



**Influência da composição química e do tratamento térmico de austêmpera na microestrutura e nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular**

Marcelo Lopes da Silva<sup>1</sup>  
Rafael de Jesus Fernandes<sup>2</sup>  
Dilmo Rocha Magalhães<sup>3</sup>  
Rafael Henrique Lazzari Garcia<sup>4</sup>  
Antonio Augusto Couto<sup>5</sup>

**RESUMO**

O objetivo do trabalho é apresentar o comportamento do ferro fundido nodular, a partir de procedimentos industriais em ambiente fabril, tendo como base a liga FE 70002 nas condições de processo estudadas e obter correlações entre a microestrutura e as propriedades mecânicas. Para esse desenvolvimento foram realizadas três corridas de ferro fundido nodular com variações de composição química. O teor de cromo no ferro fundido será mantido em 0,5 % nas três composições e variações de níquel de 0 %, 1,0 % e 2,0 %. As temperaturas de tratamento térmico utilizadas foram 900 °C para austenitização e 310 °C, 290 °C e 260 °C para austêmpera, de acordo com os procedimentos industriais aplicados na produção em larga escala. Os corpos de prova apresentam microestrutura composta basicamente por nódulos de grafita, perlita e carbonetos. As análises apontam um aumento gradual significativo dos valores de dureza com o aumento do teor de níquel, associados as variações de temperatura dos ciclos térmicos de austêmpera. Os valores correspondentes a tenacidade e a resistência à tração permaneceram ligeiramente superiores nas amostras com 1% Ni se comparado aos corpos de prova sem adição de níquel e com 2% Ni. Contudo, os corpos de prova com 2% Ni apresentaram resistência mecânica ao impacto superior às demais quando analisadas individualmente. Outro aspecto relevante é a sanidade dos nódulos de grafita quanto ao seu tamanho, formato e quantidade. O ferro fundido com 2% Ni apresentou maior degeneração dos nódulos de grafita e menor nodularidade, desta maneira contribuindo para perda de propriedades mecânicas.

**ABSTRACT**

The objective of this work is to present the behavior of nodular cast iron, from industrial procedures in a factory environment, based on the alloy FE 70002 in the studied process conditions and to obtain correlations between the microstructure and the mechanical properties. For this development, three runs of nodular cast iron with variations in chemical composition were carried out. The chromium content in the cast iron will be maintained at 0.5 % in the three compositions and nickel variations of 0 %, 1.0 % and 2.0 %. The heat treatment temperatures used were 900 °C

<sup>1</sup> Mestrando em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear no Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. E-mail: marcelo.lsilva@sp.senai.br;

<sup>2</sup> Professor do Curso de Tecnologia em Processos Metalúrgicos na Escola e Faculdade SENAI “Nadir Dias de Figueiredo”. E-mail: rafael.fernandes@sp.senai.br;

<sup>3</sup> Mestrando em engenharia de materiais pela Universidade Presbiteriana Mackenzie. E-mail: dilmo@magtech.eng.br;

<sup>4</sup> Professor e pesquisador do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, no Centro de Combustíveis Nucleares. E-mail: teo@usp.br;

<sup>5</sup> Orientador e professor adjunto da Universidade Presbiteriana Mackenzie e pesquisador voluntário do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN-CNEN/SP). E-mail: acouto@mackenzie.br;

for austenitization and 310 °C, 290 °C and 260 °C for austempering, according to industrial procedures applied in large-scale production. The specimens present a microstructure basically composed of graphite, pearlite and carbide nodules. The analyzes point to a significant gradual increase in the hardness values with the increase in the nickel content, associated with the temperature variations of the austempering thermal cycles. The values corresponding to toughness and tensile strength remained slightly higher in samples with 1% Ni compared to specimens without addition of nickel and with 2% Ni. However, the specimens with 2% Ni showed higher mechanical resistance to impact than the others when analyzed individually. Another relevant aspect is the health of graphite nodules in terms of size, shape and quantity. Cast iron with 2% Ni showed greater degeneration of graphite nodules and less nodularity, thus contributing to the loss of mechanical properties.

## **1 INTRODUÇÃO**

Durante muitos anos as aplicações de ferros fundidos foram limitadas por sua baixa ductilidade e tenacidade. A busca de um material que combinasse a tenacidade do aço com a facilidade fabricação, por fundição, do ferro fundido levou ao desenvolvimento dos ferros fundidos maleáveis ou maleabilizados, em que um longo tratamento térmico leva à formação de grafita em uma estrutura relativamente tenaz. O custo do processo é, entretanto uma limitação importante. (COLPAERT, 2008)

Os ferros fundidos nodulares austemperados são obtidos por tratamento térmico de austêmpera, processo este que envolve a austenitização, seguida de resfriamento rápido até a temperatura de austêmpera e manutenção da temperatura para transformação da microestrutura. A microestrutura resultante é uma mistura fina de ferrita e de austenita estabilizada, denominada de ausferrita. (GUESSER, 2009)

São inúmeras as aplicações de componentes em ADI, podendo ser citadas na indústria automotiva, como componentes de suspensão para carro-reboque, vários tipos de engrenagens, suportes de molas para caminhões, ganchos para reboque; na indústria ferroviária, como rodas para trens e vagões, eixos, sapatas de freio, componentes de bombas e compressores; e na agricultura, principalmente em componentes resistentes ao desgaste, como equipamentos de escavação, mineração, pontas de escavadeiras e rodas dentadas.

## **2 FERRO FUNDIDO NODULAR**

### **2.1 Ferro fundido nodular**

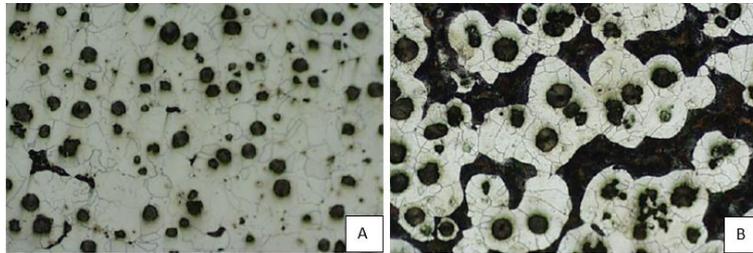
O ferro fundido nodular apresenta custos de produção relativamente menores que os aços, aliado a comportamentos que podem ser iguais ou superiores a algumas classes dos aços, traduzindo-se em vantagens quanto a sua seleção e aplicação.

A grafita se apresenta na forma de nódulos, predominantemente esféricos, proporcionando maior continuidade da matriz metálica, o que favorece as propriedades mecânicas, desta forma os ferros fundidos nodulares também podem ser classificados ferros fundidos dúcteis, pois diferentes do ferro fundido cinzento, apresenta relativa ductilidade.

As micrografias apresentadas na Figura 1 abordam respectivamente as microestruturas do ferro fundido nodular com matriz ferrítica bem definida, seguida dos contornos de grãos e nódulos de grafita dispersos com ligeira variação de tamanho. Na Figura 1 (b) nota-se um ferro fundido nodular com matriz perlítica, coroa de ferrita ao redor da grafita esferoidal e contornos de grãos,

sendo possível constatar ligeira variação na morfologia dos nódulos, inclusive com degeneração da grafita.

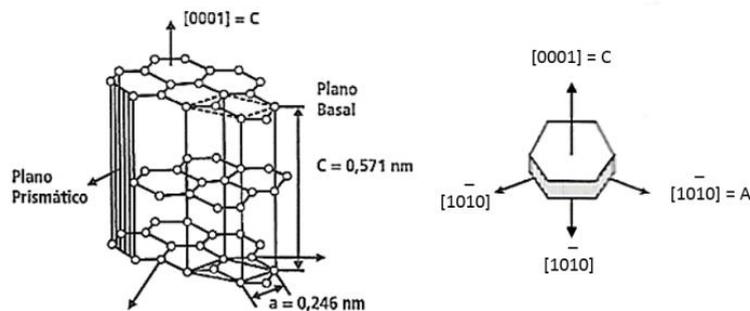
**Figura 1 Ferro Nodular com matriz ferrítica (a), matriz composta de ferrita e perlita (b)**



Fonte: GONZAGA, 2013.

A Figura 2 demonstra as direções que resultam nas formas da grafita. Nas ligas Fe C puras a direção preferida para crescer é a do plano basal, porque esse plano tem baixa energia facial com o líquido, resultando em grafita nodular. Quando da presença se enxofre (S) e oxigênio (O), os mesmos tendem a ser adsorvidos no plano prismático, reduzindo sua energia interfacial, atingindo valores menores que o plano basal, formando grafita lamelar (LABRECQUE & GAGNÉ, 1998).

**Figura 2 Estrutura hexagonal da grafita**

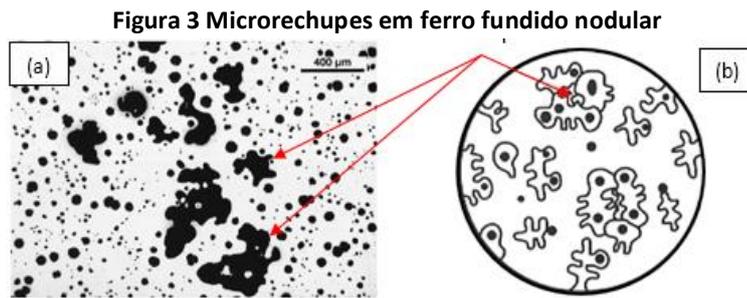


Fonte: GRUZLESKI Apud GUESSER, 2009.

## 2.2 Solidificação

Nos ferros fundidos, a solidificação não se comporta de forma previsível somente pela diminuição da temperatura, mas sim, influenciada fortemente pela composição química, aproximando-a de uma condição estável ou metaestável de equilíbrio. Tendo em vista a existência de uma transformação eutética estável, há grande probabilidade na obtenção da grafita a partir do carbono presente na composição química. Na condição metaestável a formação do carboneto de ferro, a cementita  $Fe_3C$  se fará presente.

Quando o sistema de alimentação não está dimensionado para compensar os efeitos de solidificação do ferro fundido nodular, que exerce pressão por expansão sobre as paredes do molde, é necessário que alimentadores posicionados em regiões de maiores volumes e concentrações de massa sejam utilizados. A Figura 3 exemplifica a formação de vazios na secção dos ferros fundidos nodulares, os vazios que resultam do processo de solidificação são chamados de rechupes ou microrechupes, reduzindo consideravelmente suas propriedades mecânicas.



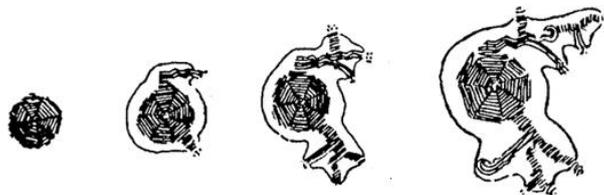
Fonte: STEFANESCU e COLPAERT, 2008 (Adaptado).

### 2.3 Deformações da grafita

O processo de nodularização acontece a partir de reação exotérmica de grande intensidade, provocando “*fervura*”, quando o magnésio presente é vaporizado o mesmo atravessa o metal fundido diminuindo o teor de enxofre contribuindo para a formação da grafita esferoidal, em seguida adiciona-se o Fe Si (agente inoculante) responsável pela formação da matriz metálica.

A forma irregular da grafita pode ser ocasionada pelo baixo nível de nucleação, que pode ser resultado de prática inadequada de inoculação, de um prolongado tempo de manutenção do banho em alta temperatura ou de um teor de magnésio ligeiramente baixo que além de formar grafita irregular proporciona também o aparecimento de grafitas vermiculares, conforme exemplos ilustrados pela Figura 4.

**Figura 4 Representação da degeneração do nódulo de grafita**



Fonte: FUOCO, ALBERTIN & AZEVEDO, 1987.

### 2.4 Elementos de liga

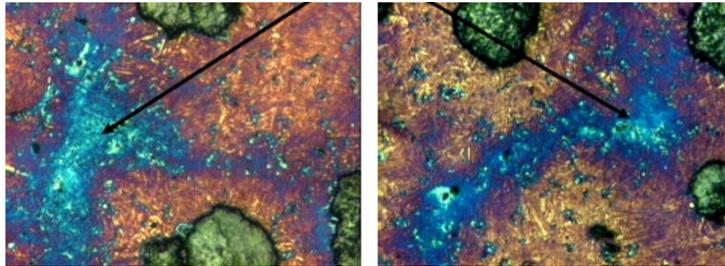
Percentuais de carbono compreendidos entre 3,5 e 3,8 % e os de silício entre 2,1 e 2,8 %, apresentam condições de formação de nódulos de grafita mais esféricos, enquadrando-se no tipo VI – classificação ABNT NBR 6593, desta forma menos propenso a formação de carbonetos eutéticos em sua estrutura. (SANTOS, 1989)

O teor de carbono deve ser observado e proposto a partir das condições de espessura da peça a ser fundida, para condições de resfriamento rápido a maior dificuldade está no fato de impedir a formação de carbonetos. Diante disso as condições favoráveis são estabelecidas ao optar por uma liga hipereutética (CE 4,4 a 4,7 %) e teores de silício superiores a 2,4 %. Adota-se valores de carbono equivalente maiores para quanto maior for a velocidade de resfriamento, segundo Santos (1989)

Para Carmo (2001), a presença do silício no ferro fundido influencia na cinética do carbono de forma mais intensa que qualquer outro elemento de liga presente. Figura 5 são provenientes de ferro fundido nodular com 87 nódulos/mm<sup>2</sup>, sendo as regiões em destaque na cor azul as zonas segregadas. Tal concentração de elementos químicos nas zonas segregadas resultam em

microestrutura heterogênea ao redor dos nódulos de grafita, contendo austenita estabilizada com alto teor de carbono e nas regiões intercelulares, austenita não estabilizada com baixo teor de carbono (SILVA, 2005).

**Figura 5 Regiões de segregação entre nódulos de grafita**



**Fonte: SILVA, 2005.**

O silício segrega inversamente, concentrando-se nos contornos dos nódulos de grafita e nas dendritas de austenita. Responsável por elevar a temperatura de austenitização, o silício também aumenta de forma discreta a temperabilidade da liga fundida. Dois outros aspectos são atribuídos ao silício durante a reação de austêmpera, sendo a diminuição da solubilidade do carbono e acelera a difusão do carbono na austenita.

O níquel segrega na interface matriz/grafita, mas não diminui a difusão do carbono na austenita. No tratamento térmico, não altera o tempo ou a temperatura de austenitização, nem a nucleação da ferrita, apenas retarda um pouco a reação do segundo estágio, reação bainítica. Nas propriedades mecânicas o níquel decresce levemente a resistência à tração e a tensão de escoamento. (LOPES, 2014)

O magnésio em contato com a liga fundida se apresenta extremamente volátil, promovendo reação altamente exotérmica entrando em ponto de ferver a 1107°C, isso se dá a temperatura abaixo da necessária para o tratamento. O teor de magnésio então diminui com o aumento da temperatura de fusão e com o aumento do tempo entre o tratamento de nodularização da liga metálica e seu vazamento nos moldes. (GUNDLACH et al, 1993)

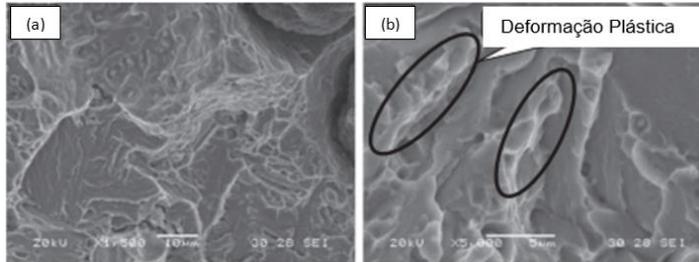
## **2.5 Ferro Fundido Nodular Austemperado**

Os ferros fundidos nodulares austemperados constituem austenita + ferrita com alto teor de carbono (frequentemente chamada de microestrutura de ausferrita) como matriz. Essa microestrutura de dupla fase confere uma alta resistência com tenacidade favorável. O ferro fundido nodular austemperado possui estrutura de ausferrita por adição de elementos de liga como Ni, Mo e Cu juntamente com tratamento térmico. Um tratamento térmico de dois estágios é empregado para obter o ADI, onde primeiramente ao material é aquecido até alcançar a zona de austenitização e posteriormente por meio do tratamento isotérmico de austêmpera adquire suas propriedades finais. (KIM et al 2008).

Segundo Fernandino e Boeri (2015), as características típicas encontradas na superfície da fratura de ADI quando o modo de falha dominante é frágil são mostradas na Figura 6. De acordo com o artigo publicado, as facetas de quase clivagem observadas para ADI são menores que as encontradas nos ferros fundidos nodulares ferríticos e perlíticos. Essas diferenças justificam a maior tenacidade do ADI em comparação com os ferros fundidos nodulares de outras microestruturas. A maior tenacidade pode ser explicada pelo próprio processo de fratura quase-clivagem, onde a fratura se inicia ao longo das faces da clivagem e segue-se pela deformação plástica das regiões ainda unidas.

Já no mecanismo de clivagem, o processo de fratura é caracterizado pela separação dos planos de clivagem por suas bordas. No ferro fundido nodular perlítico, a fratura se propaga ao longo do plano de clivagem da ferrita através das colônias de perlita.

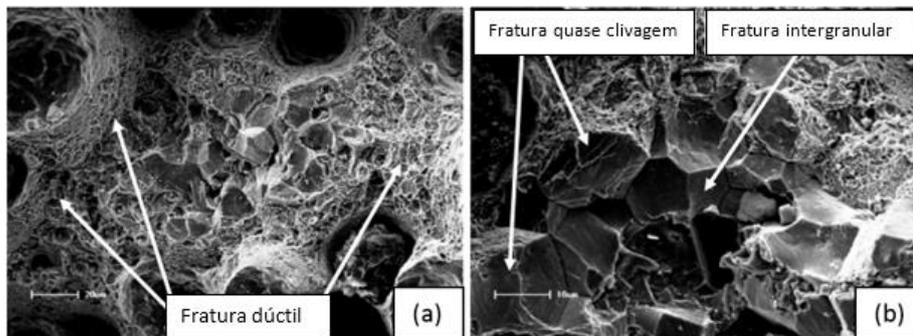
**Figura 6: Aspecto de fratura frágil em ferro fundido nodular austemperado**



Fonte: FERNANDINO e BOERI, 2015.

Nas fractografias apresentadas em seu estudo, Boneti et al (2017) considera que não houve aumento significativo na ductilidade com o aumento das frações volumétricas de austenita retida quando comparado com amostras austemperadas a 300°C (22,9% e 28,1%). Este resultado pode ser atribuído ao efeito de heterogeneidades como fundido na microestrutura do ferro fundido nodular austemperado, como carbonetos eutéticos e formação de martensita durante o resfriamento após austêmpera. As superfícies de fratura dos corpos de prova de tração foram analisadas por MEV. A Figura 7 mostra superfícies de fratura típicas de ferro fundido nodular austemperado.

**Figura 7: Superfície de fratura de ADI austenitizado a 900°C e austemperado a 300°C. (a) regiões dúcteis de fratura e (b) regiões de quase clivagem e fratura intergranular**



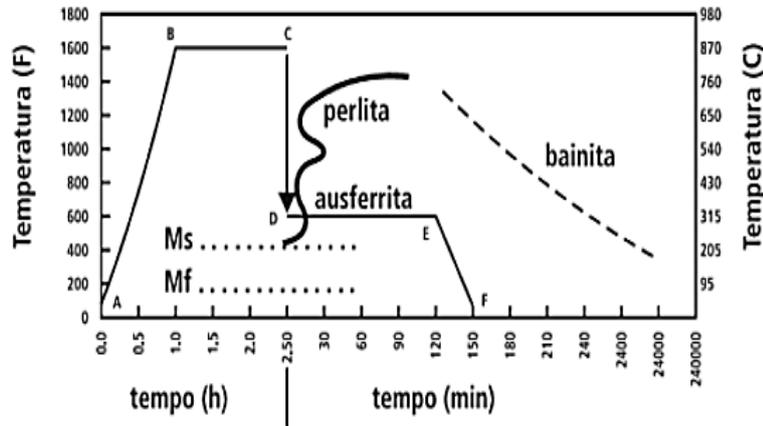
Fonte: BONETI et al, 2017.

## 2.6 Ciclo térmico para obtenção do ferro fundido nodular austemperado

O tratamento térmico de austêmpera envolve a austenitização, seguida de resfriamento rápido até a temperatura de austêmpera, e a manutenção nesta temperatura por um certo tempo de acordo com a Figura 8. Primeiro a peça é aquecida (A-B), usualmente entre 825 °C – 950 °C, permanecendo nesta temperatura (B-C) pelo período de 1 a 3 horas. Durante este tempo a matriz metálica torna-se totalmente austenítica e saturada de carbono. Durante este tempo a matriz metálica torna-se totalmente austenítica e saturada de carbono. Em seguida, a peça é resfriada rapidamente até a temperatura de austêmpera desejada (C-D) e permanece a esta temperatura, intervalo que varia entre 230°C a 400°C, por 0,5 a 4 horas (D-E). Por fim, a peça é resfriada até a

temperatura ambiente (E-F), antes que se inicie a reação bainítica, resultado na microestrutura composta de ferrita acicular e austenita estabilizada devido ao teor de carbono. (FRANCO, 2010).

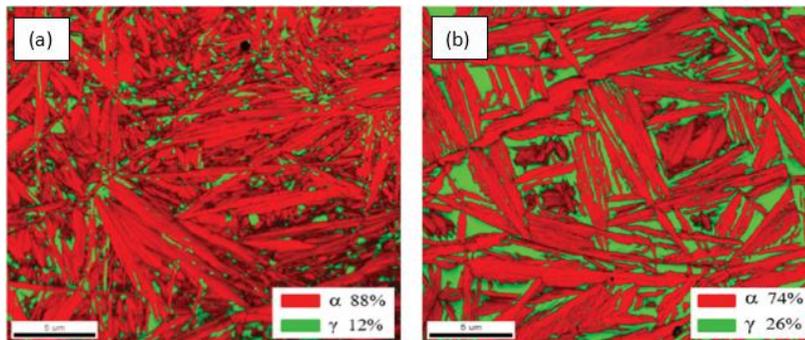
**Figura 8: Ciclo térmico para obtenção do ferro fundido nodular austemperado**



Fonte: HAYRYNEN Apud GUESSER, 2009.

As micrografias apresentadas na Figura 9 mostram a influência da temperatura de austêmpera na microestrutura resultante. O efeito da temperatura de austêmpera na microestrutura de ausferrita em ferro fundido nodular austemperado mostram que os tamanhos de grão da austenita retida e da ferrita acicular tornando-se maiores com o aumento da temperatura. Dessa forma pode-se considerar que temperaturas menores tendem a resultar em microestruturas mais refinadas e com menores presenças de austenita retida na matriz de ausferrita.

**Figura 9: Microestrutura de ausferrita (a) austemperada a 240 °C, (b) austemperada a 300 °C**



Fonte: WANG, 2019.

Segundo Carmo (2001) o teor de carbono presente na austenita atua de forma impulsionar sua transformação em ausferrita, onde baixos teores de carbono resultam em alta força impulsionadora para nucleação e crescimento da ferrita acicular. Desta forma é possível considerar que a reação se inicia próximo aos nódulos de grafita, tendo em vista apresentarem menores concentrações de carbono, terminando nas regiões intercelulares e interdendríticas.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para desenvolvimento da pesquisa, foram realizadas a fundição de 3 corridas de ferro fundido nodular, tendo como referência a liga FE 70002 (ABNT NBR 8650:2015 – Emprego de Ferro Fundido Nodular para Produtos Automotivos – Aplicações em engrenagens de alta resistência, componentes de máquinas e peças automotivas). A Tabela 01 apresenta a composição química da Liga FE 70002, mediante valores estabelecidos pela norma de referência.

Tabela 1 Composição química do ferro fundido nodular FE 70002 - ABNT NBR 8650/2015

Classe	C%	Si%	Mn máx.%	P máx.%	S máx.%	Cu %	Mg %
FE 70002	3,4 a	2,3 a 2,8	1,0	0,09	0,02	0,5 –	0,04 a
	3,8					1,00	0,06

Fonte: ABNT NBR 8650/2015.

A Tabela 2 corresponde as composições químicas desejadas contendo os valores máximos e mínimos correspondente as três diferentes corridas feitas neste trabalho. Em destaque as colunas referentes ao cromo e níquel, sendo estas as que sofrem alterações entre as corridas produzidas, quando comparada com a Liga FE 70002.

Tabela 2 Composição química propostas para fundição dos corpos de prova

FE 70002 (referência)	C %	Si %	Mn %	Cr %	Cu %	P máx.%	S máx.%	Ni %	Mg %
Corrida "0"	3,4 a	2,1 a	0,4 a	0,2 a	0,6 –	0,06	0,02	0,05 –	0,04 a
	3,8	2,5	0,6	0,5	1,0			0,1	0,06
Corrida "1"	3,4 a	2,1 a	0,4 a	0,2 a	0,6 –	0,06	0,02	0,8 –	0,04 a
	3,8	2,5	0,6	0,5	1,0			1,2	0,06
Corrida "2"	3,4 a	2,1 a	0,4 a	0,2 a	0,6 –	0,06	0,02	2,0 –	0,04 a
	3,8	2,5	0,6	0,5	1,0			2,5	0,06

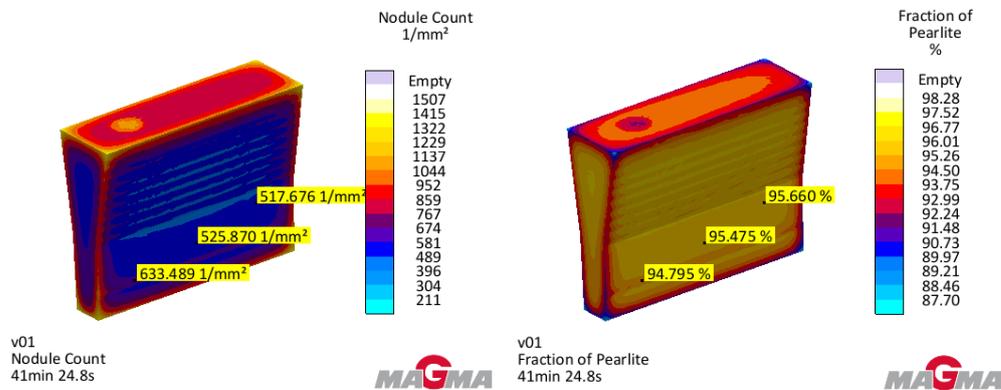
Fonte: O Autor, 2021.

Junto aos elementos pré estabelecidos pela liga FE 70002, foram adicionados percentuais crescentes de níquel nas corridas n°1 (desejado 1% Ni) e n°2 (desejado 2% Ni), sendo, portanto, a liga n° "0" a correspondente a ausência deste elemento de liga. O cromo também foi acrescido a composição base da Liga FE 70002 (limite de 0,5%), pelas características de contribuir para o aumento da temperabilidade, embora apresente tendência a segregação nos contornos das células eutéticas.

A Figura 10 apresenta uma prévia do comportamento de solidificação dos corpos de prova em "Y" da liga similar a FE 70002. Dois parâmetros importantes foram avaliados, a quantidade de nódulos por milímetro quadrado e a predominância da matriz perlítica. Para a simulação foi selecionado a moldagem em areia a verde considerando o percentual de água presente na mistura. O parâmetro de inoculação foi considerado de boa eficiência dentre as opções de configurações que o software disponibiliza, esse critério equivale na prática aos procedimentos realizados durante a transferência para a panela, no jorro do metal líquido. A temperatura de vazamento foi configurada para 1450°C, sendo esse um valor de parâmetro correlato ao desenvolvimento

prático. A simulação numérica de fundição dos corpos de prova foi realizada no software MAGMASOFT® - módulo MAGMA IRON, na Faculdade SENAI “Nadir Dias de Figueiredo”.

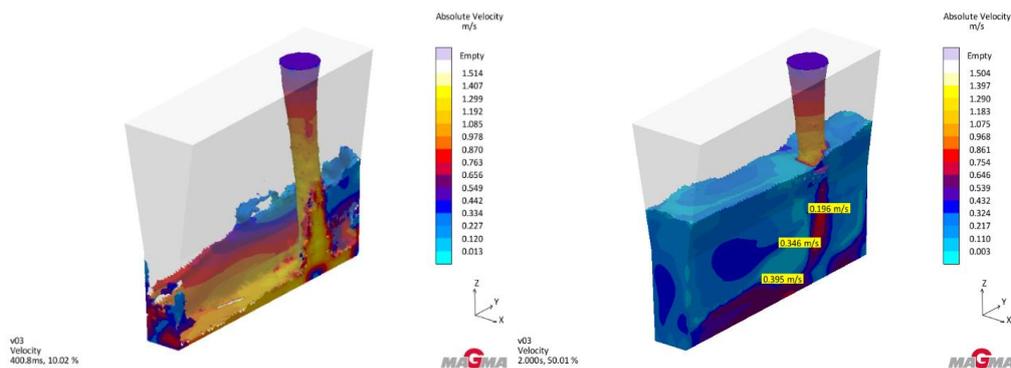
**Figura 10 - Resultados de simulação numérica de fundição**



Fonte: O Autor, 2021.

A Figura 11 apresenta o comportamento do jato de metal ao ser derramado pela panela de vazamento durante o preenchimento do molde. Em moldes de areia, contendo somente cavidade fundo, o metal é vazado diretamente no fundo do molde, sem a condição de proporcionar um preenchimento com menor turbulência. Com a cavidade do molde vazia, a velocidade do metal atinge valores superiores aos considerado aceitáveis (0,5 m/s), chegando a alcançar 1,4m/s Figura 11 (a). Com o preenchimento parcial do molde, a poça de metal presente minimiza essa velocidade e regulariza o fluxo durante o término do processo de vazamento, Figura 11 (b).

**Figura 11 - Resultados de simulação numérica de preenchimento**



Fonte: O Autor, 2021.

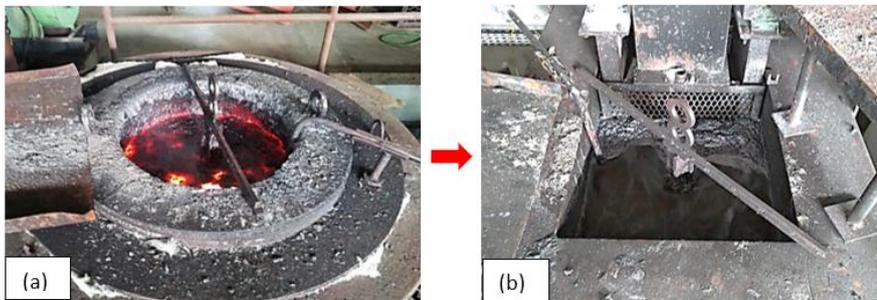
O vazamento dos corpos de prova foi realizado após a nodularização e inoculação nas panelas de transferência e vazamento. A temperatura de vazamento foi aferida à 1435°C na panela de vazamento. Para esta operação as panelas permaneceram em regime de pré aquecimento, tendo em vista minimizar as perdas térmicas decorrentes dos processos de nodularização, inoculação e vazamento. Um outro aspecto a ser considerado é a perda do efeito nodularizante, que recebe o nome de fading, sua presença é notada quando os nódulos apresentam degeneração, tendendo a comportamento próximo a grafita do ferro fundido vermicular, ou mesma a quase ausência de nódulos na matriz metálica.

Na corrida nº 1, o níquel foi introduzido à carga no forno de fusão e posteriormente transferido para as placas de transferência e vazamento, onde foram realizados os procedimentos de nodularização e inoculação. Na corrida nº 2, o níquel presente foi incorporado considerando a quantidade já existente remanescente da corrida nº 1, até o valor desejado de 2 a 2,5 %.

A quantidade de níquel para completar o valor desejado da corrida “2” foi realizado a partir da colocação de cavacos na placa de vazamento. Esta operação resultou em um período de exposição do banho fundido maior que as duas corridas anteriores realizadas, cerca de 1,5 min. Os efeitos desse procedimento podem ser percebidos quando dos resultados referentes a quantidade de nódulos por área (mm<sup>2</sup>) e formato da grafita, impactando diretamente nas propriedades mecânicas dos corpos de prova fundidos.

A temperatura adotada para o ciclo térmico de austenitização foi de 900°C por 1 h para todas as amostras, sejam elas da corrida “0”, “1” e “2”. A Figura 12 apresenta os fornos utilizados para realização dos tratamentos térmicos de austenitização (12 – a) e austêmpera (12 – b).

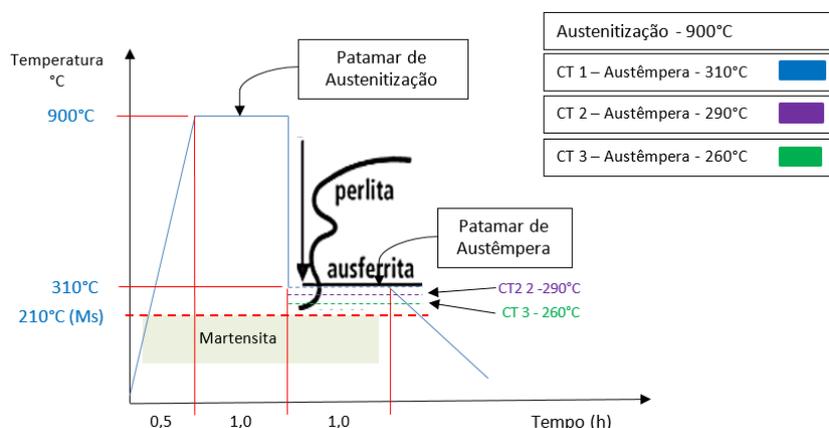
**Figura 12: Fornos para tratamento térmico. (a) Austenitização, (b) Austêmpera**



Fonte: O Autor, 2021.

- **Austenitização:** forno tipo poço, com cadinho de 700 X 1000 mm, capacidade de 100 kg por ciclo térmico de tratamento. O sal fundido foi o Tec 660 (fornecedor Tec Far).
- **Austêmpera:** forno da marca Aichelin, com capacidade de 100 kg por ciclo térmico. O sal fundido foi o Tec 140 (fornecedor Tec Far).

**Figura 13: Ciclos de tratamento térmico de austêmpera**



Fonte: O Autor, 2021(Adaptado HAYRYNEN, 2002).

Os ciclos térmicos receberam as seguintes designações: CT - 1 (Ciclo térmico 1 - austêmpera a – 310°C), CT – 2 (Ciclo térmico 2 - austêmpera a – 290°C) e CT – 3 (Ciclo térmico 3 - austêmpera a – 260°C). Independente das temperaturas de austêmpera, os tempos de permanência foram mantidos em 1 h. A Figura 13 exemplifica a curva de ciclo térmico de austêmpera adotado para o desenvolvimento experimental, onde é possível perceber a proximidade que o CT – 3 (260°C), se encontra da linha que delimita o campo da martensita superior (Ms).

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Análise química

Os resultados apresentados na Tabela 03 contemplam valores obtidos por análises químicas via emissão ótica e por combustão no que tange especificamente os elementos químicos carbono e enxofre.

As corridas fundidas apresentaram valores de carbono equivalente compreendidos entre 4,223 % à 4,312 %, porém o tempo excessivo atribuído a homogeneização do níquel na panela de vazamento para correção da composição química fizeram com que os valores de quantidade de nódulos diminuíssem, em contrapartida elevou-se a presença de carbonetos na matriz de ausferrita.

**Tabela 03: Composição química das amostras de ferro fundido nodular**

Amostras	Elementos Químicos (%) (Liga FE 70002 – Referência)								
	C	Si 2,3 a 2,8	Mn 1,0 máx.	Ni	Cr 0,5%	Cu 0,5 à 1,00	Mg 0,04 à 0,06	S 0,02 máx.	P 0,09% máx.
Corrida “0”	3,437	2,320	0,610	0,006	0,460	0,980	0,030	0,017	0,040
Corrida “1”	3,490	2,377	0,450	0,942	0,489	0,982	0,040	0,012	0,055
Corrida “2”	3,514	2,264	0,429	2,535	0,471	0,983	0,032	0,013	0,058

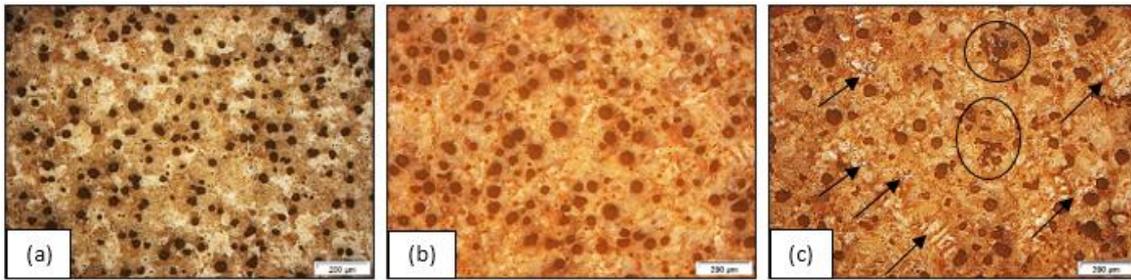
Fonte: O Autor, 2021.

Considerando a composição química das amostras fundidas, o comportamento após a solidificação é típico de um ferro fundido nodular com matriz perlítica em sua totalidade, porém mesmo apresentando teores o carbono e silício em patamares elevados o efeito da inoculação e nodularização não se mostraram eficientes na corrida com acréscimo de 2% de Ni. A formação de baixa quantidade de nódulos, presença de nódulos degenerados com precipitação de grafita em bastonetes, lamelas e formação de carbonetos nas regiões intercelulares são reflexos dos métodos adotados para correção de composição química realizado na panela de vazamento.

### 4.2 Avaliação da morfologia da grafita e microestrutura

As micrografias apresentam as diferentes formações da grafita, considerando o menor grau de nodularização na corrida “2”, Figura 14 (c), refletem a baixa efetividade do processo nodularização e inoculação ao incorporar o níquel na panela de vazamento, conforme descrito no campo materiais e métodos.

Figura 14: (a) corrida "0" – 523 nódulos mm<sup>2</sup>; (b) corrida "1" – 408 nódulos mm<sup>2</sup>; (c) corrida "2" – 167 nódulos mm<sup>2</sup> – Nital 2 % - 100x

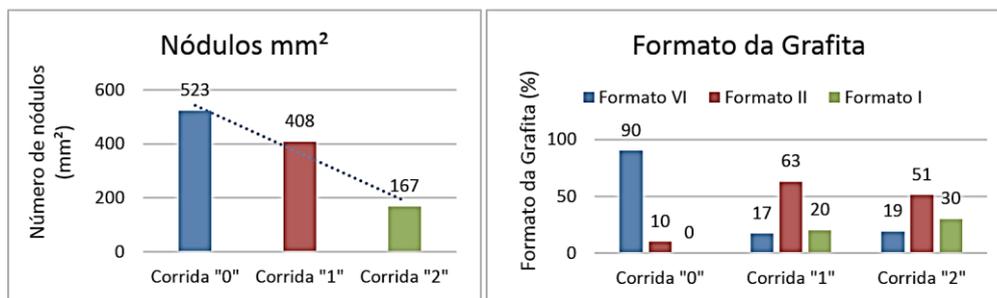


Fonte: O Autor, 2021.

A incorporação do níquel na panela de vazamento, aumentou o tempo entre os processos de nodularização e inoculação antes do vazamento nos moldes de areia, tornando menos efetivo a ação de FeSiMg e no FeSi respectivamente. Na Figura 14 (c), em destaque, estão regiões demarcadas evidenciando a formação degenerada dos grãos e pontos em destaque evidenciam a formação de carbonetos.

A Figura 15 apresenta os valores referentes a quantidade de nódulos por área (mm<sup>2</sup>) e da morfologia da grafita. Em ambos, a diminuição gradativa da quantidade de nódulos por área (mm<sup>2</sup>), bem como o aumento da grafita com formato I e II impactam diretamente de forma negativa no comportamento mecânico dos corpos de prova, tendo em vista que os melhores resultados, indicam que a maior quantidade de núcleos tende a diminuir a formação de grafitas degeneradas, da mesma forma quanto a presença de carbonetos, conforme evidenciado na corrida "2",

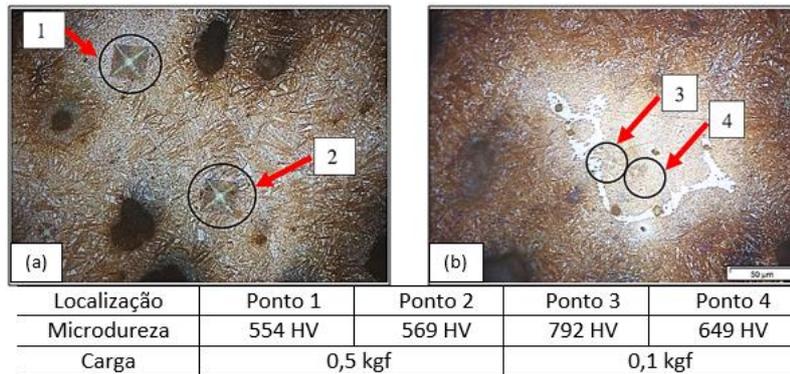
Figura 15: Contagem de nódulos e morfologia da grafita



Fonte: O Autor, 2021.

A presença dos pontos claros em destaque na Figura 16 (b), estão situados em regiões consideradas intercelulares, onde a solidificação acontece de forma a favorecer a segregação de elementos formadores de carboneto. O tempo despendido para o procedimento permitiu com que o *fading*, que corresponde a perda do poder nodularizante e de inoculação atuasse de forma negativa, resultando em grafita nodular degenerada e formação de bastonetes, típicos em ferros fundidos vermiculares, junto da presença de carbonetos conforme serão apresentados nas verificações de microdureza.

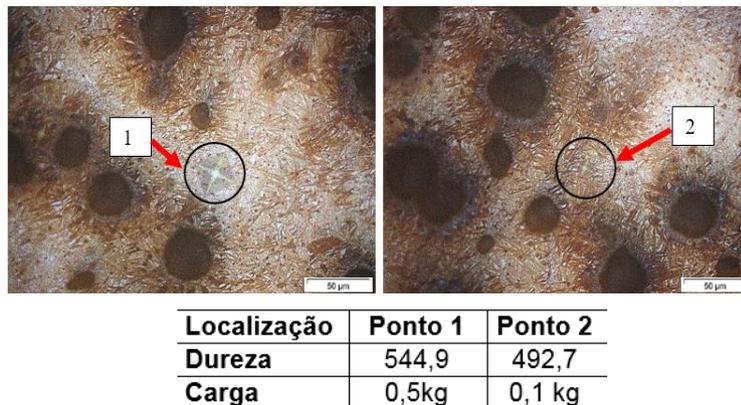
**Figura 16: Análise de microdureza em amostras austemperadas em 290°C – (a) corrida "0", (b) corrida "2".  
Aumento 500x. Nital 2%**



**Fonte: O Autor, 2021.**

Na corrida com 1% de níquel submetida ao 2º ciclo térmico (290°C) apresentam valores semelhantes aos apresentados no ciclo de austêmpera de 310°C, principalmente nas zonas mais afastadas dos nódulos de grafita, vide Figura 17.

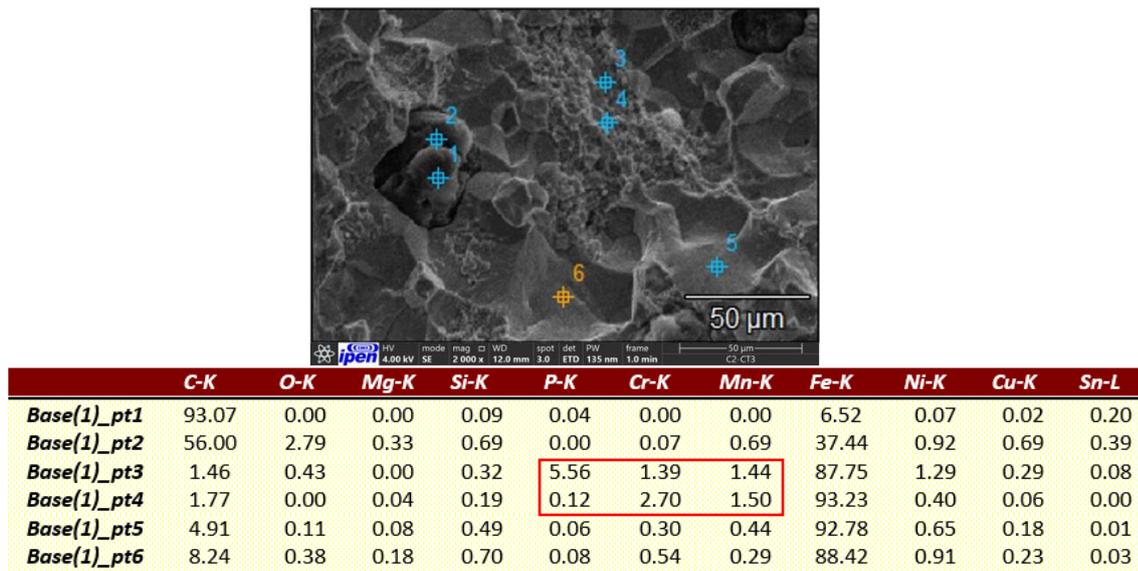
**Figura 17: Análise de microdureza em amostra da Corrida "1" Aumento 500x. Nital 2% Ciclo Térmico 2 (290°C)**



**Fonte: O Autor, 2021.**

Foi realizado análise química via EDS em região de fratura em amostra da corrida com 2% Ni submetida ao tratamento térmico de austêmpera a 260 °C. O intuito foi investigar a composição química presente nas diferentes frentes apresentadas pela superfície de fratura, dessa forma correlacionar aspectos evidenciados nas micrografias obtidas por microscopia óptica e conteúdo apresentado pelas fontes de pesquisa. Os pontos 3 e 4, indicados na Figura 18 apresentam concentração acentuada de fósforo, cromo e manganês. Essas concentrações reforçam a formação de uma zona de segregação intercelular, potencialmente responsável pela diminuição de propriedades mecânicas, somada a baixa quantidade de nódulos que as amostras da corrida com 2 % de Ni apresentou comparando as outras duas corridas, sem Ni e com 1 % de Ni.

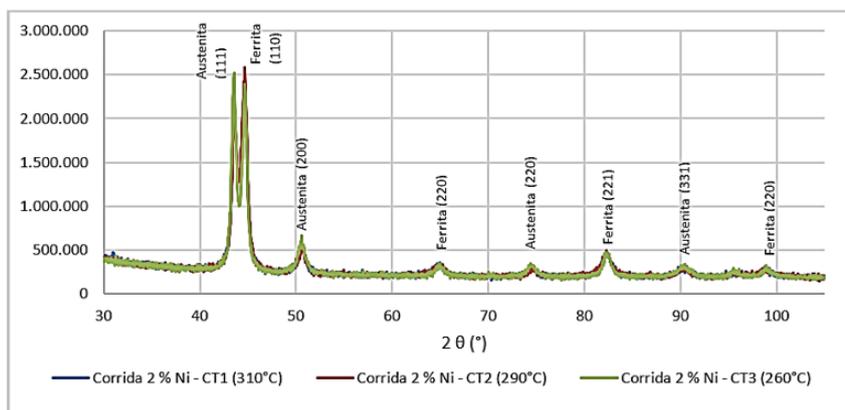
Figura 18: Análise química via EDS em amostra da corrida 2 austemperada a 260 °C



Fonte: O Autor, 2021.

Os planos difratados correspondentes a CCC e CFC apresentam-se próximos em função da presença de ferrita acicular e austenita saturada de carbono. Com a variação de temperatura dos ciclos de austêmpera o comportamento da microestrutura reflete na intensidade dos picos difratados. Para temperaturas da ordem de 270 °C a intensidade do plano (111) aumenta, devido a presença de austenita com alto teor de carbono, podendo ser associado a diminuição do potencial de nucleação da ferrita, devido a menor taxa de resfriamento na austêmpera. Resultados semelhantes aos apresentados na Figura 19 foram encontrados por Bendikiene et al (2021).

Figura 19: Difratograma da corrida "2" austemperadas a 310 °C – 290 °C e 260 °C



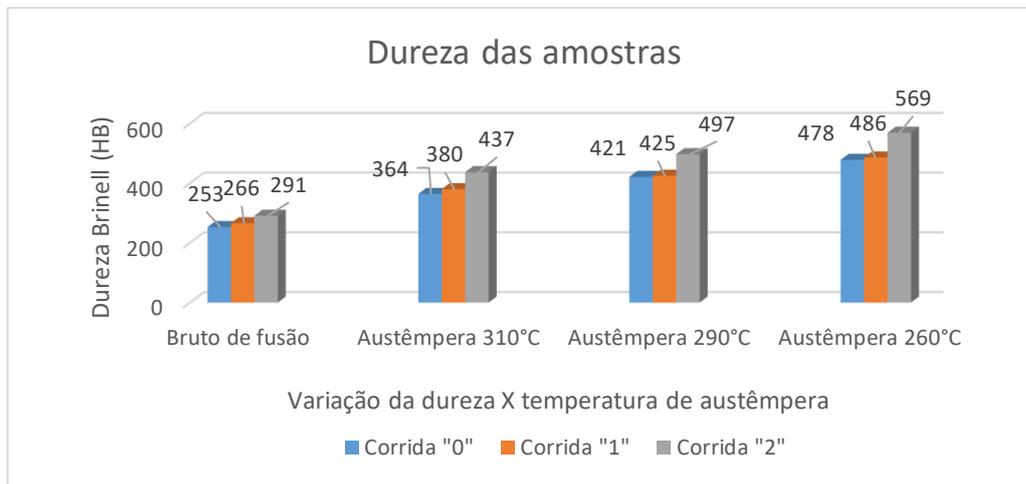
Fonte: O Autor, 2021.

### 4.3 Resultados de dureza

O aumento gradativo de dureza se dá de forma crescente a partir das amostras que foram submetidas a austêmpera em 310 °C para as subsequentes a 290 °C e 260 °C.

Após a realização do 1º ciclo térmico de austêmpera a 310 °C os valores para todas as amostras tiveram aumento de dureza, sendo a corrida “2” a que sofreu maior incremento, sendo 73 % maior que o corpo de prova em bruto, enquanto as corridas “0” e “1” apresentaram aumentos de 44 % e 50 % respectivamente comparando-se aos corpos de prova em bruto de fundição, conforme Figura 20.

**Figura 20: Análise de dureza X Ciclos Térmicos de Austêmpera**



**Fonte: O Autor, 2021.**

A diminuição das temperaturas de austêmpera resultaram no aumento de dureza em todas as amostras. Menores temperaturas de austêmpera contribuem para maior nucleação de ferrita acicular e carbonetos, diminuindo a presença de austenita estável na matriz. Temperatura de austêmpera realizada a aproximadamente 260 °C tende a resultar na transformação martensítica da austenita proveniente dos esforços durante o ensaio de tração, ou a partir da formação de carbonetos bainíticos ou martensita decorrente do tratamento térmico.

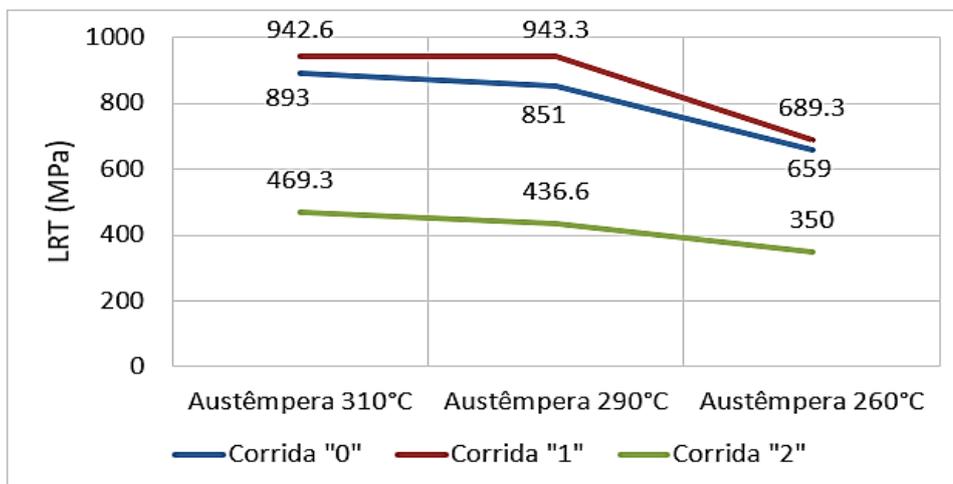
#### **4.4 Resultados de tração**

Os corpos de prova correspondentes a corrida contendo 1 % Ni foram os que apresentaram maior quantidade valores de alongamento superiores a 1 %, 5 corpos de prova, do total de 9 por corrida. Os cp's correspondentes a corrida “0” tiveram duas unidades com valores de alongamento superior a 1 %, 1 cp austemperado a 310°C e outro a 290°C. Os corpos de prova correspondentes a corrida com 2 % de níquel não apresentou valores de alongamento  $\geq 1$  %, sendo 0,95% o cp austemperado a 290°C o maior valor aferido.

A Figura 21 apresenta o comportamento do limite de resistência a tração nas amostras correspondentes às três corrida realizadas. Com a diminuição das temperaturas de austêmpera, os valores de limite de resistência a tração também diminuiram. O maiores resultados de LRT foram alcançados pelas amostras contendo 1% de Ni.

Segundo Carmo (2001), valores de níquel em teores próximos a 1% aumentam a ductilidade e a tenacidade da amostra. Mesmo sendo um elemento que promove aumento da temperabilidade, assim como o manganês, o níquel atua como um grafitizante estando mais presente em regiões próximas aos nódulos de grafita.

**Figura 21: Limite de resistência a tração X temperatura de austêmpera**



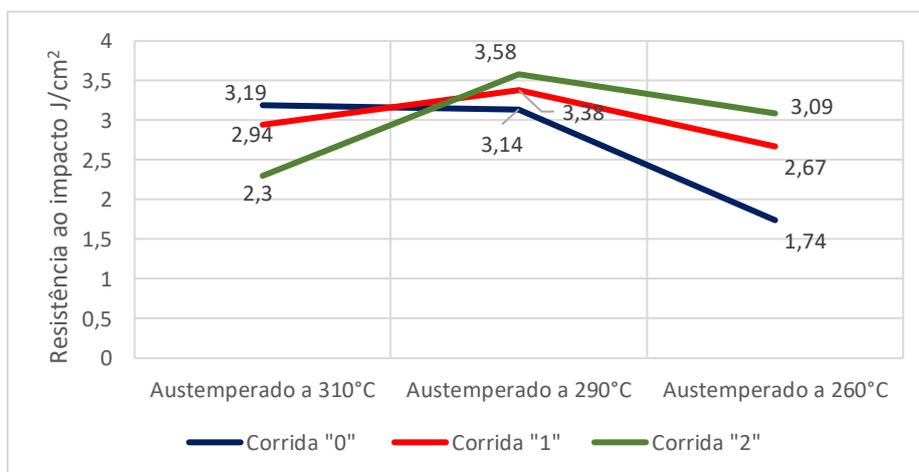
Fonte: O Autor, 2021.

Para as amostras com 1% de Ni, a homogeneidade da fusão, bem quanto a composição química e procedimentos de tratamento do metal líquido (inoculação e nodularização) foram mais efetivos, não aumentando o tempo para adição de carga e correções em panela de vazamento, garantindo melhores resultados quanto a morfologia esferoidal da grafita, por consequência melhores propriedades mecânicas.

#### 4.5 Resultados de impacto

O ciclo térmico 1 (austemperado a 310°C) apresentou o menor resultado correspondente as amostras com maior teor de níquel em 2%, tendo como melhor desempenho a corrida "0". Com a microestrutura menos refinada em função da maior temperatura de austenitização, a corrida "0" apresentou resultados superiores a 7,8% em relação a corrida "1" e 27,9% em relação a corrida "2", conforme apresentado na Figura 22.

**Figura 22: Resultados de impacto X temperatura de austêmpera**



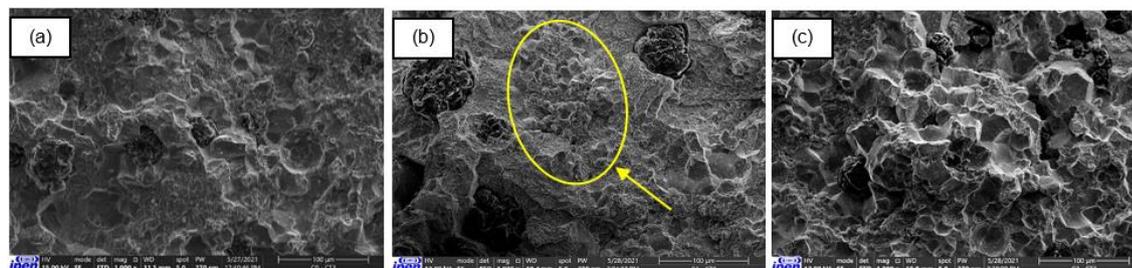
Fonte: O Autor, 2021.

O ciclo térmico de austêmpera 2 (290 °C) apresentou os maiores valores de energia absorvida por área, considerando as corridas com teores de níquel presentes. Inversamente ao ciclo térmico de austêmpera 1 (310 °C), as amostras contendo níquel se mostraram mais capazes de absorver energia durante o ensaio de impacto, sendo praticamente mantido os valores referentes a corrida "0" com decréscimo de 1,5 %. A corrida "1" apresentou ganho de 15 % e a corrida "2" 57 % em relação ao ciclo térmico "1".

O terceiro ciclo térmico realizado (austêmpera a 260 °C) manteve a tendência de perda em absorver energia por área durante o ensaio de impacto para amostra sem níquel, dessa vez a redução foi de 44 % em relação ao ciclo térmico 2 e de 45 % se comparado ao ciclo térmico 1. As amostras com 1% de níquel apresentaram redução de 21 % ao ser comparada com as do ciclo térmico 2 (290 °C) e 9 % em relação ao ciclo térmico 1 (310 °C). Para os corpos de prova com 2 % de níquel, a diminuição da energia absorvida durante o ensaio também se fez presente em relação ao ciclo térmico 2, ficando em 14 % menor, porém em relação ao ciclo térmico 1 o aumento foi de 25 %.

As análises realizadas nas superfícies de fratura nos corpos de prova submetidos ao ciclo térmico 3 (260°C) observa-se a mudança significativa na topografia do relevo, partindo de quase plano na corrida "0" (1,7 J/cm<sup>2</sup>), para as corridas "1" (2,7J/cm<sup>2</sup>) e "2" (3,1 J/cm<sup>2</sup>) com maiores incidências de relevo. Em todas as amostras o desprendimento dos nódulos de grafita se fizeram presentes. Existe predominância de fratura por clivagem em todas as amostras, permitindo identificar as faces de separação com pequenas áreas sugerindo deformação a partir de faces de contato ainda remanescentes, conforme Figura 23. Em destaque a presença de região com zona de segregação intercelular, conforme apontado em análises feitas a partir de micrografias.

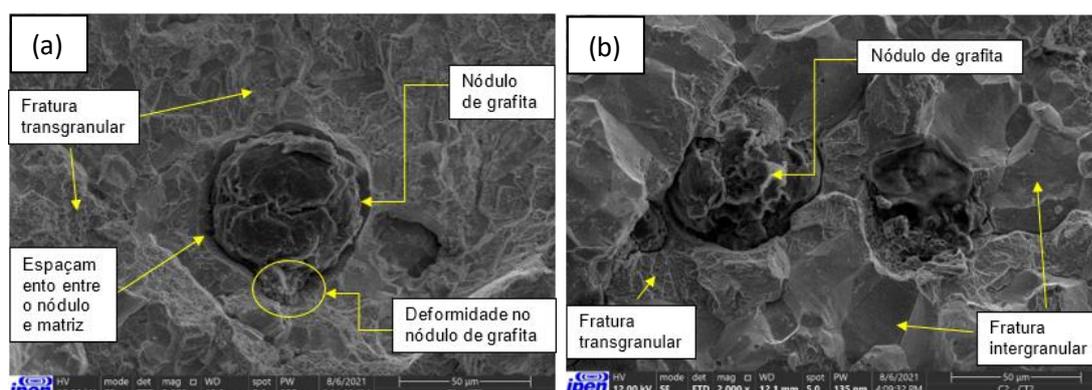
**Figura 23: Análise de fratura em cp's austemperados a 260°C. (a) Corrida "0", (b) Corrida "1" e (c) Corrida "2"**



Fonte: O Autor, 2021.

Na Figura 24 (a) é possível avaliar o comportamento da fratura submetida ao ensaio de impacto da amostra contendo 1% de Ni austemperado a 290°C. Nota-se no contorno do nódulo de grafita a presença de um espaço resultante da deformação da amostra durante a aplicação da carga de impacto. Esse tipo de comportamento é típico em amostras que apresentam ruptura precedidas de deformação plástica, ou seja, minimamente se deformam antes de virem a romper-se. O aspecto da fratura é do tipo transgranular, pois não são evidenciados contornos tridimensionais dos grãos a partir de suas faces de fratura.

Figura 24: Limite de resistência a tração X temperatura de austêmpera



Fonte: O Autor, 2021.

O comportamento do aspecto da fratura na amostra com 2% Ni se apresentou de forma diferente ao comparado com a amostra contendo 1% Ni nos mesmos patamares de tratamento térmico de austenitização e austêmpera. Na Figura 24 (b) a presença de fratura do tipo intergranular se faz presente com menor condição de deformidade ao redor do contorno do nódulo de grafita. Torna-se possível perceber linhas que se formam nos contornos de grãos que delimitando os planos de separação e as faces de clivagem definidas. Presença de pequenas áreas de fratura transgranular junto aos nódulos de grafita.

## CONCLUSÕES

As práticas de inoculação e nodularização adotados a partir de parâmetros industriais demonstraram a eficiência dos processos tendo em vista o número de nódulos por área (mm<sup>2</sup>) obtidos nas corridas sem a presença de níquel (523 nódulos) e com 1 % (408 nódulos).

A adição de níquel na panela de vazamento com objetivo de atingir o teor desejado de 2 % se mostrou desfavorável a ponto de comprometer a nucleação da grafita, e grau de nodularização, dessa forma diminuindo a quantidade de nódulos e influenciando nas propriedades mecânicas dos corpos de prova.

A baixa nodularidade apresentada nas amostras com 2 % de níquel justificam a formação de carbonetos na matriz perlítica, contribuindo para o aumento de dureza mesmo no corpo de prova sem tratamento térmico de austêmpera. Partindo do princípio que menos nódulos se formaram, maior será o teor de carbono disponível na matriz contribuindo sensivelmente para que variações de temperatura durante o tratamento térmico promovam tensões e formação de regiões heterogêneas.

A austêmpera a 260°C reduziu a presença de austenita na matriz, a partir de análises via microscopia ótica, aumentando os valores de dureza e microdureza, em contrapartida diminuindo os valores de resistência à tração em todas as amostras, da mesma forma em relação a energia absorvida com os menores valores encontrados.

O tratamento térmico de austêmpera a 290°C foi o que apresentou os melhores resultados quanto ao alongamento durante o ensaio de tração. Esse fator deve a maior homogeneidade apresentada pela matriz.

Os corpos de prova no ensaio de tração apresentaram valores de limite de resistência a tração abaixo da faixa desejada, porém a presença de alongamento encontrado nos resultados apontam até 1,47 % com LRT de 1004 MPa no corpo de prova da corrida 1 austemperado a 290 °C.

## REFERÊNCIAS

ABNT NBR 8650/2015 - Emprego de ferro fundido nodular para produtos automotivos. Rio de Janeiro, p.2. 2015.

BENDIKIENE, R. et al. Influence of Austempering Temperatures on the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Cast Iron. Belarusian State University, 2021.

BERNS, H; THEISEN, W. Ferrous materials – steel and cast iron. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2008.

BONETI, Ludiere Lucas Toldo, et al. "Influence of casting heterogeneities on microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron (ADI)." Rio de Janeiro, 2017.

CHARRE, Madeleine Durand. Microstructure of steels and cast irons. Springer-Verlag Berlin Heidelberg. New York 2004.

CARMO, Denilson José do; DIAS, José Felipe. (2001), Ferro fundido nodular austêmperado ADI. Itaúna MG: SENAI-DR MG. ISBN 85 7466 056 6.

COLPAERT, Hubertus. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. Revisão técnica COSTA, André Luiz V. da. 4ed. São Paulo: Blucher, 2008.

FERNANDINO, D. O.; BOERI, R. Study of the fracture of ferritic ductile cast iron under different loading conditions. Fatigue Fract Engng Mater Struct, (2015).

FRANCO, Francis José Saldanha. Influência da deformação superficial induzida na resistência à fadiga do ferro fundido nodular austemperado. 2010. 88f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Minas Gerais Escola de Engenharia, Belo Horizonte, 2010.

FUOCO, R.; ALBERTIN, E.; AZEVEDO, C. R. F. Efeito da inoculação na formação da grafita vermicular em ferros fundidos. 42º Congresso Anual da ABM, 1987.

GESSER, Wilson Luiz. Propriedades mecânicas dos ferros fundidos. São Paulo: Blucher, 2009.

GONZAGA, R. A. Influence of ferrite and pearlite content on mechanical properties of ductile cast irons. ELSEVIER - Materials Science & Engineering A 567 (2013) 1–8. Navarre, 2013.

GUNDLACH, R. B.; LOPER, C. R.; MORGENSTEREN, B. Ductile Iron Handbook. Chicago. Des Plaines: AFS 1993.

GUO, X. L. et al. Characterization of Microstructural Morphology of Austempered Ductile Iron by Electron Microscopy. Wiley-Liss, Inc. 1998.

KIM, Yoon Jun, et al. Investigation into mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI) in accordance with austempering temperature. ELSEVIER - Science Direct. Materials Letters 62, 2008.

LABRECQUE, C.; GAGNÉ, M. Ductile iron: fifty years of continuous development. Canadian Metallurgical Quarterly, 1998.

LOPES, Clarissa Lussoli. Estudo da influência da microestrutura na cinética de austenitização na zona crítica e propriedades mecânicas de ferros nodulares austemperados duais. 2014. 97f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2014.

SANTOS, A.B.S.; BRANCO, C.H.C. Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. São Paulo: IPT, 1989.

SILVA, Clênio. Influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado. 2005. 88 f. Dissertação (Mestrado Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 2005.

STEFANESCU, D. M. Theory of solidification and graphite growth in ductile iron. American Foundrymen's Society, Inc. Des Plaines, Illinois. 1993.

WANG, C. et al. Effect of austempering temperature on microstructure of ausferrite in austempered ductile iron. The Institute of Materials, Minerals and Mining. Materials Science and Technology. V.35, N. 11, 2019.