

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA**

LEONARDO PEREIRA

**AUSTÊMPERA EM BANHO DE ZAMAC: OBTENÇÃO DE ADI E INFLUÊNCIA DO
TEMPO DA AUSTÊMPERA NAS PROPRIEDADES DO FERRO NODULAR**

**PORTO ALEGRE – RS
2018**

LEONARDO PEREIRA

AUSTÊMPERA EM BANHO DE ZAMAC: OBTENÇÃO DE ADI E INFLUÊNCIA DO TEMPO DA AUSTÊMPERA NAS PROPRIEDADES DO FERRO NODULAR

Trabalho de diplomação apresentado a Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, como requisito parcial a obtenção do título de graduação de Engenheiro Metalúrgico, sob a orientação do Prof. Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos.

**PORTO ALEGRE – RS
2018**

CIP - Catalogação na Publicação

Pereira, Leonardo

AUSTÊMPERA EM BANHO DE ZAMAC: OBTENÇÃO DE ADI E INFLUÊNCIA DO TEMPO DA AUSTÊMPERA NAS PROPRIEDADES DO FERRO NODULAR. / Leonardo Pereira. -- 2018.

53 f.

Orientador: Vinicius Karlinski de Barcellos.

Trabalho de conclusão de curso (Graduação) -- Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Porto Alegre, BR-RS, 2018.

1. ADI. 2. FERRO FUNDIDO NODULAR. 3. AUSTÊMPERA. 4. ZAMAC. I. Barcellos, Vinicius Karlinski de, orient. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da UFRGS com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

Trabalho de conclusão de curso apresentado como requisito necessário à obtenção do diploma de Bacharel em Engenharia Metalúrgica. Qualquer citação atenderá as normas da ética científica.

LEONARDO PEREIRA

Monografia apresentada em ___/___/_____

Orientador Prof. Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos

Prof. Dr. Ing. Antônio Cezar Faria Vilela

Prof. Dr. Afonso Reguly

Dedico este trabalho aos brasileiros que sempre financiaram os meus estudos.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos pela valorosa orientação no período de realização deste estudo e pelo incentivo para a continuidade da vida acadêmica em nível de mestrado.

Ao meu pai e toda minha família por todo o apoio e incentivo ao longo destes vários anos de graduação.

A minha namorada Fra pelo companheirismo, amor e carinho.

Ao LAFUN e a sua equipe técnica, em especial ao Msc. Regis F. do Amaral (Pinguim) por todos os ensinamentos e dicas referentes aos “trabalhos metalúrgicos” realizados.

Ao Eng. Luiz Seibel Jr e a empresa JD pela parceria e apoio na realização deste estudo.

A empresa Cercena Indústria Metalúrgica pela oportunidade na realização do estágio, que proporcionou uma experiência intensa de todo o processo de fabricação de componentes em ferro fundido.

As amigas Késsia e Aline e a equipe do Lamef pela ajuda nas medições de dureza e as equipes do LASID, LdTM e LS&TC pelas ajudas e disponibilidade de equipamentos.

Aos amigos próximos e distantes que tornaram o período de realização da graduação mais divertido e animado. Lembrança aos amigos e colegas de apartamento Magnos e Guilherme, bem como aos membros do grupo BET, em especial aos companheiros de diversas pedaladas Pedro e Eduardo.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Diagrama de Ashby comparando o ADI com aços, ferro nodular e alumínio.....	6
Figura 2.2	Microestrutura de um ADI, ataque Nital 3%	7
Figura 2.3	Cubo de roda originalmente fabricado em alumínio, com a fabricação com ADI apresentou redução de custos de 15% e redução de 0,5kg de massa.....	8
Figura 2.4	Efeito do Cu, Ni, Mo no diâmetro máximo que pode ser austemperado sem formação de perlita.	12
Figura 2.5	Ciclo de tratamento de austêmpera para obtenção de ADI.....	13
Figura 2.6	Variação do alongamento (●,○) e da energia de impacto (■,□) em austêmpera realizada a 370°C (●,■) e a 400°C (○,□) por diferentes tempos, para temperaturas de austenitização de (a) 870, (b) 900 e (c) 950°C.	15
Figura 2.7	Diagrama TTT de um ferro fundido nodular e a temperatura ao longo de um ciclo completo de austêmpera.....	16
Figura 3.1	Lingotes de Zamac fracionados e pesados.....	19
Figura 3.2	Peças de ferro fundido nodular bruta de fusão, em detalhe ampliado os blocos de teste sob as regiões das quais são retirados. A direita peça pronta após usinagem, tratamento térmico e pintura..	20
Figura 3.3	Microestrutura da peça bruta de fusão. A esquerda sem ataque. A direita com ataque Nital 2%, maior ampliação e revelando a matriz predominantemente perlítica..	21
Figura 3.4	Copo de análise térmica com Zamac já solidificado e equipamento de aquisição de dados.	22
Figura 3.5	Corpo de prova instrumentado com termopar tipo K.....	22

Figura 3.6	Limpeza do Zamac que cobria o bloco após o tratamento de austêmpera	25
Figura 3.7	Corpo de prova ASTM E8/E8M, comprimento de quatro vezes o diâmetro, tipo 2, com as medidas informadas em milímetros.....	26
Figura 4.1	Curva de resfriamento do Zamac.....	28
Figura 4.2	Ciclo de austêmpera do CP1.....	29
Figura 4.3	Ciclo de austêmpera do CP2.....	29
Figura 4.4	Propriedades mecânicas avaliadas no ensaio de tração, média dos CPs de cada ciclo de austêmpera. Resistência máxima (UTS), resistência ao escoamento (YS) e alongamento (ϵ).....	32
Figura 4.5	Tenacidade (ASTM E.23) e dureza (HB) em função do tempo de austêmpera.	33
Figura 4.6	Evolução microestrutural com o tempo de austêmpera. Material no estado bruto de fusão (A), 15min de austêmpera (B), 30min de austêmpera (C), 60min de austêmpera (D), 90min de austêmpera (E) e 120min de austêmpera (F)	35
Figura 4.7	À esquerda, microestrutura do CP4 do ciclo de 90 minutos que apresenta a maior tenacidade (71,5J). À direita, microestrutura do CP4 do ciclo de 15 minutos, que apresenta a menor tenacidade (12,7)	36

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Classificação do ferro nodular, de acordo com a ASTM A536-84	4
Tabela 2.2	Classificação do ferro fundido nodular para aplicações especiais, de acordo com a ASTM A536-84	5
Tabela 2.3	Propriedades mecânicas especificadas para cada classe de ADI segundo a ASTM A897/897M	9
Tabela 3.1	Composição química do Zamac. (% em massa)	19
Tabela 3.2	Composição química do Ferro Fundido Nodular (% em massa)	20
Tabela 4.1	Resultados dos ensaios de tração, informando o tempo de austêmpera (t_A), identificação do CP, tensão máxima (UTS), tensão de escoamento (YS) e alongamento (ϵ).	30
Tabela 4.2	Média das propriedades mecânicas e ganhos em relação ao material bruto de fusão, conforme o tempo de austêmpera, tensão máxima (UTS), tensão de escoamento (YS) e alongamento (ϵ).....	31
Tabela 4.3	Energia de impacto do teste Charpy e dureza média para diferentes tempos de austêmpera	33

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ADI	<i>Austempered Ductile Iron;</i>
°C	graus Celsius;
AFS	<i>American Foundrymen Society;</i>
BCIRA	<i>British Cast Iron Research Association;</i>
INCO	<i>International Nickel Company;</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials;</i>
CE	Carbono Equivalente;
γ	austenita;
α_{ac}	ferrita acicular;
γ_{HC}	austenita de alto carbono;
Fe_3C	cementita;
α	ferrita;
C°_γ	teor de carbono na austenita;
J	Joules;
TTT	Tempo-Temperatura-Transformação;
ml	mililitros;
CP	Corpo de Prova;
Kgf	quilograma força;
UTS	resistência máxima;
YS	resistência ao escoamento;
ϵ	alongamento;
t_A	tempo de austêmpera;
HB	Dureza Brinell;
σ	Desvio Padrão;
HV	Dureza Vickers.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VII
LISTA DE TABELAS	IX
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	X
RESUMO.....	XIII
ABSTRACT	XIV
1.0 INTRODUÇÃO.....	1
2.0 REVISÃO DA LITERATURA.....	3
2.1 Ferro fundido nodular	3
2.2 Ferro fundido nodular austemperado	5
2.3 Composição química.....	10
2.4 Ciclo de austêmpera para obtenção de ADI.....	13
2.4.1 Austenitização	14
2.4.2 Resfriamento	16
2.4.3 Austêmpera	17
3.0 MATERIAIS E MÉTODOS	19
3.1 Materiais.....	19
3.1.1 Zamac.....	19
3.1.2 Ferro fundido nodular	20
3.2 Métodos	21
3.2.1 Obtenção da curva de solidificação do Zamac	21
3.2.2 Confecção dos corpos de prova	22
3.2.3 Severidade de resfriamento do banho de Zamac.....	23
3.2.4 Tratamento térmico de austêmpera.....	24
3.2.5 Ensaios mecânicos	25
3.2.6 Análise microestrutural	26
4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO	28
4.1 Curva de solidificação do Zamac	28

4.2	Severidade do banho de Zamac	28
4.3	Avaliação do tempo de austêmpera	30
4.4	Microestrutura	34
5.0	CONCLUSÕES.....	37
6.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	38
7.0	REFERÊNCIAS	39

RESUMO

O foco deste trabalho é avaliar a possibilidade de realizar o tratamento térmico de austêmpera, para obtenção de um Ferro Dúctil Austemperado (ADI), utilizando uma liga de Zn-Al-Mg-Cu, como banho de austêmpera. Mensurou-se a influência do tempo de austêmpera, nas propriedades mecânicas do ferro nodular. Por meio da obtenção da curva de resfriamento da liga Zamac, constatou-se a viabilidade de realização da austêmpera em temperaturas superiores a 375°C. A partir de corpos de prova de ferro fundido nodular de matriz predominantemente perlítica, instrumentados e austenitizados a 880°C e 900°C, avaliou-se a severidade do Zamac como meio de resfriamento. Para avaliação da influência do tempo de austêmpera nas propriedades do ADI, blocos de ferro fundido nodular de matriz predominantemente perlítica foram austenitizados a 900°C por 90 minutos, posteriormente resfriados no banho de Zamac a 380°C, no qual permaneceram por intervalos de tempo de 15, 30, 60, 90 e 120 minutos, por fim, arrefecidos ao ar até a temperatura ambiente. O tratamento de austêmpera em Zamac mostrou-se eficiente, sendo registradas taxas de resfriamento superiores a 6°C/s. A análise morfológica constatou a formação de ausferrita, sem a presença de perlita, caracterizando assim a obtenção do ADI. A melhor combinação de propriedades mecânicas, dos diferentes tempos de austêmpera, ocorreu nas amostras austemperadas durante 60 minutos.

Palavras chave: Austêmpera, Ferro Nodular, ADI, Zamac

ABSTRACT

The focus of this work is to evaluate the possibility of austempering thermal treatment to obtain an Austempered Ductile Iron (ADI), using a Zn-Al-Mg-Cu alloy as austempering bath. The influence of the austempering time on the mechanical properties of the ductile iron was measured. By obtaining the cooling curve of the Zamak alloy, it was verified the viability of austempering at temperatures above to 375°C. From ductile cast iron specimens of predominantly perlite matrix, instrumented and austenitized at 880°C and 900°C, the severity of Zamak was evaluated as a cooling medium. To evaluate the influence of the austempering time on the ADI properties, ductile iron blocks of a predominantly pearlite matrix were austenitized at 900°C for 90 minutes, then cooled in the Zamak bath at 380°C, where they remained for time intervals of 15 , 30, 60, 90 and 120 minutes, finally cooled in air to atmospheric temperature. Austempering treatment with Zamak proved to be efficient, with cooling rates higher than 6 °C/s. The morphological analysis verified the formation of ausferrite, without the presence of perlite, thus characterizing the formation of ADI. The best combination of mechanical properties for the the different times evaluated occurred on samples austempered for 60 minutes.

Keywords: Austempering, Ductile Iron, ADI, Zamak

1.0 INTRODUÇÃO

O ferro fundido dúctil austemperado combina resistência mecânica e tenacidade de maneira singular, possuindo ainda elevada resistência ao desgaste. É amplamente conhecido no meio metalúrgico e industrial por ADI, que é a sigla de *Austempered Ductile Iron*.

A microestrutura característica do ADI é a ausferrita, uma combinação de ferrita acicular e austenita de alto carbono, com a presença de nódulos de grafita. Essa estrutura é única, resultado do ferro fundido nodular submetido ao ciclo do tratamento térmico de austêmpera.

O tratamento de austêmpera foi desenvolvido na década de 1930. O ferro fundido nodular, ou ferro fundido dúctil, foi desenvolvido na década seguinte. Em 1970 inicia-se a fabricação de ADI, registrando aumento significativo da sua produção nos anos seguintes.

Atualmente, uma grande variedade de peças são fabricadas em ADI. A combinação das vantagens do processo de fabricação por fundição e das propriedades do material, possibilitaram a obtenção de componentes que antes eram obtidos somente por forjamento, usinagem ou soldagem. A combinação de densidade e propriedades mecânicas do ADI, o tornam uma alternativa de substituição a ligas de alumínio e aço visando à redução de peso, de consumo de energia e de custo final do componente.

Engrenagens, virabrequins, eixos de came, cubos de roda são alguns exemplos de componentes que podem ser fabricados em ADI. Existem muitos outros com aplicação na indústria automobilística, de equipamentos agrícolas, de máquinas e ferramentas e no setor de mineração.

Para a obtenção de um componente em ADI, é necessário um controle rígido de todas as suas variáveis de fabricação. Essas variáveis dizem respeito à composição química da liga, geometria da peça, o processo de fundição e os

parâmetros do ciclo de austêmpera, que são: temperatura e tempo de austenitização e austêmpera e taxa de resfriamento. Pequenas variações nestes parâmetros produzem significativas alterações nas propriedades finais do ADI.

O tratamento usualmente é realizado em banho de sais fundidos. Estes sais são uma combinação de nitrato de potássio, nitrato de sódio, nitrito de sódio e aditivos, a água é adicionada visando aumentar a severidade de resfriamento do meio. O banho de sais necessita de cuidados operacionais e ambientais, o que torna a oferta do tratamento no mercado restrita. Essas desvantagens levam ao encarecimento do tratamento devido a questões de logística, de licenciamentos, de recuperação dos sais e da elementar destinação adequada dos resíduos.

Existem alguns metais e suas ligas que são líquidos na faixa, ou em parte dela, de temperatura usual da austêmpera, que vai de 260 a 420°C. Estudos anteriores verificaram a possibilidade de realizar a austêmpera em banho metálico utilizando uma liga eutética de zinco e alumínio. O Zamac é uma liga de Zinco, Alumínio, Cobre e Magnésio, sendo amplamente utilizada para fabricação de diversos itens, e que se apresenta em estado líquido na parcela superior da faixa de realização da austêmpera.

Este trabalho avaliou a possibilidade da utilização do Zamac como meio para o tratamento isotérmico de austêmpera, com a finalidade de obtenção do Ferro Fundido Dúctil Austemperado. Avaliou-se também a influência do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas e metalúrgicas de um ferro nodular cuja liga recebe adições de Mn, Cu, Ni e Mo.

2.0 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Ferro fundido nodular

O ferro fundido nodular é uma liga ternária de Fe-C-Si, onde a grafita assume uma morfologia esferoidal. O surgimento do ferro nodular supriu uma necessidade de fundidores e projetistas, que desejavam um ferro fundido com maior ductilidade sem a necessidade do oneroso tratamento térmico de maleabilização. Na convenção da AFS (American Foundrymen Society) de 1948, H. Morrogh da BCIRA (British Cast Iron Research Association) apresentou um tratamento de nodularização utilizando diminutas adições de cério. No mesmo ano, a INCO (International Nickel Company) apresentou um procedimento de nodularização da grafita com o uso de magnésio. O crescimento da grafita na forma esferoidal, e não na forma de veios, depende do parâmetro de rede do substrato onde ocorrerá a nucleação da grafita. A formação deste substrato adequado tornou-se possível graças aos tratamentos de nodularização descobertos (LABRECQUE; GAGNÉ, 1998).

Diversas ligas de magnésio são comercializadas e utilizadas como nodularizantes, a escolha de cada uma está intimamente ligada ao método de realização do tratamento de nodularização. O tratamento de nodularização sozinho não é capaz de garantir quantidade e qualidade de nódulos adequados às diversas especificações dos ferros nodulares, que estão atreladas as suas propriedades mecânicas e microestruturais. Para garantir uma adequada quantidade de nódulos, grau de nodularização, facilidade de formação de células eutéticas e taxas adequadas de crescimento da grafita, é também necessário o tratamento de inoculação. Esse tratamento normalmente consiste em adicionar ligas de Fe-Si, que podem conter diferentes quantidades de cálcio, boro, estrôncio, alumínio, zircônio e Terras Raras, momentos antes do vazamento do metal nos moldes. O inoculante combina-se com o oxigênio e enxofre do banho metálico formando núcleos onde ocorrerá a nucleação heterogênea da grafita. Taxas adequadas de nucleação e crescimento da grafita estão intimamente relacionadas à redução da ocorrência de defeitos, em especial de rechupes e microrechupes (SKALAND, 2003).

A qualidade dos componentes fabricados em ferro fundido nodular dependerá dos níveis de segregação, níveis de microporosidades, quantidade de elementos residuais, da adição de elementos de liga, do número de nódulos por unidade de volume, do grau de nodularização, da existência de inclusões, da própria geometria da peça, entre outras variáveis. Evitar a formação de defeitos decorrentes do processo de fabricação, bem como conhecer a influência dos diferentes níveis de defeitos nas propriedades mecânicas do material, compõe uma necessidade na fabricação e utilização de ferro nodular. Aperfeiçoar as propriedades mecânicas por meio da realização de tratamentos térmicos, não utilizando o ferro nodular apenas em seu estado bruto de fusão, tornou-se uma prática com mais espaço e atenção de engenheiros e pesquisadores nas últimas décadas. (IACOVIELLO; COCCO, 2016; KEOUGH; HAYRYNEN; PIOSZAK, 2010; LABRECQUE; GAGNÉ, 1998)

Existe grande variedade de normas sobre os ferros fundidos, estando principalmente vinculadas às propriedades mecânicas do material, estabelecendo requisitos ou recomendações de composição química e propriedades microestruturais. Por conta do fácil acesso e ampla utilização no meio industrial, neste trabalho serão citadas apenas as normas da ASTM. A normatização do ferro fundido nodular realizada pela ASTM é a A536. Os requisitos mínimos de cada classe de ferro nodular constam na Tabela 2.1, e referem-se tanto ao material utilizado na condição bruta de fusão, como aos que são submetidos à tratamento térmico.

Tabela 2.1 Classificação do ferro nodular, de acordo com a ASTM A536-84.

	Classe 60-40-18	Classe 65-45-12	Classe 80-55-06	Classe 100-70-03	Classe 120-90-02
Res. a Tração min, MPa	414	448	552	689	827
Res. ao escoamento mín. MPa	276	310	379	483	621
Alongamento mín. [%]	18	12	6	3	2

Para aplicações especiais, como em tubos e conexões, a norma prevê a possibilidade de serem adotadas as especificações apresentadas na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 Classificação do ferro fundido nodular para aplicações especiais, de acordo com a ASTM A536-84.

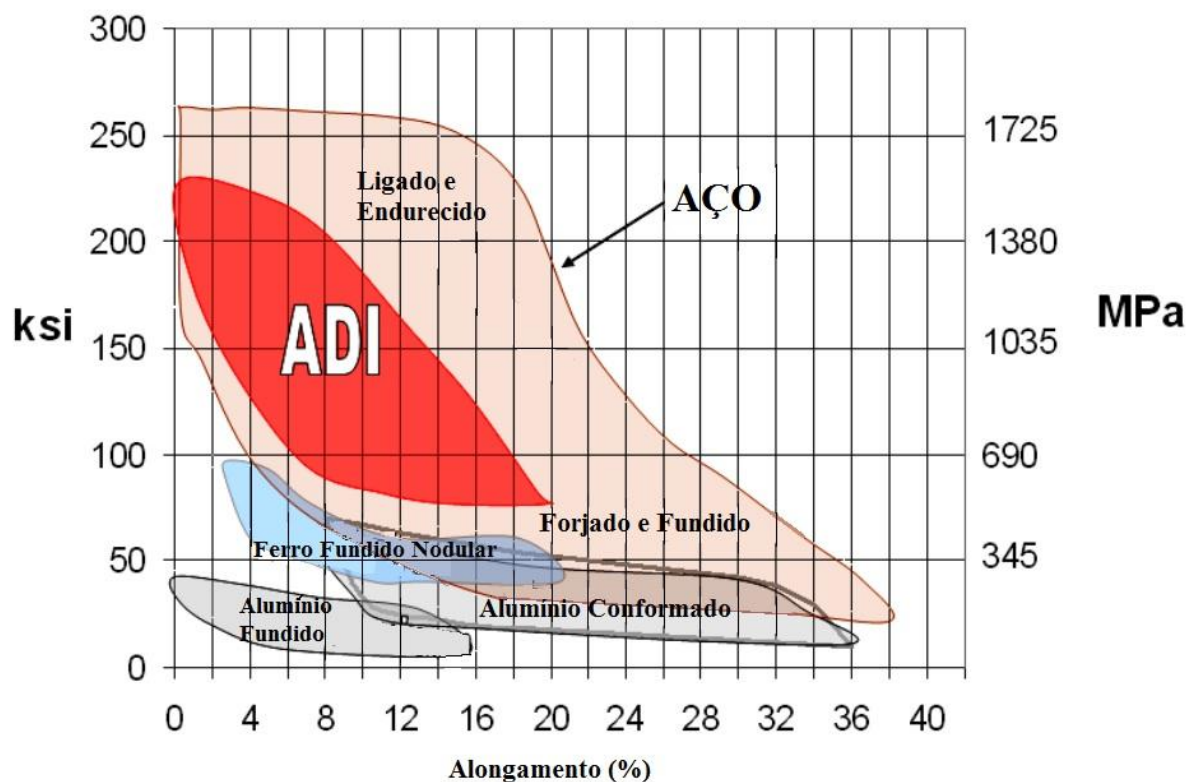
	Classe 60-42-10	Classe 70-50-05	Classe 80-60-03
Res. a Tração mín. MPa	415	485	555
Res. ao Escoamento mín. MPa	290	345	415
Alongamento mín. [%]	10	5	3

2.2 Ferro fundido nodular austemperado

Apesar do tratamento térmico de austêmpera existir desde a década de 30, onde encontrava aplicação nos aços com o objetivo de obtenção de uma estrutura bainítica, foi somente na década de 70 que o tratamento foi empregado no ferro fundido nodular, criando a ausferrita e dando origem assim ao ADI. Foi também na década de 70, que se iniciou a fabricação dos primeiros componentes em ADI como suportes para caminhões leves na Europa e na China (1970) virabrequim de compressor pela Tecumseh Products (1972), coroa e pinhão pela Pontiac Motors (1977), tripóide da junta homocinética pela General Motors (1979), virabrequim de motor V6 pela Ford (1980), engrenagens para motores à diesel pela Cummins (1984) (KEOUGH; HAYRYNEN, 2000).

Na atualidade, grande diversidade de peças são fabricadas em ADI, principalmente na América do Norte e na Europa. A combinação, das vantagens encontradas no processo de fabricação de ferros fundidos e as propriedades do material comparável a muitos tipos de aços, como se observa na figura 2.1, é que possibilitaram a utilização deste, até então, novo material. Projetistas e engenheiros passaram a desenvolver em ADI componentes que anteriormente só poderiam ser manufaturados por forjamento, usinagem, soldagem ou por meio de aços fundidos (KEOUGH; HAYRYNEN, 2000).

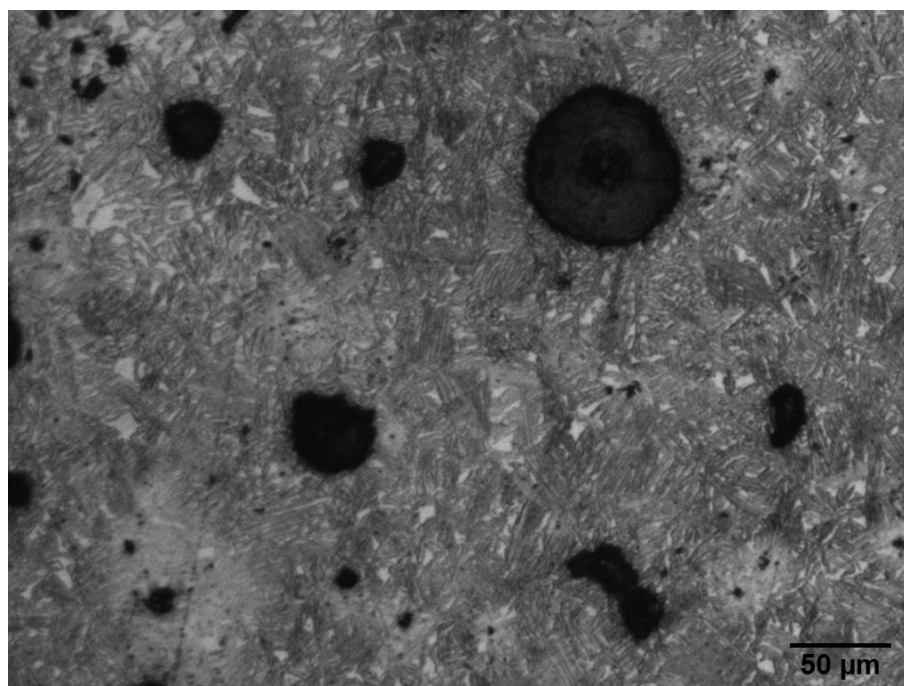
Figura 2.1 Diagrama de Ashby comparando o ADI com aços, ferro nodular e alumínio.



Fonte: Adaptado KEOUGH, 2010.

Na figura 2.2, é possível observar a microestrutura do ADI, que é constituída de ausferrita e nódulos de grafita. A ausferrita é uma combinação de ferrita acicular e austenita estabilizada com alto teor de carbono. Por conta da ausferrita e da densidade e morfologia da grafita, o ADI combina propriedades como: menor densidade que o aço, bons níveis de resistência mecânica e tenacidade, associado com uma elevada resistência ao desgaste. Essa combinação de propriedades do ADI, fez surgir novas possibilidades a engenheiros e projetistas. O material possui aplicações na indústria agrícola, automobilística, de máquinas e ferramentas e de mineração. Exemplos de componentes fabricados em ADI são virabrequins, cubos de roda, engrenagens, eixos de came e variados tipos de suportes (KOVACS, 2013).

Figura 2.2 Microestrutura de um ADI, ataque Nital 3%.



Fonte: Do autor.

A fabricação de uma peça em ADI requer apurado controle das variáveis de produção. Essas variáveis estão relacionadas principalmente à composição da liga, geometria da peça, e os parâmetros do ciclo de tratamento térmico de austêmpera, que são: temperatura de austenitização, tempo de austenitização, taxa de resfriamento, temperatura de austêmpera e tempo de austêmpera. Variações na liga, no ciclo de austêmpera e na quantidade de defeitos de fundição, resultarão em significativas alterações nas propriedades mecânicas do ADI (TRUDEL; GAGNE, 1997).

A existência de defeitos de fabricação no ferro fundido nodular, como rechupes, microrechupes, porosidades, inclusões não-metálicas e carbonetos reduzem, de forma acentuada, a tenacidade do material, desta maneira os cuidados para evitar a formação de tais defeitos deve ser máximo (DIAS, 2001 apud MATTAR, 2009).

No final da solidificação, elementos como manganês, cromo, molibdênio e magnésio segregam, formando regiões próximas aos contornos das células eutéticas com abundância de segregados. A maior concentração destes elementos

torna mais lenta a formação da ausferrita, resultando em uma austenita com menor teor de carbono. Ao ser solicitada mecanicamente, a austenita não estabilizada transforma-se em martensita, que servirá de ponto de nucleação de trincas (OKAZAKI et al., 1991). As propriedades mecânicas podem ser melhoradas com maior número de nódulos de grafita e maior grau de nodularização, essa influência é grande no alongamento, moderada na resistência máxima e pequena na resistência ao escoamento (SILVA, 2005).

Figura 2.3 Cubo de roda originalmente fabricado em alumínio, com a fabricação com ADI apresentou redução de custo de 15% e redução de 0,5kg de massa.



Fonte: (SHOCK, 2000 apud MACHADO, 2007)

As limitações do ADI comparado a outros materiais, principalmente aços, estão relacionadas à impossibilidade de fabricar componentes de grandes espessuras. A baixa temperabilidade dos ferros fundidos limita as dimensões do componente, pois deve-se garantir a obtenção de uma ausferrita livre de perlita ou ferrita pró-eutetóide, com a realização da austêmpera. A baixa usinabilidade do ADI, principalmente os de elevada resistência e dureza, é um desafio técnico no uso do material. Outro ponto desfavorável do ADI é o módulo de elasticidade que é igual a 80% do módulo de aços forjados (BALZER, 2003).

Dentre outras normas existentes, é a ASTM 897/897M que normatiza as propriedades do ADI, ela estabelece requisitos mínimos relacionados às propriedades mecânicas, que constam na tabela 2.3, para cada uma das cinco

classes. Requisitos microestruturais também são estabelecidos, restringindo a existência de perlita e permitindo pequenas quantidades de martensita nas classes de maior resistência.

Tabela 2.3 Propriedades mecânicas especificadas para cada uma das classes de ADI, segundo a ASTM A897/897M.

Unidades do SI	Classe 1	Classe 2	Classe 3	Classe 4	Classe 5
Res. a Tração mín. MPa	900	1050	1200	1400	1600
Res. ao Escoamento mín. MPa	650	750	850	1100	1300
Alongamento mín. [%] Corpo de Prova de 50mm	9	7	4	2	1
Energia ao Impacto [J]	100	80	60	35	20
Dureza Brinell [HBW]	269-341	302-375	341-444	388-477	402-512

A ASTM 897/897M-16 manteve a grande maioria das exigências estabelecidas na versão anterior. O requisito de tenacidade medido no teste de impacto Charpy, onde a norma estipulava como sendo a média dos três maiores resultados dentre quatro copos de prova sem entalhe, deixou de compor o espectro de propriedades exigidas, tornando-se apenas uma sugestão.

As características do ADI garantem a performance necessária para ser uma alternativa ao alumínio e de aços fabricados tanto por fundição como por forjamento ou soldagem, a exemplo do cubo de roda apresentado na figura 2.3 que a substituição do alumínio por ADI garantiu redução de 0,5kg de massa e 15% de custos, mantendo o desempenho. Essas propriedades do material possibilitaram ao ADI ocupar uma posição de material alternativo ou substituto em componentes que antes eram exclusivamente fabricados em aço ou alumínio. Em determinados componentes, a utilização do ADI garante reduções de custo, de consumo de energia e de geração de cavaco de usinagem (KEOUGH; HAYRYNEN; PIOSZAK, 2010).

2.3 Composição química

Para o ferro fundido nodular o Carbono Equivalente, dado pela equação 2.1, deve ser ajustado em função da espessura da peça que será fabricada.

$$CE = \%C + (\%Si + \%P)/3 \quad (\text{Eq. 2.1})$$

A composição da liga deve atender aos seguintes valores, de maneira a minimizar o surgimento de defeitos (LABRECQUE; GAGNÉ, 1998; TRUDEL; GAGNE, 1997):

- até 13mm: CE = 4,4 a 4,6%
- de 13mm a 50mm: CE = 4,3 a 4,6%
- acima de 50mm: CE = 4,3 a 4,5%
- Carbono: 3,0 a 4,0%
- Silício: 1,8 a 2,75%

Existem restrições em relação a quantidade de elementos residuais, o que requer cuidado com a qualidade da sucata utilizada na preparação da carga:

- Magnésio: 0,03 – 0,06%
- Fósforo: máximo de 0,06
- Enxofre: máximo de 0,03
- Cromo: máximo de 0,10%
- Alumínio: máximo de 0,050%
- Telúrio: máximo de 0,003%
- Titânio: máximo de 0,040% (em casos especiais pode ser adicionado de forma intencional como elemento de liga para obtenção de ADI)
- Arsênio: máximo de 0,020%
- Cádmio: máximo de 0,005%
- Vanádio: máximo de 0,10%
- Estanho, Bismuto, Chumbo e Antimônio: máximo de 0,002%
- Oxigênio: máximo de 50ppm

Os principais elementos de liga, além do carbono e silício adicionados ao ferro fundido nodular, destinado a obtenção de ADI são o manganês, cobre, níquel e

molibdênio. Os elementos de liga devem ser adicionados somente em caso de necessidade, respeitando os seguintes limites:

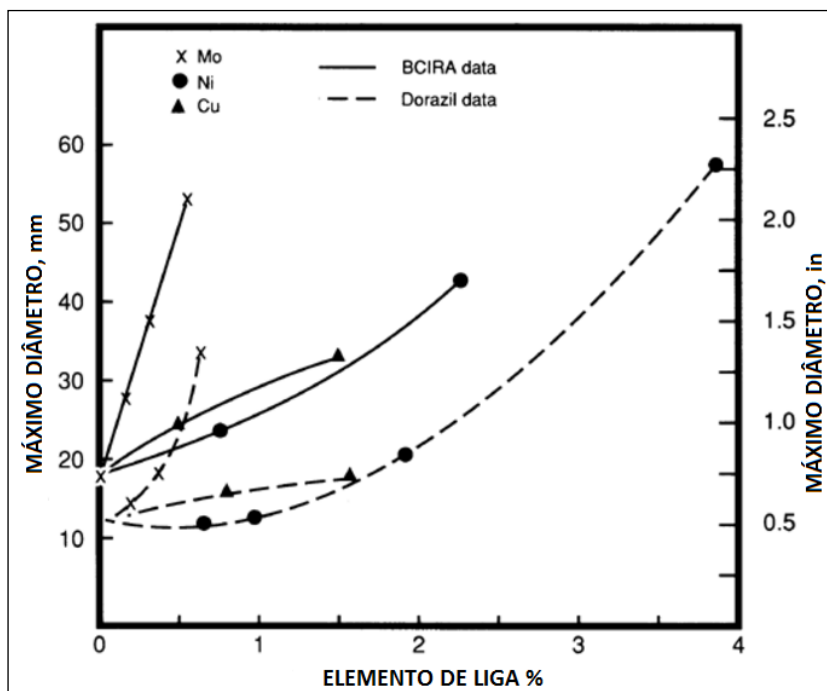
- Manganês: máximo de 0,35%
- Cobre: máximo de 0,80%
- Níquel: máximo de 2,0%
- Molibdênio: máximo de 0,30%

O teor de carbono na austenita, ao fim da austenitização, não depende apenas da temperatura e tempo que ocorreu o tratamento, sofre grande influência dos elementos de liga adicionados à liga, bem como dos elementos residuais, pois estes alteram a velocidade de difusão do carbono e sua solubilidade na austenita. Os elementos de liga atuam de diferentes maneiras nas propriedades do ADI, possuindo os seguintes efeitos (DAVIS et al., 1990; MULLINS, 1990):

- **Carbono:** Atua aumentando a resistência à tração do ADI quando é adicionado na faixa de 3 a 4%. Não existindo problemas de fundição das peças, a sua faixa de composição deve ficar restrita ao intervalo de 3,6 a 3,8%.
- **Silício:** Fundamental para formação da grafita durante a solidificação da liga do ferro nodular, no ADI atua dificultando a formação de carbonetos da reação bainítica e aumenta a resistência ao impacto. O teor na liga deve ficar entre 2,4 e 2,8%.
- **Manganês:** Elemento que pode ser benéfico e prejudicial ao mesmo tempo. A avaliação dos seus efeitos deletérios, principalmente em peças de maior espessura, é fundamental. O manganês segrega-se nos contornos das células eutéticas, tendo esse efeito ampliado quando se tem baixo número de nódulos. Possui como benefício retardar a formação de perlita, aumentando a austemperabilidade do ferro nodular. É um elemento de baixo custo, que já se encontra em quantidades suficientes na sucata de alguns aços. Seu teor é limitado por conta dos defeitos decorrentes da segregação.

- **Cobre:** Tem efeito grafitizante e amplia a austemperabilidade. Atua no ADI desenvolvendo a dureza e a ductilidade quando a austempera é realizada em temperaturas menores que 350°C.
- **Níquel:** É o principal elemento utilizado para aumentar a ductilidade e a tenacidade do ADI. Reduz a resistência à tração, que pode ser compensado com uma menor temperatura de austêmpera. Atua de forma moderada no aumento da austemperabilidade.
- **Molibdênio:** Reduz a solubilidade do carbono na austenita, facilitando a formação de martensita durante o resfriamento, entretanto é um dos principais elementos que conferem austemperabilidade ao material, como pode-se observar na figura 2.4, sendo fundamental em peças de maior espessura. Seu teor deve ficar limitado a 0,2%, pois possui grande tendência de segregar nos contornos de grão e formar carbonetos complexos.

Figura 2.4 Efeito do Cu, Ni e Mo no diâmetro máximo que pode ser austemperado sem formação de perlita.



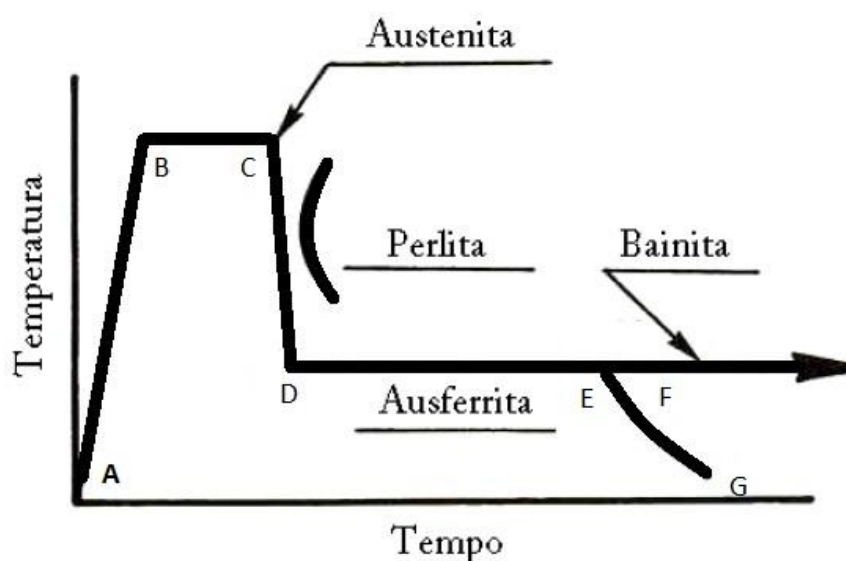
Fonte: Adaptado de (MULLINS, 1990)

2.4 Ciclo de Austêmpera para obtenção de ADI

O ciclo de tratamento térmico para obtenção do ADI inicia com o aquecimento das peças até a completa austenitização, essa etapa corresponde ao trecho entre o ponto A e o ponto B do diagrama da figura 2.5 e, dependendo da geometria das peças, pode conter um ou mais patamares de homogeneização da temperatura. O tempo de austenitização, que no diagrama do ciclo de tratamento de austêmpera corresponde ao trecho entre os pontos A e C, têm como objetivo enriquecer a austenita com carbono.

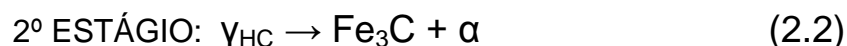
Após a austenitização realiza-se um resfriamento rápido até a temperatura de austêmpera, trecho C até D do diagrama. Prossegue-se com o tratamento isotérmico de austêmpera, trecho D até E. Por fim, antes que ocorra a reação bainítica (ponto F), é realizado o resfriamento ao ar até a temperatura ambiente (KOVACS, 1994).

Figura 2.5 Ciclo do tratamento de austêmpera para obtenção de ADI.



Fonte: (SILVA, 2005)

A reação de austêmpera ocorre com a nucleação e crescimento da ferrita acicular e difusão de carbono simultaneamente na austenita, o crescimento das agulhas de ferrita eleva o teor de carbono na austenita remanescente. Essa etapa, exemplificada na reação 2.1, é o primeiro estágio da reação de austêmpera, que quando completo confere a melhor combinação de propriedades ao ADI.



A austenita de alto carbono é obtida ao final do primeiro estágio, atingido assim elevado índice de estabilidade térmica e mecânica. A estabilidade decorre do alto teor de carbono em solução sólida na austenita, e mostra-se menor quando a austêmpera é realizada em baixas temperaturas (260°C e 268°C) do que quando realizada em altas temperaturas como 371, 385 e 399°C (PANNEERSELVAM et al., 2015). O acompanhamento da evolução da austenita durante a realização da austêmpera evidencia que para temperaturas da ordem de 380°C o aumento do parâmetro de rede da austenita, que relaciona-se ao teor de carbono, tende a estabilizar somente após 50 minutos de tratamento. Para curtos tempos de austêmpera, se obtém uma austenita predominantemente de médio carbono, sendo menos estabilizada que a de alto carbono. (MEIER et al., 2013).

Tempo de austêmpera demasiadamente longo, levará a decomposição da austenita de alto carbono, conforme reação 2.2 formando carbonetos e ferrita. O segundo estágio leva a queda da tenacidade e da ductilidade do ADI, devendo ser evitado (TARTERA et al, 1985; SIKORA et al, 1991 apud BALZER, 2003).

2.4.1 Austenitização

Usualmente a temperatura de austenitização encontra-se entre 820 e 950 °C, e o tempo deve ser o necessário para a completa saturação de carbono na austenita, podendo ser de 0,5 a 3h. A temperatura de austenitização é função da matriz do ferro fundido nodular, da sua composição química e número de nódulos por unidade de área (OLEJARCZYK-WOŹEŃSKA et al., 2012).

A temperatura de austenitização sofre grande influência do silício, molibdênio e manganês. O Si e o Mo ampliam a temperatura de austenitização, o Mn reduz (MALLIA; GRECH; SMALLMAN, 1998). Estruturas ferríticas dependem exclusivamente do carbono proveniente dos nódulos, o que demandará maior tempo de austenitização. Em ferros nodulares de matriz predominantemente perlítica, tanto o carbono disperso na matriz, na forma de carbonetos, como os nódulos de grafita

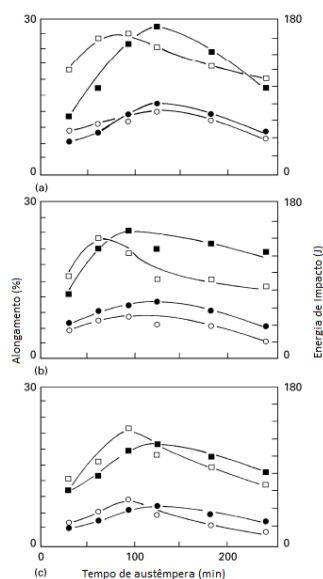
contribuirão para a saturação da austenita, reduzindo de forma significativa o tempo de austenitização (DELIA; ALAALAM; GRECH, 1998).

Conhecendo a quantidade de silício e a temperatura de austenitização, é possível realizar uma estimativa, através da equação 2.2, do teor de carbono na austenita em equilíbrio termodinâmico com os nódulos de grafita (MATTAR, 2009).

$$C_{\gamma}^{\circ} = \frac{T_{\gamma}}{420} - 0,17 \times (\%Si) - 0,95 \quad (\text{Eq. 2.2})$$

A temperatura e o tempo de austenitização é uma etapa crítica para determinação do teor de carbono que a austenita terá em solução sólida (THOMSON, 2000). Quanto maior a temperatura de austenitização, maior será a quantidade máxima de carbono na austenita, como se pode constatar na equação 2.1 e observando a linha A_{CM} dos diagramas de equilíbrio do sistema Fe-C. O maior teor de carbono na austenita reduz a taxa de nucleação da ferrita acicular, reduzindo a velocidade com que ocorre a reação 2.1, o que resultará em uma estrutura mais grosseira do ADI e não alterando a cinética da reação 2.2 (BAYATI; ELLIOTT; LORIMER, 1995).

Figura 2.6 Variação do alongamento (●,○) e da energia de impacto (■,□) em austêmpera realizada a 370°C (●,■) e a 400°C (○,□) por diferentes tempos, para temperaturas de austenitização de (a) 870, (b) 900 e (c) 950°C.



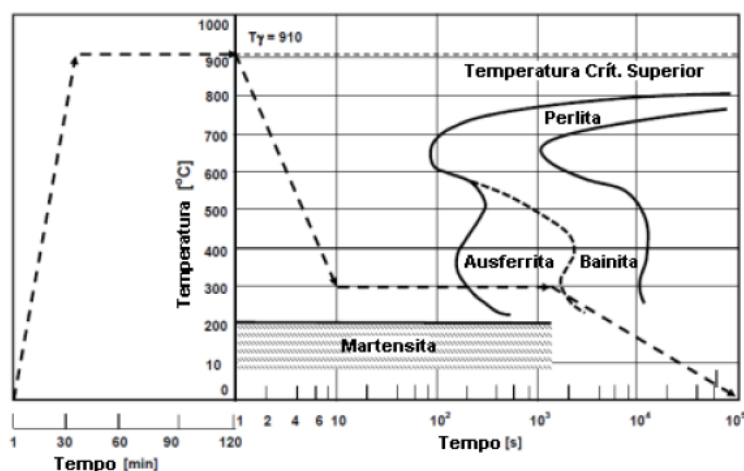
Fonte: Adaptado de (BAHMANI; ELLIOTT; VARAHRAM, 1997).

Temperaturas de austenitização abaixo de 850°C, dependendo da composição química da liga, possibilita o surgimento de ferrita na matriz austenítica. Temperatura maior que 950°C, promove significativo aumento do tamanho de grão austenítico, junto com o maior teor de carbono, esse fator também contribuirá para a redução da cinética do primeiro estágio da austêmpera. A temperatura de austenitização exerce influência significativa no alongamento e tenacidade do ADI, como é possível constatar na figura 2.6, mesmo quando submetidos a diferentes temperaturas de austêmpera (BAHMANI; ELLIOTT; VARAHRAM, 1997).

2.4.2 Resfriamento

A obtenção de um ADI de qualidade depende da taxa adequada de resfriamento. Como é possível observar na figura 2.7, a velocidade de resfriamento deve garantir que não ocorra a formação de perlita, ou seja, que a curva de resfriamento não atinja o nariz do início da reação perlítica. A taxa mínima de resfriamento irá depender da composição da liga do ferro nodular, da temperatura de austêmpera e da temperatura em que foi realizada a austenitização (OLEJARCZYK-WOŹEŃSKA et al., 2012). A maior ou menor severidade do meio está relacionada à espessura do componente e a da taxa de resfriamento necessária.

Figura 2.7 Diagrama TTT de um ferro fundido nodular e a temperatura ao longo de um ciclo completo de austêmpera.



Fonte: (SOUZA, 2015)

A liga eutética de zinco e alumínio quando utilizada como meio de resfriamento apresentou taxa de resfriamento em corpos de prova de ferro nodular suficientemente alta para não ocorrer formação de perlita. Em ferros nodulares não ligados, essa taxa de resfriamento deve ser superior a 6°C/s, sendo menor a taxa necessária quando são adicionados elementos que melhoram a austemperabilidade do material (SOUZA, 2015).

2.4.3 Austêmpera

Austêmpera é realizada usualmente na faixa de temperatura compreendida entre 260°C e 420°C (PUTATUNDA et al., 2006). O tratamento habitualmente é realizado em banho de sais fundidos (uma mistura de nitrato de potássio, nitrato de sódio, nitrito de sódio), que necessitam de cuidados, principalmente quando recebem adição de água com a finalidade de aumentar a severidade pois a mistura pode se tornar explosiva em temperaturas elevadas (HANDBOOK, 1991). As particularidades do banho de sais levam ao encarecimento do tratamento, devido a questões de: licenças ambientais e de fiscalização governamental, logística do processo, de recuperação e destinação de resíduos pós-tratamento.

Alguns metais e suas ligas são líquidos na faixa de temperatura usual de austêmpera, podendo em tese ser utilizados como um meio de tratamento isotérmico. Há estudos que relatam a possibilidade da realização de austêmpera em uma liga eutética de zinco e alumínio no qual a austêmpera realizou-se na faixa de 400°C. Não ocorreu interações químicas entre o banho metálico de Zn-Al e o ferro nodular, o que o autor atribui a fina camada de óxido que forma-se na superfície do ferro nodular na etapa de austenitização. (SOUZA, 2015). O Zamac, é uma liga essencialmente de Zinco, Alumínio, Cobre e Magnésio, com boa disponibilidade no mercado visto que é utilizada para fabricação de diversos itens e possui temperatura liquidus dentro da faixa de realização da austêmpera (RICK, 2006).

Os parâmetros do processo de fabricação do ADI não devem ser analisados individualmente, mas é esperado que baixa temperatura de austêmpera, menor que 350°C, contribui para obtenção de ADI onde os ganhos de resistência mecânica e dureza são mais significativos que os ganhos em ductilidade e tenacidade. Por outro

lado, quando utiliza-se temperaturas de austêmpera, maiores que 350°C, por exemplo, a tendência é a obtenção de ADI cujos acréscimos relacionados à tenacidade e ductilidade são mais expressivos do que os relacionados à resistência mecânica (CAKIR et al., 2005).

A redução da temperatura de austêmpera favorece a nucleação da ferrita, diminuindo as dimensões de suas agulhas, onde esta condição gera aumento da resistência mecânica por redução do espaço livre associado ao caminho para movimentação de discordâncias. Ainda como fator adicional, a redução da temperatura de austêmpera com o tratamento realizado por tempo adequado, propicia a diminuição da quantidade de austenita (não estabilizada com alto teor de carbono) inclusa na ausferrita, aumentando assim a quantidade total ferrita (PUTATUNDA et al., 2006; PUTATUNDA; GADICHERLA, 1999). Um estudo em que fixou-se os demais parâmetros do ciclo de austêmpera, variando apenas a temperatura do tratamento isotérmico, a maior vida em fadiga foi registrada para temperaturas intermediárias, no caso de 365°C (YAZDANI; FIROUZI, 2003).

3.0 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão apresentados os materiais utilizados na realização deste estudo e também o procedimento experimental adotado. A razão dos experimentos é permitir a avaliação da utilização de uma liga de Zamac como banho de austêmpera, e a influência do tempo de austêmpera em um ferro fundido nodular fabricado especialmente para obtenção do ADI.

3.1 Materiais

3.1.1 Zamac

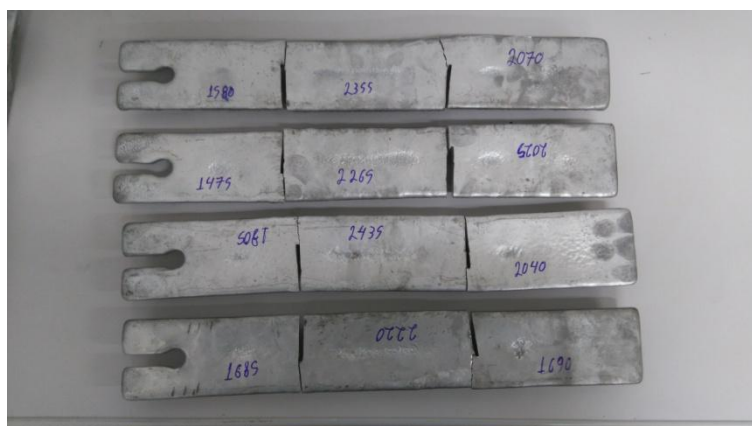
O Zamac comercial em forma de lingotes teve sua composição química analisada em espectrômetro de emissão óptica, os valores da sua composição estão na tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química do Zamac utilizado (% em massa).

Al	Cu	Mg	Fe	Si	Zn	Outros
4,24	1,9	0,12	0,3	0,02	93,4	0,02

Os lingotes seguiram para operações de corte e pesagem, conforme figura 3.1, de maneira a permitir a introdução nos cadinhos de carvão de silício, um com capacidade de 325ml e outro com capacidade de 3l.

Figura 3.1 Lingotes de Zamac fracionados e pesados.



3.1.2 Ferro fundido nodular

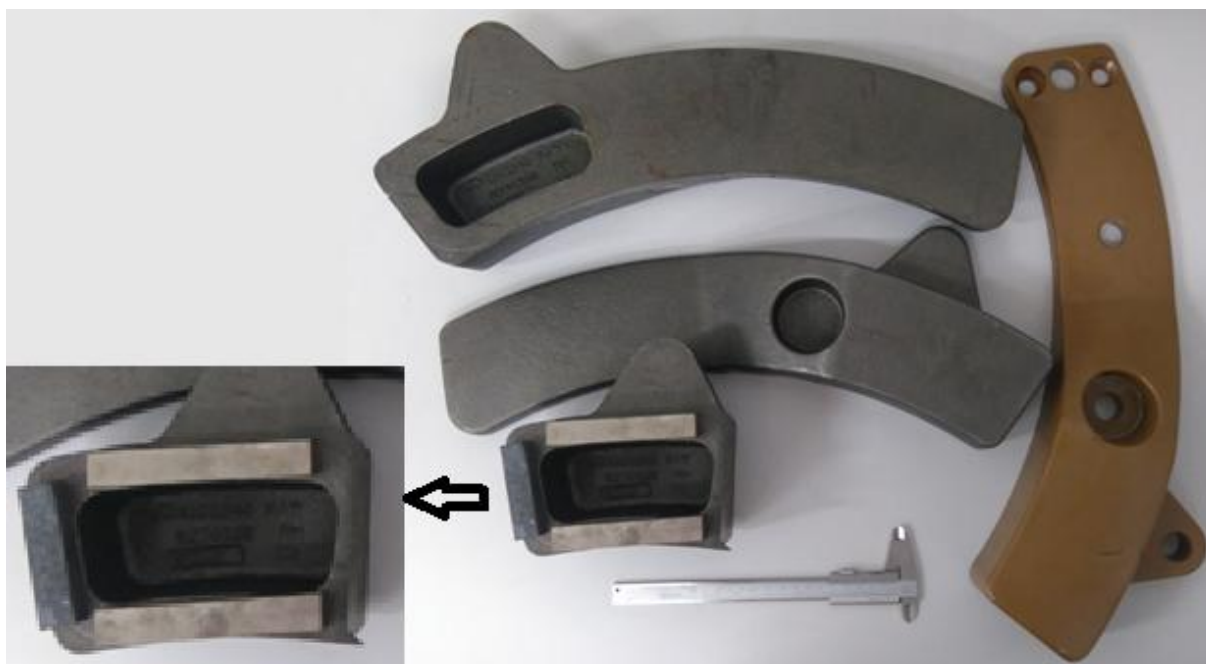
O ferro fundido nodular utilizado é proveniente de peças brutas de fusão. A liga, com a composição especificada na tabela 3.2, é própria para aplicação do tratamento térmico de austêmpera, com objetivo de obter o ADI Classe 4.

Tabela 3.2 – Composição química do Ferro Fundido Nodular (% em massa).

C	Si	Mn	Mg	Cu	Ni
3,56	2,30	0,32	0,034	0,66	0,53
Mo	Sn	S	P	Cr	Fe
0,18	0,02	0,007	0,021	0,03	Bal.

O material foi retirado de uma região de espessura intermediária da peça, como é possível observar na figura 3.2 de modo a evitar as regiões de maior nucleação encontrada em seções finas, e também as com maiores níveis de segregação das partes de maior espessura.

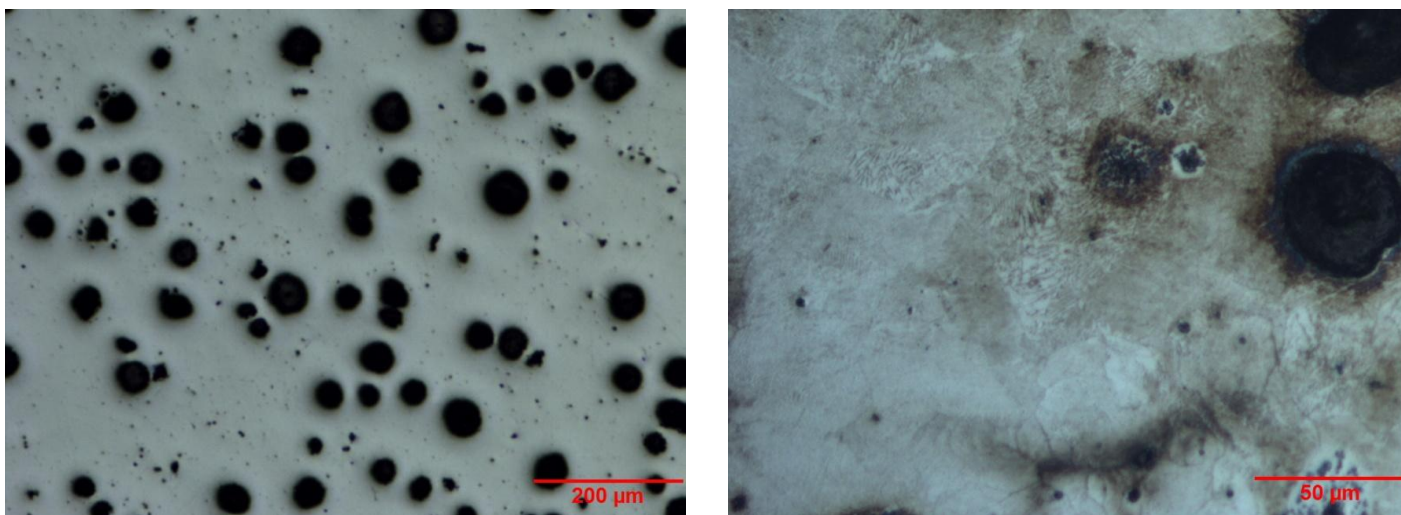
Figura 3.2 Peças de ferro fundido nodular bruta de fusão, em detalhe ampliado os blocos de teste sob as regiões das quais são retirados. A direita peça pronta após usinagem, tratamento térmico e pintura.



O ferro fundido nodular apresenta matriz predominantemente perlítica, com índice superior a 99% como é observável na figura 3.3. A grafita esferoidal é do tipo I

e II em 95% dos nódulos, e apresenta contagem de nódulos superior a 150 nódulos/mm².

Figura 3.3 Microestrutura da peça bruta de fusão. A esquerda sem ataque. A direita com ataque Nital 2%, maior ampliação e revelando a matriz predominantemente perlítica.



O nodular utilizado atende aos requisitos e recomendações, no que tange a composição química e grau de nodularização, que constam na normatização do ADI (ASTM A897M).

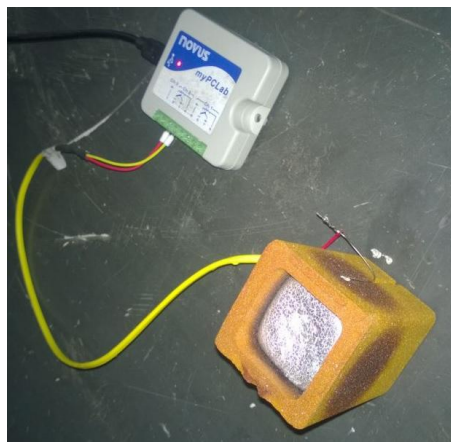
3.2 Métodos

3.2.1 Obtenção da curva de solidificação do Zamac

Realizou-se, no Laboratório de Fundição da UFRGS, uma análise térmica da liga Zamac para obtenção da curva de solidificação, a fim de determinar a temperatura liquidus da liga. Amostras de diferentes lingotes de Zamac foram fundidas em forno do tipo mufla, utilizando um cadinho de carbetto de silício com capacidade de 325ml.

Após a completa fusão do Zamac, o metal líquido foi vazado em um copo de análise térmica instrumentado com termopar tipo K, conforme mostrado na figura 3.4. A aquisição dos dados foi realizada utilizando o software myPcLab-NOVUS, com taxa de aquisição de 4 Hz.

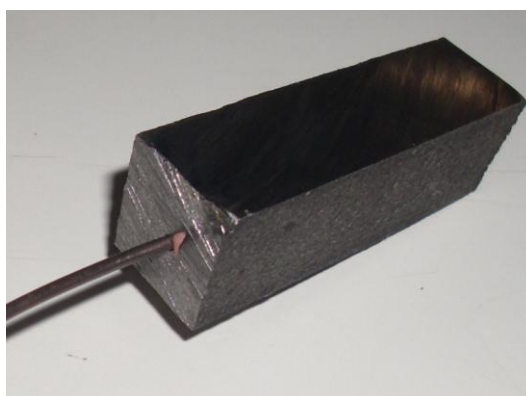
Figura 3.4 Copo de análise térmica com Zamac já solidificado e equipamento de aquisição de dados.



3.2.2 Confeção dos corpos de prova

Para avaliação da severidade do Zamac como meio de austêmpera confeccionaram-se dois corpos de prova manualmente, utilizando serra elétrica e serra manual. Não foram empregadas técnicas mais precisas para controle da dimensão destes CPs, pois a sua finalidade não exigia tal precisão. Os dois CPs foram cortados na forma de um prisma retangular com os lados medindo aproximadamente 14mm e o comprimento de aproximadamente 44mm, como mostra a figura 3.5.

Figura 3.5 Corpo de prova instrumentado com termopar tipo K.



Os corpos de prova em ferro nodular foram preparados com a realização de furação, condição esta que permitiu introduzir os termopares até o centro, local onde a taxa de resfriamento é menor. Após as furações, o CP1 pesou 59g e o CP2 70g.

Os blocos destinados à avaliação da influência do tempo de austêmpera foram fabricados a partir de partes retiradas da peça bruta de fusão, em regiões de espessura intermediária, como pode ser observado na figura 3.2. Entretanto, para estes blocos estabeleceram-se critérios dimensionais, já que deseja-se analisar apenas a influência do tempo de austêmpera nas propriedades do ADI. A confecção foi realizada por profissional qualificado, que empregou técnicas de usinagem. Os blocos, que após a austêmpera serão usinados para obtenção dos corpos de prova do ensaio de tração, medem 12x12x105mm, enquanto os destinados a confecção de corpos de prova para o teste de impacto medem 12x12x65mm.

3.2.3 Severidade de resfriamento do banho de Zamac

Para a avaliação da severidade do resfriamento promovido pelo Zamac, realizou-se dois ciclos de austêmpera em dois corpos de prova similares. O CP1 e o CP2 foram submetidos a diferentes temperaturas de austenitização. Intencionalmente não se padronizou os parâmetros do ciclo de tratamento térmico, pois nesta avaliação os CPs não terão suas propriedades mecânicas avaliadas, apenas a microestrutura.

Para realização da austenitização do corpo de prova, utilizou-se um forno do tipo mufla, com controlador de temperatura. O banho de austêmpera foi preparado em um forno do tipo poço com controlador de temperatura, onde foi introduzido um cadinho de 325ml de capacidade contendo 1,6kg de Zamac.

O tratamento de austenitização foi realizado em dois patamares isotérmicos de temperatura, com vistas a minimizar o crescimento de grão. O CP1 foi mantido por 30 minutos no patamar de 850°C e posteriormente por mais 30 minutos à 880°C. O CP2 foi mantido por 25 minutos no patamar de 850°C e posteriormente por mais 25 minutos em 900°C.

Após a etapa de austenitização ser completada, os CPs foram conduzidos imediatamente para o banho metálico de Zamac, que se encontrava a aproximadamente 385°C, para a realização da austêmpera. O tempo de

austêmpera foi de aproximadamente 50 minutos para o CP1 e de 45 minutos para o CP2.

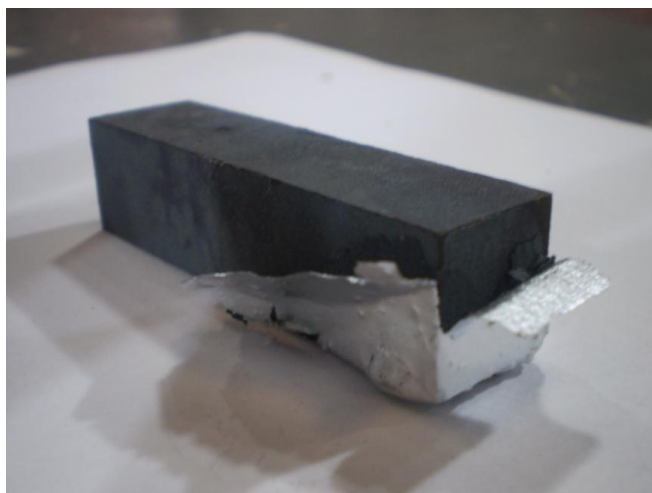
3.2.4 Tratamento térmico de austêmpera

Realizou-se o tratamento térmico de austenitização em forno elétrico resistivo do tipo mufla, aquecido previamente. A austenitização, utilizando parâmetros intermediários dos intervalos recomendados, ocorreu na temperatura de 900°C durante 90 minutos. O tratamento isotérmico de austêmpera, foi efetuado em banho de Zamac na temperatura de 380°C ($\pm 5^\circ\text{C}$). Manteve-se a temperatura do banho de Zamac por meio de um forno resistivo do tipo poço, com controlador eletrônico de temperatura. Nos diferentes ciclos de tratamento, variou-se apenas o tempo de austêmpera, que foi de 15, 30, 60, 90 e 120 minutos.

Após a finalização da etapa de austenitização, o conjunto de blocos de cada ciclo foi conduzido rapidamente para o banho metálico de Zamac com a finalidade de realizar o resfriamento e tratamento isotérmico de austêmpera. Para cada ciclo, utilizou-se um conjunto de três blocos destinados ao ensaio de tração e um conjunto de quatro blocos destinados ao ensaio de impacto Charpy. Os conjuntos foram submetidos ao ciclo de tratamento em momentos distintos, conforme intervalos de tempo de austêmpera anteriormente estabelecidos.

Ao final de cada ciclo resfriou-se os blocos ao ar, com posterior limpeza manual da camada de Zamac que recobria totalmente ou parcialmente os corpos de prova, como se observa na figura 3.6. Os resíduos de Zamac retornaram ao banho de austêmpera. Posteriormente os blocos, devidamente identificados, foram enviados para usinagem dos corpos de prova para ensaios de tração e impacto.

Figura 3.6 Limpeza do Zamac que cobria o bloco após o tratamento de austêmpera.

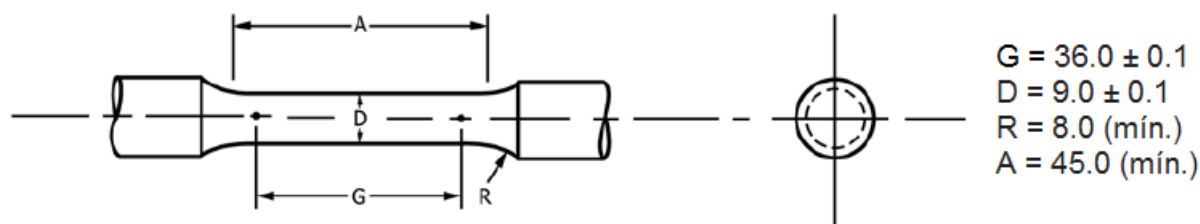


3.2.5 Ensaio Mecânicos

O ensaio de tração foi realizado no Laboratório de Inovação Metrológica (LaβIM) do SENAI/PIERGS, utilizando como norma de referência a ASTM E8/E8M. Os equipamentos utilizados na realização do ensaio são: máquina universal de ensaios, paquímetro, termo-higrômetro e traçador de altura.

O procedimento básico do ensaio consiste em medir o diâmetro inicial da amostra, que no caso deve ser de 9mm e traçar o comprimento inicial padrão, que é indicado na figura 3.7 pela letra G e mede 36mm. Posteriormente prende-se o corpo de prova na máquina de ensaio, e realiza-se o ensaio de traça. Após a fratura, mede-se novamente o diâmetro e o comprimento final padrão, então calcula-se os resultados. O comprimento útil do corpo de prova utilizado é de 50mm, indicado na figura 3.7 como “A” e que deve ter no mínimo 45mm. Este corpo de prova foi usinado a partir de um bloco medindo 12x12x105mm. Utilizaram-se três blocos para cada ciclo de austêmpera, conseqüentemente realizaram-se três ensaios para cada condição, com exceção do material bruto de fusão que apenas dois ensaios foram realizados.

Figura 3.7 Corpo de prova ASTM E8/E8M, comprimento de quatro vezes o diâmetro, tipo 2, com as medidas informadas em milímetros.



Fonte: Adaptado de ASTM E8/E8M

O ensaio de impacto Charpy também foi realizado no LaßIM, seguindo o método de ensaio ASTM E.23. Os equipamentos utilizados na realização dos ensaios são: máquina de ensaio de impacto Charpy, paquímetro, micrômetro e termo-higrômetro. O ensaio consiste em medir os lados e comprimento do corpo de prova, colocar na máquina, realizar o ensaio e ler a energia absorvida na fratura.

Os corpos de prova do ensaio de impacto medem 10x10x55mm e foram fabricados a partir da região central dos blocos de 12x12x65mm. Para cada ciclo de austêmpera, bem como para o material bruto de fusão, ensaiou-se quatro corpos de prova. Para avaliação de ADI, conforme ASTM A897M, utiliza-se o corpo de prova sem entalhe.

A medição de dureza foi realizada no Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS. Em cada corpo de prova utilizado no ensaio Charpy realizou-se, em faces aleatórias, duas ou três medições da dureza. O método Brinell foi utilizado com aplicação de uma carga de 3000kgf durante 15s por meio de uma esfera de carbeto de tungstênio com 10mm de diâmetro.

3.2.6 Análise microestrutural

Amostras de regiões não deformadas dos CPs de ensaio de tração e do ensaio de impacto foram cortadas e embutidas. Lixou-se as amostras embutidas com lixas de granulométrica de 100 a 1200, sendo as amostras polidas posteriormente em disco de feltro com alumina 0,05µm.

As microestruturas das amostras austemperadas foram reveladas utilizando Nital 3%, já as amostras no estado bruto de fusão o ataque foi realizado com Nital 2%. As imagens foram captadas utilizando um microscópio óptico Olympus modelo BX51M equipado com câmera conectada a um microcomputador.

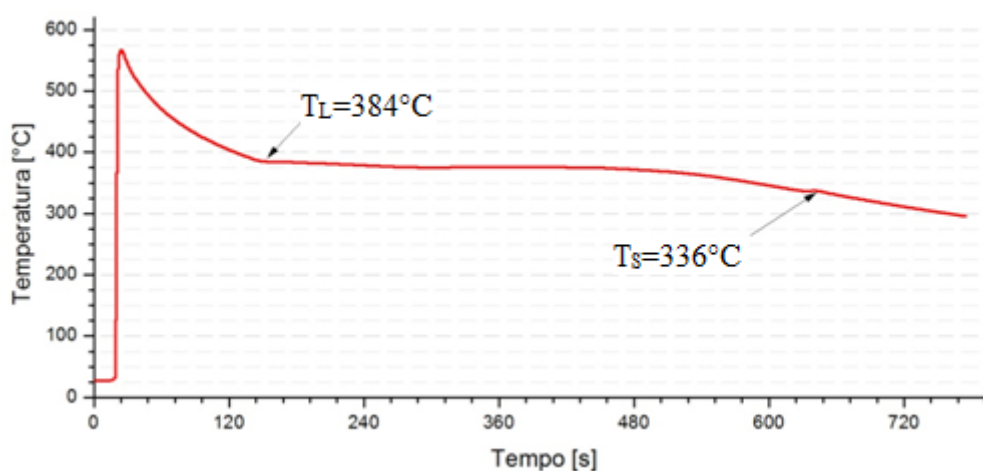
De maneira a minimizar as dúvidas a respeito de fases encontradas nas amostras austemperadas por 15 e 30 minutos, mediu-se a microdureza destas fases utilizando um microdurômetro com o método Vickers. Nas medições aplicou-se uma carga de 100g durante 15 segundos.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Curva de solidificação do Zamac

A figura 4.1 mostra a curva de resfriamento da liga Zamac indicando as temperaturas liquidus e solidus, de 384°C e 336°C, respectivamente. Em temperaturas entre 384°C e 375°C, observou-se baixa viscosidade do banho de Zamac. Durante a prática de fusão, constatou-se a formação de uma camada de Zamac sólido na superfície do banho em temperaturas inferiores a 370°C.

Figura 4.1 Curva de resfriamento do Zamac.



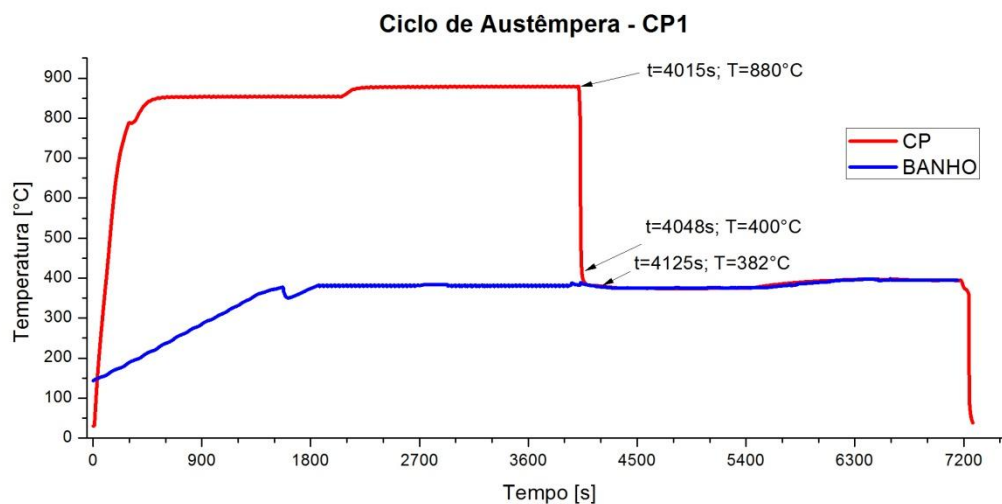
Portanto na temperatura de 380°C ($\pm 5^\circ\text{C}$), definida como a de realização da austêmpera, mesmo com a presença de uma pequena fração de sólido no líquido de Zamac, o banho continua a apresentar boa molhabilidade do ferro fundido nodular, possibilitando seu uso como meio de austêmpera.

4.2 Severidade do banho de Zamac

Era esperado que ao introduzir o CP austenizado no banho ocorresse um aumento significativo da temperatura do líquido. Entretanto isso não foi notado, como observa-se nas figuras 4.2. e 4.3. A provável explicação é que devido a presença de uma fração sólida já na temperatura de 380°C, o calor liberado pelo CP

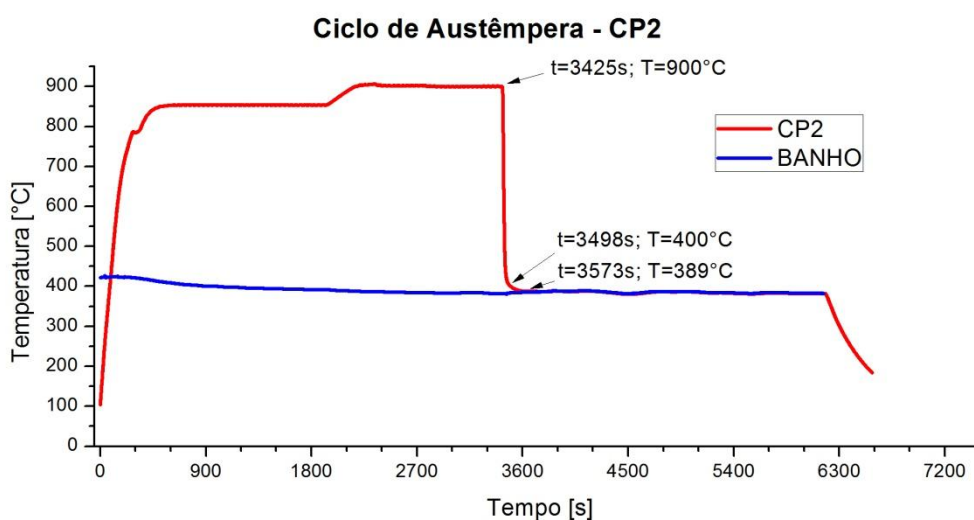
ocasionou pequena elevação da temperatura do banho e, conseqüentemente, a fusão desta fração sólida presente.

Figura 4.2 Ciclo de austêmpera do CP1.



Para o CP1, o resfriamento entre 880°C e 400°C ocorreu a uma taxa média de 14,5°C/s. Após o fim do tratamento isotérmico, o CP1 foi resfriado em água. Variações consideráveis na temperatura do banho ocorreram antes da realização da austêmpera, como observado na figura 4.2, decorrente do ajuste da temperatura do forno nesse período. Após o ajuste, foi possível manter a temperatura estabilizada.

Figura 4.3 Ciclo de austêmpera do CP2.



Para o CP2, o resfriamento entre 900°C e 400°C ocorreu à taxa média de 6,85°C/s. Após o tratamento isotérmico, o CP2 foi resfriado ao ar. As menores taxas

de resfriamento observadas no CP2 em relação ao CP1 são resultantes dos seguintes fatores:

- a. CP2 estava a uma temperatura superior;
- b. CP1 possuía menos massa;
- c. Para o CP2 o banho se encontrava em uma temperatura ligeiramente superior.

Taxas de resfriamento superiores a 6°C são adequadas para realização de austêmpera em ferro nodular sem adição de elementos de liga (SOUZA, 2015). Com base no gráfico apresentado na figura 2.4, e considerando que os CPs avaliados possuem um diâmetro equivalente de 14mm, é razoável estimar que as adições de Cu, Ni e Mo viabilizam realização de austêmpera utilizando banho de Zamac em peças com secções de 60mm ou mais de diâmetro. Para componentes de maior espessura a agitação do banho aumentaria a severidade do meio.

4.3 Avaliação do tempo de austêmpera

As propriedades mecânicas avaliadas por meio dos ensaios de tração dos blocos submetidos a diferentes tempos de austêmpera constam na tabela 4.1. O tempo de austêmpera de 120 minutos contribuiu com maior relevância para o aumento na resistência máxima (UTS), na resistência ao escoamento (YS) e no alongamento (ϵ).

Tabela 4.1 Resultados dos ensaios de tração, informando o tempo de austêmpera (t_A), identificação do CP, tensão máxima (UTS), tensão de escoamento (YS) e alongamento (ϵ).

t_A (min.)	CP	UTS (MPa)	YS (MPa)	ϵ (%)
Bruto	0-1	826	559	4,1
Bruto	0-2	808	518	3,8
15	III-1	951	660	4,4
15	III-2	926	655	4
30	IV-1	924	676	5,6
30	IV-2	869	689	5,2
30	IV-3	816	644	4

60	V-1	912	670	5,6
60	V-2	908	687	5,8
60	V-3	933	669	6
90	II-1	860	681	4,3
90	II-2	987	691	7,1
90	II-3	870	673	5,2
120	I-1	901	674	6,6
120	I-2	1003	684	10
120	I-3	931	706	8,9

Os ganhos médios de propriedades mecânicas dos diferentes ciclos de austêmpera em relação ao material bruto de fusão são apresentados na tabela 4.2.

Tabela 4.2. Média das propriedades mecânicas e ganhos em relação ao material bruto de fusão, conforme o tempo de austêmpera, tensão máxima (UTS), tensão de escoamento (YS) e alongamento (ϵ)

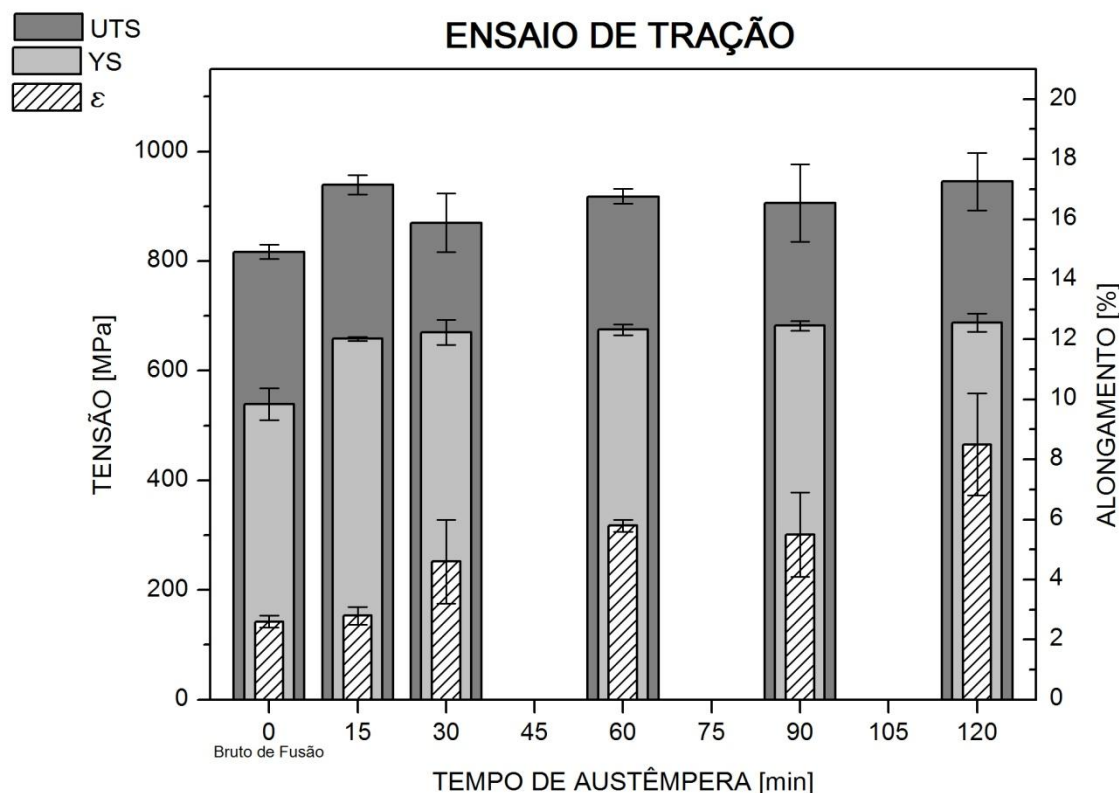
	Bruto	15 min	30 min	60 min	90 min	120 min
UTS (MPa)	817	939	870	918	906	945
YS (MPa)	539	658	670	675	682	688
ϵ (%)	3,95	4,20	4,60	5,80	5,53	8,5
Ganho médio UTS	0	15%	6%	12%	11%	16%
Ganho médio YS	0	22%	24%	25%	27%	28%
Ganho médio ϵ	0	6%	16%	47%	40%	115%

O cálculo foi realizado com base nas médias dos valores dos ensaios de tração, de cada ciclo de austêmpera realizado e estão sintetizados no gráfico da figura 4.4. Observa-se pouca variação na resistência máxima e resistência ao escoamento, entretanto o alongamento apresentou variação considerável com ganhos superiores a 100% em relação ao material bruto de fusão com austêmpera de 120 minutos.

Apesar de existir dispersão nos resultados, de até 10% na resistência máxima entre os CPs integrantes do ciclo de 120 minutos, os valores de resistência ao escoamento apresentam maior uniformidade, com pequeno desvio padrão. A tensão de escoamento é de fundamental importância aos engenheiros projetistas, pois os projetos de engenharia levam em consideração o seu valor, com uma razoável

margem de segurança que está associada à aplicação e aos níveis de garantia de qualidade que o componente possui ou necessita demonstrar.

Figura 4.4 Propriedades mecânicas avaliadas no ensaio de tração, média dos CPs de cada ciclo de austêmpera. Resistência máxima (UTS), resistência ao escoamento (YS) e alongamento (ϵ).



Nos resultados apresentados na figura 4.4, não observa-se uma tendência de queda da ductilidade, o alongamento permanece com tendência de aumento. Com base apenas no ensaio de tração, é razoável estimar que não se atingisse o tempo de transição entre o primeiro e o segundo estágio da austêmpera.

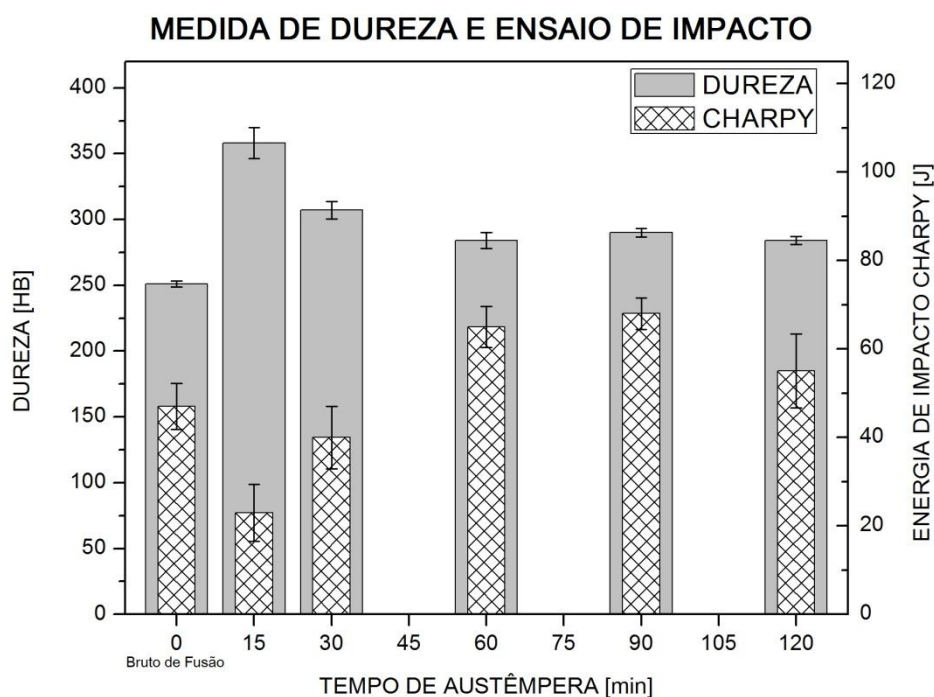
A tabela 4.3 apresenta os resultados dos ensaios de impacto Charpy e das medidas de dureza. Nos tempos de austêmpera de 15 minutos e 30 minutos observou-se redução da tenacidade quando comparado ao material bruto de fusão. Os ciclos de 60 e 90 minutos de austêmpera apresentaram os maiores valores de tenacidade média e tenacidade conforme a ASTM E.23 (que considera apenas os três maiores valores dentre os 4 CPs testados). Registrou-se pouca variação da dureza após 60 minutos de austêmpera.

Tabela 4.3. Energia de impacto do teste Charpy e dureza média para diferentes tempos de austêmpera.

t_A [min]	Tenacidade Média [J]	Desvio Padrão	Tenacidade ASTM E.23 [J]	Desvio Padrão	Dureza [HB]	Desvio Padrão
Bruto	42,4	10,2	47	5,2	251	2,4
15	20,1	7,2	23	6,4	358	11,7
30	36,7	9	40	7	307	6,8
60	60,5	10,3	65	4,6	284	6
90	65,9	4,5	68	3,5	290	3,3
120	51,7	9,8	55	8,3	284	3

Diferentemente das conclusões provenientes das análises dos ensaios de tração, os resultados do ensaio de impacto Charpy, conduzem a estimar que em intervalos próximos ao tempo de 90 minutos ocorre à transição entre o 1º e 2º estágios da austêmpera. Observa-se na figura 4.5, que em ciclos de tempos de 15 e 30 minutos ocorre diminuição na tenacidade do material em relação ao estado bruto de fusão, sendo que nos demais tempos ocorre aumento na energia absorvida, em comparação ao bruto de fusão.

Figura 4.5 Tenacidade (ASTM E.23) e dureza em função do tempo de austêmpera.



No grão austenítico, contendo aproximadamente 1% de carbono em solução sólida, ocorre a nucleação de ferrita acicular durante e principalmente após o resfriamento à temperatura de austêmpera. Para que as agulhas de ferrita cresçam, é necessário que ocorra difusão de carbono para as regiões adjacentes, tornando a austenita remanescente estabilizada com alto teor de carbono. No ponto ótimo, que corresponde ao final do primeiro estágio de austêmpera, restará apenas a austenita com alto teor de carbono. Esse processo demanda tempo, pois é controlado pela velocidade de difusão do carbono. Espera-se que, em tempos curtos, existam muitos sítios de austenita não estabilizada termicamente e mecanicamente.

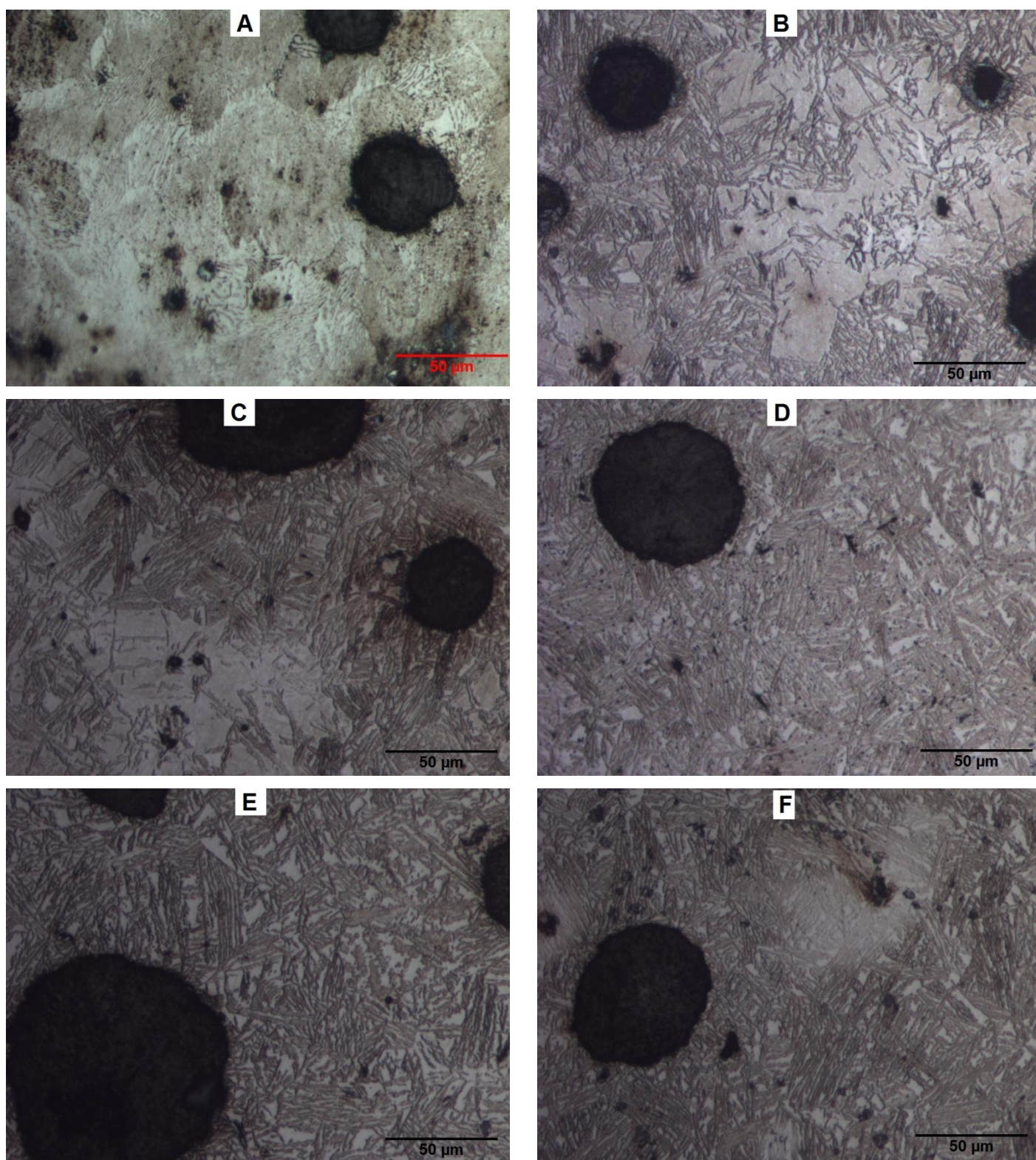
A austenita não estabilizada com alto teor de carbono, quando submetida a tensões térmicas ou mecânicas, sofrerá a transformação adifusional. A existência de martensita é a principal explicação para os baixos valores de tenacidade resultante dos ciclos de austêmpera de 15 e 30 minutos.

4.4 Microestrutura

Após o ataque com Nital 3%, foi possível revelar as estruturas resultantes dos ciclos de austêmpera. A partir do material bruto de fusão foi possível visualizar, na figura 4.6, a evolução da microestrutura, que praticamente fica estabilizada em tempos de austêmpera de 60, 90 e 120 minutos. São facilmente identificados os nódulos pretos da grafita. Nas regiões claras e dispersas na matriz tem-se a austenita, estabilizada mecanicamente e termicamente com alto teor de carbono, ou a martensita nos ciclos de 15 e 30 minutos. O restante corresponde a ferrita acicular.

Nos tempos de austêmpera de 15 e 30 minutos a reação 2.1 ($\gamma \rightarrow \alpha_{ac} + \gamma_{HC}$) não havia se completado, assim observa-se que em significativas regiões não ocorreu a formação da ausferrita, ocorrendo a transformação da austenita não estabilizada, formando a martensita. Em um corpo de prova do ciclo de 15 minutos, a ausferrita possui uma microdureza média de 382HV, já nas regiões em que existe a formação de martensita a microdureza média é de 527HV.

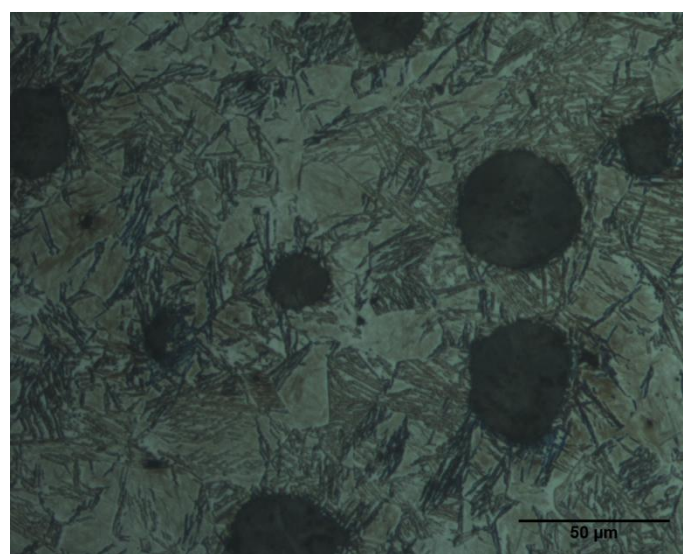
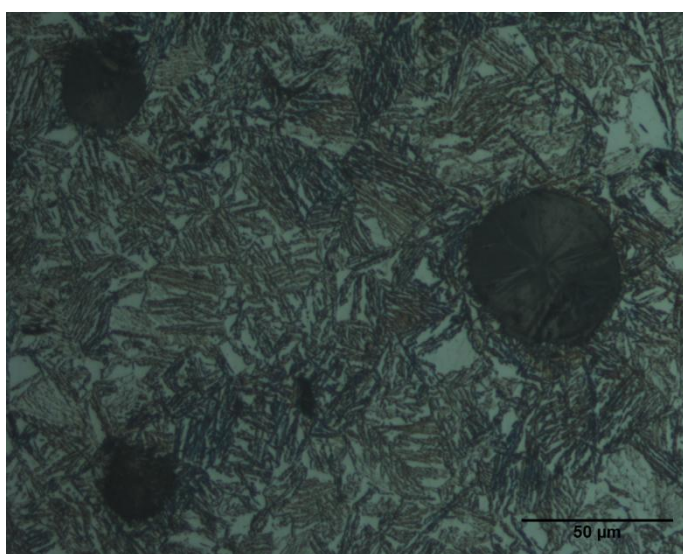
Figura 4.6 Evolução microestrutural com o tempo de austêmpera. Material no estado bruto de fusão (A), 15min de austêmpera (B), 30min de austêmpera (C), 60min de austêmpera (D), 90min de austêmpera (E) e 120min de austêmpera (F).



O CP4 do ciclo de austêmpera de 90 minutos apresentou a maior tenacidade, com energia absorvida de 71,5 J. Por outro lado o CP4 do ciclo de 15 minutos de

austêmpera apresentou a menor tenacidade, com energia absorvida de apenas 12,7 J. Como se pode observar na figura 4.7 o corpo de prova do ciclo de austêmpera de 15 minutos apresenta muitas regiões em que o primeiro estágio da reação de austêmpera não se completou, possibilitando assim o surgimento da martensita. Com base nos valores de microdureza e baixa tenacidade dos ciclos de 15 e 30 minutos é seguro concluir que as regiões não transformadas levam à formação de martensita.

Figura 4.7 À esquerda, microestrutura do CP4 do ciclo de 90 minutos que apresenta a maior tenacidade (71,5J). À direita, microestrutura do CP4 do ciclo de 15 minutos, que apresenta a menor tenacidade (12,7).



5.0 CONCLUSÕES

O Zamac se mostrou um meio satisfatório para realizar o resfriamento do corpo de prova aquecido na temperatura de austenitização. Não foi observado a formação de perlita, fato que indicaria uma taxa de resfriamento lenta. O banho de Zamac tem potencial adequado para manutenção da temperatura durante todo o tratamento de austêmpera.

Existe uma limitação quanto a faixa de temperatura, em que pode ser realizado o tratamento de austêmpera com o Zamac. Enquanto banhos de sais comerciais podem ser utilizados em toda a faixa de temperaturas usuais na austêmpera, o Zamac fica limitado a temperaturas superiores a 375°C.

Todos os ciclos registraram melhora nas propriedades avaliadas no ensaio de tração. Contudo no ciclo da austêmpera de 120 minutos, ocorreu o maior aumento na tensão de ruptura, na tensão de escoamento e no alongamento, as quais passaram respectivamente de 817-539-3,95 no bruto de fusão para 945-688-8,5 no ADI. O maior ganho de tenacidade ocorreu no ciclo em que a austêmpera foi realizada por 90 minutos, onde passou de 47 J no bruto de fusão para 68 J no ADI. A melhor combinação de propriedades mecânicas ocorre no ciclo de 60 minutos. Em nenhum ciclo obteve-se combinação de propriedades mecânicas adequadas para classificar o ADI conforme a ASTM A897M.

Nos ciclos de 15 e 30 minutos registrou-se decaimento na tenacidade do material e acentuada elevação da dureza. A análise microestrutural possibilitou concluir que curtos tempos de austêmpera, como os de 15 minutos e 30 minutos são inadequados, para a liga estudada quando austenitizada por 90 minutos a 900°C, pois levam a formação de grande quantidade de martensita.

6.0 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Avaliar a alteração de composição da liga Zamac utilizada no banho de austêmpera de modo a permitir a realização do tratamento em temperaturas menores.

Realizar o tratamento no Zamac utilizando uma liga de ferro fundido nodular desenvolvida especialmente para austêmpera em temperaturas elevadas de modo a obter um ADI de classificação da ASTM A897M.

Realizar nova avaliação realizando a austenitização a menores temperaturas, modo a melhorar a ductilidade e tenacidade do material obtido.

7.0 REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A536-84: Standard specification for ductile iron castings. **Annual book of ASTM standards**, v. 01.02.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A897/897M: Standard specification for austempered ductile iron castings. **Annual book of ASTM standards**, v. 01.02.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM, E8. 8M. Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials. **Annual book of ASTM standards**, v. 03.03.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM, E23. Standard test methods of tension testing of metallic materials [metric]. **Annual book of ASTM standards**, v. 03.01.

BAHMANI, M.; ELLIOTT, R.; VARAHRAM, N. The austempering kinetics and mechanical properties of an austempered Cu–Ni–Mo–Mn alloyed ductile iron. **Journal of Materials Science**, v. 32, p. 4783–4791, 1997.

BALZER, M. E. **Determinação da janela de processo de austêmpera de um ADI sem adição de elementos de liga através de ensaios mecânicos e metalográficos**. Universidade Federal de Santa Catarina, 2003.

BAYATI, H.; ELLIOTT, R.; LORIMER, G. W. Influence of austenitising temperature on austempering kinetics of high manganese alloyed ductile cast iron. **Materials science and technology**, v. 11, n. 8, p. 776–786, 1995.

CAKIR, M. C. et al. The effects of austempering temperature and time onto the machinability of austempered ductile iron. **Materials Science and Engineering A**, v. 407, n. 1–2, p. 147–153, 2005.

DAVIS, J. R. et al. Metals Handbook: Irons, Steels, and High-performance Alloys. Properties and Selection: **ASM International**, 1990.

DELIA, M.; ALAALAM, M.; GRECH, M. Effect of austenitizing conditions on the impact properties of an alloyed austempered ductile iron of initially ferritic matrix structure. **Journal of materials engineering and performance**, v. 7, n. 2, p. 265–272, 1998.

HANDBOOK, A. S. M. **Heat treating**. vol. v. 4, p. 744, 1991.

IACOVIELLO, F.; COCCO, V. Di. Influence of the graphite elements morphology on the fatigue crack propagation mechanisms in a ferritic ductile cast iron. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 167, n. Supplement C, p. 248–258, 2016.

KEOUGH, J. R.; HAYRYNEN, K. L. Automotive Applications of Austempered Ductile Iron (ADI): A Critical Review. **SAE Technical Paper**, 2000.

KEOUGH, J. R.; HAYRYNEN, K. L.; PIOSZAK, G. L. Designing with Austempered Ductile Iron (ADI). p. 1–15, 2010.

KOVACS, B. V. Development of austempered ductile iron (ADI) for Automobile Crankshafts. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 22, n. 10, p. 2795–2800, 2013.

KOVACS, B. V. On the Terminology and Structure of ADI. In: NINETY-EIGHTH ANNUAL MEETING OF THE AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY 1994, **Anais**.

LABRECQUE, C.; GAGNÉ, M. Review ductile iron: fifty years of continuous development. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 37, n. 5, p. 343–378, 1998.

MACHADO, M. A. **Desenvolvimento dos parâmetros de tratamento térmico de ferro fundido nodular austemperado ASTM987 Grau II**, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2007.

MALLIA, J.; GRECH, M.; SMALLMAN, R. E. Effect of silicon content on transformation kinetics of austempered ductile iron. **Materials science and technology**, v. 14, n. 5, p. 452–460, 1998.

MATTAR, A. R. **Influência dos elementos de liga Cu-Ni-Mo nas propriedades mecânicas e na austemperabilidade do ADI**, Universidade de São Paulo, 2009.

MEIER, Leopold et al. In-situ measurement of phase transformation kinetics in austempered ductile iron. **Materials Characterization**, v. 85, p. 124-133, 2013.

MULLINS, J. D. **Ductile iron data for design engineers**. Rio Tinto Iron & Titanium Inc, [s. l.], 1990. Disponível em: <<http://www.ductile.org/didata/default.htm>>, acesso em 11/2017.

OKAZAKI, K. et al. Application of ADI to automotive parts. In: 1991 WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON. 1991, **Anais**.

OLEJARCZYK-WOŹEŃSKA, I. et al. Parametric representation of TTT diagrams of ADI cast iron. **Archives of Metallurgy and Materials**, v. 57, n. 2, p. 613–617, 2012.

PANNEERSELVAM, Saranya et al. An investigation on the stability of austenite in Austempered Ductile Cast Iron (ADI). **Materials Science and Engineering: A**, v. 626, p. 237-246, 2015.

PUTATUNDA, S. K. et al. Development of austenite free ADI (austempered ductile cast iron). **Materials Science and Engineering A**, v. 435–436, p. 112–122, 2006.

PUTATUNDA, S. K.; GADICHERLA, P. K. Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as

cast structure. **Materials Science and Engineering A**, v. 268, n. 1–2, p. 15–31, 1999.

RICK, C. F. **Estudo da liga à base de Zn-Al-Cu-Mg aplicada na fabricação de jóias folhadas**, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, 2006.

SILVA, C. **Influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado**, Universidade Federal de Minas Gerais, 2005.

SKALAND, T. Ductile iron shrinkage control through graphite nucleation and growth. **International Journal of Cast Metals Research**, [s. l.], v. 16, n. 1–3, p. 11–16, 2003.

SOUZA, B. V. De. **Desenvolvimento de ferro fundido austemperado (ADI) em banho de zinco-alumínio**, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, 2015.

THOMSON, R. C. Modelling microstructural evolution and mechanical properties of austempered ductile iron. **Materials Science and Technology**, v. 16, n. 11–12, 2000.

TRUDEL, A.; GAGNE, M. Effect of composition and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile irons. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 36, n. 5, p. 289–298, 1997.

YAZDANI, S.; FIROUZI, A. Influence of heat treatment on fatigue behavior of a Cu-Ni alloyed austempered ductile iron. **Materials Science Forum**, v. 426–432, n. 2, 2003.