

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

“INFLUÊNCIA DO ALUMÍNIO NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ADI  
(AUSTEMPERED DUCTILE IRON)”

Autor: André Ricardo de Souza e Sá  
Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Julho/2004

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

André Ricardo de Souza e Sá

“INFLUÊNCIA DO ALUMÍNIO NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ADI  
(AUSTEMPERED DUCTILE IRON)”

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de  
Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da  
Universidade Federal de Minas Gerais

Área de concentração: Metalurgia Física  
Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
2004

## **DEDICATÓRIA**

Dedico este trabalho aos meus pais, amigos, professores e todos aqueles que se envolveram no trabalho. Mas, em especial dedico a minha filha e noiva que me apoiaram incondicionalmente.

## **AGRADECIMENTOS**

Aos familiares - Pelo apoio e incentivo durante todo o trabalho

Ao Prof. Paulo Pinheiro - Pela orientação do trabalho e por acreditar na linha de pesquisa

Ao Prof. Dagoberto Brandão Santos - Pela ajuda e apoio técnico no trabalho.

A Flender Brasil - Pela compreensão e incentivo.

Ao Sr. Denilson Carmo - Pelo incondicional apoio técnico.

Ao Sr. Marcelo Silva - Pelo trabalho prestado a Flender Brasil nas minhas ausências.

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>17</b>
<b>1.1 Ferro Fundido Nodular Austemperado.....</b>	<b>17</b>
<b>2. OBJETIVOS.....</b>	<b>20</b>
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>21</b>
<b>3.1 Definição de ADI .....</b>	<b>21</b>
<b>3.2 Diferença entre o Aço e o ADI .....</b>	<b>21</b>
<b>3.3 Vantagens Técnicas.....</b>	<b>22</b>
<b>3.4 Aplicação.....</b>	<b>24</b>
<b>3.5 Produção ADI.....</b>	<b>28</b>
<b>3.5.1 Fundição.....</b>	<b>28</b>
<b>3.5.2 Efeitos do Si e Al na Produção do Ferro Fundido Nodular.....</b>	<b>31</b>
<b>3.5.2.1 Efeito do Si.....</b>	<b>31</b>
<b>3.5.2.2 Efeito do Al .....</b>	<b>32</b>
<b>3.6 Influência do Alumínio na Resistência Mecânica do Ferro Fundido Nodular.....</b>	<b>35</b>
<b>3.7 Influência do Alumínio no Ferro Fundido Austemperado .....</b>	<b>37</b>
<b>3.8 Tratamento Térmico.....</b>	<b>40</b>
<b>3.8.1 Decomposição da Austenita.....</b>	<b>40</b>
<b>3.8.1.2 Ferrita nos Aços.....</b>	<b>41</b>
<b>3.8.1.3 Tratamento Térmico de Austêmpera.....</b>	<b>45</b>
<b>4. METODOLOGIA .....</b>	<b>53</b>
<b>4.1 Detalhamento das Atividades .....</b>	<b>54</b>
<b>5. RESULTADO E DISCUSSÃO .....</b>	<b>64</b>
<b>5.1 Composição Química.....</b>	<b>64</b>
<b>5.2 Ensaio de Dureza.....</b>	<b>65</b>
<b>5.3 Ensaio de Tração.....</b>	<b>67</b>
<b>5.4 Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura.....</b>	<b>70</b>
<b>5.4.1 Forma da Grafita.....</b>	<b>70</b>

5.4.2 Microestrutura.....	77
6. CONCLUSÕES.....	84
7. RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS.....	85
8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	86
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	87
ANEXOS.....	93

## Lista de Figuras

Figura 3.1 – Engrenagem de motor diesel feita em ADI

Figura 3.2 – Coroa e pinhão – GM

Figura 3.3 – Engrenagem de eixo GM convertida de aço forjado para ADI com ganho de custo , usinabilidade e redução de peso

Figura 3.4 – Roda dentada para equipamentos de construção e agricultura

Figura 3.5 – Influência dos elementos de liga no diâmetro máximo para se obter uma estrutura austemperada em função da temperatura de austêmpera

Figura 3.6 – Cinética do comportamento do silício e alumínio em função de suas respectivas adições no ferro fundido nodular.

Figura 3.7 – Aumento da tensão superficial em função do acréscimo de alumínio

Figura 3.8 – Efeito do tempo de austêmpera sobre a fração volumétrica de austenita retida do SGI-Al

Figura 3.9 – Efeito do tempo de austêmpera sobre o limite de resistência do (a) SGI-Al e (b) SGI-Si em diferentes temperaturas

Figura 3.10 – Efeito da temperatura de austêmpera sobre a dureza dos fundidos

Figura 3.11 – Efeito da temperatura de austêmpera sobre o alongamento dos fundidos

Figura 3.12 – Formação da ferrita alotrófica e idiomórfica

Figura 3.13 – Ferrita de Widmanstätten

Figura 3.14 – Transformações ferríticas no diagrama TTT

Figura 3.15 – Representação esquemática do tratamento térmico de austenitização e austêmpera

Figura 3.16 – Representação esquemática do tratamento térmico de austenitização e austêmpera em função do diagrama TTT

Figura 3.17 – Matriz formada de ferrita acicular e austenita estabilizada, denominada ausferrita.

Figura 3.18 – Variação da janela de processo em função do teor de manganês

Figura 3.19 – Diagrama de fases mostrando a variação da temperatura de início de formação de martensita em função da quantidade de carbono na austenita

Figura 3.20 – Microestruturas austemperadas em diferentes temperaturas:

(a) microestrutura austemperada a 260°C (b) microestrutura austemperada a 316°C (c) microestrutura austemperada a 343°C e (d) microestrutura austemperada a 371°C.

Figura 3.21. fração volumétrica de austenita retida em função da temperatura de transformação - ● Austenita Retida vs. ■ Ferrita Bainítica.

Figura 3.22 – Ilustração do crescimento e formação da bainita superior e inferior.

Figura 4.1 – Fluxograma representando as várias operações executadas na pesquisa

Figura 4.2 – Desenho esquemático do corpo de prova Y

Figura 4.3 – Coeficiente de variação x Teor médio

Figura 4.4 – Especificações de usinagem do corpo de prova utilizado para ensaio de tração

Figura 4.5 – Corpo de prova utilizado para ensaio de dureza Brinell

Figura 4.6 – Formas da grafita

Figura 5.1 – Ensaio de dureza HB

Figura 5.2 - Limite de resistência em função da composição química e temperatura de austêmpera.

Figura 5.3 - Limite de escoamento em função da composição química e temperatura de austêmpera.

Figura 5.4 - Alongamento das amostras em função da composição química e temperatura de austêmpera.

Figura 5.5 – Forma da grafita apresentada na composição 1 a 370°C

Figura 5.6 – Forma da grafita apresentada na composição 1 a 320°C

Figura 5.7 – Forma da grafita apresentada na composição 1 a 270°C

Figura 5.8 – Forma da grafita apresentada na composição 2 a 370°C

Figura 5.9 – Forma da grafita apresentada na composição 2 a 320°C

Figura 5.10 – Forma da grafita apresentada na composição 2 a 270°C

Figura 5.11 – Forma da grafita apresentada na composição 3 a 370°C

Figura 5.12 – Forma da grafita apresentada na composição 3 a 320°C

Figura 5.13 – Forma da grafita apresentada na composição 3 a 270°C

Figura 5.14 – Forma da grafita apresentada na composição 4 a 370°C

Figura 5.15 – Forma da grafita apresentada na composição 4 a 320°C

Figura 5.16 – Forma da grafita apresentada na composição 4 a 270°C

Figura 5.17 - Grau de nodularização em função da composição química.

Figura 5.18 - Número de nódulos em cada composição

Figura 5.19 - Grau de nodularização das composições em função da temperatura de austêmpera.

Figura 5.20 – Estrutura do ADI composição 1 austemperado a 370°C

Figura 5.21 – Estrutura do ADI composição 1 austemperado a 270°C

Figura 5.22 – Quantidade de austenita retida em função da temperatura - composição 1

Figura 5.23 – Ensaio de tração na composição 1 nas temperaturas de 370, 320 e 270°C

Figura 5.24 – Fotomicrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura da estrutura encontrada na composição 1 austemperado a 370°C.

Figura 5.25 – Fotomicrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura da estrutura encontra na composição 2 austemperado a 370 °C.

Figura 5.26 – Fotomicrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura da estrutura encontrada na composição 3 austemperado a 370°C.

Figura 5.27 – Fotomicrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura da estrutura encontrada na composição 4 austemperado a 370°C.

Figura 5.28 – Microscopia óptica da estrutura encontrada na composição 3 austemperado a 370°C

Figura 5.29 – Microscopia óptica da estrutura encontrada na composição 4 austemperado a 370°C

Figura 5.30 - Quantidade de austenita retida em função da temperatura de austêmpera

## **Lista de Tabelas**

Tabela III.1 – Propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado

Tabela III.2 – Composição química

Tabela III.3 – Ensaio mecânicos

Tabela III.4 – Comportamento do alumínio em função de sua respectiva adição no ferro fundido nodular

Tabela III.5 – Propriedades mecânicas do ferro fundido nodular em função do teor de alumínio na liga

Tabela III.6 – Reações de decomposição da austenita no aço

Tabela IV.1 – Composição química esperada nas amostras.

Tabela IV.2 – Temperatura e tempo de austêmpera para as amostras de diferentes composições químicas

Tabela IV.3 - Fator de forma das partículas de grafita

Tabela V.1 – Análise dos principais elementos químicos das amostras (Obs. Os demais elementos estão presentes apenas em quantidades residuais e o Mg será avaliado pela nodularização da composição 1)

Tabela V.2 – Valores encontrados no ensaio de tração

Tabela V.3 – Média da quantidade de grafita da forma 1,2,3,4 e 5 existente nos campos visuais estudados das composições químicas 1,2,3 e 4

## Lista de Notações

ADI = Austempered Ductile Iron

A = Alongamento (%)

HB = Dureza Brinell

Hv = Dureza Vickers

I = Ensaio de Impacto

J = Joule

K = Kelvin

LR = Limite de Resistencia (MPa)

LE = Limite de Escoamento (MPa)

$\sigma_s$  = Limite de Resistência

$\sigma_y$  = Limite de Escoamento

N.D = Não Determinado

MEV = Microscopia eletrônica de varredura

Ms = Martensite Start (Temperatura de início de formação da martensita - K)

SGI = Spheroidal Graphite Iron

RI = Resistência ao Impacto

$T_\gamma$  = Temperatura de Austenitização (K)

$T_A$  = Temperatura de Austêmpera (K)

$\gamma$  = Austenita

$\alpha$  = Ferrita

$\pi_C$  = Potencial Químico ( $\text{kJ mol}^{-1}$ )

## RESUMO

O ADI (Austempered Ductile Iron), produzido pelo tratamento de austêmpera de um ferro fundido nodular, vem sendo desenvolvido e estudado nos últimos anos tendo o silício como elemento grafitizante e portanto, como o segundo principal elemento de liga, definidor da liga. Este trabalho, no entanto, contemplou estudar as propriedades mecânicas do ADI (L.R., L.E., dureza e alongamento) utilizando o alumínio em substituição ao silício como elemento grafitizante. Foram realizados experimentos com adições de 0,75; 2,26 e 2,99% Al. A fusão foi realizada segundo os procedimentos usuais para obtenção do ADI-Si. Os tratamentos térmicos foram feitos em três temperaturas: 270, 320, 370°C. Os corpos de prova foram obtidos segundo norma ASTM A 897. Verificou-se que o alumínio causou a deterioração progressiva da grafita, o aumento da quantidade de austenita não reagida e a precipitação de carbonetos. Consequentemente, as propriedades mecânicas, de resistência e ductilidade, se deterioraram, indicando a necessidade de cuidados especiais na fusão do material.

## **ABSTRACT**

The ADI (Austempered Ductile Iron), a cast iron obtained after the proper heat treatment of regular spheroidal graphite iron, has been intensely studied in the last years. Silicon is the standard element added for graphitization of the alloy. In this study it was replaced by aluminium, an element known as presenting a similar chemical behavior in the alloy. The melting procedure was the same as the used in the production of the standard ADI-Si. The aluminium content, replacing part of the silicon, were 0,75; 2,26 and 2,99% Al. The austempering temperatures were 270, 320, 370°C. The testing specimens were obtained according ASTM A 897 and regular tensile and hardness tests were used to determine the mechanical properties of the alloy with non-reacted austenite and carbide precipitation. The mechanical properties degenerated, accordingly, establishing the need of the use of a special melting procedure when dealing with this Al-bearing alloy.

# 1 – INTRODUÇÃO

## 1.1 – Ferro Fundido Nodular Austemperado

O ferro fundido nodular austemperado, mais conhecido como ADI (*Austempered Ductile Iron*), é um ferro fundido nodular ligado e tratado termicamente. Neste trabalho ele será também denominado nodular austemperado. Sua microestrutura é constituída por ferrita acicular e por austenita estável, devido ao seu elevado teor de carbono, dispostas ambas num arranjo característico e reprodutível denominado de ausferrita. Com tal estrutura, o material apresenta elevados valores de resistência mecânica, resistência ao impacto e resistência ao desgaste, aliadas a uma satisfatória ductilidade, que proporciona grande flexibilidade à concepção de peças fabricadas com o mesmo.

A composição química do ferro fundido nodular austemperado é similar à de um ferro nodular convencional (SGI). Peças com espessuras maiores que 18 mm são fabricadas com a introdução de Cu, Ni, e Mo, individualmente ou combinados. A adição desses elementos visa somente aumentar a austemperabilidade (ou seja, evitar a formação de perlita) da liga, e não para aumentar a resistência ou a dureza do material. As exigências quanto à morfologia da grafita e à sanidade interna da peça fundida são as mesmas que as demandadas para um ferro nodular convencional de qualidade.

O silício, como se sabe, é um elemento essencial à produção deste material. Suas funções grafitizantes e ferritizantes são importantes não só para a grafitização do carbono na reação eutética, mas também por atrasar a formação de carbonetos ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) na reação eutetóide, permitindo que a matriz austenítica se transforme numa estrutura intermediária, a ausferrita, anteriormente descrita, e não no produto final da transformação, a bainita, que deve ser evitada, quando se deseja fabricar o ADI. O ADI não é, portanto, um produto ferroso no qual a transformação bainítica é finalizada, mas sim um produto na qual a transformação é interrompida.

O ciclo de tratamento térmico utilizado na obtenção do nodular austemperado consiste em aquecer a peça usualmente entre 825-950°C, permanecendo nesta temperatura por 1-3 horas. Durante este tempo, a peça torna-se totalmente austenítica e saturada de carbono. Em seguida a peça é resfriada rapidamente até a temperatura de austêmpera desejada, num intervalo que varia entre 250-450°C, permanecendo nesta temperatura por 0,5-4 horas. Finalmente, a peça é resfriada até a temperatura ambiente, antes do início da reação bainítica.

A importância industrial do ferro fundido nodular austemperado (ADI) se deve às suas extraordinárias propriedades mecânicas, comparáveis com às dos aços e não às dos ferros fundidos convencionais. Esta é uma história que vale recapitular. Antes da descoberta do ferro fundido nodular (SGI), nos anos 60, os projetistas tinham poucas opções para fabricar componentes de alto desempenho. Podiam usar o ferro fundido maleável, o aço fundido, o aço forjado ou mesmo soldado. Todos eles apresentam, no entanto, limitações tanto quanto ao custo quanto às propriedades mecânicas atingidas. O aparecimento do SGI alterou espetacularmente as possibilidades de aplicação do ferro fundido. Sua notável resistência mecânica e ductilidade, comparadas com o ferro fundido cinzento, juntamente com suas características de fundição, o colocam como um material de engenharia muito competitivo quando comparado aos materiais acima mencionados. No entanto, quando se projetava uma peça que exigia uma combinação de resistência mecânica, tenacidade e resistência ao desgaste, o aço era o material escolhido. Com o surgimento do ADI, esta situação está mudando, pois este material possui propriedades que possibilitam a sua competição com os aços em muitas aplicações como será visto nos capítulos seguintes.

Embora o silício, pelo seu comportamento grafitizante, seja o elemento essencial para a produção dos ferros fundidos grafiticos, inclusive o nodular (o chamado SGI-Si) existe, como se sabe, a possibilidade de se produzir uma família alternativa de ferros fundidos grafiticos, a partir da adição do alumínio, que é, como o silício, um elemento grafitizante. São os chamados SGI-Al.

Esta possibilidade pode ser naturalmente estendida aos ADI. Os ADI presentemente estudados se referem a família do silício, os ADI-Si. É natural que se pense, e se investigue, o ADI baseado no alumínio, o ADI-Al.

Algumas referências bibliográficas colocam o alumínio como um elemento tão grafitizante quanto o silício<sup>(1)</sup>. Porém, ainda é assunto controverso, objeto de estudo, a determinação da influência que o alumínio provoca nas propriedades mecânicas e na estrutura deste material. Alguns autores citam melhorias de tenacidade, resistência e dureza, mas não chegam a apresentar dados experimentais que comprovem estas melhorias.

Uma outra aplicação citada deste material, o ADI-Al, é a sua possível utilização como metal de solda. Novamente, o alumínio é citado como fator importante na melhoria do produto soldado.

No entanto, o alumínio apresenta conhecidos inconvenientes. O alumínio é, como se sabe, um forte “formador” de bolhas gasosas (*pinholes*) e de borras (óxidos), o que, juntamente com um complexo comportamento químico, tem sido motivo de algum receio em sua utilização na fabricação do nodular convencional e austemperado.

## **2 - OBJETIVO**

O objetivo do presente trabalho é estudar as propriedades mecânicas (LR, LE, dureza e alongamento) do ferro fundido nodular austemperado produzido pela adição do alumínio como elemento grafitizante (ADI-Al) e explicar as propriedades obtida pela elucidação da constituição e microestrutura deste material.

O estudo será realizado em três diferentes níveis de adição de alumínio (composições: 1, 2, 3 e 4 com teores de alumínio de 0,0%, 0,75%, 2,26% e 2,99% respectivamente.) e, para cada composição, três diferentes níveis de temperaturas de austêmpera (370, 320 e 370°C), perfazendo um total de 12 experimentos.

### **3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

#### **3.1 – Definição de ADI**

Ferro fundido nodular austenitizado e submetido a uma reação isotérmica, em temperaturas na faixa de 250–450°C, durante a qual a austenita se decompõe em duas fases (ou três, se aparecer Fe<sub>3</sub>C): uma matriz austenítica de alto teor de carbono com pequenos segmentos de ferrita acicular conjoinadas numa estrutura denominada de ausferrita. <sup>(1)</sup>

A austenita, com estrutura CFC, é responsável pela excelente ductilidade e tenacidade e a fina escala de dispersão da austenita e ferrita é responsável pela elevada resistência do material. Tal combinação de resistência e ductilidade não pode ser alcançada nos tipos usuais de ferro fundido, com estrutura CCC. <sup>(1,2,3)</sup>

É importante enfatizar que o ADI é um material ferroso no qual a austenita é estabilizada pelo carbono que faz com que a temperatura martensítica se aproxime do zero K.

#### **3.2 – Diferença entre o aço e o ADI**

A presença de silício, em quantidade necessária para a obtenção de grafita, ao invés de Fe<sub>3</sub>C, durante a solidificação, é também responsável por atrasar a formação de carbonetos durante a austêmpera.

Nos aços a pequena quantidade de silício permite a transformação da austenita diretamente a bainita durante a austêmpera.

No ferro fundido, o silício é responsável por atrasar esta reação de modo que a matriz austenítica se transforme numa estrutura intermediária de ausferrita antes da transformação

final a bainita. Então o tratamento tem uma janela significativa de tempo para estabilização da austenita. <sup>(1)</sup>

### 3.3 - Vantagens Técnicas

A principal vantagem técnica do ferro fundido dúctil austemperado é a atrativa combinação de resistência mecânica e ductilidade. A tabela III.1 abaixo, mostra as classes de ADI e suas propriedades mecânicas. <sup>(2)</sup>

classe	Propriedades mínimas especificadas				Dureza
	LR (MPa)	LE (MPa)	A (%)	I (J)	(HB)
1	850	550	10	100	269 - 321
2	1050	700	7	80	302 - 363
3	1200	850	4	60	341 - 444
4	1400	1100	1	35	388 - 477
5	1600	1300	-	-	444 - 555

Resultados de propriedades mecânicas obtidos para corpos de prova austemperados a 270, 320 e 370 °C em função do tempo de austêmpera, com composição química conforme Tabela III.2, foram apresentados por Evander Costa e José Filipe Dias <sup>(4)</sup>. Com os dados disponíveis na Tabela III.3, foi possível discutir a influência da temperatura e do tempo de austêmpera neste material. A análise dos dados está voltada para a determinação dos parâmetros de austêmpera que proporcionam as melhores combinações de resistência e ductilidade, tecnologicamente denominada de janela de processo. Do ponto de vista cinético, o problema consiste em determinar o fim do primeiro estágio e o início do segundo estágio da reação de austêmpera.

C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu	N	Mb	Cr	Ti	V	Sn
3,39	2,77	0,331	0,025	0,011	0,044	0,385	1,105	0,25	0,021	0,007	0,004	0,002

Tabela III.2. Composição Química dos corpos de prova utilizados para verificação da temperatura vs o tempo de austêmpera.

Os corpos de prova tratados a temperatura de 370°C apresentaram os valores mais altos de alongamento e resistência ao impacto e também os valores mais baixos de resistência a tração e dureza, como pode ser observado na Tabela III.3.

Austempera		Ensaio Mecânico					
Temperatura	Tempo	LR	LE	A	RI	Dureza	Microdureza
(°C)	(min.)	(MPa)	(MPa)	(%)	(J/cm <sup>2</sup> )	(HRC)	(HV10)
270	15	N.D	N.D	N.D	28,7	47	603
	30	963	629	1,9	28,2	43	519
	60	1462	879	2,5	87,9	42	503
	90	1451	903	2,4	88,5	42	491
	120	1505	919	2,4	94,3	43	485
	180	1522	921	3,3	90,0	43	496
	240	1462	925	2,3	85,7	43	476
320	15	1292	701	2,4	53,0	40	470
	30	1316	546	3,6	69,6	37	453
	60	1317	667	4,6	105,2	37	446
	90	1313	838	3,3	106,6	37	444
	120	1309	669	3,5	107,8	37	444
	180	1269	867	6,4	101,7	37	440
	240	1274	685	3,2	100,0	36	428
370	15	1038	622	2,9	62,6	30	394
	30	1088	695	4,4	96,3	26	387
	60	1025	717	7,1	121,4	27	380
	90	1050	728	8,0	134,1	27	380
	120	1036	722	6,8	128,0	28	380
	180	1008	740	5,6	123,7	28	375
	240	957	739	5,7	110,4	28	372

Tabela III.3 – Propriedades mecânicas em função da temperatura vs o tempo de austêmpera.

A influência do tempo de austêmpera foi menos acentuada na resistência à tração e na dureza e mais pronunciada no alongamento e na resistência ao impacto. Em tempos curtos de austêmpera, o material apresentou baixos valores de alongamento e resistência ao impacto e valores mais elevados de dureza, provocados principalmente pela presença de martensita na microestrutura. Com o aumento do tempo de austêmpera, ocorreu a formação de uma maior quantidade de ferrita acicular e conseqüentemente uma menor quantidade de martensita devido a estabilização de uma maior quantidade de austenita pelo carbono. Com isto se observa um aumento no alongamento e na resistência ao impacto.

Com o prosseguimento do tratamento de austêmpera ocorreu uma queda em todas as propriedades avaliadas, com exceção do limite de escoamento. A redução na ductilidade do material em tempos longos de austêmpera é atribuído a precipitação de carbonetos.

Finalmente, os resultados mostraram que a esta temperatura (370°C), obtém-se as melhores combinações de resistência e ductilidade entre 60 e 120 min.

Nos corpos de prova austemperado a 320°C, os valores para o limite de resistência à tração e dureza não apresentaram variações significativas com o tempo de austêmpera, tendo em vista suas propriedades avaliadas, valores intermediários entre as temperaturas de 270 e 370 °C. Como se esperava, na temperatura de austêmpera de 270 °C, as amostras apresentaram valores mais altos de resistência a tração e dureza e também valores mais baixos de alongamento e resistência ao impacto. Isto se deve, ao refinamento da estrutura, ou seja, maior quantidade de ferrita acicular com pequenos espaços entre elas. Observou-se também para esta estrutura um aumento de carbono na austenita, o que reduziu ainda mais a temperatura de início da martensita.

Então, como se pode concluir, as classes citadas anteriormente, são definidas pela temperatura que o material é austemperado, seguido conseqüentemente dos esforços mecânicos, o qual o material será submetido.

### **3.4 – Aplicações**

O ADI vem sendo utilizado para fabricações de peças onde se requer resistência mecânica e ductilidade. <sup>(2,5-14)</sup> Uma das primeiras aplicações deste material foi na fabricação de engrenagens produzidas pelas empresas Kymi Kymmene Metall, Finlândia, que o utilizou em várias aplicações, incluindo caixas de cambio em geral, acionamento de laminadores e grandes engrenagens para fornos de cimento, fornos de calcinação e máquinas para silvicultura e a General Motors, EUA, que o utilizou em engrenagens hipóides para carros

de tração traseira, substituindo peças forjadas de aço. Esta mudança para engrenagens fundida em ferro nodular austemperado possibilitou uma economia total de energia de 50%, permitiu maiores velocidades de avanços durante as operações de usinagem e reduziu o peso das engrenagens em cerca de 10%, bem como o ruído em funcionamento em 14%.

Outras aplicações para o ADI são:

- Eixos virabrequim para condicionadores de ar e refrigeradores tem sido fabricados em nodular austemperado por empresas tais como a Wagner Co, EUA e Sulzer Brothers, Suíça.
- Engrenagem de motor diesel, mostrada na Figura 3.1.

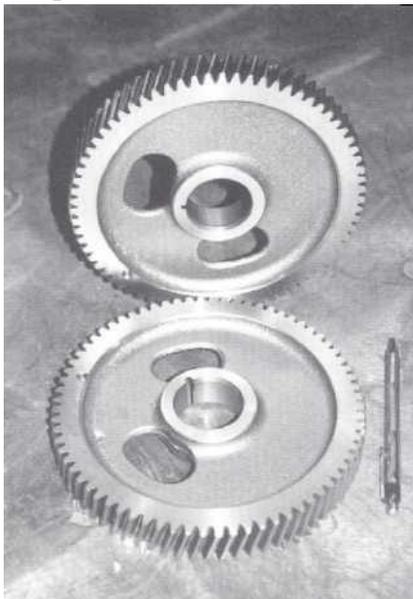


Figura 3.1 - Engrenagem de motor diesel feita em ADI.

- Eixos virabrequim para motores de combustão interna. As vantagens técnicas para o uso deste material foram anunciadas por várias indústrias, como a Internacional Harvester, Ford Motor Company e, recentemente, a Chrysler Corporation e a Mazda Motor. Segue abaixo uma avaliação feita pela Ford, EUA, que estimou que a

economia pela conversão do eixo virabrequim de aço forjado para nodular austemperado ficou entre US\$ 80,00 a US\$ 160 por peça, dependendo do tamanho, mostrando uma comparação entre o aço forjado e o ADI.

- Limite de Resistência ADI – 35% maior
  - Limite de Escoamento ADI – 40% maior
  - Módulo de elasticidade ADI – 20% menor
  - Peso – 10% menor
- Carcaças utilizadas em grande quantidade pela GM, EUA, desde 1979 em dispositivo de acoplamento do sistema de direção de camionetas com tração nas quatro rodas. As figuras 3.2 e 3.3 mostram um conjunto de coroa e pinhão fabricados em ADI

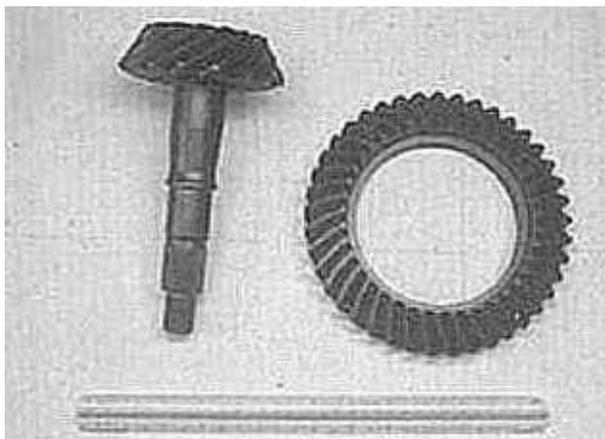


Figura 3.2 - Coroa e pinhão-GM.

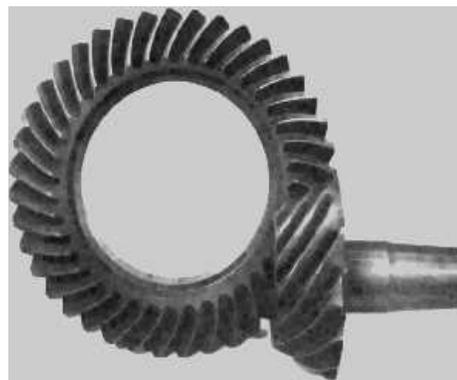


Figura 3.3 - Engrenagem de eixo GM convertida de aço forjado para ADI com ganho de custo, usinabilidade e redução de peso.

- Caixa de engrenagem para veículos de tração nas quatro rodas fabricadas pela Mazda.

- Suporte de fixação do motor, peça usada pela Mazda para fixar à carroceria ou chassi.
- Eixos comando de válvulas em nodular austemperado foram utilizados pela Mazda, em motor a gasolina V-6 DOHC/SOHC, substituindo convencionais, aço forjado e tratado ou ferro fundido coquilhado.
- Exemplos de uso em suspensões incluem: suporte de molas para caminhões pesados e barra equalizadora para suspensão de caminhão, fabricada pela Advanced Cast Products, EUA.
- Exemplos de uso em equipamentos de mineração, terraplenagem e construção: Proteção para caixa de transmissão, tampas de proteção de carcaças de pinos de truques, chapa moedora para moinho de disco, guia para equipamentos de escavação e terraplenagem e carcaças para martelletes pneumáticos.
- Exemplos de uso em componentes para a indústria ferroviária: grampos para ferrovias, peça de 10 a 15 kg, que antes eram fabricadas pela montagem de várias peças de aço fundido e forjado, berços para motores diesel, caixas de mancais, braços para máquinas de manutenção de vias férreas, capas para mancais utilizado em vagões de carga nos EUA e *Suspension links & Intermediate links* para vagões de carga.
- A Figura 3.4 mostra a utilização de ADI em rodas dentadas para equipamentos de construção e agricultura.

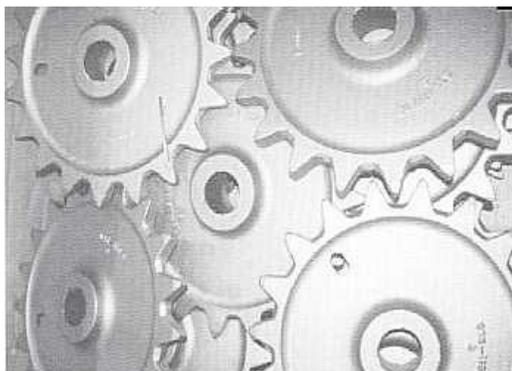


Figura 3.4 - Roda dentada para equipamentos de construção e agricultura.

As limitações econômicas e técnicas, barreiras para o crescimento do mercado e estratégias para crescimento comercial, poderão ser vistas na apostila SENAI – DR. <sup>(2)</sup>

### **3.5 – Produção de ADI**

#### **3.5.1 – Fundição <sup>(2)</sup>**

O nodular austemperado pode ser produzido com sucesso a partir de peças em ferro fundido nodular dentro de uma grande variação de composição química, processos e formas. Os parâmetros para produzir um fundido de qualidade em nodular austemperado são os mesmos para produzir peças fundidas com qualidade em ferro fundido nodular convencional. A peça deve ser adequadamente vazada e alimentada com um metal líquido corretamente elaborado e tratado com técnicas de inoculação e nodularização efetivas e consistentes para minimizar a segregação de solutos. O meio de moldagem deve ser controlado para minimizar o aparecimento de defeitos superficiais. A peça deve ser livre de inclusões não metálicas e drosses (borras ou óxidos). Carbonetos, microrechupes e cavidades devido a gases reduzem drasticamente a tenacidade do material; por isso devem ser evitados a todo custo. O nível máximo de carbonetos e inclusões não metálicas não deve ultrapassar 0,5% e o volume máximo de porosidades e/ou microrechupes deve ser inferior a 1%.

- Composição Química

A composição química do ferro fundido nodular austemperado é similar à do nodular convencional. Elementos de liga tais como Cu, Ni, e Mo não são adicionados para aumentar a resistência ou a dureza, mas para aumentar, quando necessário, a austemperabilidade da liga, seja devido ao aumento de espessura, acima de 18 mm como demonstra a figura 3.5, ou ao equipamento utilizado no tratamento térmico da peça. Pois peças espessas resfriam-se lentamente e requerem mais elementos de liga ou sistemas de resfriamento mais eficientes que as peças finas, a fim de se evitar a formação de perlita. No entanto, a adição desses elementos de liga, quando necessária, aumenta o custo e a complexidade de produção da peça fundida.

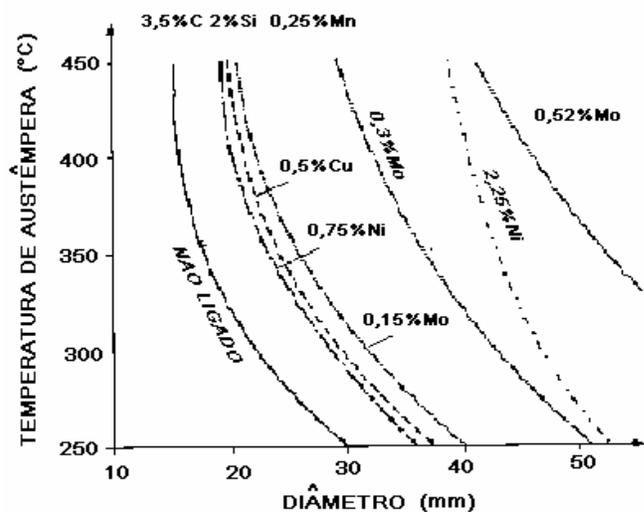


Figura 3.5 – Influência dos elementos de liga no diâmetro máximo para se obter uma estrutura austemperada em função da temperatura de austêmpera.

A adição controlada desses elementos de liga não altera as características de fundição do ferro fundido, nem aumenta a presença de defeitos de fundição.

As faixas de composição química recomendada para peças fundidas em nodular austemperado são as seguintes:

– Composição do ferro base:

- ✓ Carbono equivalente  $[CE = \%C + 1/3(\%Si)]$  deve ser controlado conforme a espessura da peça.

- até 13 mm - CE = 4,4 – 4,6%

- de 13 a 50 mm - CE = 4,3 – 4,6%

- acima de 50 mm - CE = 4,3 – 4,5%

- ✓ Carbono C 3,40 – 3,80%
- ✓ Silício Si 2,20 – 2,60% (Dependendo da faixa de CE)
- ✓ Manganês Mn 0,35% Máx. (Espessura acima de 13 mm)  
0,60% Máx. (Espessura abaixo de 13 mm)
- ✓ Magnésio Mg 0,025 – 0,06%
- ✓ Fósforo P 0,10% Máx.
- ✓ Enxofre S 0,02% Máx.
- ✓ Oxigênio O 50ppm Máx.

– Elementos de liga (se necessário)

- ✓ Cobre Cu 0,20 – 0,80%
- ✓ Níquel Ni 0,20 – 2,00%
- ✓ Molibidênio Mo 0,10 – 0,30%

### 3.5.2 – Efeitos do Si e Al na Produção do Ferro Fundido Nodular

Existem duas possibilidades de se produzir ferros fundidos cinzentos e nodulares:

- 1) Ligas Fe-C-Si, o chamado ferro fundido SGI-Si (Spheroidal Graphite), obtido pela adição de **Si**, que age como elemento grafitizante na reação eutética e ferritizante na reação eutetóide;
- 2) Ligas Fe-C-Al, o chamado ferro fundido SGI-Al, obtido pela adição de **Al**, que age como elemento grafitizante na reação eutética e perlitizante na reação eutetóide.

A razão dessas duas possibilidades está no comportamento do **Si** e **Al** quando adicionados às ligas Fe-C. Ambos agem como competidores do **C** como doadores de elétrons de valência: ambos injetam elétrons de valência nas bandas s e d do **Fe** e aumentam a concentração de elétrons  $\pi$  no líquido. Os elétrons  $\pi$  são os responsáveis pela ligação nos ajuntamentos (*clusters*) arênicos grafitóides e, com o seu aumento, o número e tamanho destes aglomerados também aumentam, acentuando a sub-microheterogeneidade do metal líquido <sup>(15)</sup>.

A figura 3.14 mostra variação do potencial químico  $\pi_c$  com as adições de Si e Al, no qual, quando  $\pi_c > 0$  a liga tem potencial para grafitizar aumentando a fase estável (I) e tornando a fase metaestável (II - carbonetos) menor. Com o crescente aumento destes elementos de ligas,  $\pi_c < 0$ , acentua a formação de carbonetos, aumentando a fase metaestável.

#### 3.5.2.1 – Efeito do Si

O **Si**, como se sabe, não se comporta sempre desta maneira quando sua concentração aumenta. Quando esta concentração aumenta, ele se transforma de doador num interagente ativo com o **C**, para um estabilizador de carboneto, formando inicialmente um

silicocarboneto e finalmente o SiC. Este comportamento se reflete na variação do potencial de carbono  $\pi_C$  com a composição da liga, figura 3.6.

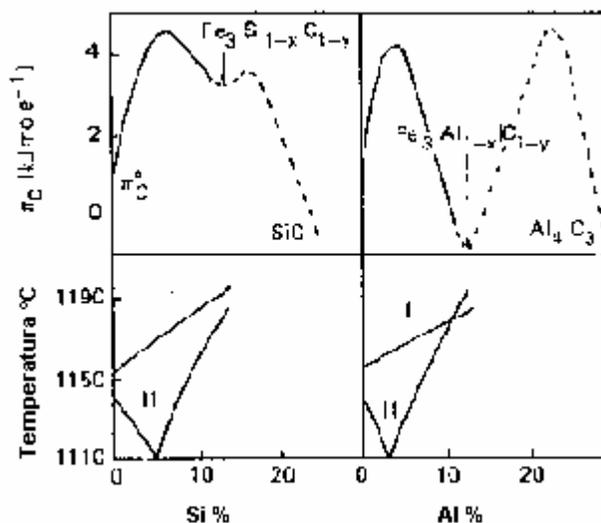


Figura 3.6 - Cinética do comportamento do silício e alumínio em função de suas respectivas adições no ferro fundido nodular.

### 3.5.2.2 – Efeito do Al

Segundo Elliott S. Ghosh e S.K. Das <sup>(15,16,17)</sup>, o **Al** apresenta um comportamento mais complexo. Inicialmente acentua a grafitação, e, na medida em que a sua concentração cresce, a inibe, a promove e finalmente a suprime conforme representado na figura 3.14. Conseqüentemente existem vários tipos de ferros fundidos obtidos com a adição de alumínio demonstrados na tabela III.4

Teor	Matriz	Função do Al	
		Na reação eutética	Na reação eutetóide
00-09%	Ferrítica	Grafitizante	Perlitizante
10-19%	Branco	Estabilizador de carboneto	Perlitizante
20-26%	Ferrítico	Grafitizante	Ferritizante
27-32%	Ledeburítico	Estabilizador de carboneto	Perlitizante

Tabela III.4 - Comportamento do alumínio em de sua respectiva adição no ferro fundido nodular

As duas classes de maior uso são a primeira e a terceira, que contêm respectivamente até 6% Al e entre 18-25% Al <sup>(15)</sup>. São ferros nos quais a grafita pode ser produzida na forma de veios, compacta e esferoidal. Esta última pela inoculação de elementos nodulizadores, particularmente o **Mg**. Porém se observou em um exame metalográfico que a forma da grafita com adições de alumínio no ferro fundido nodular, sofre uma degeneração, diminuindo o grau de nodularização quando comparado ao SGI-Si <sup>(17,18)</sup>. No entanto, os SGI –Al, além de apresentarem maior resistência, quando perlíticos, apresentam melhor resistência ao choque térmico, maior poder de grafitização e maior resistência ao coquilhamento, permitindo, por conseqüência, a fundição de paredes mais finas.

Como descrito anteriormente, a degeneração da grafita pelo uso do alumínio, podendo ressaltar também a presença de carbonetos eutéticos, são indesejáveis em um SGI-Al. Contudo, estas estruturas prejudiciais pode ser evitadas através da adição, com grande sucesso, de uma mistura de inoculante contendo ZrSi e para melhorar a nodularização o uso de estanho é recomendado. <sup>(19)</sup>

A primeira dessas classes foi objeto de muitos estudos no IPT no que se refere a sua temperabilidade <sup>(20)</sup>.

O **Al**, como o **Mg** e o **Ti**, são metais muito reativos, que tendem a se oxidarem preferencialmente, formando uma fina película de óxido de alumínio ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) com uma densidade menor que a do ferro. Portanto, forma-se na superfície da peça e pode ser facilmente encontrado como inclusões de óxido, quando este filme é entranhado no material. Assim, o ferro fundido ligado com Al não tem sido muito usado em virtude das dificuldades encontradas na sua fundição. Fundidos limpos podem, no entanto, ser obtidos pelo tratamento do metal líquido com borbulhamento de gás inerte, previamente ao vazamento, e pelo uso de sistemas de vazamento apropriados, que produzam menor turbulência e sejam dotados com os recursos necessários para a retenção de escória.<sup>(15,21,22,23,24)</sup>

Uma outra ocorrência muito comum em fundições de Fe-C-Al ou SGI-Al são porosidades conhecidas como “pinholes”<sup>(24,25)</sup> que formam a partir do hidrogênio, ou seja, uma molécula de  $\text{H}_2$  que desassocia na presença de alumínio formando  $2\text{H}$  ( $\text{Al}_2 + \text{H}_2 \longleftrightarrow 2\text{H}$ ). O alumínio tem uma grande influência sobre a tensão superficial do líquido, que pode resultar na ocorrência deste defeito. No entanto, existe uma faixa de alumínio a partir da qual este defeito é observado no ferro fundido nodular e cinzento. Faixa esta que varia de 0,008%-0,2% para o nodular e 0,0%-0,3% para o cinzento como especificado na figura 3.7. A tendência à formação de pinholes é reduzida, uma vez que a tensão superficial aumenta com o teor de alumínio no ferro líquido.

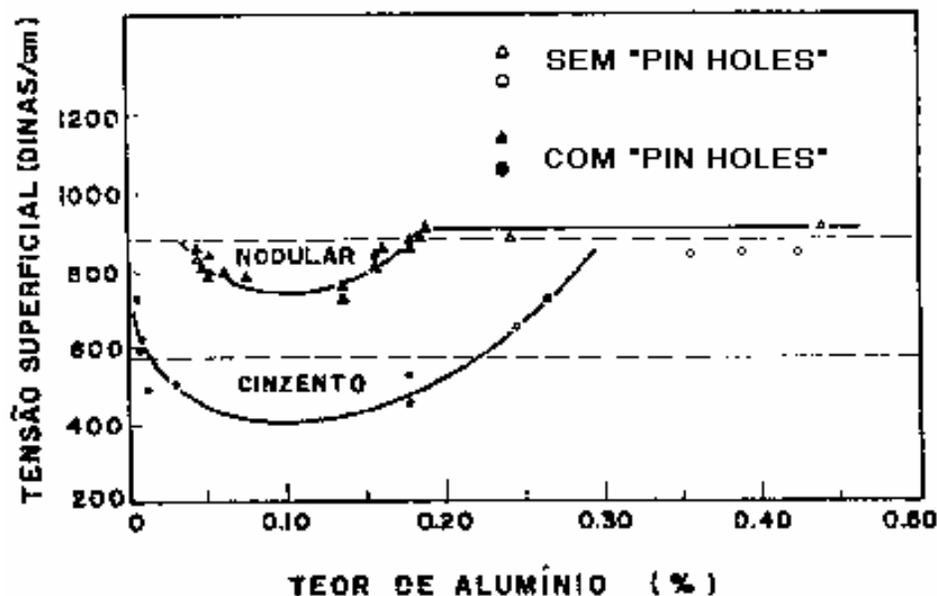


Figura 3.7 - Aumento da tensão superficial em função do acréscimo de alumínio.

### 3.6 – Influência do Alumínio na Resistência do Ferro Fundido Nodular

A presença de alumínio em ferro fundido nodular em teores mais altos, entre 13%-21%, apresenta-se como estabilizador de carbonetos. Portanto, esses exibem baixa usinabilidade, baixa ductilidade a temperatura ambiente e um comportamento frágil. Recentemente, foi publicado que a redução de alumínio para 8,5%, que se encontra na faixa de 0% -9% com comportamento grafizante e perlitizante, resultou em um aumento de ductilidade sem perda significativa de resistência.<sup>(26)</sup>

Um outro estudo realizado pelo IPT<sup>(20)</sup> mostrou que para teores de alumínio na faixa de 0,01% - 1,91% o ferro fundido nodular tem sua temperabilidade aumentada à medida que se aumenta o teor de alumínio. Portanto, sugere-se que o alumínio, nos teores adicionados, atua nesses materiais da mesma forma que os elementos de liga que se dissolvem na austenita, isto é, retardando a transformação da austenita. Sua temperabilidade é comparável a dos aços gráfiticos com grafita nodular, ferros fundidos cinzento ligados com alumínio, aço SAE 4150 e ferros fundidos nodulares com baixos teores de carbono.

Elliott <sup>(15)</sup> também mostrou vantagens como: aumento de resistência, melhor resistência ao choque térmico e melhor usinabilidade, ao se produzir ferros fundidos nodulares com acréscimo de alumínio. Portanto, a presença de alumínio com uma adição normal de silício exibe propriedades mecânicas em uma escala superior a dos ferros fundidos nodulares sem a presença de alumínio em altas temperaturas de trabalho, conforme mostrado na tabela III.5.

<b>Composição</b>	<b>L.R(Mpa)</b>	<b>L.E(Mpa)</b>	<b>Alogamento %</b>	<b>Temperatura °C</b>
3,5%C, 1,93%Si, 0,23%Mn	401	241	18,9	27
	54	48	33,2	649
	25	22	43,5	760
	30	28	30	871
3,12%C, 2,1%Si, 0,02%Mn, 1,25%Al	383	339	2,7	27
	77	78	12,1	649
	34	34	30,5	760
	26	25	28,5	871
3,32%C, 2,11%Si, 0,03%Mn, 3,8% Al	563	550	0,3	27
	112	109	18,8	649
	43	39	28,8	760
	19	17	48,5	871
	22	19	20,2	982

Tabela III.5 - Propriedades mecânicas do ferro fundido nodular em função do teor de alumínio na liga.

### **3.7 – Influencia do Alumínio no Ferro Fundido Nodular Austemperado**

Rundmam <sup>(1)</sup> sugere que o alumínio é tão grafitizante quanto o silício. No entanto, ele não soube especificar o efeito que uma quantidade significativa de alumínio provoca no desenvolvimento e na cinética do ADI.

Por sua vez, M.M. Haque e J.M. Young <sup>(17,27)</sup> verificaram que o ADI contendo alumínio apresentou mudanças significativas em seu comportamento mecânico e cinético em relação

ao usual contendo silício. No entanto, não foram mostrados os resultados numéricos obtidos, mas os comentários feitos com relação a estes experimentos foram:

- A resistência e a dureza das amostras austenitizadas a 900°C e austemperada entre 300-425°C aumentam com o tempo de austêmpera.
- Alto valor de resistência ao impacto encontrado no ensaio de charpy após 3 horas de austêmpera no ADI com adição de alumínio. Isto pode ser atribuído a uma maior estabilidade da austenita retida quando comparada ao ADI-Si, no qual, apresenta um decréscimo de resistência ao impacto quando austemperado por mais de 1 h.

Seguindo a teoria proposta acima, amostras de SGI-Si e SGI-Al foram estudadas em condições de austêmpera. O estudo mostrou que uma faixa de microestrutura e propriedades mecânicas podem ser obtida a partir de um SGI-Al utilizando 2,2% de Al, e os resultados são similares àqueles apresentados pelo SGI-Si em ambos os casos, ou seja, fundidos convencionais ou austemperados. <sup>(19)</sup>. Os nódulos de grafita de todas as amostras testadas foram uniformes em tamanhos e distribuição, com mais de 90% de nodularização.

Ambos os tipos de ferro fundidos nodulares, estão sendo tratado como SGI-Si e SGI-Al, austemperados em baixas temperaturas mostraram uma estrutura típica de bainíta inferior, com ferrita acicular e austenita retida. Aumentando a temperatura do tratamento de austêmpera, os espaços entre as placas de ferrita ficam maiores, reduzindo a quantidade de ferrita e em contrapartida aumentando a quantidade de austenita retida. Análises metalográficas não revelaram nenhuma diferença essencial entre a morfologia da ferrita bainítica e austenita retida nos SGI-Si e SGI-Al austemperados. A quantidade de austenita, como se espera, aumenta com a temperatura de austêmpera, a fração volumétrica máxima alcançada em um SGI-Al é de 42% depois de 1 h a 400°C, medida por difração de raios X. Resultado similar foi observado para o SGI-Si, com valores significativamente menores, 31% a 350°C e 20% a 300°C. A figura 3.8 mostra como a quantidade de austenita varia com o tempo e temperatura.

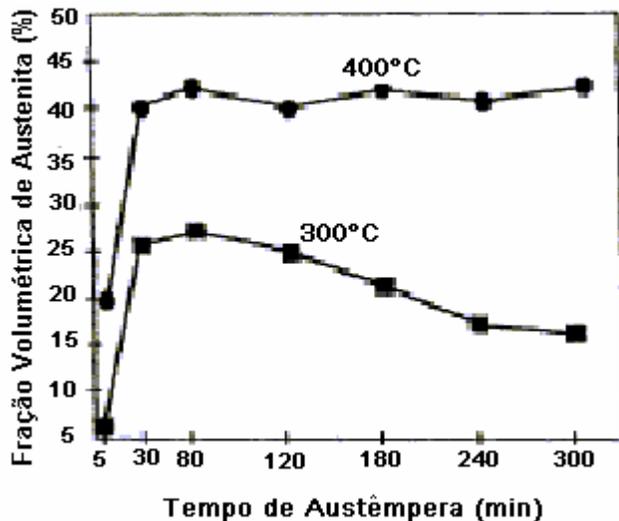


Figura 3.8 - Efeito do tempo de austêmpera sobre a fração volumétrica de austenita retida do SGI-Al.

As propriedades mecânicas (tensão, dureza e alongamento) em função do tempo de austêmpera para várias temperatura em ambos, SGI-Si e SGI-Al, estão apresentadas nas figuras 3.9 a 3.11. As figuras 3.9 e 3.10, como podem ser vistas, mostram que o limite de resistência e a dureza, para ambos fundidos, decrescem com o aumento da temperatura. O alto limite de resistência, depois da austêmpera a 300°C para o SGI-Al e 250°C para o SGI-Si, é devido a fina estrutura encontrada e a precipitação de cementita, respectivamente. Resultado similar é observado no gráfico de dureza na figura 3.10.

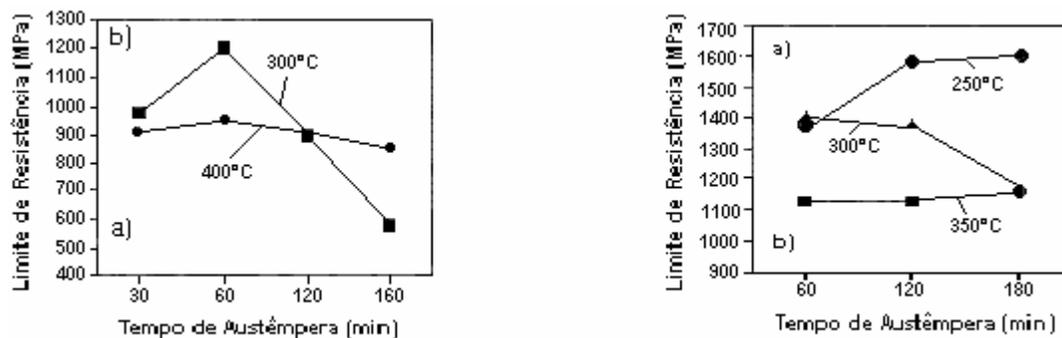


Figura 3.9. Efeito do tempo de austêmpera sobre o limite de resistência do (a) SGI-Al e (b) SGI-Si em diferentes temperaturas.

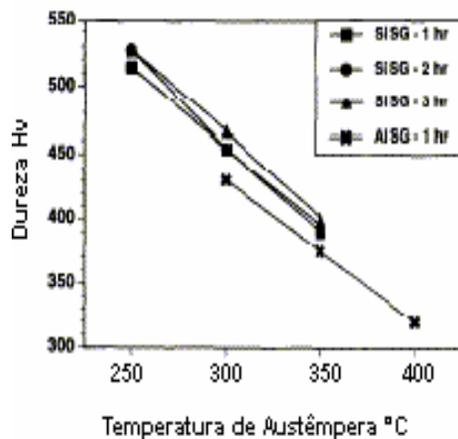


Figura 3.10. Efeito da temperatura de austêmpera sobre a dureza dos fundidos.

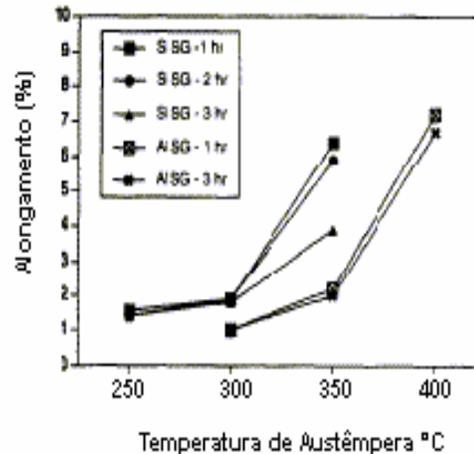


Figura 3.11. Efeito da temperatura de austêmpera sobre o alongamento dos fundidos.

A estabilidade da estrutura pode ser analisada a partir da figura 3.11, quando comparamos os resultados de ductilidade de ambos os fundidos de 1 a 3 h de austêmpera. Para o SGI-Si o valor decresce bruscamente para 50%, após o tempo de 3h em uma temperatura de 350°C. Isto acontece devido a precipitação de carbonetos. No entanto, para o SGI-Al, a mudança no alongamento após 3 h na temperatura de 400°C é significativamente menor por causa da pequena quantidade de carbonetos precipitados.

Um outro emprego do ADI, melhorada com o uso do alumínio, foi para realizações de solda, onde teores crescentes desta liga implicaram em melhoras nas propriedades mecânicas do ADI utilizado como metal de solda.<sup>(28)</sup>

Uma sugestão de uma possível influência do alumínio no ADI foi observada no experimento realizado por Elliott<sup>(15)</sup> na Tabela III.5 do item anterior. A tabela mostra que com crescentes teores de alumínio, na temperatura de austenitização entre 840-950°C há um aumento na ductilidade da amostra usada, sugerindo um possível efeito do alumínio na austenita. Este efeito poderia ser atribuído ao aumento de temperatura devido o alumínio ser um material mais dúctil em temperaturas mais elevadas. Mas o que se nota é que para o teor de 3,8% Al na temperatura de 982 °C o material volta a ter um decréscimo de ductilidade.

Portanto, nos capítulos 4 e 5 deste trabalho serão detalhados os procedimentos experimentais e conclusão obtida dos estudos que mostrarão os efeitos do alumínio nas propriedades mecânicas (LR, LE, dureza e alongamento) do ferro fundido nodular austemperado - ADI.

## 3.8 – Tratamento Térmico

### 3.8.1 Decomposição da Austenita

O tabela III.6, mostra as reações da decomposição da austenita nos aços na visão moderna e tradicional.

REAÇÕES DE DECOMPOSIÇÃO DA AUSTENITA NO AÇO

TEMPERATURE	ABORDAGEM MODERNA (centrada no mecanismo de reação de formação das ferritas)			ABORDAGEM TRADICIONAL (centrada nos constituintes metalográficos)	
			Orientada	Não Orientada	
Alta Temperatura	Reações Reconstitutivas		<b>Ferrita idiomorfica</b> * + [[perlita]]	<b>Ferrita alotriomorfica</b> + [[perlita]]	Termicamente ativada  REAÇÃO PERLÍTICA Reações com difusão (substitucionais e intersticiais)
Baixa Temperatura	Reações Displacivas	Termicamente Ativada	<b>Ferrita de Widmanstätten</b> * ** + [[perlita]]	---	REAÇÃO BAINÍTICA Reações em paraequilíbrio (difusão dos intersticiais mas não dos substitucionais)
		Atérmica	<b>bainita</b> * **	<b>Ferrita acicular</b> **	
		Atérmica	<b>martensita</b> *		Atérmica REAÇÃO MARTENSÍTICA Reações sem difusão (substitucionais e intersticiais)

\* Cristalograficamente orientada

\*\* Geometricamente orientada

**ferrita Bainítica** - Cresce a partir do contorno de grão austenítico

**ferrita Acicular** - Cresce dentro do grão austenítico a partir de inclusões

Tabela III.6 - Reações de decomposição da austenita no aço

#### 3.8.1.2 – Ferrita nos aços

Tem-se até agora considerado transformações envolvendo difusão de átomos (Transformações reconstitutivas). Contudo, devemos considerar as transformações que ocorrem por movimentos coordenados dos átomos, ou seja, a estrutura é deformada e a

transformação acontece sem difusão (transformações displacivas). Então, segue abaixo alguns tipos de ferrita existentes em aços <sup>(29)</sup> formada displacivamente ou resconstrutivamente.

### - Ferrita Alotromorfa

A ferrita alotromorfa tende a nuclear-se no contorno de grão da austenita, formando camadas na qual segue toda a extensão do contorno conforme mostra a figura 3.12.

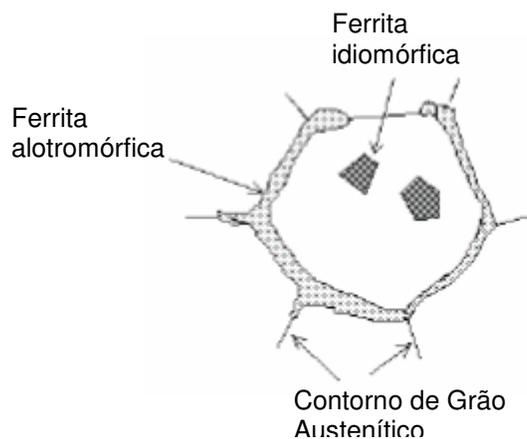


Figura 3.12 – Formação da ferrita alotromorfa e idiomorfa.

### - Ferrita Idiomorfa

A ferrita idiomorfa nucleia sem o contato com o contorno de grão austenítico. A nucleação tende a ser heterogênea normalmente em uma inclusão não metálica presente nos aços como também esta mostrado na figura 3.12

Ambas estruturas são tidas como transformações difusionais, ou seja, não ocorre nenhuma deformação acompanhando a transformação. A ativação termica é necessária para que ocorra a transformação, entretanto, a precipitação desses tipos de ferrita acontece apenas em altas temperaturas.

### - Ferrita de Widmanstätten

A ferrita de Widmanstätten primária também tem seu crescimento a partir do contorno de grão austenítico, enquanto que, a ferrita de Widmanstätten secundária desenvolve a partir de alguma ferrita alotrópica que pode estar presente na microestrutura (Fig. 3.13).

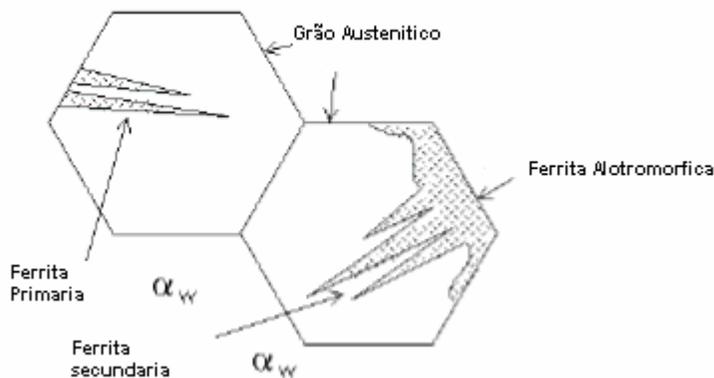


Figura 3.13 – Ferrita de Widmanstätten

A ferrita Widmanstätten pode formar-se na temperatura perto de  $A_{e3}$  e com isto é necessário uma pequena força motriz ou uma energia livre de apenas  $50 \text{ J mol}^{-1}$ . Esta quantidade de energia livre produzida por um resfriamento rápido não é necessária para promover uma transformação displaciva ou adifusional.

## - Bainita e Ferrita Acicular

A microestrutura da bainita e ferrita acicular difere significativamente. Núcleos de bainita (chamada “Sheaves”) cresce como uma série de placas paralelas em idêntica orientação cristalográfica a partir do contorno de grão austenítico. Enquanto, que, placas de ferrita acicular desenvolvem intragranularmente paralelamente sem uma orientação definida.

Apesar da diferença microestrutural, existe uma evidência considerável que a ferrita acicular e a bainita tem um mecanismo de transformação similar. Algumas das similaridades entre a bainita e a ferrita acicular estão citadas abaixo:

- Não existe nenhuma difusão de soluto durante o crescimento da bainita ou da ferrita acicular;
- Ambas reações param quando a concentração de carbono na austenita alcança um valor, que torna a reação termodinamicamente impossível acontecer sem difusão. O crescimento então ocorre sem difusão, mas seguido imediatamente pela rejeição do carbono da ferrita acicular para dentro da austenita residual;
- A ferrita acicular somente é encontrada abaixo da temperatura de início da bainita;
- Como na bainita superior e bainita inferior, é possível obter ferrita acicular superior e ferrita acicular inferior. As placas de ferrita acicular inferior é como a bainita inferior, contém linhas de cementita em uma orientação única.

Conceitos pelo qual a microestrutura bainítica se forma tem sido ativamente debatido durante décadas. Ponto de vistas opostos tem sido debatidos pelos respectivos cientistas. Um assunto preocupante é se existe ou não contribuição do mecanismo de formação martensítica para a formação da bainita. Pois, pesquisadores também defendem a tese da formação bainítica ou ferrita acicular acontecendo por difusão<sup>(30,31)</sup>.

Na figura 3.14 esta representada as transformações citadas acima dentro de um diagrama TTT.

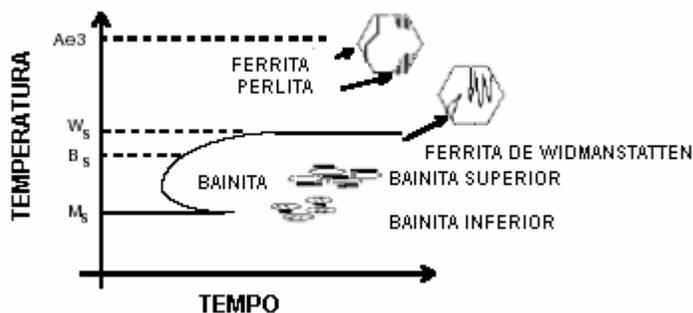


Figura 3.14 – Transformações ferríticas no diagrama TTT.

### 3.8.1.3 - Tratamento Térmico de Austêmpera

As figuras 3.15 e 3.16 mostram diagramas esquematizando o ciclo do tratamento térmico usado no ADI.

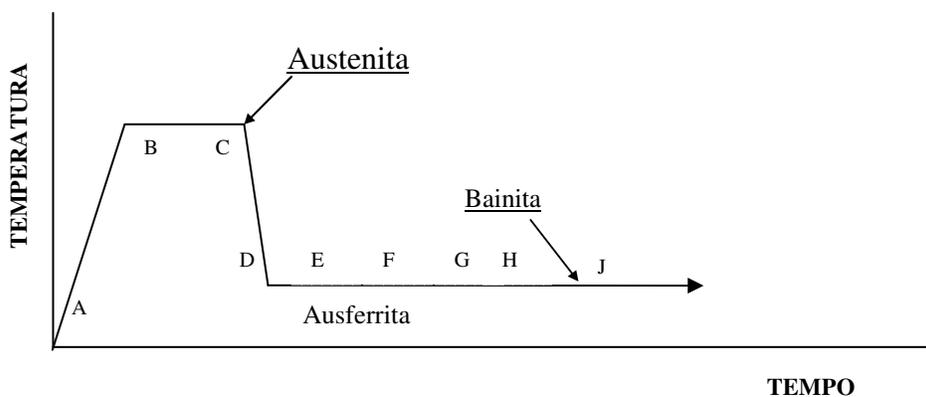


Figura 3.15 – Representação esquemática do tratamento térmico de austenitização e austêmpera.

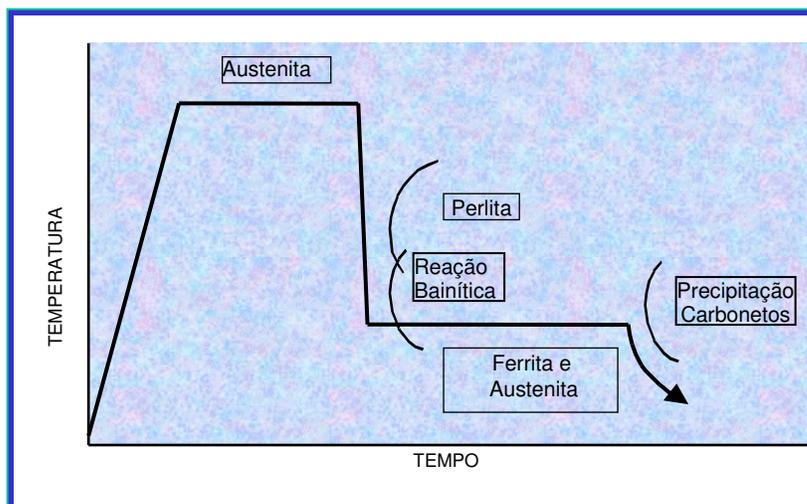


Figura 3.16 – Representação esquemática do tratamento térmico de austenitização e austêmpera em função do diagrama TTT

O ferro fundido nodular é aquecido até a temperatura de 840-950°C (A – B na Fig. 3.15) e mantido por um período de tempo até que toda matriz seja transformada em CFC (Cúbico de Face Centrada) austenítica, que é saturada de carbono (B – C na Fig. 3.15). O material é então resfriado rapidamente (C-D) até a temperatura de austêmpera (entre 250-450°C) e mantido nesta temperatura até que a matriz seja transformada em ferrita acicular e austenita estabilizada (E-F). Esta estrutura, denominada ausferrita <sup>(2,30)</sup>, é mostrada na figura 3.17. Porém, em temperaturas mais baixas, menores que 350 – 320°C, segundo vários autores <sup>(32,33,34,35,36,37,38)</sup>, ocorre à precipitação de carbonetos simultaneamente à formação de ferrita acicular e da austenita de alto carbono; portanto a denominação ausferrita para a microestrutura obtida em baixas temperaturas seria inadequada. Kovacs <sup>(30)</sup> utiliza o termo ausferrita independente da temperatura de austêmpera.

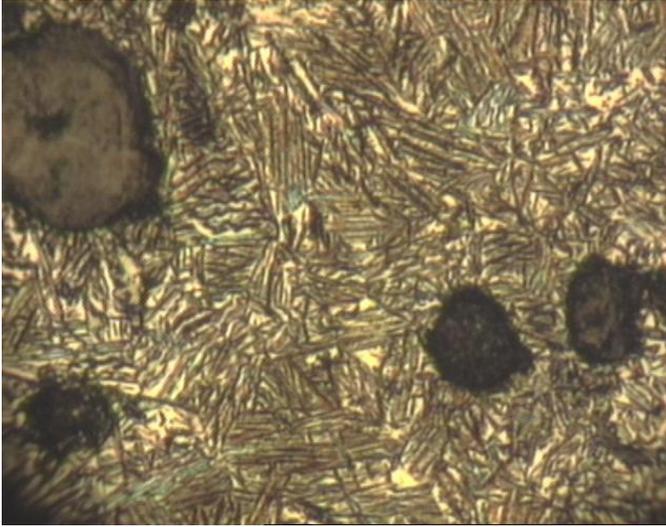


Figura 3.17 – Matriz formada de ferrita acicular e austenita estabilizada, denominada ausferrita.

Entre os pontos F-G não ha precipitação de ferrita, porém, segundo Susil K. Putatunda <sup>(31)</sup> existem agulhas de ferrita ainda em crescimento, com isto dirige-se mais carbono para dentro da austenita remanescente, crescendo sua concentração para a faixa de 1,8-2,2%, dependendo da composição do material, tornando-a termicamente e mecanicamente estável. Este período de tempo de estabilidade é denominado janela de processo, representada na figura 3.18, onde se demonstra o efeito causado pela crescente adição do manganês, sugerido neste processo devido sua forte tendência de segregar entre os nódulos de grafita como formador de carbonetos, devido o aumento da solubilidade do carbono na austenita e a dificuldade que este elemento provoca na difusão do carbono nesta fase <sup>(39,40)</sup>.

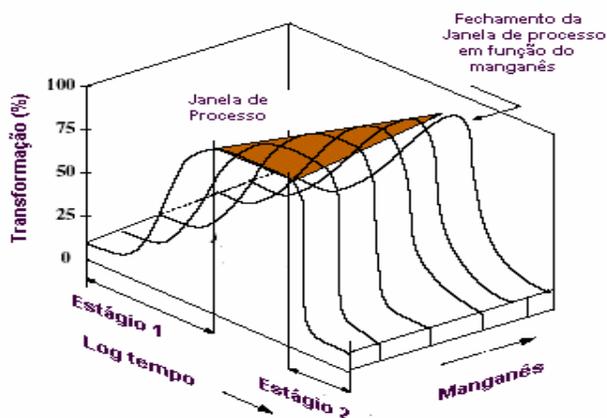


Figura 3.18 – Variação da janela de processo em função do teor de manganês

A figura 3.19 demonstra mais detalhadamente a estabilidade desta estrutura com o aumento de carbono na austenita, que tem sua resistência ao cisalhamento aumentada dificultando ou tornando impossível a formação de martensita em determinadas temperaturas. Assim é necessária uma força motriz maior para a formação de uma matriz martensítica, ou seja, uma temperatura abaixo da  $M_s$ . Em consequência desta explicação, mais a dificuldade do carbono se difundir em carbonetos em temperaturas mais baixas, segundo George Krauss <sup>(41)</sup>, a austenita remanescente saturada de carbono torna-se estável à temperatura ambiente.

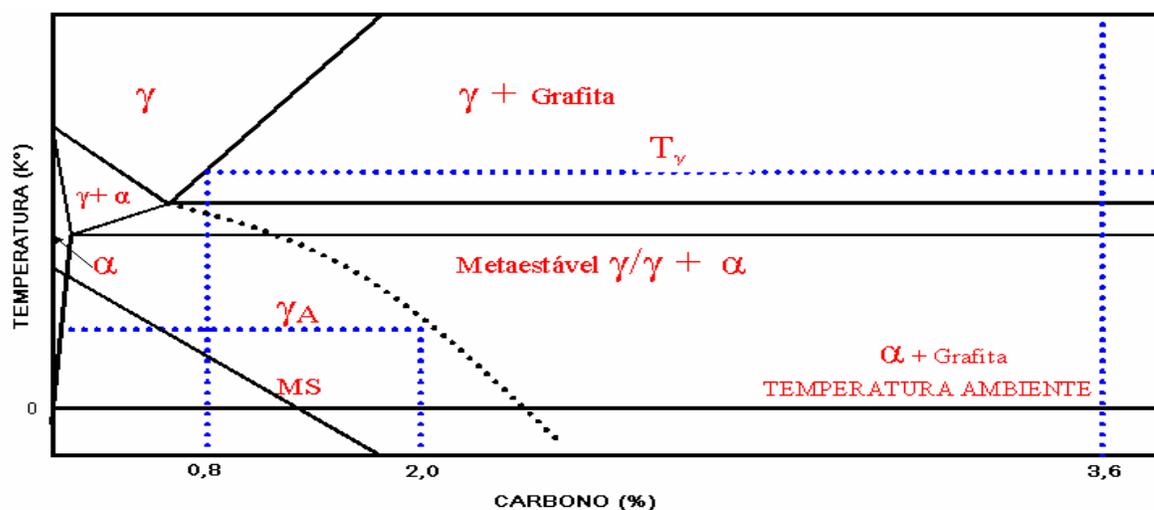


Figura 3.19 – Diagrama de fases mostrando a variação da temperatura de início de formação de martensita em função da quantidade de carbono na austenita.

Portanto, quando o material é mantido por muito tempo no ponto G no ciclo térmico Figura 3.15, o carbono da austenita remanescente começa a se difundir e carbonetos começam a nuclear-se (G-H). Então, toda austenita transforma para ferrita e o carbono em carbonetos, formando um constituinte bainítico (J), que é prejudicial as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado <sup>(39)</sup>.

Ainda seguindo a teoria de Putatunda <sup>(31)</sup>, a austenita remanescente tem sua fração volumétrica aumentada à medida que se aumenta a temperatura de austêmpera. Durante o processo de austêmpera, forma-se ferrita a partir da austenita, a ferrita formada dissolve baixo carbono, com isto, para que a haja crescimento, é preciso que o carbono difunda para dentro da austenita.

A nucleação depende de um superesfriamento, que em baixas temperaturas (260°C) uma enorme quantidade de ferrita é nucleada, mas ao mesmo tempo, por causas da baixa taxa de difusão do carbono, a taxa de crescimento também é baixa, de modo que se forme uma estrutura extremamente fina de ferrita e austenita, com uma elevada resistência e um baixo alongamento. Assim, em baixas temperaturas de austêmpera a fração volumétrica de ferrita é alta e a fração volumétrica de austenita baixa. Entretanto, em elevada temperatura de austêmpera (370°C), devido a um menor superesfriamento, a quantidade de ferrita nucleada também decresce, mas ao mesmo tempo, a alta taxa de difusão provoca a formação de uma estrutura grossa de ferrita e austenita, com um valor de resistência menor e um alto valor de alongamento. A fração volumétrica de austenita remanescente nesta temperatura é elevada e conseqüentemente a de ferrita é baixa. A figura 3.20 representa uma análise metalográfica, que ilustra a situação proposta acima. Onde, (a) representa uma microestrutura, ADI, austemperada a 260°C (b) microestrutura austemperada a 316°C (c) microestrutura austemperada a 343°C e (d) microestrutura austemperada a 371°C.

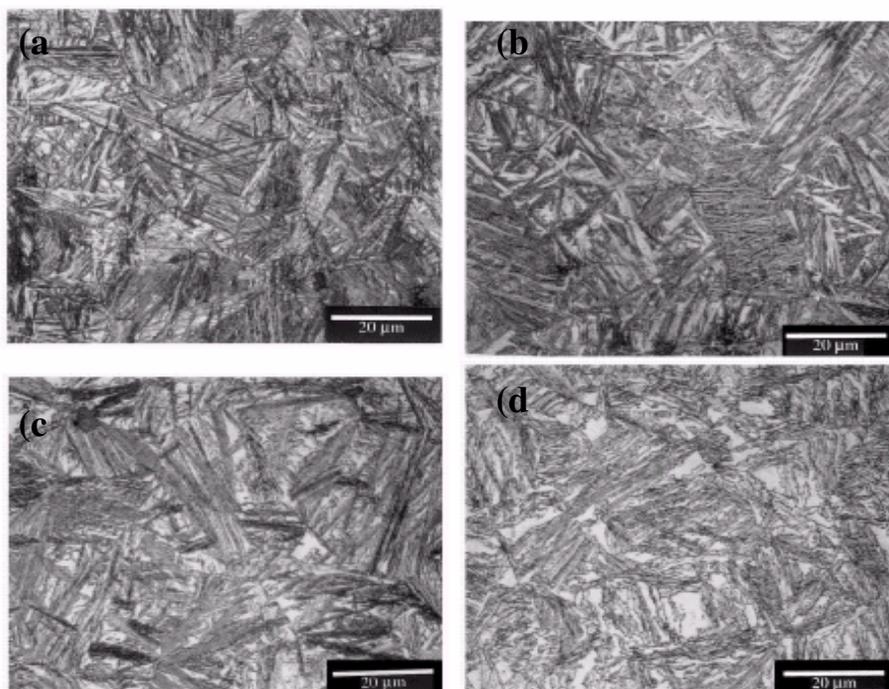


Figura 3.20 – Microestruturas austemperadas em diferentes temperaturas: (a) microestrutura austemperada a 260°C (b) microestrutura austemperada a 316°C (c) microestrutura austemperada a 343°C e (d) microestrutura austemperada a 371°C.

A figura 3.21, mostra que, em uma análise feita por difração de raios X, o decréscimo da temperatura isotérmica, dentro de um intervalo de 500 – 250°C, aumenta a quantidade de ferrita acicular na estrutura. Contudo, a mudança da fração volumétrica de austenita retida tem uma tendência oposta. Com o decréscimo da temperatura, nesse mesmo intervalo, tem-se baixa quantidade de austenita retida com variação entre 33 à 18%.<sup>(42)</sup>

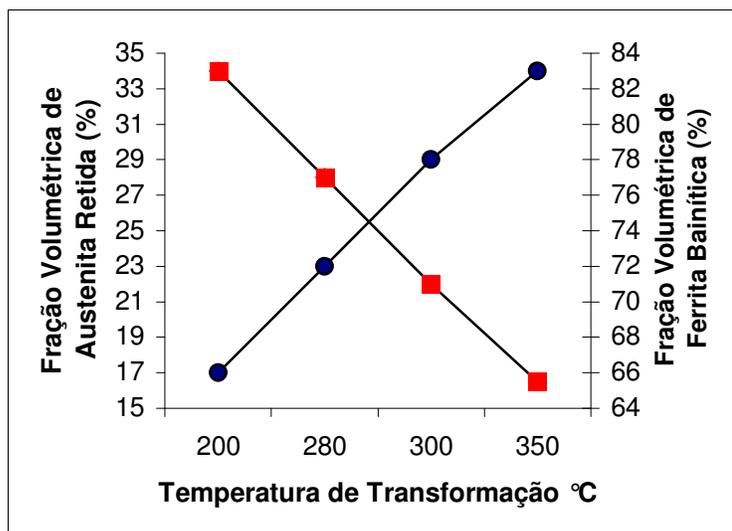


Figura 3.21. fração volumétrica de austenita retida em função da temperatura de transformação - ● Austenita Retida vs. ■ Ferrita Bainítica.

Uma outra teoria de formação da estrutura do ADI foi abordada por M.A. Yescas e H.K.D.H. Bhadeshia<sup>(43)</sup>; que segundo eles, a estrutura formada acontece dentro de uma reação bainítica interrompida como mostrado na Figura 3.16 citada acima, ou seja, antes que carbonetos precipitem o material é resfriado. Por isto a ferrita acicular é também denominada de ferrita bainítica e o processo é definido convencionalmente em dois estágios conforme observado na figura 3.18.

O mecanismo de formação das placas de ferrita no primeiro estágio da transformação, no qual se produz o ADI, é idêntico ao mecanismo de formação da martensita. Mas devido à influência da temperatura, o excesso de carbono rapidamente difunde-se para a austenita remanescente, então, segundo Bhadeshia<sup>(29,43)</sup>, a reação é interrompida a partir do momento que a precipitação não difusiva se torna termodinamicamente impossível.

No segundo estágio, permanecendo tempo suficiente em temperaturas elevadas, ocorre a precipitação de carbonetos entre as placas de ferrita, formando uma estrutura típica de uma bainita superior. Conforme a temperatura é reduzida, o processo de difusão para a formação

de carbonetos torna-se mais difícil e a locomoção dos átomos mais lenta. Portanto, ocorre a precipitação de carbonetos dentro das placas de ferrita, caracterizando uma bainita inferior.

Os estágios descritos acima podem ser melhores visualizados na figura 3.22, onde está representada esquematicamente a reação bainítica, na qual o ADI é produzido.

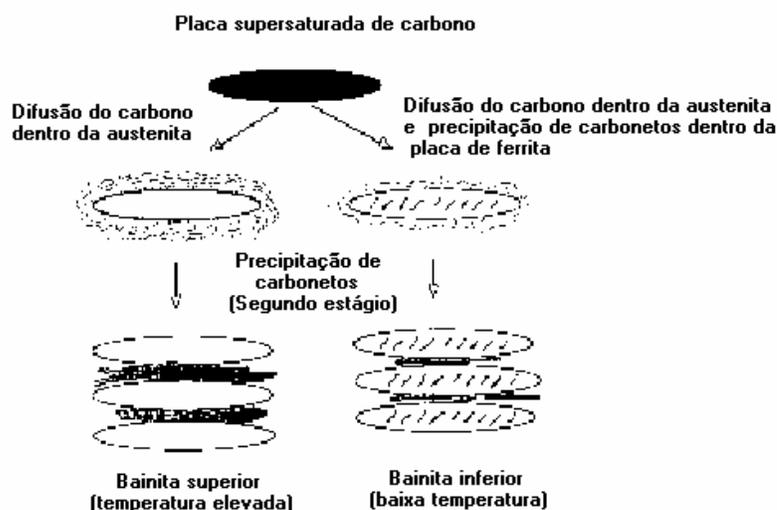


Figura 3.22 – Ilustração do crescimento e formação da bainita superior e inferior.

A deformação induzida por acomodações plásticas, causa uma perda de coerência na interface da transformação, fazendo com que o processo paralise prematuramente, antes que a placa de ferrita encontre um obstáculo tal como contorno de grão. Portanto, quando se tem uma grande força motriz (baixa temperatura de austêmpera) para formação de ferrita, resulta em quantidades maiores de deformação e acomodações plásticas, impedindo o crescimento das placas de ferrita, ou seja, formação de uma estrutura fina. Ao contrário, quando se tem uma força motriz menor (elevadas temperaturas de austêmpera), resulta em menores quantidades de deformação e acomodações plásticas, diminuindo a quantidade de obstáculos que possam impedir o crescimento das placas de ferrita, resultando em uma estrutura grossa.

Então o produto desta transformação cresce na forma de placas finas, com o objetivo de minimizar a energia de deformação causado pelo superesfriamento da estrutura.

Bhadeshia <sup>(44)</sup>, ainda mostra que, a ferrita acicular e a ferrita bainítica não se tratam da mesma estrutura. Ambas, bainita convencional e ferrita acicular, podem ser obtidas em uma mesma condição de transformação isotérmica, mas para se obter a bainita, o grão austenítico deve ser pequeno, então a nucleação parte da superfície do grão para seu interior. Para grãos austeníticos maiores, a ferrita nucleia a partir de inclusões existentes no material, de modo que, a ferrita acicular é obtida. Usando o mesmo raciocínio a ferrita acicular não pode ser encontrada quando a densidade de sítios de nucleação intragranular (inclusões) é pequeno.

## 4 – Metodologia

A figura 4.1 representa as operações executadas no trabalho.

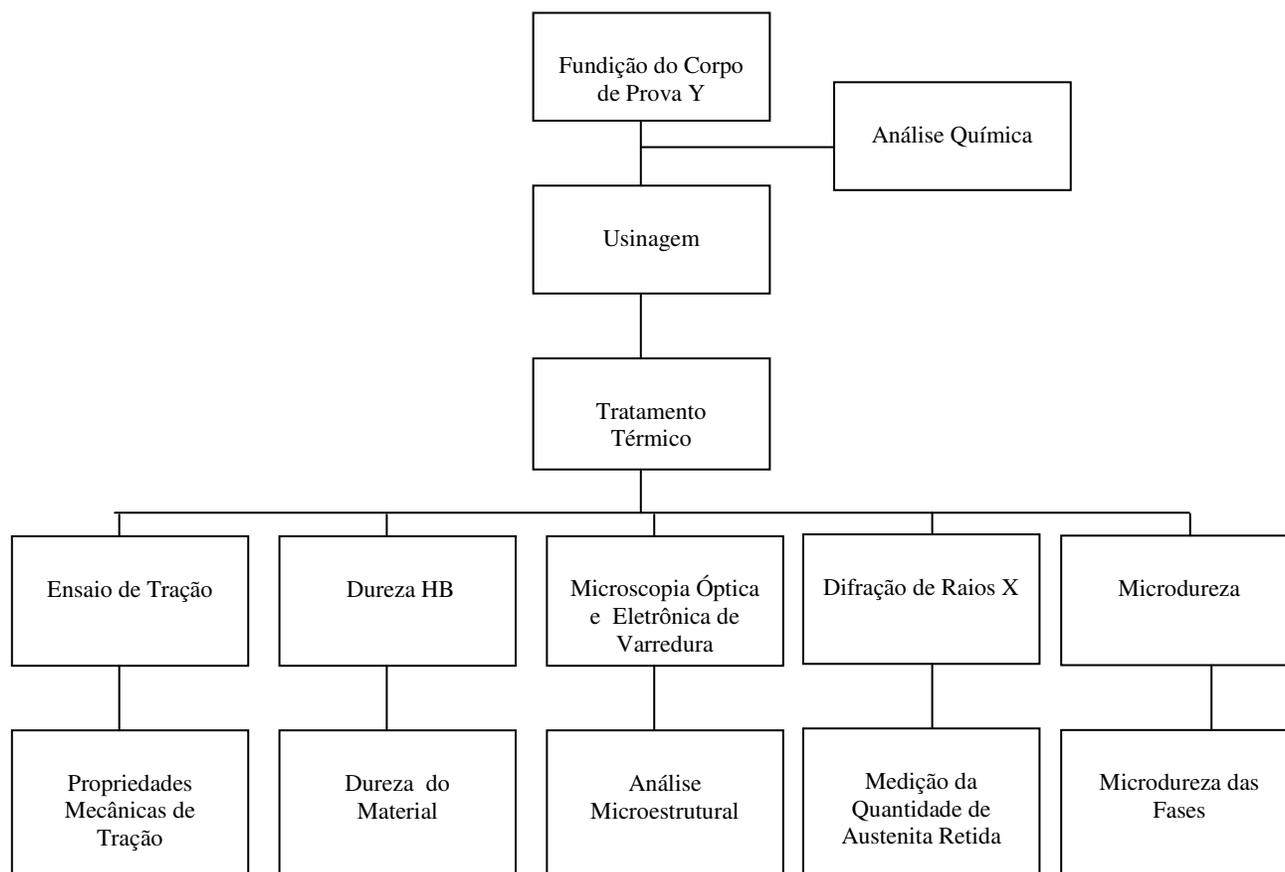
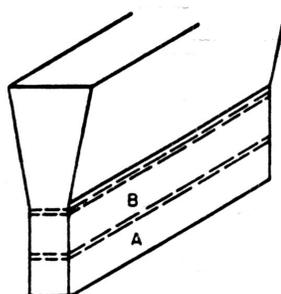


Figura 4.1 - Fluxograma representando as várias operações executadas na pesquisa.

Devido a estrutura da ausferrita ser muito fina, essa dificulta a determinação com precisão da quantidade de austenita retida, por quaisquer das técnicas disponíveis, inclusive por difração de raios-X.

## 4.1 - Detalhamento das Atividades

- Fundição do Corpo de Prova Y (Fig. 4.2)



- Parte A – Ensaio de tração e metalografia
- Parte B – Difração de raios X e dureza

Figura 4.2 - Desenho esquemático do corpo de prova Y.

Utilizando-se de um forno a indução de marca “*Inductotherm*” trabalhando com frequência de 3200 Hz (média frequência) e potência de 75 kW com capacidade para 50 kg, foram fundidos um total de 12 blocos Y com tratamento de inoculação e nodularização para a obtenção de grafita do tipo I e II de acordo com especificação da norma ASTM A 247 <sup>(45)</sup> acima de 95% com predominância do tipo I. Estes blocos possuem as seguintes medidas: espessura da base 13 mm, comprimento 175 mm, altura total 100 mm e altura útil 50 mm, de acordo com a norma ASTM A 897 <sup>(46)</sup> para caracterização e determinação de peças com espessuras mais finas. As composições química estão de acordo com a Tabela IV.1, mantendo o carbono equivalente ( $CE = \%C + 1/3(\%Si) + 1/6(\%Al)$ ) perto da composição eutética, com o objetivo de minimizar defeitos e anomalias comuns em ferro fundidos, como por exemplo poros. <sup>(47)</sup>

Elementos	Faixa Geral	Composição	Composição	Composição	Composição
		1	2	3	4
C	3,4 – 3,8	3,55 – 3,70	3,55 – 3,70	3,40 – 3,55	3,45 – 3,55
Si	2,2 – 2,6	2,30 – 2,50	1,65 – 1,75	1,19 – 1,26	0,20 – 0,75
Al	0,0 – 9,0	-	1,19 – 1,31	3,62 – 3,78	4,70 – 4,80
Mn	0,35 máx.	0,10 – 0,20	0,10 – 0,20	0,10 – 0,20	0,10 – 0,20
P	0,10 máx.	0,10 máx.	0,10 máx.	0,10 máx.	0,10 máx.
S	0,02 máx.	0,02 máx.	0,02 máx.	0,02 máx.	0,02 máx.
Cu	0,20 – 0,80	0,50 – 0,70	0,50 – 0,70	0,50 – 0,70	0,50 – 0,70
Ni	0,20 – 2,0	-	-	-	-
Mo	0,10 – 0,30	-	-	-	-
Mg	0,025 – 0,06	0,030 – 0,060	0,030 – 0,060	0,030 – 0,060	0,030 – 0,060
Carbono equivalente	4,3 – 4,6	4,30 – 4,50	4,30 – 4,50	4,40 – 4,60	4,30 – 4,60

Tabela IV.1 - Composição química esperada nas amostras.

Obs. Para cada composição da tabela acima inclui-se a fundição de 3 blocos Y.

Para acompanhamento do processo de fundição, fez-se para cada fusão uma análise química por espectrometria óptica com o objetivo de corrigir a composição do material previamente ao vazamento. Para tal ensaio, foi utilizado um espectrômetro de emissão ótica modelo Spectro 8485.

O vazamento a 1480°C foi realizado em panela sinfonada com o intuito de evitar a penetração de óxidos e escória para dentro do metal. O tratamento de inoculação com FeSi75% e de nodularização com FeSiMg foram realizados juntamente com a adição de alumínio na própria panela, só então, fez-se o vazamento para os moldes fabricados pelo processo silicato de sódio/CO<sub>2</sub>.

A inoculação de ZrSi e nodularização com estanho, não foram usadas devido a falta destes materiais, dificuldade de encontra-los e por não dominar estas técnicas. Com isto optamos por usar os metodos convencionais citados acima, ressaltando o real efeito do alumínio.

Para cálculo das faixas usadas nas composições do alumínio 2 e 3 da tabela IV.I, fez-se um

coeficiente de variação das faixas químicas descritas na composição padrão (composição 1) usada na maioria das indústrias onde se fabrica ferro fundido nodular, construindo o gráfico da Figura 4.3 Teor Médio x Coeficiente de Variação (CV). Na composição 4, a faixa foi calculada à partir do carbono equivalente. Então com os valores do coeficiente de variação e os teores médios da faixa geral da tabela IV.I. Pode-se chegar as faixas de alumínio para um determinado teor usado.

Os cálculos abaixo mostram o modelo usado para obtenção dos dados da figura 4.3 e das faixas de alumínio.

Faixa da Composição do Carbono = 3,55 – 3,70

Media =  $(3,55+3,70)/2 = 3,625$

Coeficiente de Variação =  $(3,70-3,55)/3,625 = 0,041379$

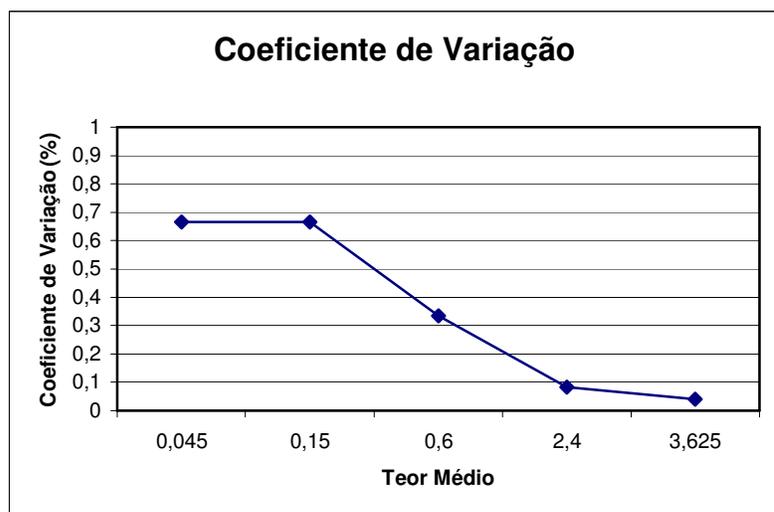


Figura 4.3 - Coeficiente de Variação x Teor Médio

- Usinagem dos Blocos Para Realização de Ensaio de Tração

Os blocos fundidos pelo processo descrito foram usinados para que suas dimensões atendessem o especificado no desenho da figura 4.4, visando obter um diâmetro útil de acordo com a norma ASTM A 897<sup>(46)</sup> para blocos de base com 13 mm de espessura.

As demais dimensões foram ajustadas para a realização dos ensaios de tração na máquina Instron citada à seguir.

Conforme a norma acima, estes ajustes estão de pleno acordo para atender as condições do ensaio.

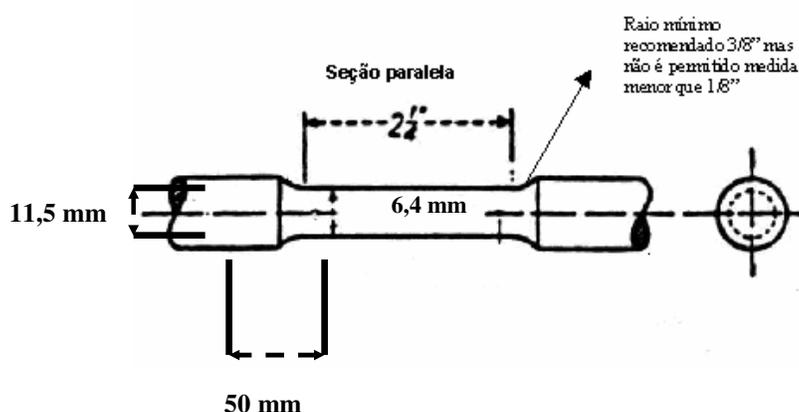


Figura 4.4 - Especificações de usinagem do corpo de prova utilizado para ensaio de tração.

- Tratamento Térmico

Este processo consistiu em aquecer a parte A do corpo de prova Y, usinada conforme determinação anterior para ensaio de tração e a parte B, bruto de fundição, utilizando-se de um forno marca Oriental Engineering, modelo P50120, Japão, diâmetro do cadinho de 500 mm e profundidade de 750 mm dotado de sistema de circulação de ar, em uma temperatura de austenitização de 900°C, na qual foram mantidos por um período de 2 horas.

Em seguida, os corpos de prova transportados para o forno, marca Oriental Engineering, modelo SPE 50120, Japão, diâmetro do cadinho de 1200 mm e profundidade de 800 mm,

onde foram resfriados em banho de sal marca HEF do Brasil, tipo LTDS com ponto de fusão de 170°C e capacidade de aquecimento máxima de 500°C, nas condições mostradas na tabela IV.2 para submetê-los ao tratamento de austêmpera.

Temperatura (°C)	tempo (min)	Composição	Quantidade de CP
370	70	Composição 1,2,3,4	4
320	63	Composição 1,2,3,4	4
270	60	Composição 1,2,3,4	4

Tabela IV.2 - Temperatura e tempo de austêmpera para as amostras de diferentes composições químicas.

Os tempos escolhidos para a realização da austêmpera, segundo Bhadeshia <sup>(43)</sup>, são necessários para que se maximize a fração volumétrica de austenita retida nas temperaturas selecionadas.

Após o tratamento térmico de austêmpera, as amostras foram transferidas para limpeza em um tanque com água à 60°C, agitada por sopro de ar comprimido. Tendo permanecidas nesta condição por aproximadamente 10 minutos, finalizando o processo de produção do ADI. O tanque usado para a limpeza tem a mesma marca e fabricante dos fornos citados. A limpeza tem por objetivo retirar o sal aderido, evitando a corrosão das peças/equipamentos e protegendo os operadores do contato com o sal que é prejudicial a saúde.

- Ensaio de Dureza Brinell

Conforme descrito anteriormente, o ensaio foi executado na parte B do corpo de prova Y, onde se retirou uma parte da amostra para usinagem.

A amostra foi preparada de acordo com as dimensões mostradas na figura 4.5.

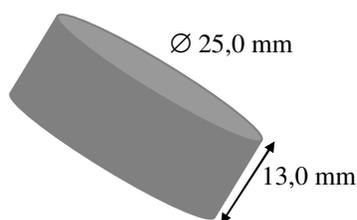


Figura 4.5 - Corpo de prova utilizado para ensaio de dureza Brinnell.

O ensaio de dureza Brinnell consistiu em comprimir lentamente uma esfera de aço de  $\varnothing 2,5$  mm, sobre a superfície plana, polida e limpa da amostra através de uma carga imposta de acordo com o tipo e dureza do material usado, durante um período de tempo de 30 s.

Essa compressão provocou uma impressão permanente no material, tendo um diâmetro,  $d$ , o qual foi medido por intermédio de um micrômetro óptico e comparado com uma tabela que fornece diretamente a dureza Brinell.

Foram realizados, no mínimo, cinco ensaios em cada amostra para se fazer a média e alcançar um resultado mais real e significativo.

- Ensaio de Tração

Este ensaio foi realizado na máquina Instron modelo 5582 acoplado a um computador com um programa para controle, aquisição e tratamento de dados; com o objetivo de medir as propriedades mecânicas do material, tais como limite de escoamento, limite de resistência e alongamento.

A taxa de deformação usada foi de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , por ser a mais utilizada nesse tipo de ensaio. Como foi um ensaio comparativo entre os corpos de prova, resolveu-se adotar um comprimento útil de 63,5 mm para medir os seus respectivos alongamentos. Com isto, deixa de se levar em conta as especificações da norma citada.

- Microscopia óptica e eletrônica de varredura

A análise microestrutural, consistiu em observar as amostras retiradas ao longo do comprimento útil do corpo de prova de tração e atacadas com 2% nital, em microscópio óptico, marca Leitz, modelo Metalux II, com uma câmera acoplada de marca Fujitsu, modelo TCZ 984P e um microscópio eletrônico de varredura, marca Jeol, modelo JSM 35C, equipado com um espectômetro de energia dispersiva de raios X, marca Noran, modelo Voyager 3050. Tais análises foram precedidas de polimento com lixas número 100, 240, 320, 400, 600 e 1000 e pastas de diamante com granulometrias de 1 e 3  $\mu\text{m}$ .

O objetivo desta análise foi estudar o refino microestrutural, forma da grafita e as características da estrutura formada (produto final da reação bainítica).

O grau de esferoidização foi medido pelo método JIS G 5502 <sup>(47)</sup>. É um método estatístico que compara a forma das grafitas com uma esfera perfeita, fornecendo o valor, em porcentagem, do grau de esferoidização.

O grau de esferoidização da grafita é função da eficiência do processo de nodularização e tem influência direta nas propriedades mecânicas do ferro fundido. Como informado anteriormente, a face examinada foi retirada do corpo de prova utilizado para ensaio de tração e como critério um distanciamento da região da fratura para se evitar a análise de uma região deformada pelo esforço conseqüente no ensaio de tração.

Para cada uma das formas apresentadas nas figuras 5.5 à 5.16, no capítulo 5, foram determinadas seus respectivos fatores de forma utilizando um programa de análise de imagem chamado HL Image. O fator de forma tem como referência a razão entre a área da grafita e a área de um círculo de diâmetro igual ao comprimento máximo da partícula de grafita. Ou seja, o fator de forma quantifica a variação do formato da grafita em relação a uma circunferência perfeita. A tabela IV.3 apresenta os fatores de forma e os respectivos valores de referência do grau de esferoidização da grafita.

N° de Forma	1	2	3	4	5
Fator de Forma	0	0,3	0,7	0,9	1,0
Referência	Até 20	20 a 40	40 a 70	70 a 80	Acima de 80

Tabela IV.3 – Fator de forma das partículas de grafitas.

Em seguida, na figura 4.6 a - e, seguem as formas da grafita citadas na norma JIS G 5502<sup>(47)</sup> e utilizadas para obter os valores da tabela acima.



Fig. 4.6 - a) Forma 1



Fig. 4.6 - b) Forma 2

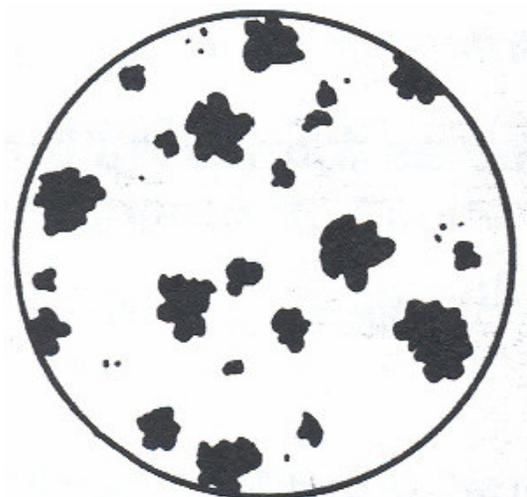


Fig. 4.6 - c) Forma 3

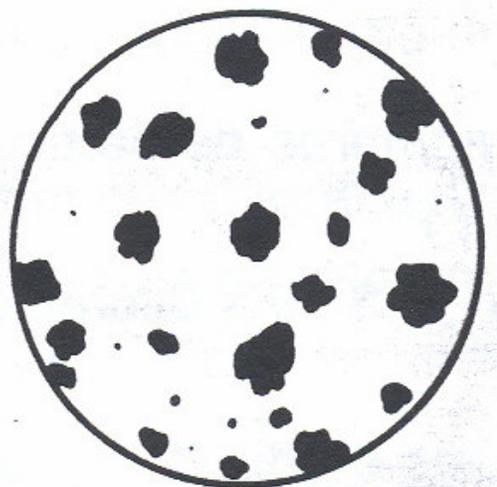


Fig. 4.6 - d) Forma 4

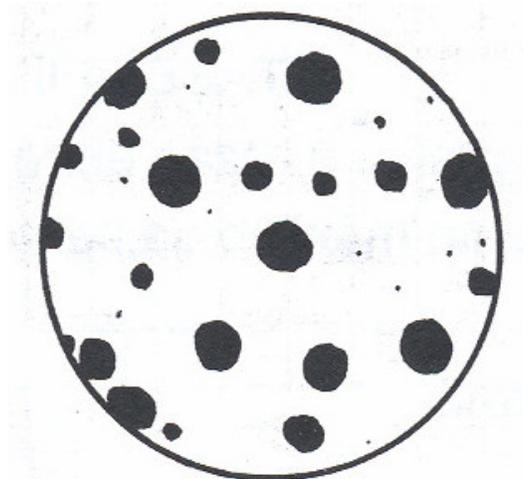


Fig. 4.6 - e) Forma 5

Figura 4.6 – Formas da grafita.

Após identificar as formas e quantidade de grafitas existentes em um campo de análise, mede-se o grau de esferoidização (%) aplicando a fórmula abaixo:

$$\text{Grau de esferoidização (\%)} = \frac{1 \times n_5 + 0,9 \times n_4 + 0,7 \times n_3 + 0,3 \times n_2 + 0 \times n_1}{(n_1 + n_2 + n_3 + n_4 + n_5)} \times 100$$

$n_1$  a  $n_5$  = números de partículas de grafita correspondente às formas de grafita indicadas pela figura 5.20.

1; 0,9 ; 0,7 ; 0,3 ; 0 = fatores de forma correspondente às formas de 5 a 1

- Difração de Raios X

Realizada com o objetivo de identificar as principais fases presentes no material (austenita, ferrita e carbonetos) e quantificar a presença de austenita retida. As amostras foram submetidas a análises semiquantitativa por difratometria de raios X, realizadas em difratômetro Philips, modelo PW1710, utilizando radiação  $\text{CuK}\alpha$  e cristal monocromador de grafita, velocidade de varredura  $0,02^\circ 2\theta/\text{s}$ , tempo de contagem 1 s, intervalo de varredura de  $10$  até  $110^\circ 2\theta$ .

- Microdureza

Fez-se este teste em um microdurômetro, marca Ernst Leitz Wetzlar, modelo 786, com uma carga aplicada de 100 gf. O objetivo foi a identificação das fases presentes na estrutura do material, pois sabe-se que as fases ou constituintes que possivelmente estarão presentes neste material (bainita, austenita e ferrita) apresentam propriedades mecânicas diferentes.<sup>(48)</sup>

Os corpos de prova usados neste ensaio foram os mesmos submetidos a análises com microscópio óptico e eletrônico de varredura.

## 5 – Resultados e Discussão

### 5.1 – Composição Química

Elementos (%)	Composição1	Composição 2	Composição 3	Composição 4
C	3,600	3,330	3,400	3,250
S	0,011	0,013	0,023	0,015
Si	2,680	1,820	1,350	1,300
Mn	0,045	0,057	0,052	0,067
P	0,059	0,061	0,081	0,065
Cu	0,566	0,052	0,549	0,543
Al	-	0,750	2,260	2,990
C.E	4,493	4,062	4,227	4,182

Tabela V.1 – Análise dos Principais Elementos Químicos das amostras (Obs. Os demais elementos estão presentes apenas em quantidades residuais e o Mg será avaliado pela nodulização da composição 1)

A Tabela V.1 acima mostra que alumínio não teve o rendimento esperado, a perda foi muito maior que se estimou (20% de queima). Foi adicionado 0,78 kg, 2,27 kg e 2,88 kg de alumínio nas composições 2,3 e 4, o que daria 1,56%, 4,54% e 5,76 % de Al respectivamente, levando em consideração os 20% de perda que corrigiriam os valores para os previstos.

Portanto, os valores de Al acima, mostraram que a queima foi de 48% a 52%, ou seja, isto implica que o alumínio tem um rendimento médio de 50% e não de 20% como foi calculado. Os 20% de queima foi baseado em experiência vivida pelo SENAI-Itaúna, porém em porcentagens muito mais baixas que os teores usados.

Como mostra a tabela V.1, outros elementos tiveram seus teores iniciais alterados. Com a tentativa de abaixar o Si com a adição de sucata de aço de baixo Si no nível desejado, abaixou também o percentual de C na liga. Foram utilizados na fusão dois tipos de ferro gusa, um com alto e o outro com baixo Si (1,38% e 0,20% Si), no qual poderia aumentar o

teor de carbono e abaixar o teor de Si usando o segundo tipo de ferro gusa. No entanto, este apresentava um alto teor de fósforo, o qual, é prejudicial no ferro fundido nodular. Então a fusão foi feita utilizando os dois tipos de ferro gusa, não sendo possível abaixar o nível de Si mais do que o mostrado na tabela V.1. Além disto, o inoculante e o nodulizante continham Si, o que dificultou ainda mais a expectativa da composição ser alcançada, ficando com o carbono equivalente abaixo do esperado, o que pode resultar num menor número de nodulos de grafita. <sup>(48)</sup>

Todavia, foi mantido o contexto do trabalho, que tem como proposito aumentar o teor de Al abaixando o Si, e como demonstrado, nesse aspecto, o resultado foi alcançado e a continuidade do trabalho pode ser prosseguida.

## 5.2 – Teste de Dureza

A figura 5.20 mostra os resultados de dureza obtidos nos corpos de prova austemperados conforme as temperaturas indicadas na figura 5.1.

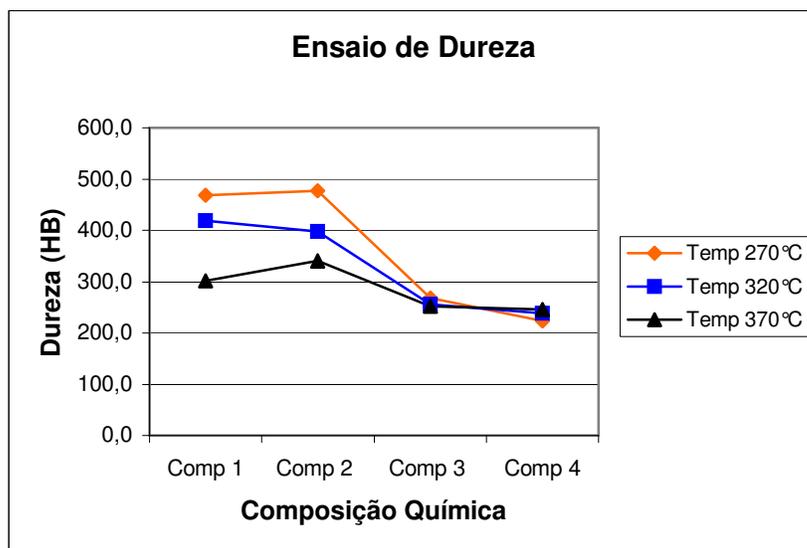


Figura 5.1 - Ensaio de dureza HB

Como citado anteriormente no item 3.4 da revisão bibliográfica, o ADI obteve um grande destaque, pelas as propriedades mecânicas alcançadas e o baixo custo do material em comparação a peças fabricadas em aço. Entretanto, nos ensaios de dureza realizados e mostrados na figura 5.1 acima, somente as amostras de composição 1 e 2 obtiveram valores dureza que se enquadrassem nas classes de ADI representadas na tabela III.1. As demais amostras de composição 3 e 4 não obtiveram os mesmos resultados mecânicos, pois à medida em que se aumentou o teor de Al, os valores de dureza decresceram independentemente da temperatura de austêmpera, a qual o material foi submetido.

Entretanto, todas as amostras apresentaram um aumento de dureza em função da temperatura de austêmpera (Anexos 01 e 02), exceto a amostra de composição 4 (que possui o maior teor de alumínio), apresentando uma anomalia em seus resultados. Como mostrado na figura 5.10 a dureza da amostra se manteve praticamente constante, tendo um leve declínio da temperatura de 270°C, onde, justamente esperava-se uma maior dureza. Observa-se que nos difratogramas raios x que houve precipitação de carbonetos e óxido de alumínio nesta composição, o que não justifica a queda de dureza apresentada.

Também nos ensaios de difração de raios x realizados, a amostra de composição 3 apresentou a maior concentração de austenita retida em relação as demais, esta concentração se mantave constante independente da temperatura de austêmpera. Por isto as durezas encontradas foram menores que nas composições 1 e 2. Lembrando que austenita possui uma dureza menor que a dureza apresentada em uma estrutura bainítica ou ausferrítica. As durezas estruturais estão mostradas posteriormente nas análises metalográficas.

### 5.3 – Ensaio de Tração

Os ensaios de tração feitos na composição 1 (composição padrão sem adição de alumínio.), mostram valores superiores em comparação a tabela III.1, nas temperaturas de austêmpera em que as amostras desta composição foram submetidas. Os demais valores encontrados referentes as outras composições estão mostrados na tabela V.2 e representados nas figuras 5.2 a 5.4.

Composição	Temperatura (°C)	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_R$ (MPa)	A (%)
1	270	1154	1509	2,967
1	320	1040	1310	4,8
1	370	864,7	1128	12,34
2	270	1188	1331	1,3
2	320	1075	1312	2,6
2	370	887,4	1048	7,37
3	270	559	893,4	5,195
3	320	578,8	817,7	6,355
3	370	569,2	761,7	6,77
4	270	549,9	742,9	4,27
4	320	562	617,3	3,1
4	370	541,3	646,8	2,83

Tabela V.2 - Valores encontrados nos ensaios de tração.

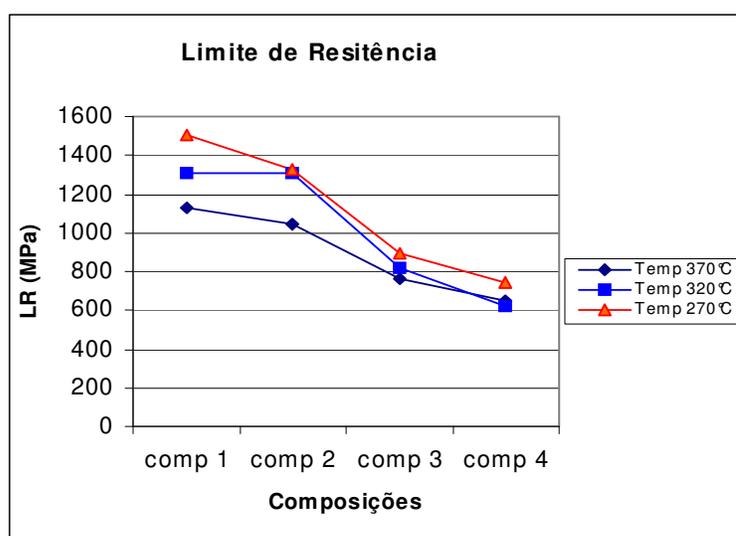


Figura 5.2 - Limite de resistência em função da composição química e temperatura de austêmpera.

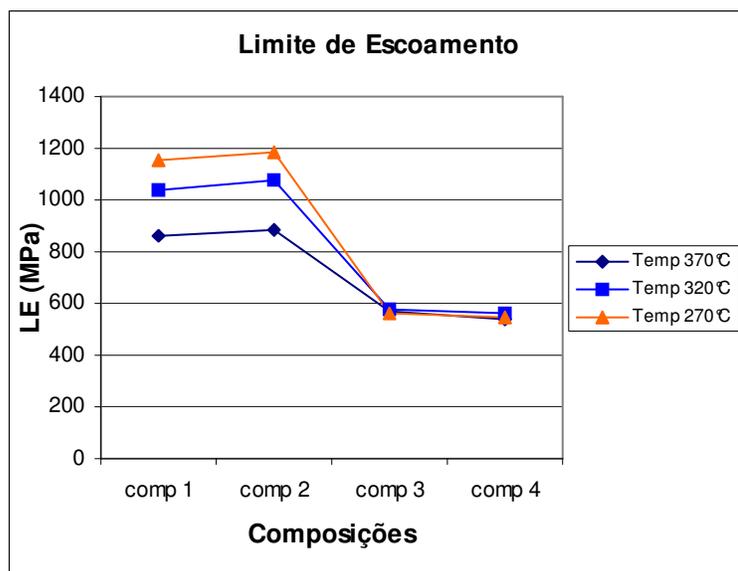


Figura 5.3 - Limite de escoamento em função da composição química e temperatura de austêmpera.

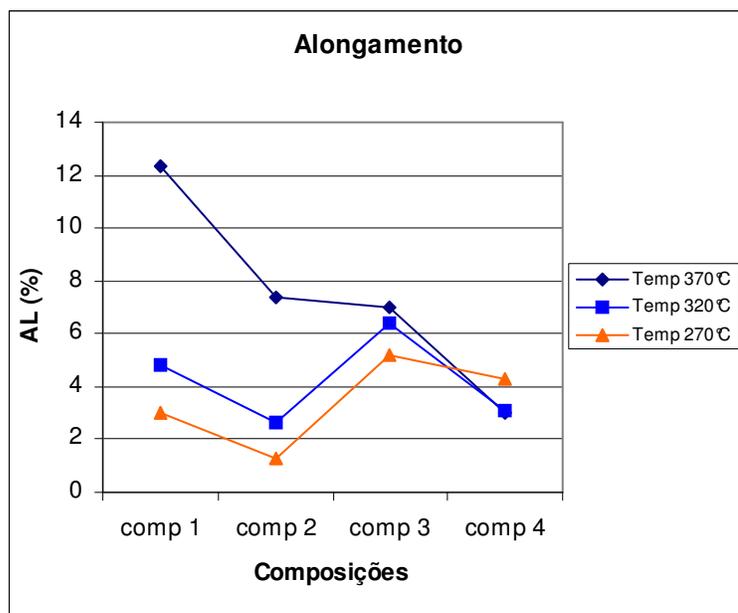


Figura 5.4 - Alongamento das amostras em função da composição química e temperatura de austêmpera.

Os ensaios de tração da composição 2, que contém 0,75 Al, revelaram resultados de limite de resistência e limite de escoamento bem próximos aos da composição 1 que é um

resultado satisfatório em termos de resistência. Contudo, houve uma perda de alongamento, deixando a amostra com propriedades inferiores, portanto sem as mesmas características mecânicas do ADI padrão, o que não viabiliza a utilização para fins comerciais.

A composição 3, com um teor de alumínio de 2,26%, apresentou limites de resistência e escoamento menores que das duas primeiras amostras citadas. No entanto, o alongamento apresentou uma melhora sensível em relação à amostras de composição 2 nas temperaturas austêmpera de 320°C e 270°C, mas ainda abaixo da amostra de composição 1 na temperatura de 370°C e 270°C.

A composição 4, com o maior teor de alumínio (2,99%), mostra que o corpo de prova austemperado à temperatura de 270°C apresenta uma maior resistência e uma maior ductilidade em relação aos corpos de prova, desta mesma composição, austemperado a 370°C e 320°C. Também apresentando um comportamento atípico.

As figuras 5.2 a 5.4 mostram que, com as adições de alumínio nas amostras usadas para realização dos ensaios mecânicos, o comportamento mecânico teve algumas alterações significante em relação a amostra sem o uso de alumínio. Uma característica marcante observada foi a perda de resistência mecânica e uma certa estabilidade na ductilidade nos corpos de prova com uma porcentagem maior de alumínio.

Um decréscimo na resistência mecânica em relação a amostra sem adição de alumínio, já era esperada conforme citado por J.M.Young<sup>(27)</sup>, devido a maior quantidade de austenita retida neste material, que pode ser comprovada pela análise de difração de raios X. O que não se esperava, era uma queda tão acentuada, como a observada neste ensaio. O decréscimo de ductilidade, apesar da maior quantidade de austenita retida para o ADI-Al, pode estar relacionado a maior quantidade e a forma dos nódulos de grafita/mm<sup>2</sup> ou de algum concentrador de tensão que deverá ser verificado e/ou demonstrado no exame metalográfico descrito a seguir.<sup>(27)</sup>

Os resultados dos ensaios individuais de cada composição estão representados no anexo 03

## 5.4 – Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura

### 5.4.1. – Forma da grafita

As figuras 5.5 à 5.16 mostram a degeneração da grafita em função do teor de alumínio. Nota-se que a composição 1 não apresentou degeneração como nas outras composições analisadas.

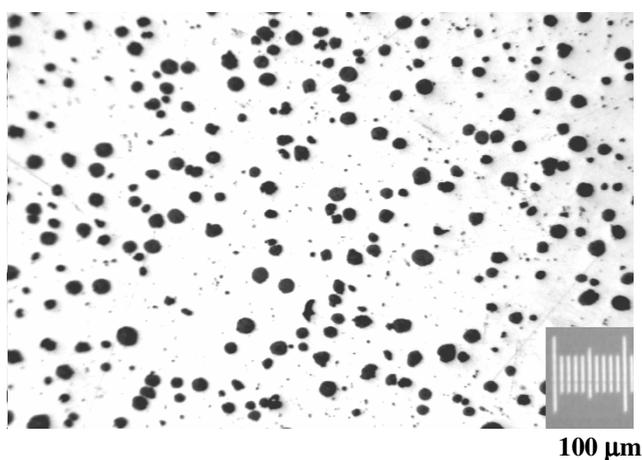


Figura 5.5 – Forma da grafita apresentada na composição 1 à 370°C.

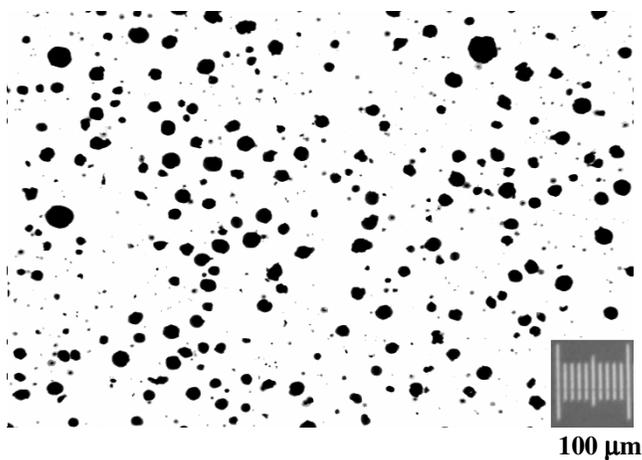


Figura 5.6 – Forma da grafita apresentada na composição 1 à 320°C.

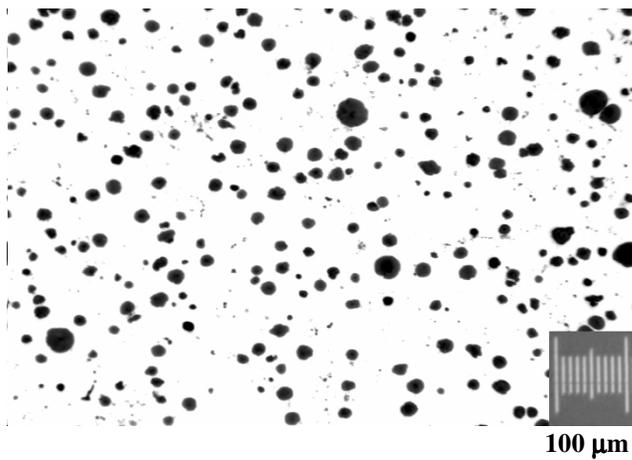


Figura 5.7 – Forma da grafita apresentada na composição 1 à 270°C.



Figura 5.8 – Forma da grafita apresentada na composição 2 à 370°C.

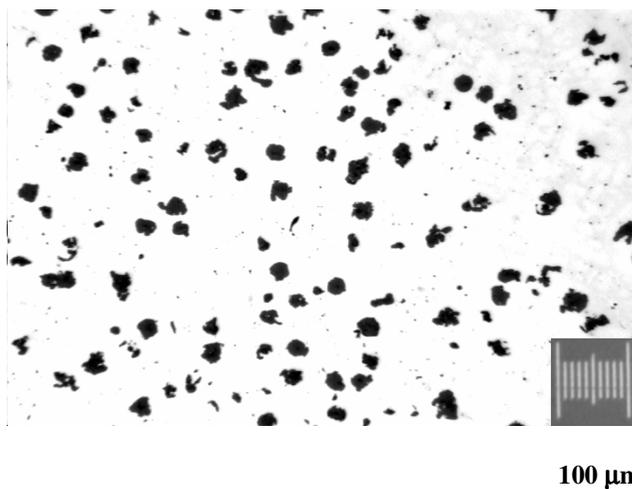


Figura 5.9 – Forma da grafita apresentada na composição 2 à 320°C.

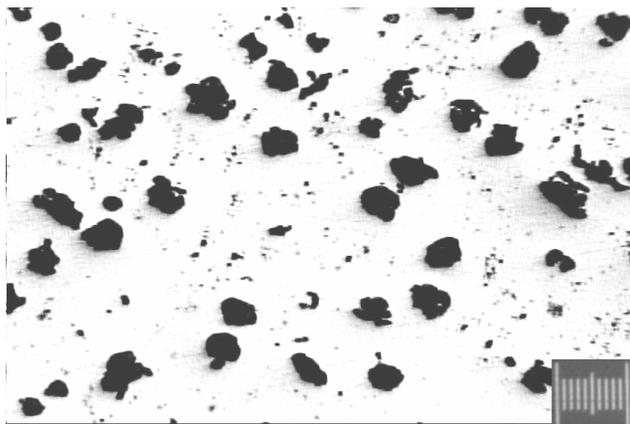


Figura 5.10 – Forma da grafita apresentada na composição 2 à 270°C.

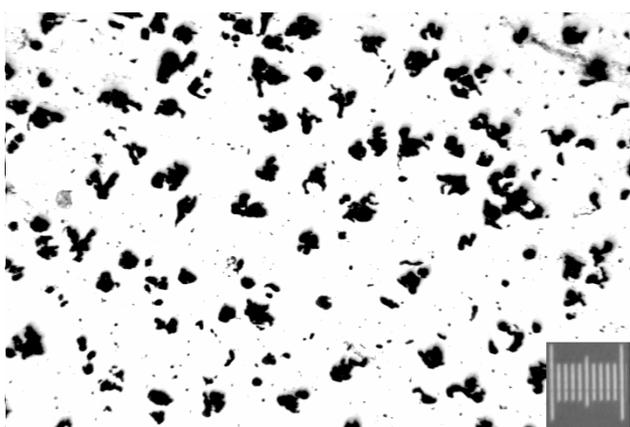


Figura 5.11 – Forma da grafita apresentada na composição 3 à 370°C.



Figura 5.12 – Forma da grafita apresentada na composição 3 à 320°C.

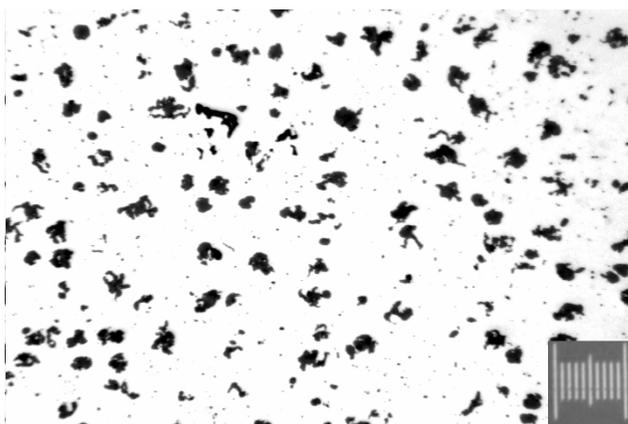


Figura 5.13 – Forma da grafita apresentada na composição 3 à 270°C.

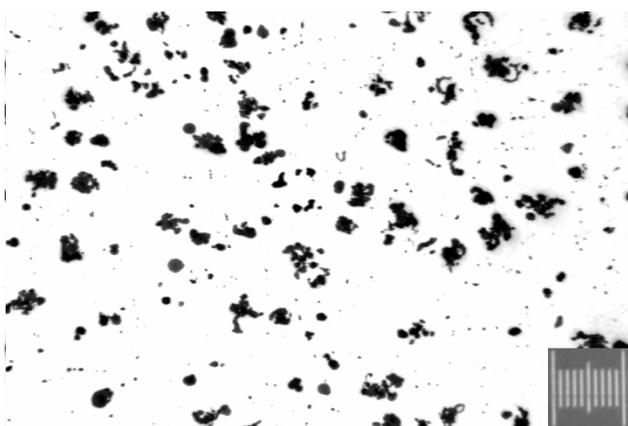


Figura 5.14 – Forma da grafita apresentada na composição 4 à 370°C.

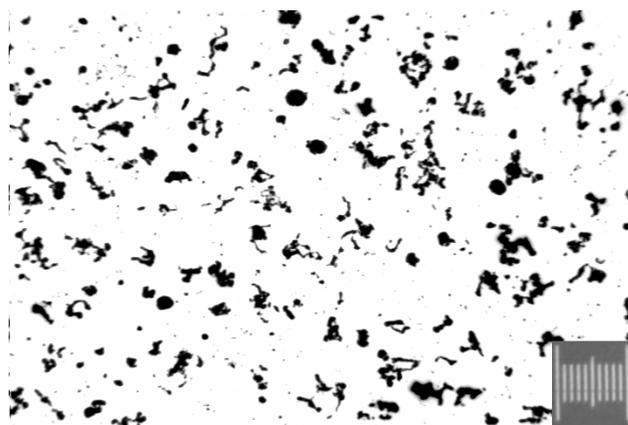


Figura 5.15 – Forma da grafita apresentada na composição 4 à 320°C.

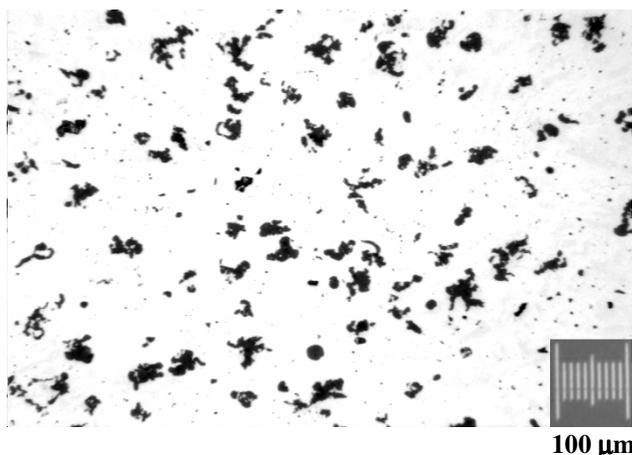


Figura 5.16 – Forma da grafita apresentada na composição 4 à 270°C.

Para se estudar o grau de esferoidização e número de nodulos de grafita do material em questão, o ADI-Al, realizou-se uma análise de 3 a 5 campos visuais para cada composição citada. Os resultados obtidos estão mostrados nas figuras 5.17 e 5.18:

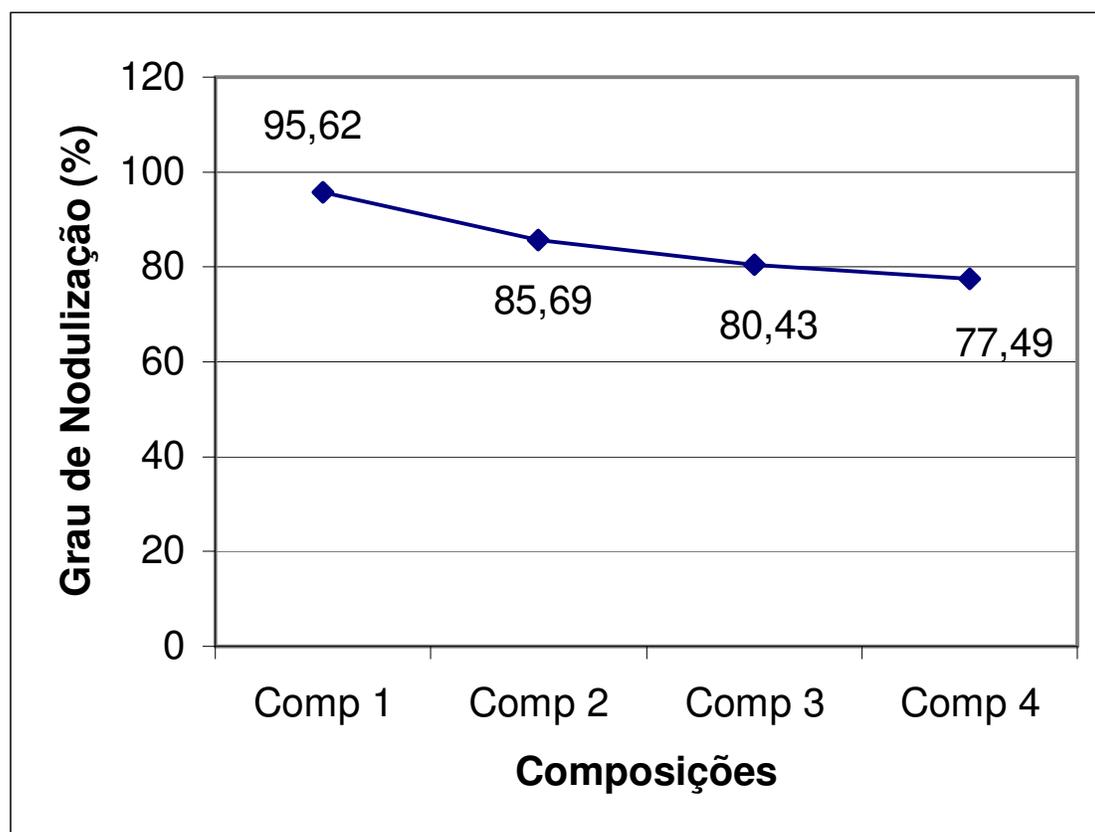


Figura 5.17 - Grau de nodularização em função da composição química.

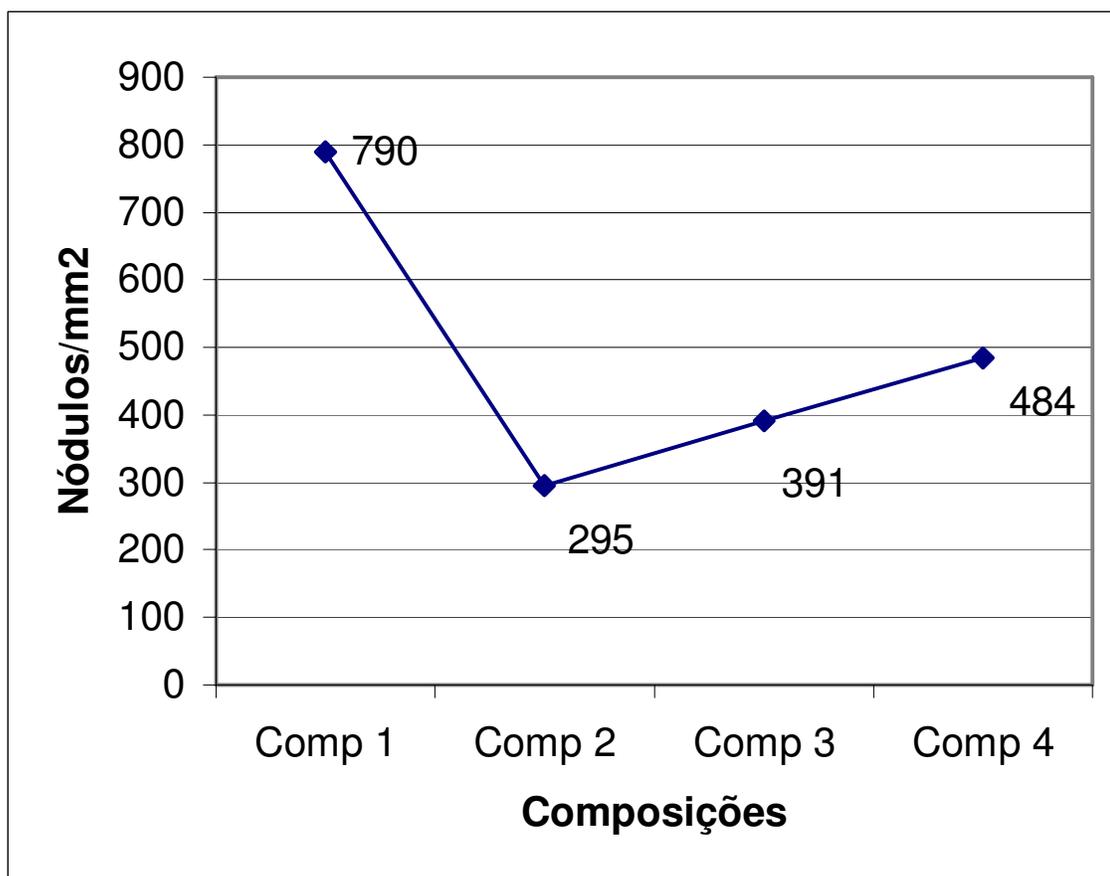


Figura 5.18 - Número de nódulos em cada composição

A tabela abaixo mostra a média da quantidade de grafita das formas 1,2,3,4 e 5 nos campos visuais estudados, para chegar nos resultados citados acima.

Composição Química	Forma 1 Quantidade	Forma 2 Quantidade	Forma 3 Quantidade	Forma 4 Quantidade	Forma 5 Quantidade
1	0	1	23	23	178
2	0	4	46	33	51
3	1	12	55	21	51
4	3	17	58	15	48

Tabela V.3 – Média da quantidade de grafitas da forma 1,2,3,4 e 5 existente nos campos visuais estudados das composições químicas 1,2,3 e 4.

Deve-se ressaltar a influência da forma da grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular. Quando a grafita se apresenta em forma de nódulos, diminui

sensivelmente o efeito de entalhe em comparação a grafita lamelar, ou seja, à medida que a grafita se degenera ou modifica sua forma, maior é o efeito de entalhe. Com isto, quando a grafita está em forma de nódulos tanto a resistência quanto a ductilidade são maiores <sup>(48)</sup>.

Uma observação feita durante o ensaio metalográfico foi o efeito inesperado da variação do tipo da grafita (forma) com a temperatura de austêmpera em amostras de mesma composição, conforme mostrado na figura 5.20. O fato é que, não tem ensaios ou literatura que mostram esta degeneração da grafita em função da temperatura de austêmpera ou de qualquer outro tratamento adifusional. Então, provavelmente aconteceu uma anomalia no processo de fundição.

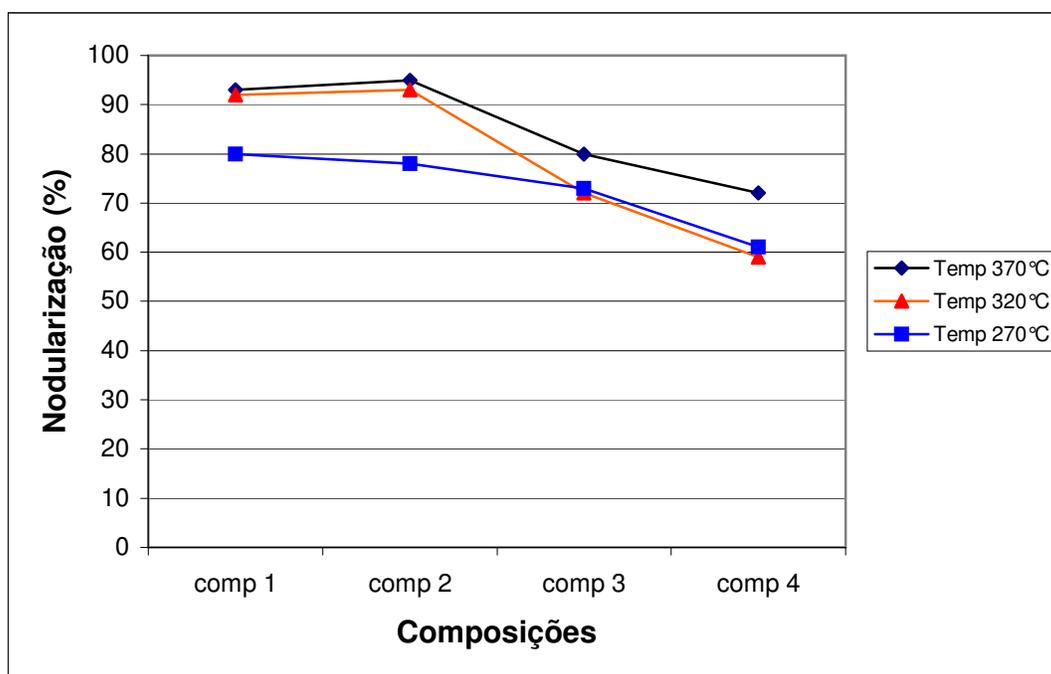
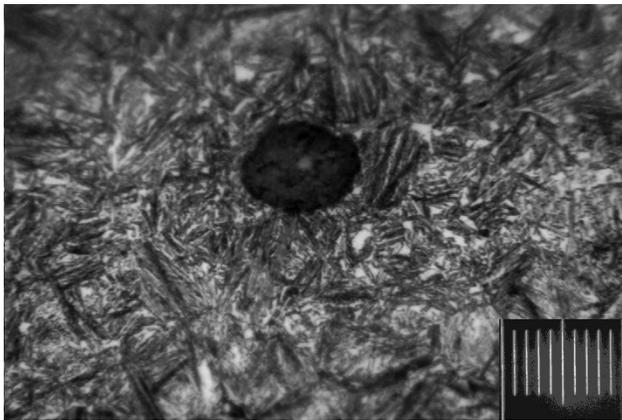


Figura 5.19 - Grau de nodularização das composições em função da temperatura de austêmpera.

### 5.4.2 – Microestrutura

Para a composição 1, observa-se na figura 5.20 uma estrutura tipicamente ausferrítica (austenita + ferrita acicular ou ferrita bainítica) e à medida em que se diminui a temperatura esta estrutura torna-se mais fina (Fig 5.21) com um teor de austenita retida menor. A figura 5.22 ilustra a difração de raios x , onde se mostra a variação da quantidade de austenita retida em função da temperatura. Portanto, à medida que a temperatura decresce, a estrutura apresenta uma diminuição da quantidade de austenita retida, de acordo com a revisão bibliográfica, estes fatos explicam o aumento de resistência mecânica e a perda de tenacidade demonstrados através dos ensaios de tração anteriores. A figura 5.23 ilustra este comentário. Lembrando que os dados apresentados nas figuras abaixo estão relacionados a composição química 1, que, neste trabalho, está sendo utilizada como padrão.



10 μm

Fig. 5.20 -Estrutura do ADI composição 1 austemperado à 370°C.

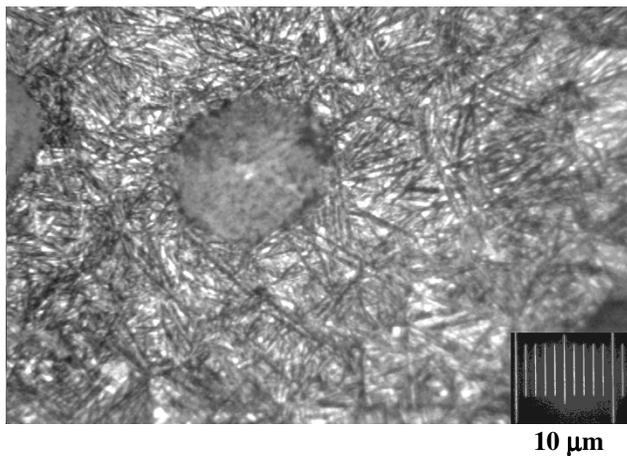


Fig. 5.21 - Estrutura do ADI composição 1 austemperado à 270°C.

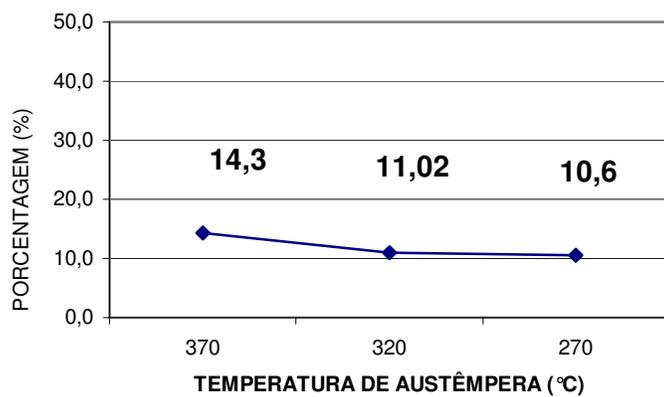


Fig. 5.22 – Quantidade de austenita retida em função da temperatura – Composição 1.

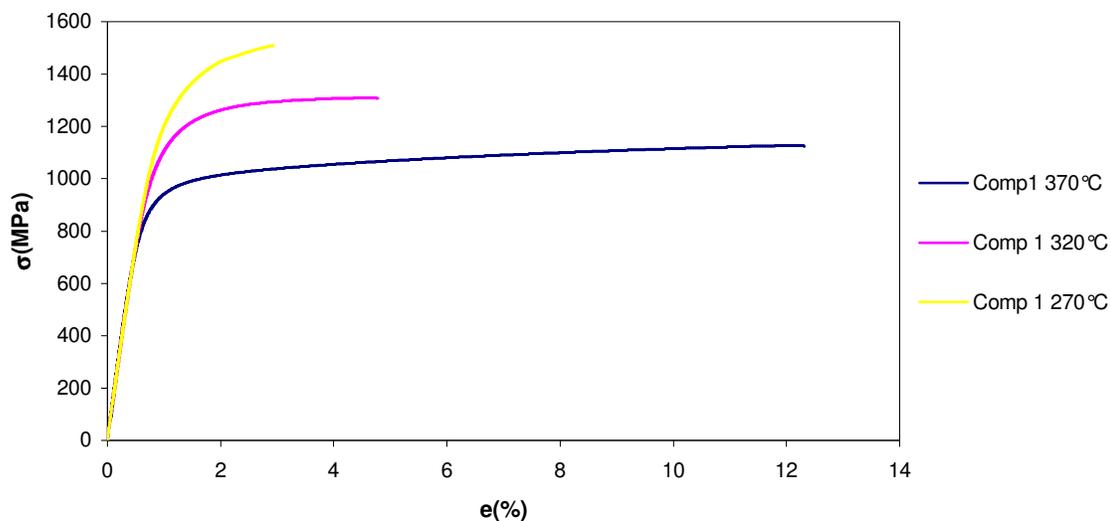


Fig. 5.23 – Ensaio de tração para a composição 1 nas temperaturas de 370, 320 e 270°C.

Com as adições de alumínio ocorreram modificações significantes na estrutura do ADI-Al que não foram citadas em bibliografia. As figuras 5.24 a 5.27 mostram a estrutura ausferrítica alcançada neste tipo de material.

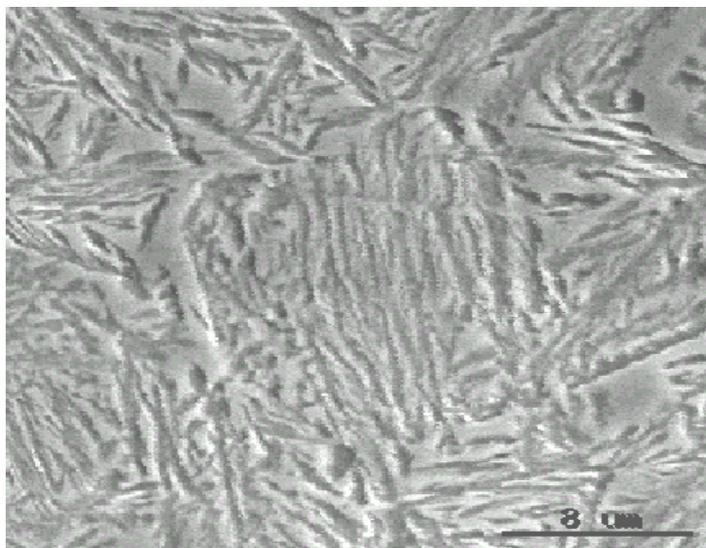


Figura 5.24 – Fotomicrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura da estrutura encontrada na composição 1 autotemperado a 370°C.

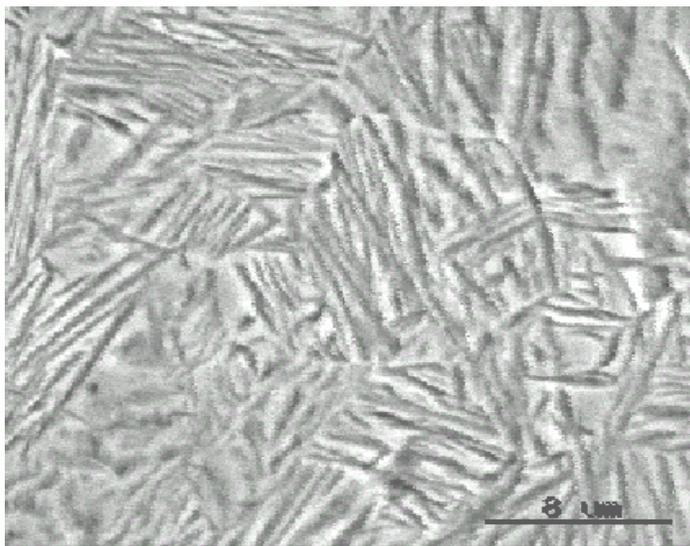


Figura 5.25 – Fotomicrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura da estrutura encontrada na composição 2 austemperado a 370 °C.

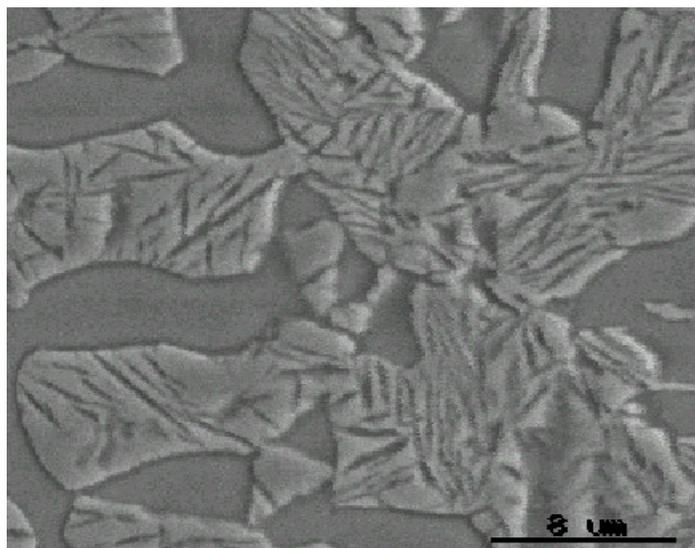


Figura 5.26 – Fotomicrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura da estrutura encontrada na composição 3 austemperado a 370°C.

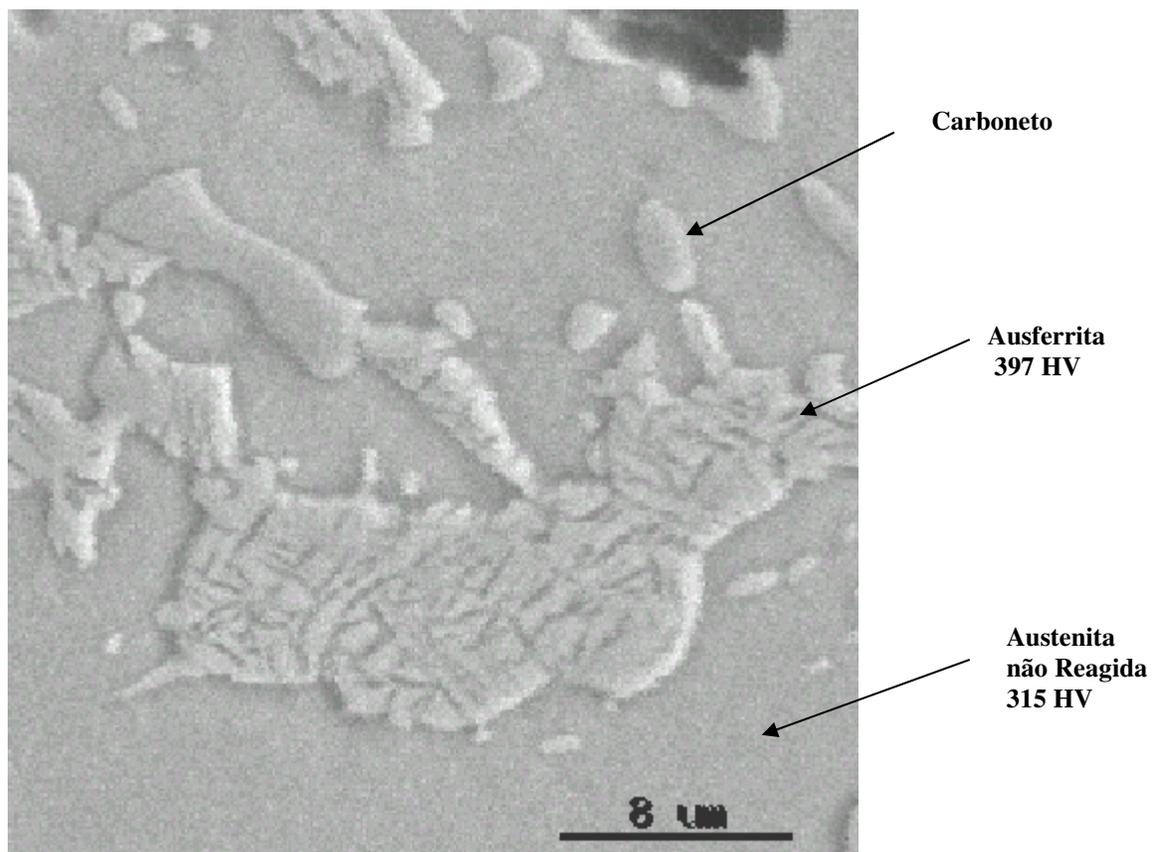
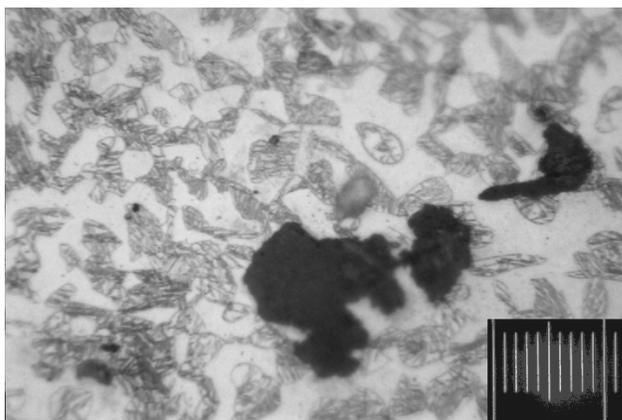


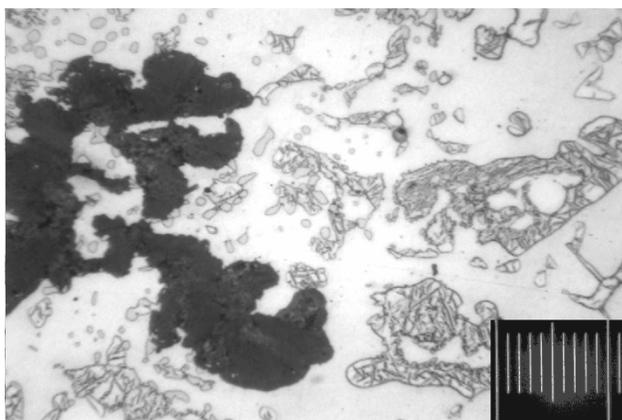
Figura 5.27 – Fotomicrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura da estrutura encontrada na composição 4 austemperado a 370°C.

Teste de microdureza, realizados em diferentes constituintes da estrutura apresentada na composição 4, mostram que a parte com pontos aciculares apresentam dureza de uma estrutura bainítica ou ausferrítica, enquanto que, a parte que não apresentou nenhum tipo de reação (constituente mais escuro na figura 5.27 com dureza de 315 HV) se caracteriza como uma austenita não reagida, por também apresentar uma dureza típica desta estrutura. Com isto não se cogita a hipótese da ferrita  $\alpha$ , mesmo porque, o resfriamento é rápido e a massa tratada é pequena. A ferrita apresentada no ensaio de raios X, compreende a ferrita acicular ou bainítica.

O exame de microscopia ótica, figuras 5.28 e 5.29, destas mesmas amostras para as composições 3 e 4 estão apresentados logo em seguida. Nestas análises, a identificação da austenita retida é mais visível (parte branca da figura).



5.28 – Microscopia óptica da estrutura encontrada na composição 3, austemperado a 370°C.



5.29 – Microscopia óptica da estrutura encontrada na composição 4, austemperado a 370°C.

O efeito da temperatura de austêmpera sobre a quantidade de austenita retida para o ADI-Al nas composições estudadas está apresentado na figura 5.30.

A composição 4 apresentou formação de carbonetos em todas as temperaturas de austêmpera (Figura 5.28) e conseqüentemente houve uma menor quantidade de austenita retida se comparada com as composições 2 e 3.

As propriedades finais são profundamente alteradas pela quantidade de carbonetos dissolvidos e pela homogeneidade na distribuição do carbono na austenita formada.<sup>(49)</sup>

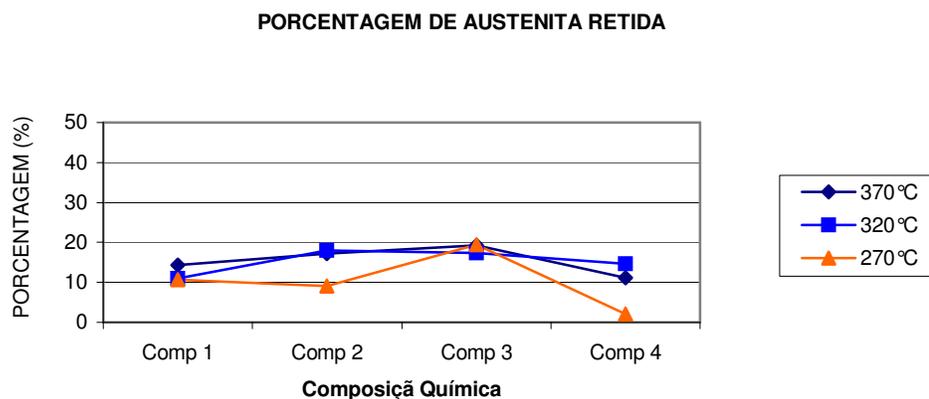


Fig. 5.30 – Quantidade de austenita retida em função da temperatura de austêmpera e composição química.

Os agentes fragilizantes, carboneto e grafita degenerada, encontrados na composição 4 influenciaram para a baixa resistência e principalmente o baixo alongamento apresentado se comparado com a composição 3. Um vez que a composição 3, com teor de alumínio aproximadamente igual da composição 4, apresentou um bom alongamento devido a maior quantidade de austenita retida. Esperava-se encontrar valores aproximados para a composição 4, mas os resultados não foram condizentes por motivos já explicados (carbonetos e nitretos prejudicando as propriedades mecânicas).

## 6 - CONCLUSÕES

As experiências descritas nessa dissertação, referentes à produção de ADI-Al e a determinação das propriedades mecânicas de resistência e ductilidade deste produto, permitiram que se extraíssem as seguintes conclusões:

- O alumínio provou ser grafitizante, mas, ao contrário do que sugeriu Rundman, não a ponto em substituir o Silício com a eficiência desejada, principalmente no que tange ao desenvolvimento do número de nódulos de grafita/mm<sup>2</sup> .
- O alumínio provou ser, em consonância com a literatura, um significativo degenerador da grafita, que influencia diretamente e negativamente nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular, conforme verificado nos resultados dos ensaios de tração e dureza a que foram submetidos os ADI-Al produzidos
- Finalmente, o alumínio, nas quantidades usadas, não provou ser ferritizante. O que foi visto foi a presença na microestrutura de grande quantidade de austenita retida não reagida e a precipitação de carbonetos, nas composições com maiores teores de Alumínio. Isso permitiu concluir que, para esses teores elevados, o alumínio é austenitizante e formador de carbonetos. Conseqüentemente, as curvas bainítica ou ausferrítica no diagrama TTT se deslocam para a direita e retardam a reação.

Em geral, na literatura muito se fala de uma eventual melhoria do ADI em suas propriedades mecânicas com o uso de alumínio como elemento grafitizante, em substituição, em todo ou em parte, ao silício que é o elemento tradicionalmente utilizado nessa função. No entanto, os resultados obtidos neste trabalho mostram propriedades mecânicas do ADI-Al inferiores em todos os aspectos, quando comparadas às do ADI-Si. Portanto o emprego de alumínio, sem adição de elementos que reduzam o efeito degenerador da grafita, não é indicado para este tipo de material.

## **7 - RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS**

O trabalho se desenvolveu sobre uma linha de pesquisa pouco difundida entre os pesquisadores de ADI. Portanto, os resultados apresentados tornam mais uma fonte de consulta para as próximas pesquisas realizadas neste material utilizando alumínio.

A Dissertação apresenta uma discussão entre o ADI-Si e o ADI-Al comparando as propriedades mecânicas e microestruturas encontradas em ambos os materiais em diferentes temperaturas de austêmpera. Então, o próximo capítulo levanta indicações de continuidade de investigação sobre os efeitos causados pelo alumínio no ferro fundido nodular e no ADI.

## 8 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A degeneração da grafita e a presença de carbonetos eutéticos, provocados pelo emprego de Alumínio, são características indesejáveis do SGI-Al, obtido nas condições utilizadas nesses experimentos. Contudo, se sabe que estruturas prejudiciais podem ser evitadas, através da adição de uma mistura de inoculante contendo ZrSi e de estanho, para melhorar a nodularização da peça.

Uma sugestão para trabalho futuro é a continuidade do estudo do efeito do alumínio no ADI, podendo estabelecer uma comparação entre o ADI-Si, ADI-Al e o ADI-Al com o uso do inoculante contendo ZrSi, para se evitar o efeito degenerador do alumínio, a utilização do estanho.

Também pode ser estudado, seguindo a mesma linha de raciocínio, o efeito do alumínio em teores mais elevados que os usados no eventual trabalho. O objetivo é o estudo das propriedades mecânicas e da microestrutura, podendo ser estendido para os efeitos do alumínio na reação eutética e eutetóide.

Verificar a procedência da degeneração da grafita em função da temperatura de austêmpera.

## Referências Bibliográficas

- [1] – RUNDMAN, KARL B. Austempered Ductile Iron: Striving For Continuous improvement In: World Conference on Austempered Ductile Iron, Chicago. Anais... Des Plaines: AFS, v.1, p 1 – 21, 1991
- [2] – CARMO, DENILSON JOSÉ DO, DIAS, JOSÉ FELIPE, “Ferro Fundido nodular austemperado ADI” – SENAI-DR. MG, p 110, Setembro/2001.
- [3] – CHANG, L.C., Carbon Content of Austenite in Austempered Ductile Iron, Scripta Materialia, Vol. 39, No. 1, p 35 – 38, 1998.
- [4] – DIAS, JOSÉ FELIPE, COSTA, EVANDER. Desenvolvimento do Processo de Obtenção do ADI, Uma Experiência Vivida Pelo CETEF. ABIFA, 1995.
- [5] - CHANG, N.S., GRUPKE, C.C., TARAJOS, J.M. Mechinability Evaluation of Austempered Ductile Iron of Automotive Crankshaft Application. In: World Conference on Austempered Ductile Iron, 1991, Chicago. Anais...Des Plaines: AFS, v.1, p 271-287, 1991.
- [6] - DEFOIRT, I.F. “Research, Development and Industrial Application of ADI at Ferromatrix Foundries”. In: World Conference on Austempered Ductile Iron, 1991, Chicago. Anais...Des Plaines: AFS, v.1, p 113-128, 1991.
- [7] - FULLER, ALAN G. “Prospects For ADI”. In: Congresso Nacional de Fundição, 1993, São Paulo. Anais...São Paulo: ABIFA, p. 1 -18, 1993.
- [8] - HARDING, RICHARD A. “Opening up the Market for ADI”. The Frondryman Birmingham, v. 86, n. 4, p 197-208, June/1993.

- [9] - Hayrynen, Kathy L., ADI: Another Avenue for Ductile Iron Foundries. Modern Castings. Des Plaines, v. 85, n. 8, p 35-37, August/1995.
- [10] - JOHANSSON, M. Austenitic - Bainitic Ductile Iron. AFS Transactions. Des Plaines, V. 85, p 117-122, 1977.
- [11] - LAUB, JACK R. Addressing ADI's Overdue Applications Growth. In: World Conference on Austempered Ductile Iron, 1991, Chicago. Anais...Des Plaines: AFS, v. 2, p 622-637, 1991.
- [12] - OKAZAKI, K., ASAI, H., TOKUYOSHI, M. Application Of ADI to Automotive Parts. In: World Conference on Austempered Ductile Iron, 1991, Chicago. Anais...Des Plaines: AFS, V. 1 , 287-289 p, 1991.
- [13] - PANASIEWICZ, J., GRUPKE, C., HUTH, J. Chrysler's Experience With Austempered Ductile Iron Crankshafts. In: World Conference on Austempered Ductile Iron, 1991, Chicago. Anais...Des Plaines: AFS, v. 1 ,p 175-194, 1991.
- [14] - VACCARI, JOHN A. Cresce o Interesse Por Fundidos em ADI nas Indústrias. Máquinas e Metais. São Paulo, v. 26, n. 297, p 60-65, Outubro/1990.
- [15] – ELLIOTT, ROY. Cast Iron – Metallurgy, Butterworth e Co. (Publishers) Ltda., p. 244, 1988.
- [16] – GHOSH, S., DAS, S.K. Carbide Morphology Observations in Rare-Earth-Treated Fe-Al-Si-C Alloys. Elsevier Science Inc. p. 217-221, 1998.
- [17] – HAQUE, M.M., YOUNG, J.M. Production of Spheroidal Graphite Aluminium Cast Iron and The Factors Affecting It. Journal of Materials Processing Technology, n. 55, p. 186-192, 1995.

- [18] – HATHAWAY, R.M., ROHATGI, P.K. Research Into The Production of a Light Weight Cast Iron (LWCI). p. 367-374, 1997.
- [19] – SIDJANIN, L., SMALLMAN, R.E., YOUNG, J.M. Electron Microstructure and Mechanical Properties of Silicon and Aluminium Ductile Irons. Acta Metall. Mater. Vol. 42, N° 9, p. 3149 - 3156, 1994.
- [20] – CASTELO BRANCO, CARLOS HAYDT, LUDOVICE, ALCINDO MÁRCIO, DURAN, PEDRO VENTRELLA. Efeitos do Alumínio na Temperabilidade de ligas Fe-C-Al-Si, Revista Metalurgia – ABM, p. 225-231, Abril/1977.
- [21] – KONDIC, V. Metallurgical Principles of Founding, Edward Arnold (Publisher) Ltd. London, p.57-58, 1968.
- [22] – HEINE, RICHARD W., ROSENTHAL, PHILIP C. Principles of Metal Casting, Mccgraw-Hill Book Company, p. 237-288, 1955.
- [23] – JOHN, CAMPBEL. CASTINGS, Butterworth-Heinemann Ltda – First Published, p. 3-25, 1991.
- [24] – FUOCO, RICARDO. Processo de Produção de Ferros Fundidos com Grafita Vermicular através do Tratamento com Magnésio e Alumínio. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, p.52-54, 1989 (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).
- [25] – ELKEM ASA, SILICON DIVISION. Aluminium In Cast Iron. Technical information 19, p. 2, April/1998.

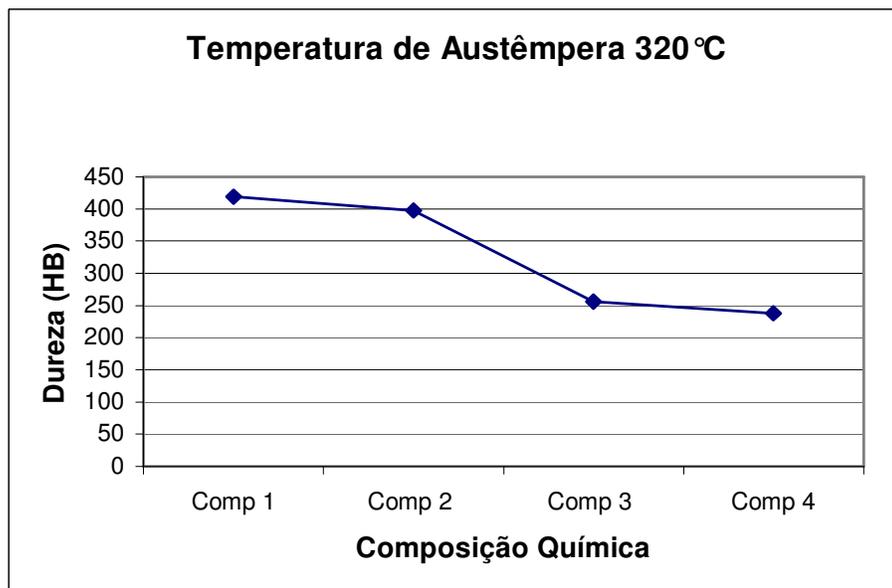
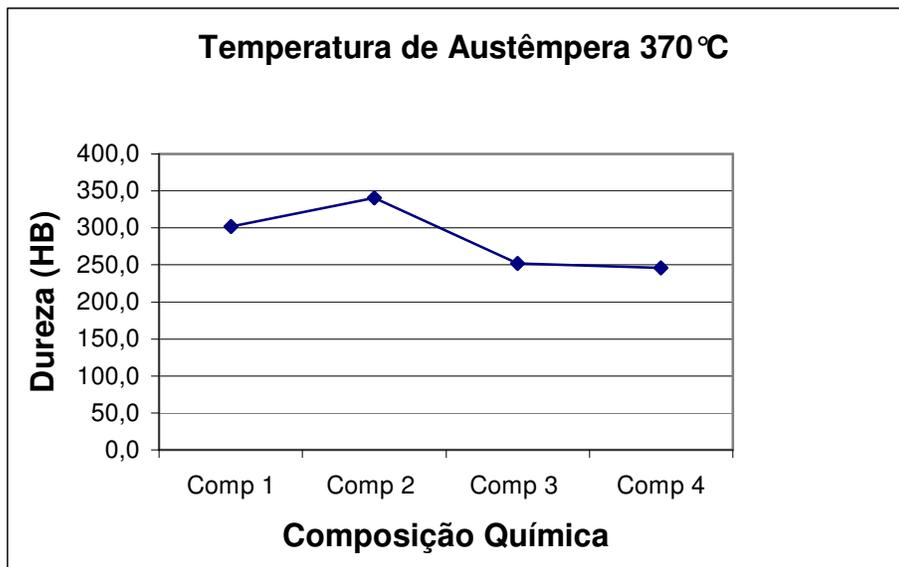
- [26] – BALIGIDAD, R.G., PRAKASH, U., RADHAKRISHNA, A. Effect Of Processing On Mechanical Properties of an Fe – 8,5wt% Al – 1,1wt% C alloy. *Materials Science and Engineering A255*, p.162 – 168, 1998.
- [27] – SIDJANIN, L., SMALLMAN, R.E., YOUNG, J.M. Eletroctron Microstructure and Mechanical Properties of Silicon and Aluminum Ductile Irons. *Acta Metallurgic Et Materialia*, p.1, September/1994.
- [28] – SUN, D.Q., ZHOU, Z.F., WANG, W.Q., LIU, L. Effect Of Si, Mn, And Al on the Microstructure and Mechanical Properties of ADI Weld Metal. *Journal of Materials Science & Technology*, p.1, May/2002.
- [29] – BHADSHIA, H.K.D.H. The Bainite Transformation: Unresolved Issues, *Materials Science and Engineering A273-275*, p.58-66, 1999.
- [30] – KOVACS, B. V., On The Terminology and Structure of ADI, Kosmar Enterprises Bloomfield, Michigan, p.417 – 420.
- [31] – PUTATUNDA, SUSIL K. Development of Austempered Ductile Cast Iron (ADI) With Simultaneous High Yield Strength and Fracture Toughness by a Novel Two-Step Austempering Processes. *Materials Science and Engineering A 315*, p.70-80p, 2001.
- [32] – BAUMER, IVO, GUEDES, LUIS C. Ferros Fundidos Nodulares Bainíticos – Efeitos da Temperatura e do Tempo de Austêmpera nas Propriedades Mecânicas. *Metalurgia. São Paulo*, v.45, n. 383, p.1018-1027, Outubro/1989.
- [33] – JANOWAK, J. F., GUNDLACK, R. B. Development of a Ductile Iron for Commercial Austempering. *AFS Transactions. Des Plaines*, v. 91, p 377-388, 1983.

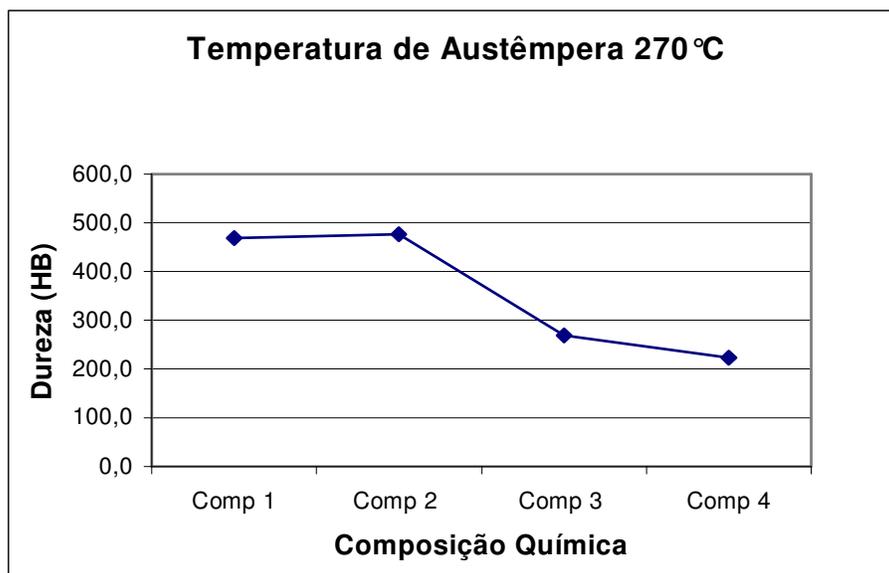
- [34] – MORTON, P. A. A Guide to Mechanical Properties Possible by Austempering 1,5% Ni – 0,3% Mo Ductile Iron. AFS Transactions. Des Plaines, v. 92, p 489 – 498, 1984.
- [35] – MOORE, J.D., FAUBERT, G. P., McCARTY, E. D. Isothermal Transformation Diagrams in a Heavy-Section, High-Alloy Ductile Cast Iron. AFS Transactions. Des Plaines, v. 98, p 449-457, 1990.
- [36] – MOORE, D. J. SHUGART, B. S. HAYRYNEN, K. L. A Microstructural Transformation Diagrams in a Low-Alloy Ductile Iron. AFS Transactions. Des Planes, v. 98, p 519-526, 1990.
- [37] – ROUNS, T. N.; RUNDMAN, K. B. Constitution of Austempering Ductile Iron and Kinetics of Austempering. AFS Transactions. Des Planes, v. 95, p 851-874, 1987.
- [38] – SIKORA, JORGE A., DALL’O, HECTOR A., URIBURU, GUILLERMO. ADI in Argentina; development and Applications. In: World Conference on Austempered Ductile Iron, Chicago. Anais...Des Plaines: AFS, v.1, p. 75-89, 1991.
- [39] – GONZÁLES, MIGUEL ANGEL YESCAS, Modeling the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron. University of Cambridge, p. 1-12, November/2001 (A dissertation submitted for the degree of Doctor of Philosophy at the University of Cambridge – Department of Materials Science and Metallurgy).
- [40] – CHEN, CHENGJIA and VUORINEN, JOUKO J. The Stability of Austenite in ADI. International ADI and Simulation Conference, May p. 28-30, 1997.
- [41] – KRAUSS, GEORGE, Steels: Heat Treatment and Processing Principles. 1,ed. ASM International, p. 497, December/1989.

- [42] – KUTSOV, A., TARAN, Y., UZLOV, K., KRIMMEL, A., EVSYUKOV, M. Formation of Bainite in Ductile Iron. *Materials Science and Engineering A* 273-275, p. 480-484, 1999.
- [43] – YESCAS, M.A, BHADESHIA, H.K.D.H. Model For The Maximum Fraction Of Retained Austenite In Austempered Ductile Cast Iron. *Materials Science and Engineering A333*, p 60 – 66, 2002.
- [44] – BABU, S.S. BHADESHIA, H.K.D.H. Mechanism of the Transition from Bainite to Acicular Ferrite. *Materials Transactions, JIM*, vol. 32, n° 8, p.679-688, 1991.
- [45] – ASTM A 247. Standard Test Method For Evaluating the Microstructure of Graphite In Iron Casting, 1998.
- [46] – ASTM A 897. Standard Specification For Austempered Ductile Iron Castings, 1997.
- [47] – SENAI. CETEF. Guia Micrográfico dos Ferros Fundidos. Itaúna, p. 49, 1995.
- [48] – SOUZA SANTOS, ADALBERLTO BIERRENBACH DE, CASTELLO BRANCO, CARLOS HAYDT . *Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares*. IPT (Instituto de Pesquisa Tecnológicas), 3ª impressão, p. 206, 1989
- [49] – BAIN, EDIGAR C., Functions of the Alloying Elements in Steel. American Society for Metals, Cleveland-Ohio, p1-312, July/1945.

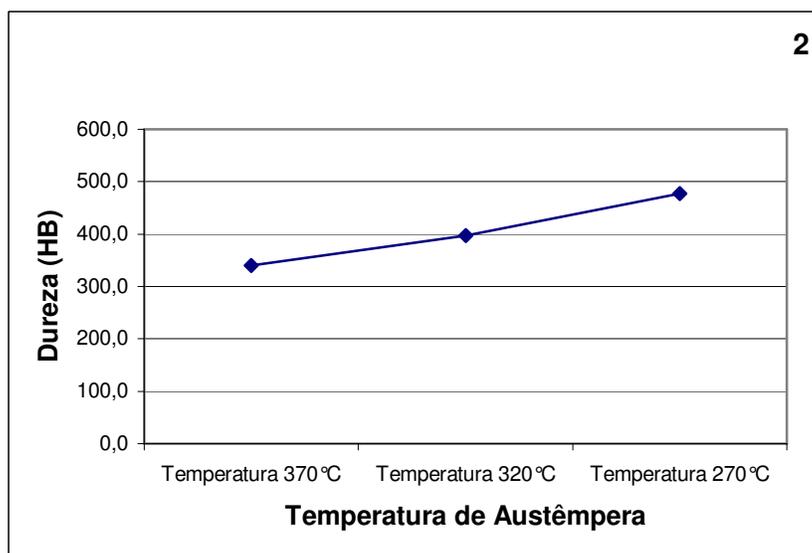
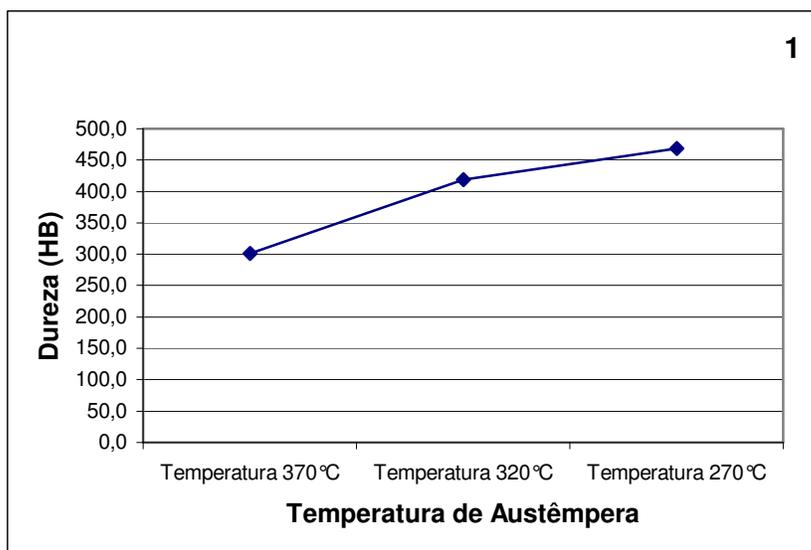
## Anexos

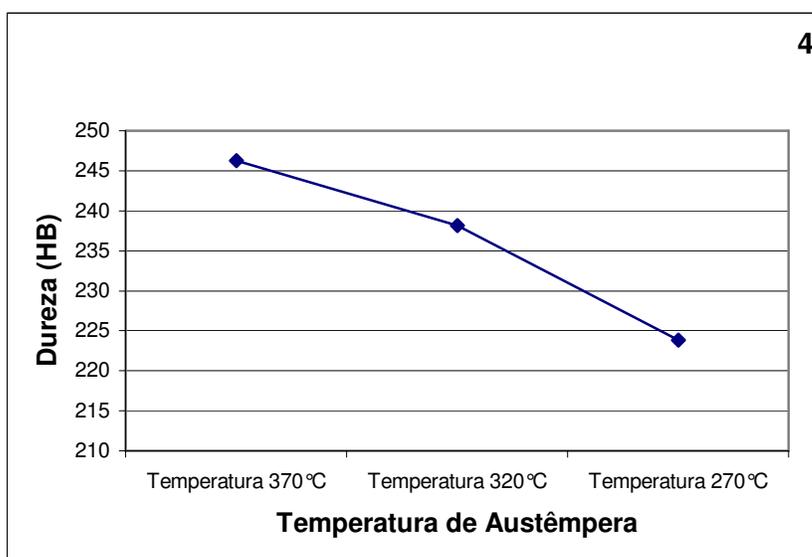
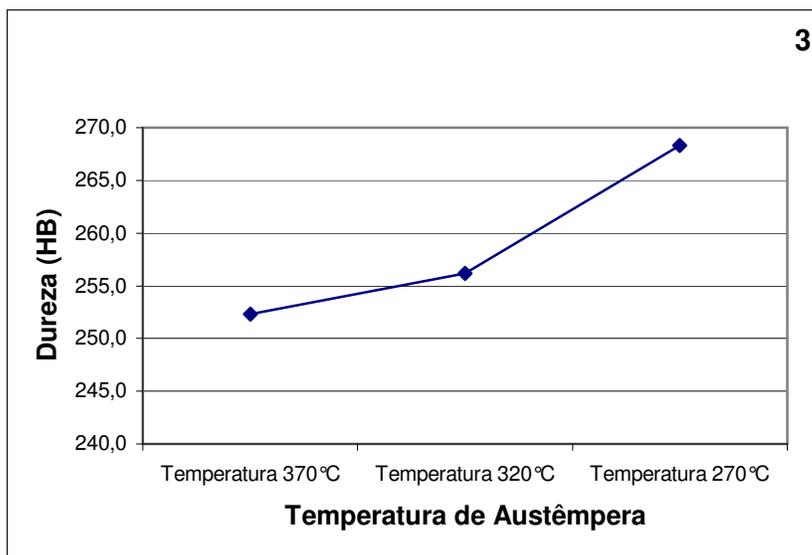
### Anexo 1 - Dureza HB do ADI nas composições 1,2,3 e 4, austemperado nas temperaturas : 370, 320 e 270°C





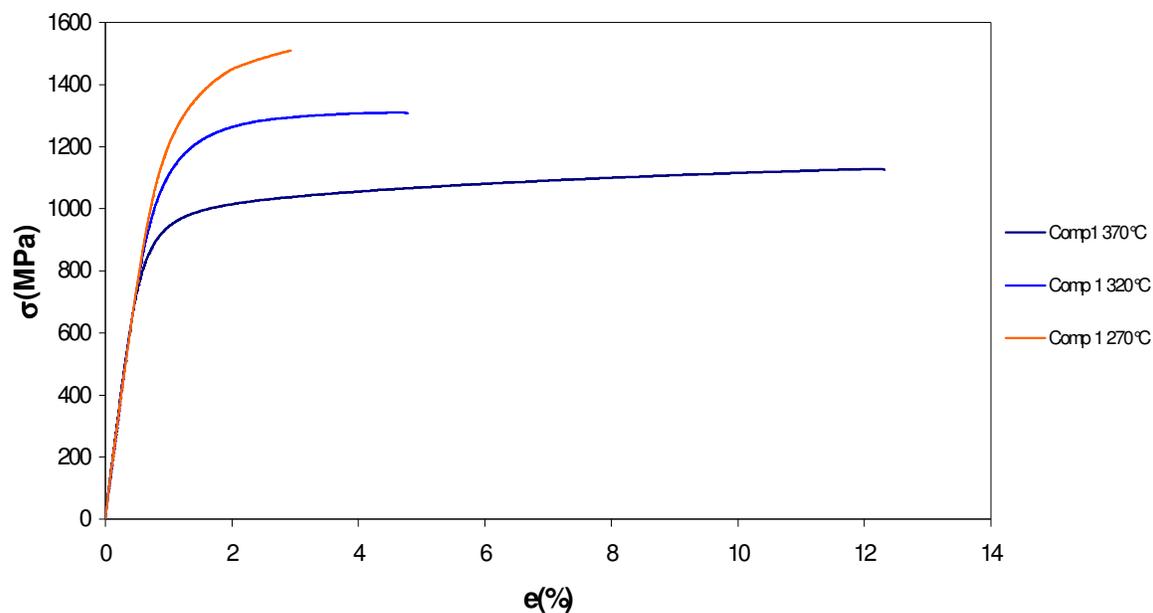
## Anexo 2 - Amostras austemperadas a 370, 320 e 270°C nas composições 1,2,3 e 4



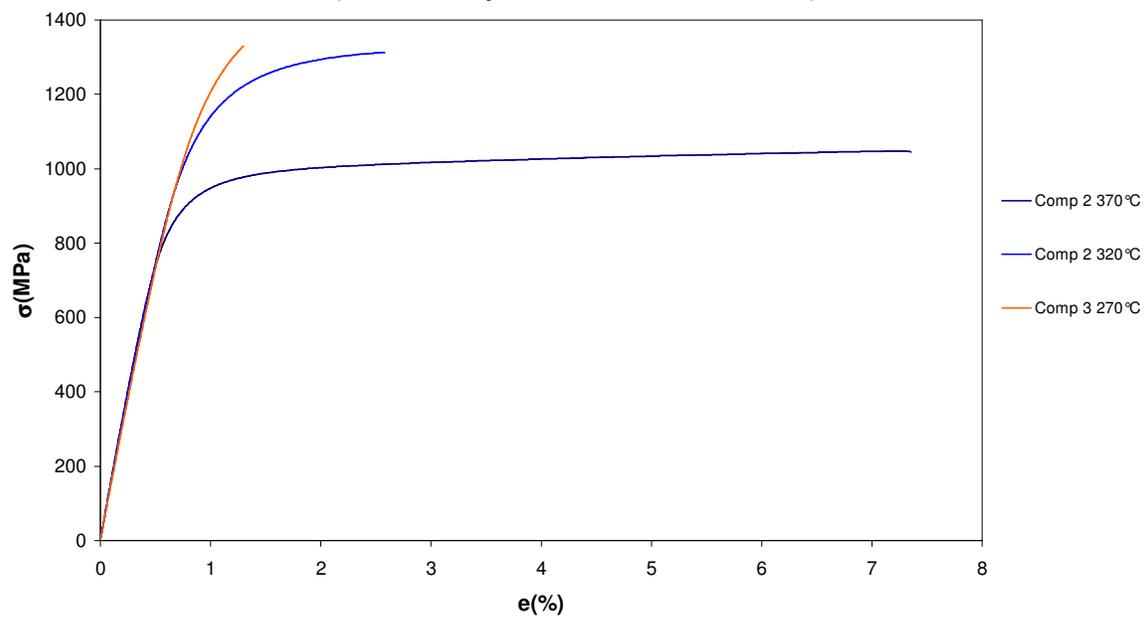


### Anexo 3 - Ensaio de tração - Composição 1,2,3 e 4 nas temperaturas de 370,320 e 270°C

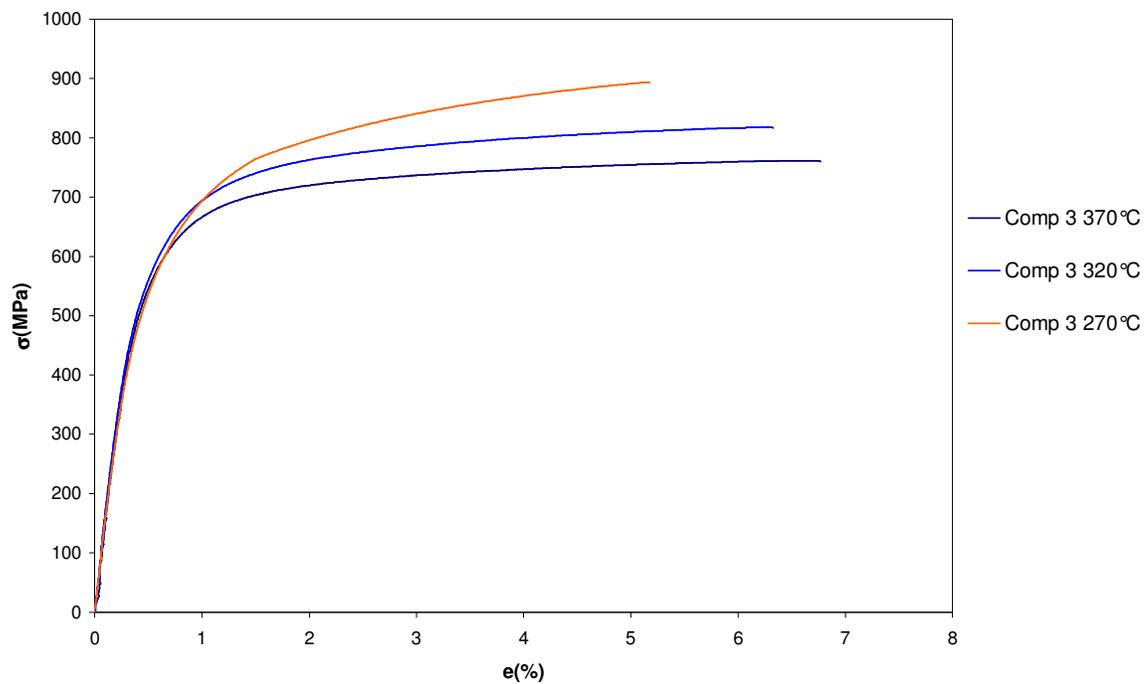
**Ensaio de Tração Composição 1  
- (ADI Austemperado a 370,320 e 270 °C)**



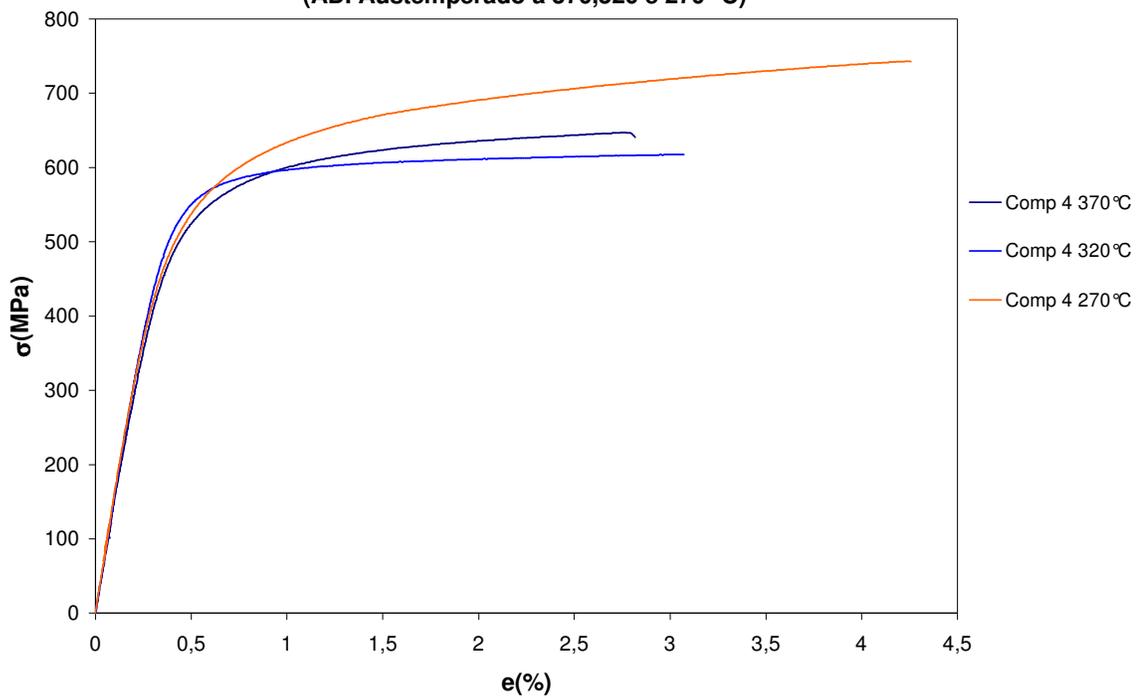
**Ensaio de Tração composição 2 -  
(ADI Austemperado a 370, 320 e 270 °C)**



**Ensaio de Tração Composição 3 -  
(ADI Austemperado a 370,320 e 270 °C)**

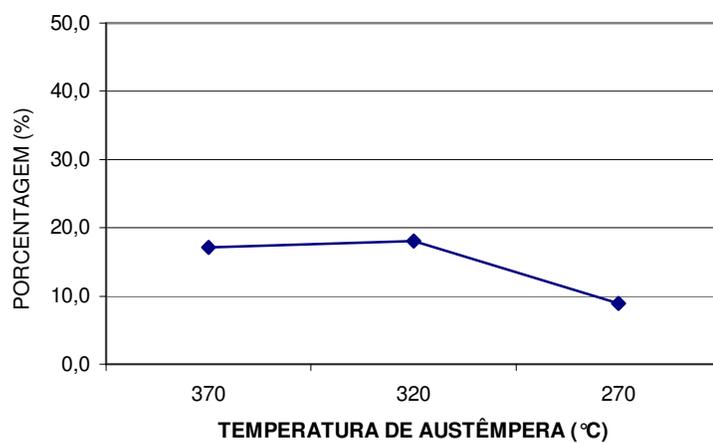


**Ensaio de Tração Composição 4 -  
(ADI Austemperado a 370,320 e 270 °C)**

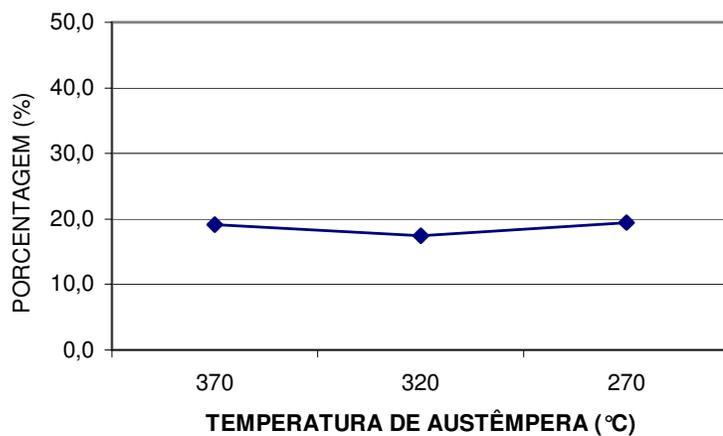


## Anexo 4 - Austenita retida em função da temperatura nas composições 2, 3 e 4

2



3



4

