Dupla de amostra 7	400°C	15 minutos
Dupla de amostra 8	400°C	10 minutos
Dupla de amostra 9	400°C	30 minutos
Dupla de amostra 9	400°C	60 minutos

Fonte: Própria autora.

Figura 11 – Banho de Sais Fundidos



Fonte: Própria autora

4.3. Caracterização Microestrutural

Para a realizar as análises microestruturais por microscopia óptica (MO), as amostras foram submetidas ao processo de preparação metalográfica após etapa do tratamento térmico de austempera. Inicialmente, as amostras foram cortadas e em seguida embutidas a frio em formas de silicone, utilizando acrílico autopolimerizável para garantir estabilidade e facilitar o manuseio durante as etapas subsequentes. Após o embutimento, as amostras passaram por um processo de faceamento na base, para que a superfície estivesse plana e estável para a análise.

Na etapa de lixamento, foram utilizadas lixadeiras, seguindo a sequência granulométrica progressiva de #120, #240, #320, #400 e #600, de modo a reduzir irregularidades superficiais e preparar adequadamente as amostras para o polimento, nesse processo foi utilizado água como fluido refrigerante. Para o polimento foram utilizadas politrizes, empregando pasta de diamante com partículas de 9 µm na primeira etapa e, posteriormente, com partículas de 3 µm, utilizando álcool como fluido refrigerante e lubrificante, visando minimizar o aquecimento e evitar alterações microestruturais.

Após a preparação da superfície, as amostras foram submetidas a ataque químico para revelação da microestrutura. O reagente utilizado foi Nital 3%, aplicado em uma capela de exaustão de gases, garantindo segurança e controle adequado do processo.

Por fim, a análise microestrutural foi realizada em um microscópio óptico da marca Fortel, equipado com um sistema de digitalização da marca Kontrol. As observações foram conduzidas em duas regiões distintas como condição experimental, permitindo uma avaliação detalhada da microestrutura resultante dos tratamentos térmicos empregados.

4.4. Difração de raios X

Como complementação à avaliação microestrutural, foi realizada a análise por difração de raios X (DRX), um método amplamente utilizado na caracterização de materiais cristalinos. O principal objetivo dessa técnica foi identificar a presença de

austenita retida, permitindo avaliar a efetividade do tratamento térmico de austêmpera e a formação da microestrutura ausferrítica, composta por ferrita acicular e austenita estável (GUESSER, 2009). A quantificação da austenita retida é um aspecto crucial, pois sua estabilidade influencia diretamente as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado (ADI), contribuindo para a resistência ao impacto e à ductilidade do material (KRAUSS, 1990).

A preparação das amostras seguiu um protocolo rigoroso para garantir a confiabilidade dos resultados. Após o corte e lixamento, foi realizada uma etapa de decapagem química na capela de exaustão de gases, utilizando uma solução de ácido clorídrico concentrado por aproximadamente 3 horas. Esse processo teve como objetivo remover a camada superficial do material, que poderia ter sofrido transformações indesejadas durante a preparação, como a formação de martensita induzida por deformação plástica devido ao corte mecânico (COLPAERT, 2008). A remoção dessa camada superficial evita que as tensões residuais interfiram nos picos de difração e prejudiquem a identificação das fases presentes.

A análise por DRX foi conduzida utilizando um difratômetro da marca Shimadzu, equipado com radiação $\text{Cu K}\alpha$ (comprimento de onda de aproximadamente 1,5406 Å). A escolha dessa radiação se deve à sua capacidade de gerar padrões de difração bem definidos para ligas ferrosas, permitindo uma análise precisa da microestrutura (MATTAR, 2009). O ensaio foi realizado com um ângulo de varredura de 40° a 120°, abrangendo os principais picos de difração esperados para a ferrita e austenita, possibilitando a identificação das fases cristalinas e a determinação de sua fração volumétrica no material tratado termicamente (FERRO; LAZZARIN; BERTO, 2012).

Além da identificação qualitativa das fases presentes, a técnica de difração de raios X pode ser complementada com cálculos de refinamento estrutural pelo método de Rietveld, permitindo uma quantificação mais precisa da austenita retida e sua correlação com os parâmetros do ciclo térmico (ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003). A presença de picos largos ou de baixa intensidade pode indicar deformação na estrutura cristalina, enquanto deslocamentos nos ângulos de difração podem sugerir variações na composição química da fase austenítica. Dessa forma, a análise por DRX fornece informações essenciais para a compreensão do comportamento do ADI e sua adequação para aplicações industriais que exigem um equilíbrio entre resistência mecânica, tenacidade e resistência ao desgaste (CHIAVERINI, 2005).

4.5 Ensaio de Dureza

Para a caracterização mecânica das amostras, foram realizados ensaios de dureza Rockwell, um dos métodos mais utilizados para avaliar a resistência do material à penetração. O equipamento empregado, da marca IGV, é apresentado na Figura 13. Antes da realização dos testes, as amostras foram submetidas apenas ao processo de lixamento após os tratamentos térmicos, garantindo uma superfície uniforme e adequada para a medição da dureza.

O ensaio foi conduzido utilizando as escalas B (material no estado inicial) e C (material austemperado), com cargas de 100 kgf e 150 kgf, respectivamente. Para cada condição experimental, foram realizados 10 ensaios em diferentes regiões da amostra, possibilitando uma análise mais representativa da distribuição de dureza ao longo da superfície testada.

Após a obtenção dos valores de dureza, os resultados foram agrupados e organizados em uma tabela, sendo calculados a média e o desvio padrão. Esses parâmetros permitiram avaliar a variação da dureza em função do tratamento térmico aplicado, auxiliando na correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado.

Figura 12 – Durômetro Rockwell



Fonte: Própria autora.

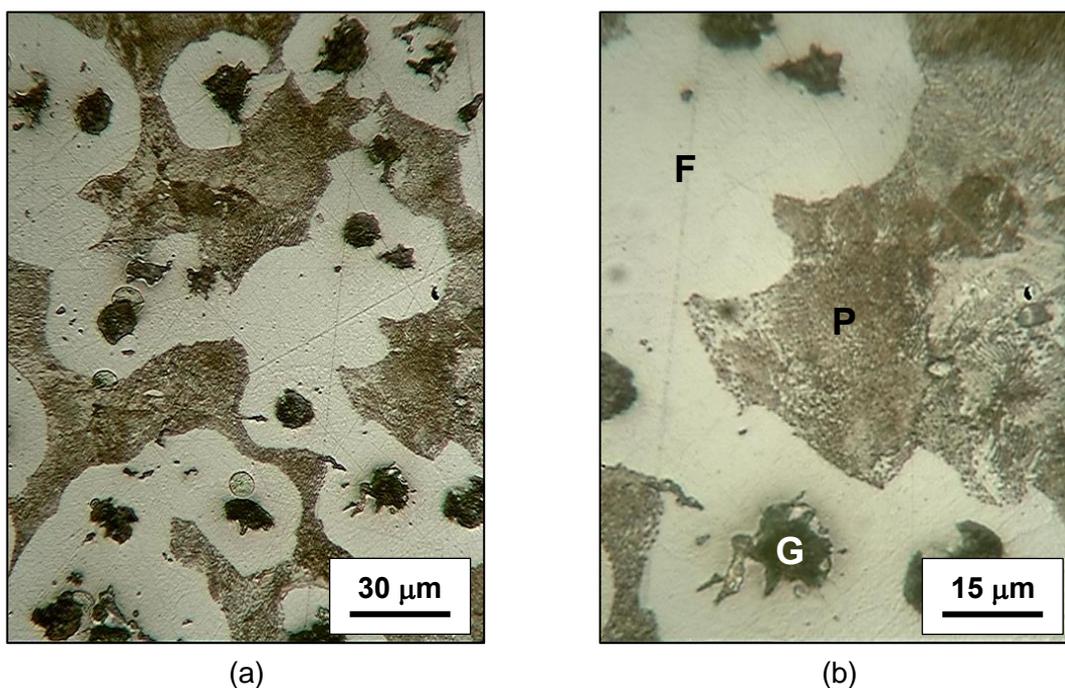
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Microestrutura do Ferro Fundido Nodular – Microscopia Óptica

Na Figura 13 são mostradas imagens obtidas por microscopia óptica (MO) do ferro fundido nodular no estado inicial com diferentes ampliações. Observa-se a presença de uma matriz contendo ferrita, e perlita, indicadas pelas letras F e P, respectivamente. Quanto à grafita, indicada pela letra G, verifica-se que essa aparece para alguns nódulos como se estivesse “borrada” ou “arrastada”. Essa morfologia não é a original do material, como poderá ser comprovado nas figuras seguintes. Esses resultados devem estar relacionados a problemas nas etapas de preparação da amostra, especialmente no lixamento e no polimento, possivelmente conduzidos com pressão excessiva na peça.

Nas Figuras 14 a 18 são apresentadas as micrografias do ferro fundido nodular austemperado com a temperatura de 250°C para tempos de 5 min a 60 min, também com duas ampliações.

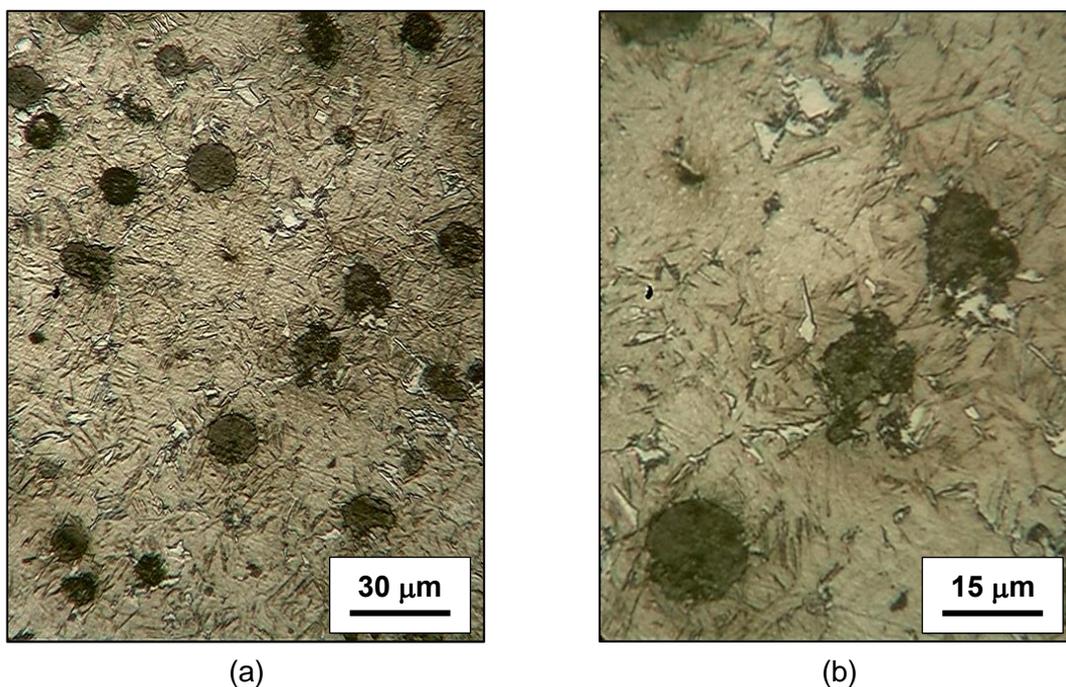
Figura 13 - Ferro fundido nodular austemperado – estado inicial



(a), (b) MO - ampliações distintas.

Fonte: Própria autora.

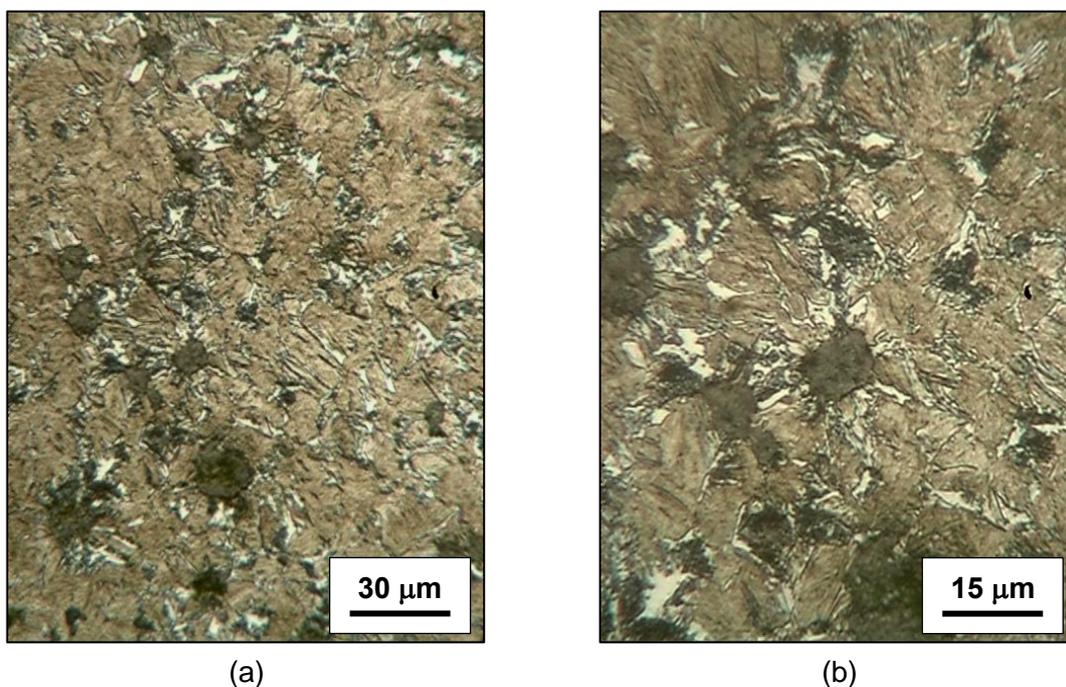
Figura 14 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 250°C, tempo: 5 min



(a), (b) MO - ampliações distintas.

Fonte: Própria autora.

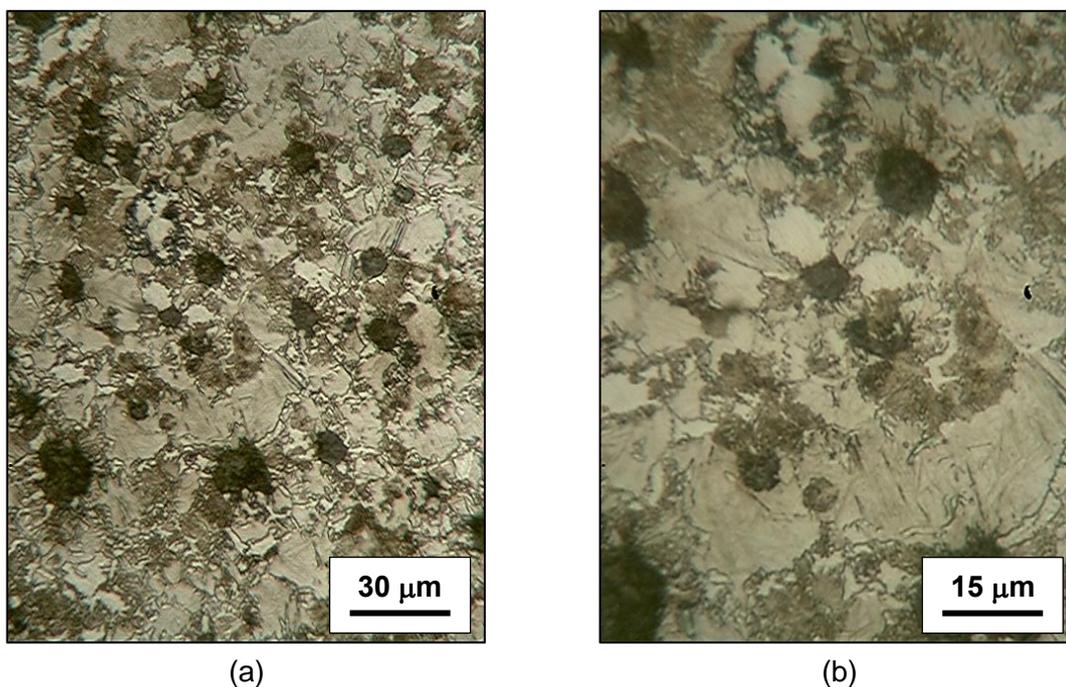
Figura 15 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 250°C, tempo: 10 min



(a), (b) MO - ampliações distintas.

Fonte: Própria autora.

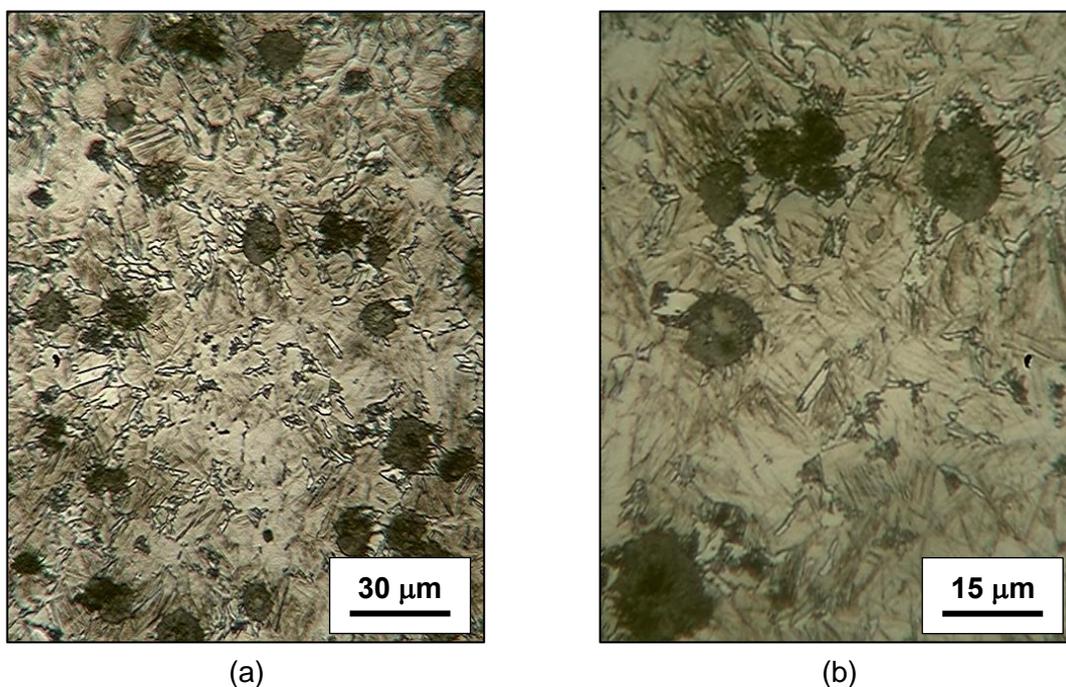
Figura 16 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 250°C, tempo: 15 min



(a), (b) MO - ampliações distintas.

Fonte: Própria autora.

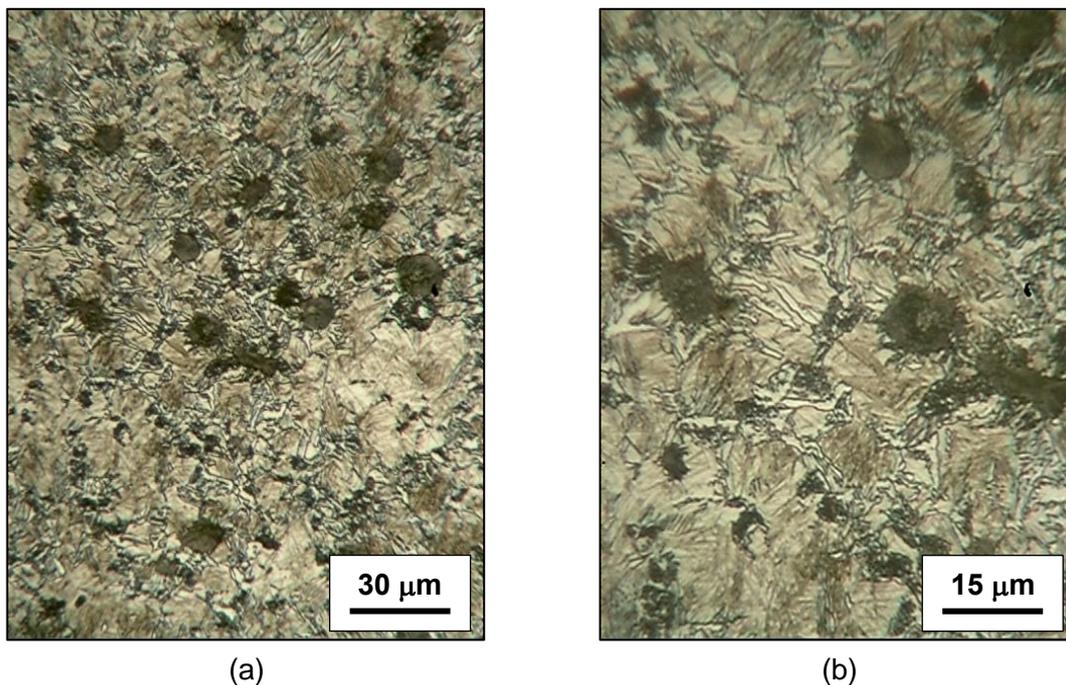
Figura 17 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 250°C, tempo: 30 min



(a), (b) MO - ampliações distintas.

Fonte: Própria autora.

Figura 18 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 250°C, tempo: 60 min



(a), (b) MO - ampliações distintas.

Fonte: Própria autora.

Analisando as amostras tratadas a 250°C, deve-se considerar que a austêmpera ocorre, em geral, em duas etapas: a formação inicial de ferrita acicular e a estabilização da austenita rica em carbono, seguida, em tempos prolongados, da decomposição da austenita e possível precipitação de carbonetos (KRAUSS, 2015). No entanto, os resultados obtidos através de difração de raios X (DRX) indicam que a estrutura obtida no presente estudo não apresenta austenita estabilizada em sua composição, divergindo da literatura, que normalmente reporta a formação de uma matriz ausferrítica para ferros fundidos nodulares austemperados (DOMMARCO, 2001).

Nas micrografias, pode-se observar duas regiões predominantes: as escuras, correspondentes aos nódulos de grafita esferoidal, e as claras, que representam a matriz metálica, tendo também a possível formação de perlita. Durante a austêmpera, esperava-se a transformação da matriz ferrítica-perlítica inicial em ausferrítica. No entanto, aparentemente, em vez da presença de austenita retida, há predominância de martensita na matriz, com posterior transformação em bainita e ferrita bainítica devido ao aumento do tempo de exposição à temperatura de 250°C. Essa

discrepância sugere que a austenita formada durante a austêmpera não se estabilizou considerando a temperatura e o tempo de tratamentos investigados.

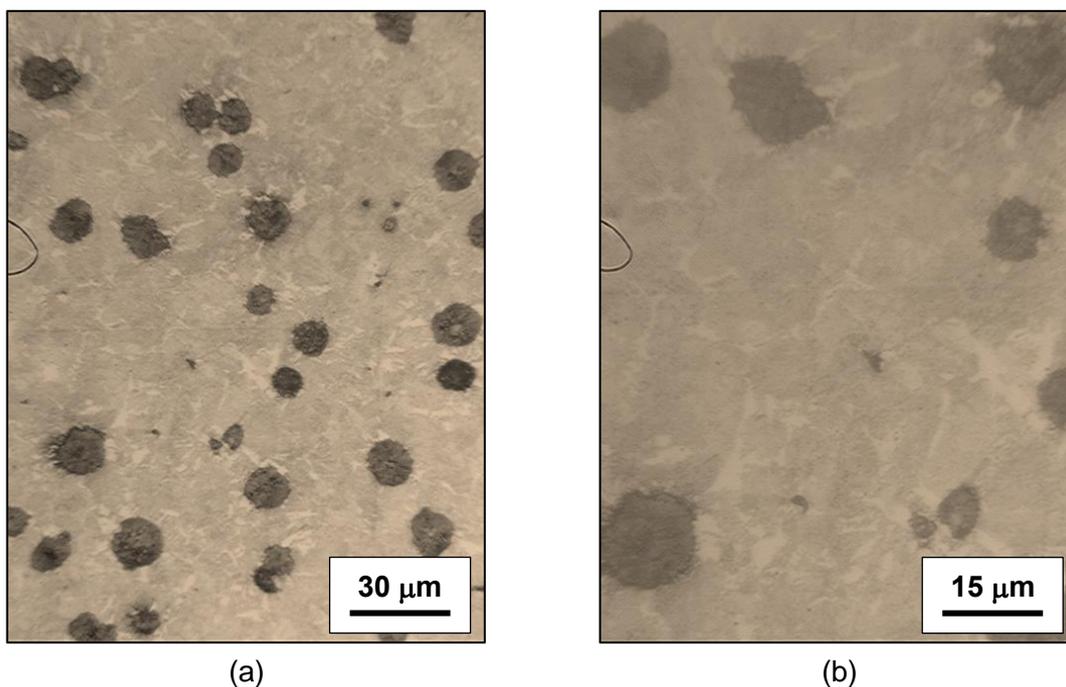
Para 5 minutos de austêmpera, a microestrutura parece exibir um “fundo” de martensita, com formação inicial de ferrita acicular/ferrita bainítica e traços de bainita. A quantidade elevada de martensita está relacionada à presença quase total da austenita não transformada com esse tempo de encharque que, com o resfriamento em água, se transformou em martensita. À medida que o tempo de austêmpera é elevado, em geral, parece surgir uma maior quantidade de ferrita acicular/bainítica e bainita, em detrimento à estrutura martensítica decorrente do resfriamento do resfriamento brusco, uma vez que tempos maiores à 250°C permitem mais desenvolvimento de bainita.

A ausência de ausferrita (sugerida pelos resultados de difração de raios X) pode estar relacionada a fatores como resfriamento inadequado e modificação do gradiente de temperatura.

De acordo com a literatura (KRAUSS, 2015; GUESSER, 2009), determinados intervalos de tempo se mostram adequados para a austêmpera, garantindo a obtenção de uma microestrutura bainítica estável, sem formação excessiva de carbonetos. Tempos menores resultam em microestruturas parcialmente transformadas, com presença de martensita, enquanto tempos mais longos podem levar à decomposição da bainita e à precipitação de carbonetos, reduzindo a tenacidade do material.

A análise do ADI tratado a 400°C em diferentes tempos de imersão (Figuras 20 a 24), revela um comportamento distinto em relação à condição de 250°C, evidenciando o impacto da temperatura na evolução das fases. A temperaturas mais elevadas, a maior mobilidade atômica favorece a difusão do carbono, alterando a cinética de transformação da microestrutura. No entanto, como será visualizado a seguir, os resultados de difração de raios X, indicam a ausência de austenita estabilizada, ao contrário do esperado para um ADI tradicional, sugerindo uma evolução microestrutural diferente da relatada na literatura (ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003).

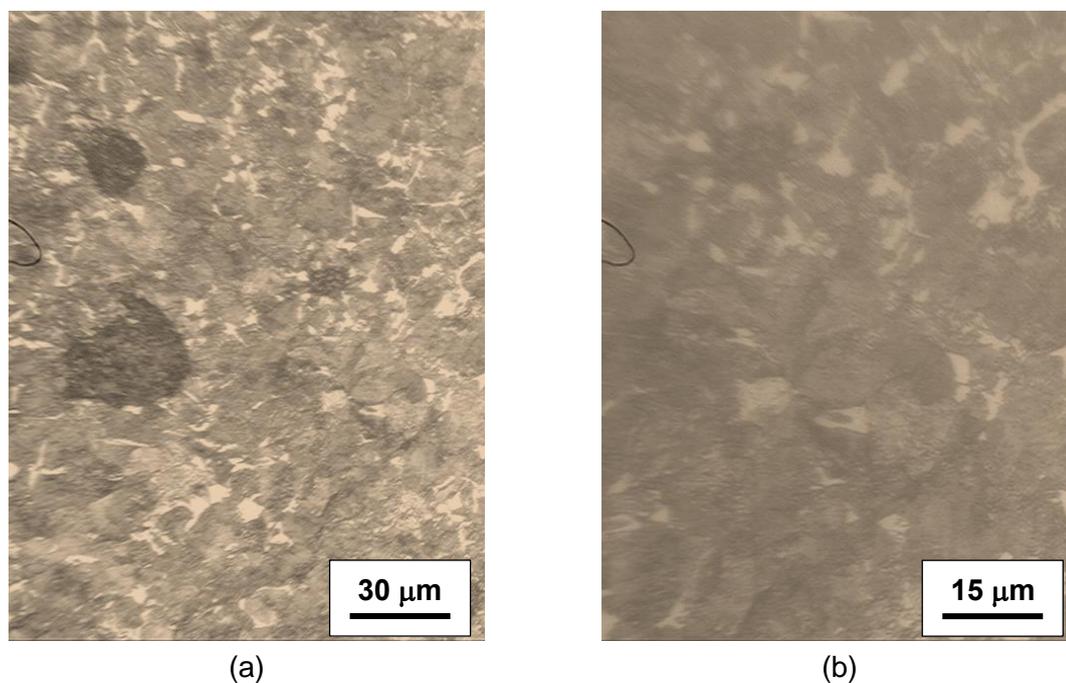
Figura 19 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 400°C, tempo: 5 min



(a), (b) MO - ampliações distintas.

Fonte: Própria autora.

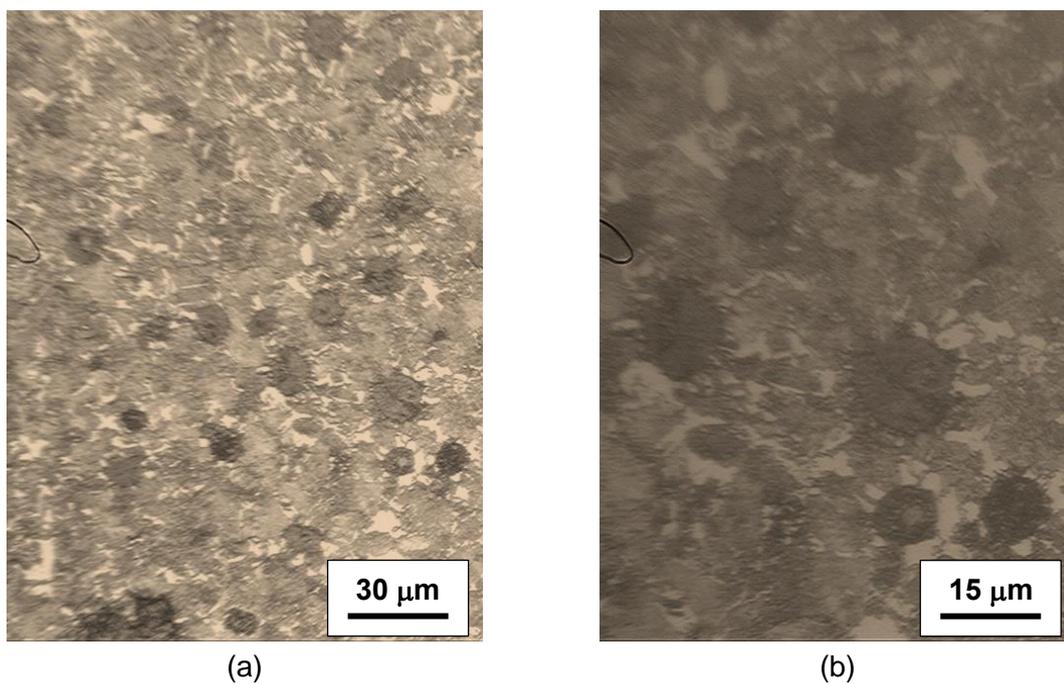
Figura 20 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 400°C, tempo: 10 min



(a), (b) MO - ampliações distintas.

Fonte: Própria autora.

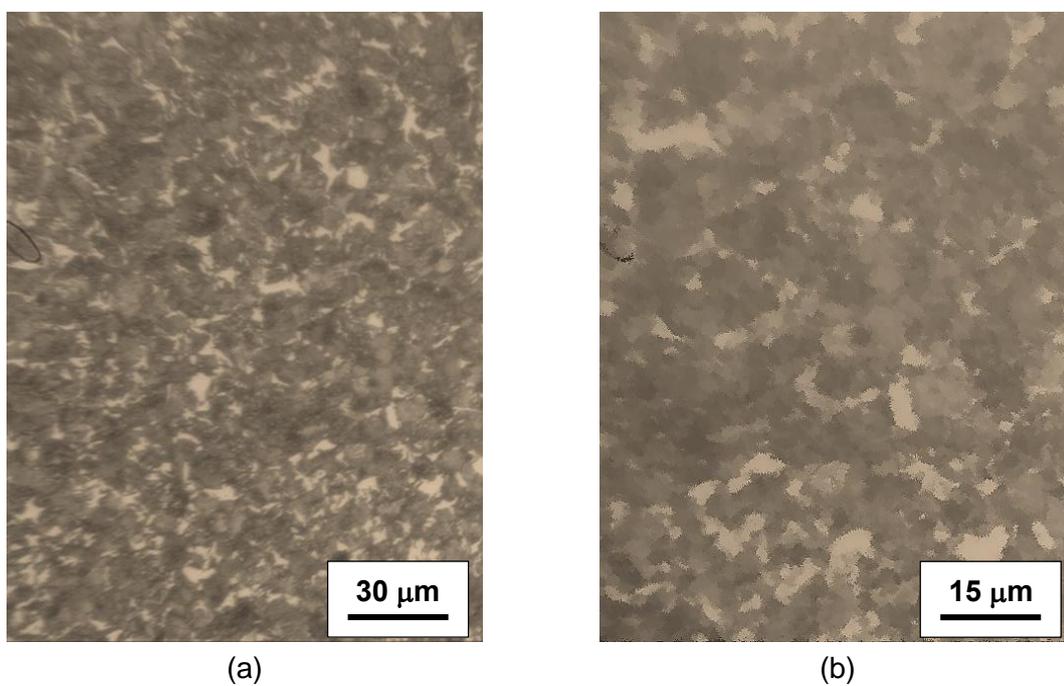
Figura 21 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 400°C, tempo: 15 min



(a), (b) MO - ampliações distintas.

Fonte: Própria autora.

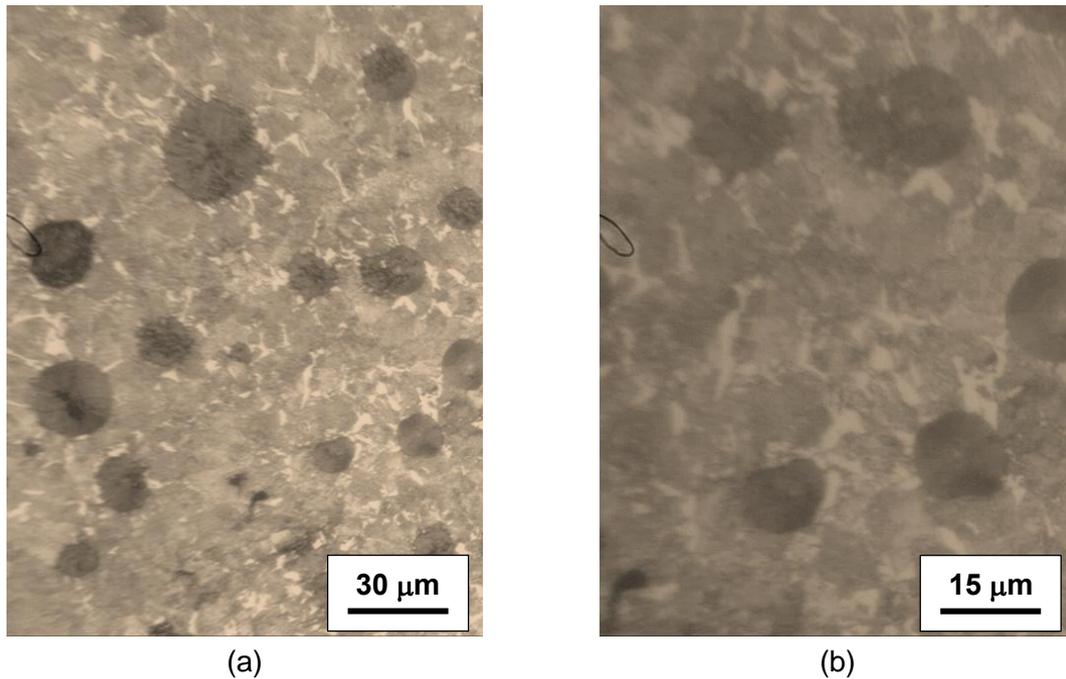
Figura 22 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 400°C, tempo: 30 min



(a), (b) MO - ampliações distintas.

Fonte: Própria autora.

Figura 23 - Ferro fundido nodular austemperado – temperatura: 400°C, tempo: 60 min



(a), (b) MO - ampliações distintas.

Fonte: Própria autora.

Para 5 minutos de austêmpera, esperava-se que a microestrutura ainda se apresentasse pouco transformada em bainita, mas com indícios de alteração progressiva da fase inicial (GUESSER, 2009). Diferentemente da condição a 250°C, onde a transformação ocorreria de maneira mais controlada, a temperatura mais elevada, devido à maior velocidade de difusão, aceleraria o enriquecimento da matriz em carbono, aumentando a fração de martensita presente (KRAUSS, 1990). Com 10 minutos, há uma evolução mais evidente na estrutura, associada ao aumento do teor de carbono dissolvido na matriz metálica (MATTAR, 2009).

Aos 15 minutos, a microestrutura demonstra um crescimento das regiões ferríticas, com redução da homogeneidade e presença de uma estrutura mais grosseira. Essa diferença decorre da maior taxa de nucleação e crescimento da ferrita a 400°C, resultando em um espaçamento maior entre as placas, o que pode impactar a resistência mecânica e a tenacidade do material (ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003). Aos 30 minutos, essa tendência se intensifica, com uma estrutura que mantém a bainita como fase predominante, mas com um crescimento excessivo das regiões ferríticas, o que poderia tornar o material, por exemplo, menos resistente ao desgaste (DO CARMO, 2003).

Para 60 minutos, menciona-se a possibilidade de decomposição parcial da bainita e a formação de carbonetos, o que pode comprometer as propriedades, reduzindo a ductilidade do material e favorecendo a fragilização (FERRO; LAZZARIN; BERTO, 2012). A estrutura mais grosseira reforça que tempos longos de austêmpera a essa temperatura resultam em menor refino microestrutural e redução da resistência ao impacto (COLPAERT, 2008).

Ao comparar as temperaturas de 250°C e 400°C, fica evidente que a condição a 250°C favorece o desenvolvimento de uma microestrutura mais refinada e acicular, enquanto a austêmpera a 400°C promoveria um crescimento excessivo das fases e menor controle sobre a transformação, impactando diretamente a resistência mecânica (DOMMARCO, 2001).

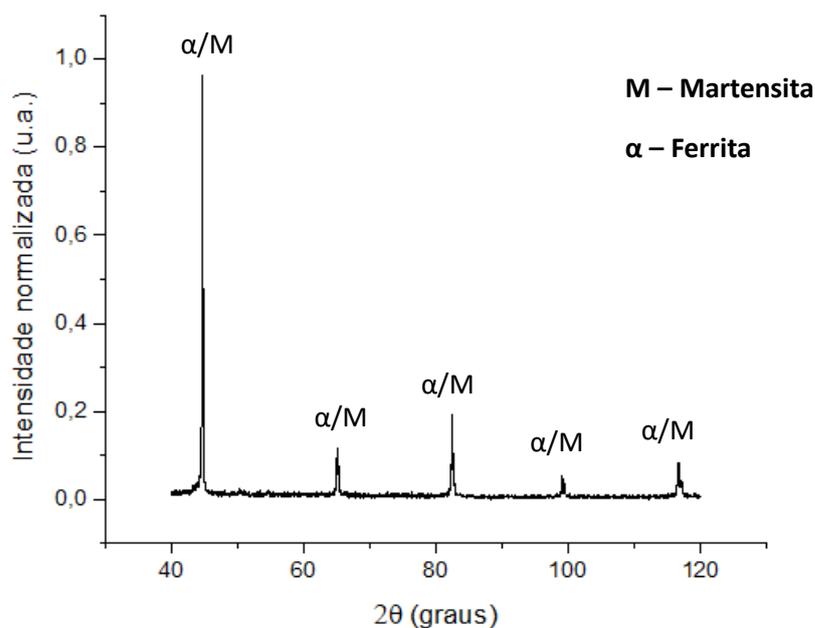
5.2. Microestrutura do Ferro Fundido Nodular – Difração de Raios X

Nas Figuras 25 a 34 são mostrados os gráficos obtidos nas análises por difração de raios X. A análise dos resultados para o material austemperado a 250°C revela que, diferentemente do esperado para um ADI convencional, os resultados de DRX não identificam a presença de austenita estabilizada na microestrutura. Em vez disso, os difratogramas indicam predominância das fases martensita e ferrita, que tem os mesmos picos, não podendo ser diferenciadas, o que sugere que possivelmente a austenita formada durante o aquecimento a 880°C no tratamento de austêmpera não se manteve estável após o tratamento térmico. Esse comportamento pode estar relacionado à composição química do material e às condições do ciclo térmico, fatores que influenciam diretamente a estabilização da austenita e a cinética de transformação de fase.

Nos tempos mais curtos de austêmpera, a presença marcante de martensita indica que a transformação da austenita foi incompleta, resultando em uma estrutura parcialmente endurecida. Como apontado por Zimba, Simbi e Navara (2003), a taxa de resfriamento e a difusão de carbono são determinantes na estabilização da austenita, e tempos curtos podem não ser suficientes para garantir a formação da estrutura ausferrítica. Com o aumento do tempo, ocorre uma transição microestrutural, e a morfologia sugere a formação progressiva de bainita, caracterizada pela difusão

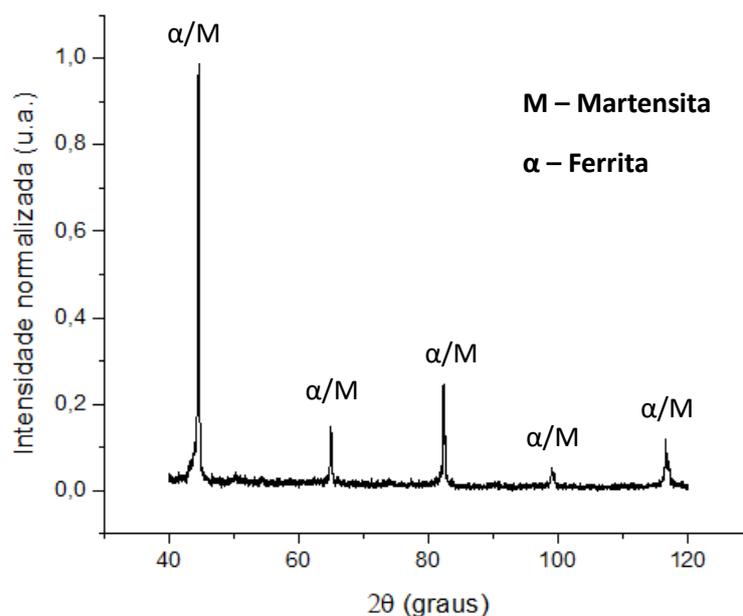
do carbono e rearranjo da matriz. Por fim, para tempos ainda maiores, a literatura menciona uma possível decomposição da bainita e início da formação de carbonetos, fenômeno que reduz a tenacidade do material e pode comprometer sua resistência ao impacto (MATTAR, 2009).

Figura 24 – Difração de Raios X – Amostra 1 (Austêmpera a 250°C – 5 minutos)

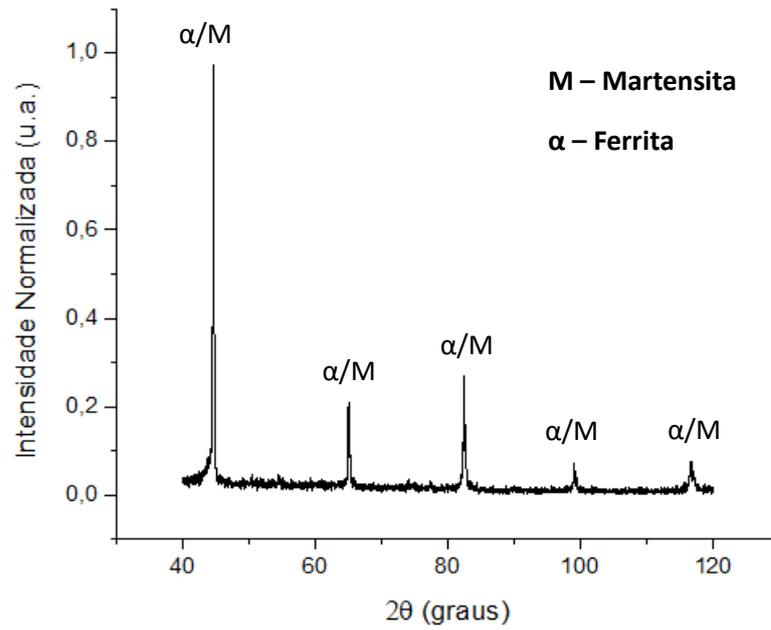


Fonte: Própria autora.

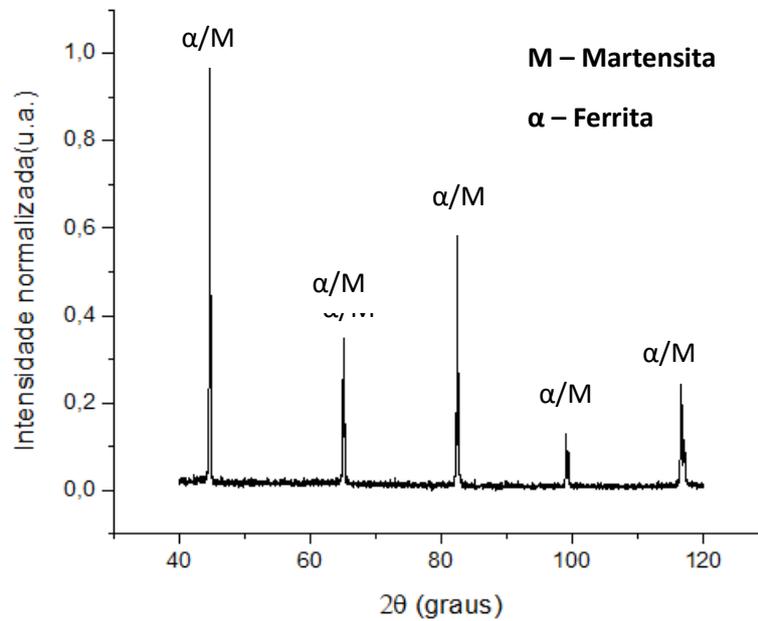
Figura 25 – Difração de Raios X – Amostra 2 (Austêmpera a 250°C – 10 minutos)



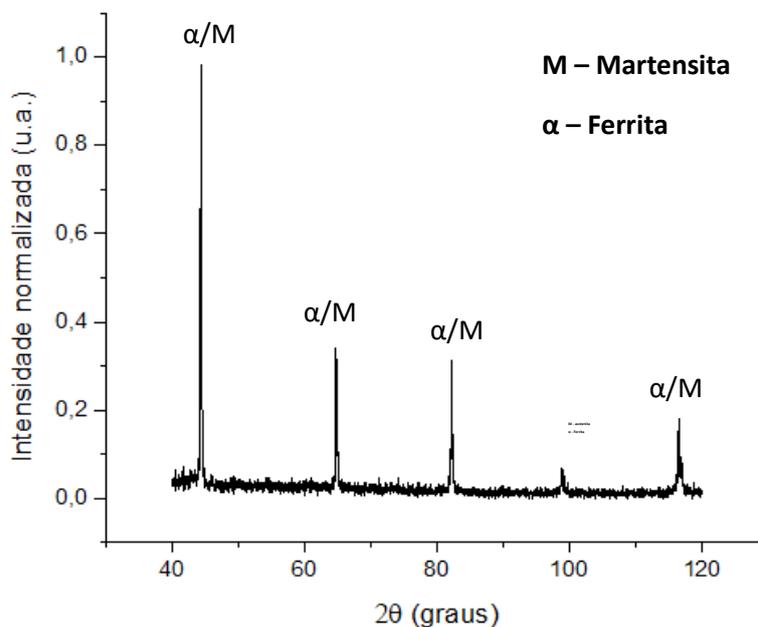
Fonte: Própria autora.

Figura 26 – Difração de Raios X – Amostra 3 (Austêmpera a 250°C – 15 minutos)

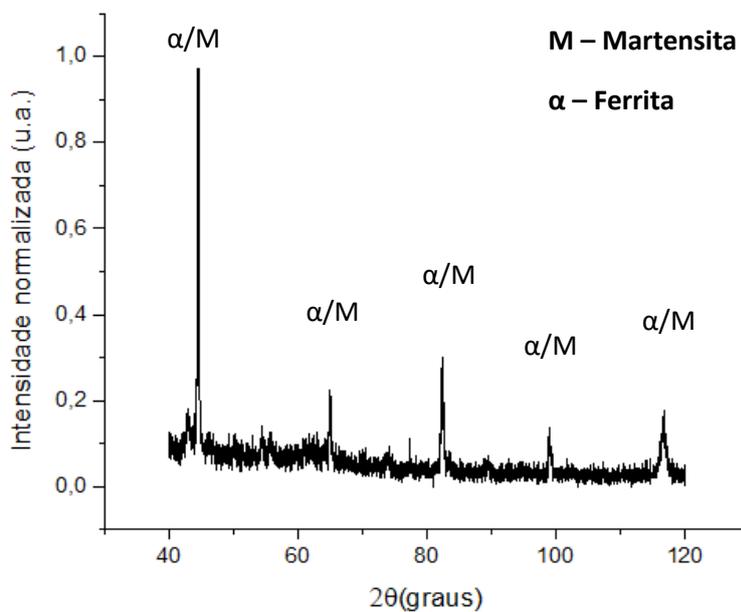
Fonte: Própria autora.

Figura 27 – Difração de Raios X – Amostra 4 (Austêmpera a 250°C – 30 minutos)

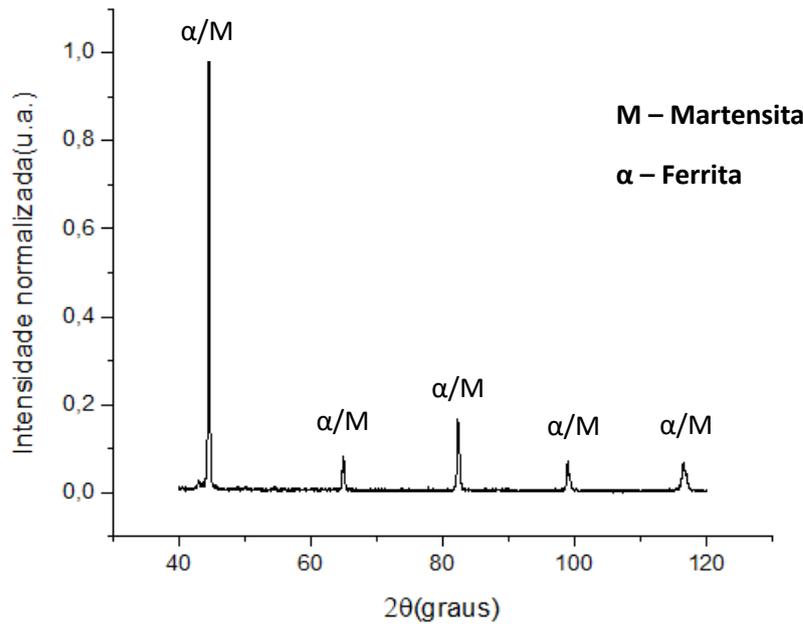
Fonte: Própria autora.

Figura 28 – Difração de Raios X – Amostra 5 (Austêmpera a 250°C – 60 minutos)

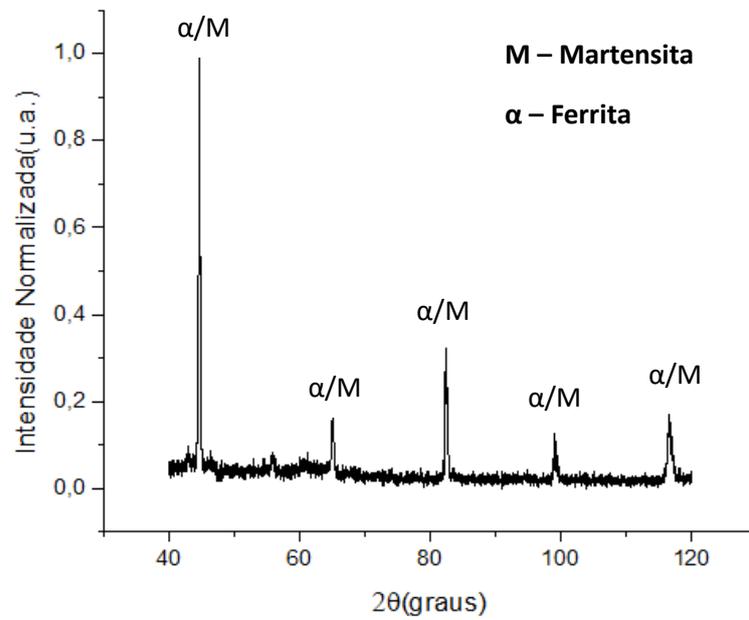
Fonte: Própria autora.

Figura 29 – Difração de Raios X – Amostra 6 (Austêmpera a 400°C – 5 minutos)

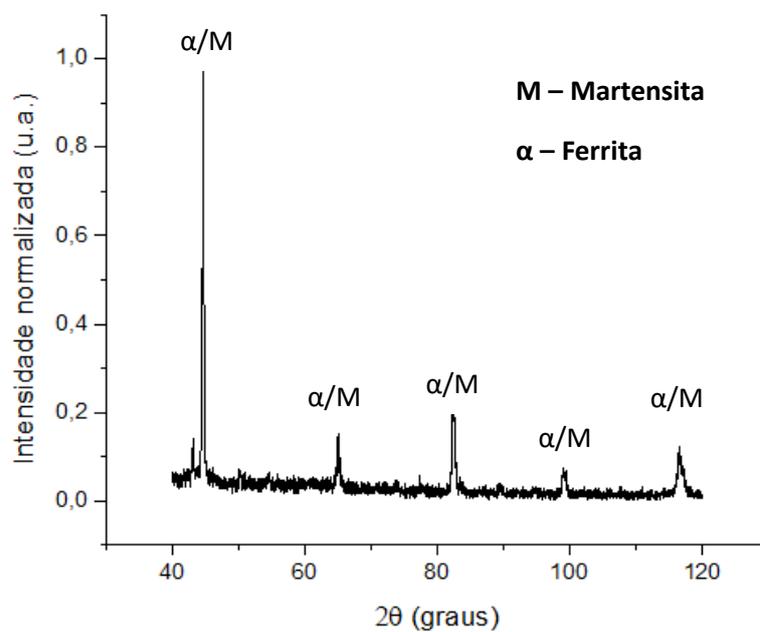
Fonte: Própria autora.

Figura 30 – Difração de Raios X – Amostra 8 (Austêmpera a 400°C – 10 minutos)

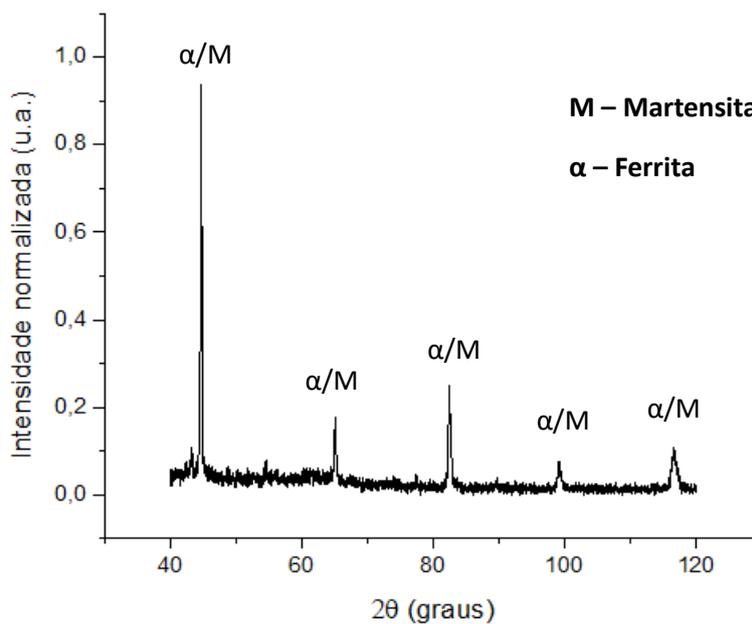
Fonte: Própria autora.

Figura 31 – Difração de Raios X – Amostra 7 (Austêmpera a 400°C – 15 minutos)

Fonte: Própria autora.

Figura 32 – Difração de Raios X – Amostra 9 (Austêmpera a 400°C – 30 minutos)

Fonte: Própria autora.

Figura 33 – Difração de Raios X – Amostra 10 (Austêmpera a 400°C – 60 minutos)

Fonte: Própria autora.

A condição de 400°C apresenta uma evolução similar, mas a temperaturas mais altas a difusão de carbono ocorre com maior intensidade, acelerando a transformação da martensita para bainita. Entretanto, como indicado por Dommarco (2001), o crescimento excessivo das placas de ferrita em temperaturas elevadas compromete o refinamento da microestrutura e pode reduzir a resistência ao desgaste. Isso se reflete na janela de processamento, que se torna mais restrita em 400°C, visto que tempos prolongados favorecem a precipitação de carbonetos, impactando as propriedades mecânicas.

A ausência de austenita estabilizada nos difratogramas pode estar ainda associada ao processo de preparação metalográfica das amostras, como corte e lixamento, que podem induzir tensões residuais e transformar a austenita instável em martensita antes da análise (DOMMARCO, 2001). Segundo estudos sobre ADI, a preparação inadequada da amostra pode resultar na ausência da austenita metastável devido à transformação induzida por deformação plástica, o que pode explicar a diferença entre os resultados obtidos e aqueles amplamente documentados na literatura para ADIs comerciais (ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003).

5.3. Dureza

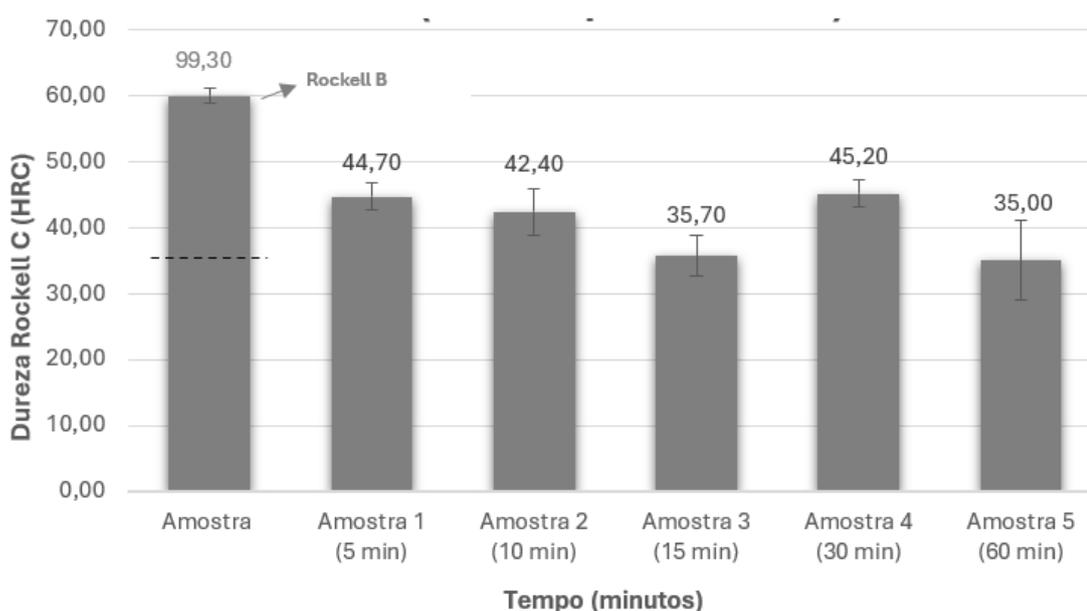
Nas Figuras 35 e 36 são apresentados os resultados de dureza Rockwell do ferro fundido no estado inicial e austemperado a 250°C e a 400°C. A amostra sem tratamento térmico apresentou uma dureza inicial de aproximadamente 99,3 HRB, compatível com uma microestrutura com a presença de ferrita e perlita, conforme a imagem mostrada na Figura 14. Após o tratamento térmico, a dureza sofreu variações significativas de acordo com a temperatura e o tempo de austêmpera, refletindo as transformações microestruturais ocorridas.

Na condição de 250°C, os valores oscilaram entre 35 HRC e 45,2 HRC ao longo do tempo de tratamento. Nos primeiros 10 minutos, a dureza permaneceu elevada (44,7 HRC e 42,4 HRC, respectivamente), o que sugere uma microestrutura ainda parcialmente endurecida, com presença de martensita e início da transformação para bainita. Aos 15 minutos, a dureza atingiu seu menor valor (35,7 HRC), acompanhando a evolução da microestrutura, com a progressiva substituição da martensita pela

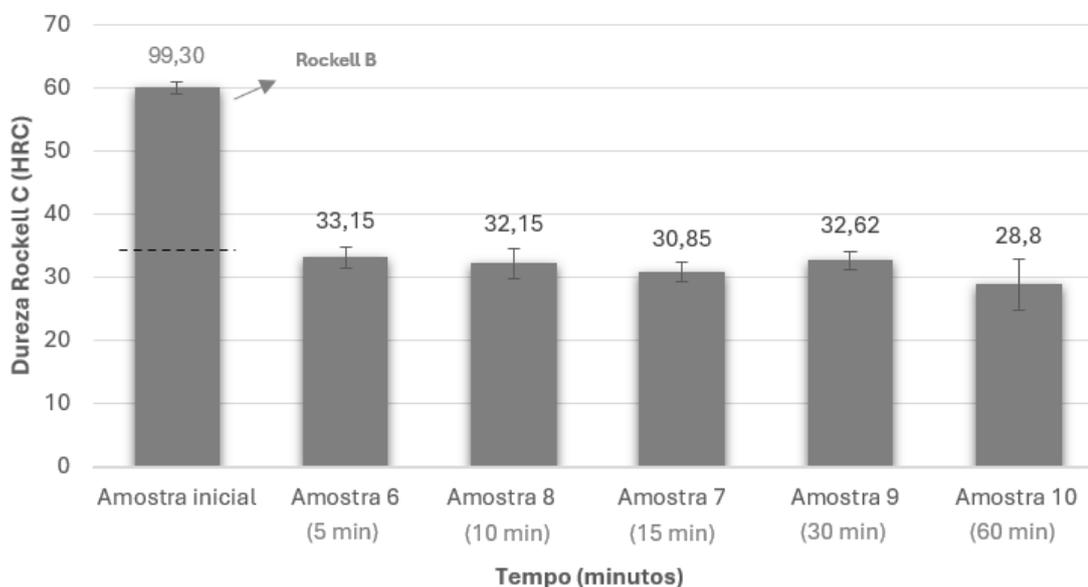
bainita. No entanto, aos 30 minutos, houve um aumento para 45,2 HRC, possivelmente devido ao refinamento microestrutural e melhor redistribuição das fases (COLPAERT, 2008). Para 60 minutos, a dureza voltou a cair para 35 HRC, o que pode estar associado à decomposição da bainita e precipitação de carbonetos.

Já na austêmpera a 400°C, os valores de dureza foram menores, variando entre 28,8 e 33,15 HRC, indicando uma estrutura mais grosseira e dúctil. Nos primeiros 30 minutos, os valores permaneceram relativamente estáveis (33,15 HRC, 32,15 HRC, 30,85 HRC e 32,62 HRC), refletindo uma microestrutura parcialmente transformada, com crescimento acentuado das regiões ferríticas. Para 60 minutos, a dureza reduziu ainda mais para 28,8 HRC, evidenciando uma microestrutura mais desagregada, o que pode afetar negativamente a resistência ao impacto e ao desgaste (GUESSER, 2009).

Figura 34 – Ensaio de Dureza Rockell C (Austêmpera à 250°C)



Fonte: Própria autora.

Figura 35 – Ensaio de Dureza Rockell C (Austêmpera à 400°C)

Fonte: Própria autora.

Comparando os dois tratamentos, 250°C proporcionou maior endurecimento, especialmente entre 10 e 30 minutos, o que poderia garantir melhor combinação entre resistência mecânica e tenacidade. Já a austêmpera a 400°C resultou em uma estrutura mais dúctil, com menor dureza devido ao crescimento excessivo das fases ferríticas. Isso sugere que a condição de 250°C é mais adequada para aplicações que exigem resistência ao desgaste.

6. CONCLUSÕES

A partir dos ensaios realizados nas amostras de ferro fundido nodular austemperado (ADI) tratadas termicamente a 250°C e 400°C, verificou-se que:

a) As análises microestruturais indicaram que, diferentemente do esperado para um ADI convencional, aparentemente não houve formação de ausferrita. Em vez disso, as amostras apresentaram predominância de martensita nos tempos mais curtos e posterior transformação em bainita com o aumento do tempo de austêmpera, especialmente para a condição de 250°C. A ausência de austenita estabilizada pode estar relacionada ao processo de corte, as condições de tratamento térmico (janela de processamento), lixamento e ataque químico, que podem ter promovido a transformação da austenita em martensita durante a preparação metalográfica.

b) Os ensaios de difração de raios X (DRX) confirmaram a ausência de austenita retida, com predominância de picos das fases ferrita ou martensita.

c) Nos ensaios de dureza, a austêmpera a 250°C apresentou valores mais elevados (variando entre 35 e 45,2 HRC), indicando uma estrutura mais refinada e resistente ao desgaste. Já a austêmpera a 400°C resultou em menores valores de dureza (28,8 a 33,15 HRC), evidenciando uma microestrutura mais grosseira e dúctil. A faixa de tempo ideal para equilibrar resistência e tenacidade foi identificada entre 10 e 30 minutos para 250°C, enquanto para 400°C a estabilidade microestrutural ocorreu entre 10 e 15 minutos, antes do crescimento excessivo das fases e da formação de carbonetos.

Diante disto, infere-se que a austêmpera a 250°C proporcionou uma microestrutura mais refinada e resistente, enquanto 400°C levou a uma estrutura mais grosseira, com menor dureza e possível comprometimento da resistência ao desgaste. A ausência de austenita estabilizada nas amostras analisadas ressalta a necessidade de investigações complementares para avaliar o impacto da preparação metalográfica na transformação das fases.

REFERÊNCIAS

ASM HANDBOOK VOL 9. **Metallography and microstructures**. Ohio: ASM International, 2004.

Balzer, Marcos. **Determinação Da “Janela De Processo” De Austêmpera De Um Adi Sem Adição De Elementos De Liga Através De Ensaio Mecânicos E Metalográficos**. 2003. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal De Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

BARTOSIEWICZ, L.; KRAUSE, A. R.; KOVACS, B.; PUTATUNDA, S. K. Fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron. **AFS Transactions**, v. 93, p.135-142, 1992.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7a ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2005.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4a ed. São Paulo: Blücher, 2008.

DO CARMO, D.J. **Desenvolvimento Do Processo Tecnológico De Fabricação De Peças Em Ferro Fundido Nodular Austêmperado (ADI)**. Dissertação de mestrado – Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais. 2003.

FERRO, P.; LAZZARIN, P.; BERTO, F. Fatigue properties of ductile cast iron containing chunky graphite. **Materials Science and Engineering A**, v. 554, p. 122-128, 2012.

GUESSER, L. G. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. São Paulo: Blücher, 2009.

GRACIOSO, J. F. F. **Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço Inoxidável martensítico fundido CA6NM**. 2003. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

KRAUSS, G. **Steels: heat treatment and processing principles**. 2 ed. Ohio: ASM International, 1990.

KOVACS, Bela V. **Austempered ductile iron: fact and fiction**. Modern Casting p. 38-41, n.3, 1990.

LUSSOLI, R. J. **Efeitos da adição de cobre e da seção da peça sobre as características microestruturais e mecânicas de ferro fundido nodular austemperado**. 2003. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Santa Catarina, 2003.

MACHADO, M. A. **Desenvolvimento dos parâmetros de tratamento térmico de ferro fundido nodular austemperado ASTM987 Grau II**. 2007. 131 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2007.

MAGALHÃES, L. M. M. L. **Caracterização tribológica de um ferro nodular austemperado em ensaios disco-disco e engrenagens FZG**. 2002. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade do Porto, Porto, 2002.

MATTAR JÚNIOR, A. R. **Influência dos elementos de liga Cu-Ni-Mo nas propriedades mecânicas e austemperabilidade do ADI**. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2009.

RODRIGUES, R. B. **Microestrutura e propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular ao Cu e Ni+Cu sob condições variáveis de austêmpera**. 2016. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Centro Universitário Sociesc, Sociedade Educacional de Santa Catarina, Joinville, 2016.

SALVANDE, J.; DOMMARCO, R. **Resistencia a la fatiga de contacto de fundición nodular, austemperada y parcialmente acoquillada**. In: **Jornadas SAM – CONAMET – AAS 2001**, Septiembre de 2001, Mar del Plata, Argentina.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010

SCHMITZ, P. R. **Estudo da influência dos parâmetros de austêmpera sobre a microestrutura do ferro fundido nodular austemperado dentro da zona crítica**. 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville, 2008.

SOUZA, B. V. **Desenvolvimento de Ferro Fundido Austemperado (ADI) em Banho de Zinco-Alumínio**. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais) – PGETEMA, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.

ZIMBA, J.; SIMBI, D. J.; NAVARA, E. (2003). **Austempered ductile iron: na alternative material for earth moving components**. Cement & Concrete Composites 25 (2003), 643-649 p.