

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL  
FACULDADE DE ENGENHARIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA E MECATRÔNICA

DIOGO PANDOLFO

**ESTUDO DA TENACIDADE AO IMPACTO DE UM AÇO SAE 1020 SUBMETIDO A  
TRATAMENTOS TÉRMICOS**

PORTO ALEGRE

2009

DIOGO PANDOLFO

**ESTUDO DA TENACIDADE AO IMPACTO DE UM AÇO SAE 1020 SUBMETIDO A  
TRATAMENTOS TÉRMICOS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado  
como requisito para obtenção do título de  
Engenheiro Mecânico pela Faculdade de  
Engenharia da Pontifícia Universidade Católica do  
Rio Grande do Sul.

Orientador: Prof. Me. Tomás Edison de Oliveira Lima

PORTO ALEGRE

2009

DIOGO PANDOLFO

**ESTUDO DA TENACIDADE AO IMPACTO DE UM AÇO SAE 1020 SUBMETIDO A  
TRATAMENTOS TÉRMICOS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado  
como requisito para obtenção do título de  
Engenheiro Mecânico pela Faculdade de  
Engenharia da Pontifícia Universidade Católica do  
Rio Grande do Sul.

Aprovado em \_\_\_\_\_ de \_\_\_\_\_ de 2009.

**BANCA EXAMINADORA**

---

Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos

---

Prof. Dr. Joyson Luiz Pacheco

---

Prof. Me. Tomás Edison de Oliveira Lima

## **AGRADECIMENTOS**

Aos professores Dr. Carlos Alexandre dos Santos e Me. Tomás Edison de Oliveira Lima pelos conhecimentos transmitidos e pela atenção concedida durante a realização deste trabalho, fundamentais para a realização desta pesquisa, e a todos os professores da Faculdade de Engenharia.

"Iron seemeth a simple metal but in  
it's nature are many mysteries and men  
who bend to them their minds shall, in  
arriving days, gather therefrom great profit,  
not to themselves alone but to all  
mankind."

**Joseph Glanvill 1636-1680**

**Filósofo Inglês**

## RESUMO

O objetivo deste trabalho foi desenvolver um estudo sobre a tenacidade ao impacto de um aço SAE 1020 (vergalhão comercial) após sofrer tratamento térmico de normalização e recozimento. Amostras foram retiradas da barra, submetidas a tratamento térmico de normalização nas temperaturas de 870°C, 920°C e 970°C nos tempos de 15, 30 e 120 minutos e tratamento térmico de recozimento na temperatura de 920°C nos tempos de 1, 5, 10, 15, 30 e 120 minutos. A partir das amostras tratadas foram confeccionados corpos de prova para ensaio de impacto que, posteriormente, também foram utilizados para realização de metalografia, ensaio de dureza e ensaio de microdureza. Os resultados obtidos por meio desses métodos permitiram concluir que nas amostras normalizadas não houve crescimento excessivo de grãos, exceto a amostra normalizada a temperatura de 970°C por 120 minutos, a qual apresentou uma estrutura de ferrita acicular, e todas com energia de impacto acima de 200J. Para as amostras recozidas foram obtidas relações entre os tempos de tratamento, as energias absorvidas e o tamanho de grão.

**Palavras-chaves: tenacidade ao impacto, normalização, recozimento**

## ABSTRACT

The objective of this research was to develop a study about the fracture toughness of a steel ASTM 1020 after be submitted heat treatment of normalizing and annealing. Samples were removed of the bar submitted to heat treatment of normalizing in the temperatures of 870°C, 920°C and 970°C at times 15, 30 and 120 minutes and heat treatment of annealling in the temperature of 920°C at times 1, 5, 10, 15, 30 and 120 minutes. Starting from the heat treated samples specimens were made to fracture toughness testing that, later, they were also used for metallographic examination and hardness testing. The results obtained through of those methods allowed to conclude the normalized samples there was not excessive growth of grains, except that one normalized of 970°C for 120 minutes which presented *Widmanstätten* lamellar structure and all with impact energy above 200J. For the samples submitted to annealing, it was possible to obtain relations among the times of treatment, the absorbed energies and the grain size.

**Key words: fracture toughness, normalizing, annealling**

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Casco de um navio T2 Tanker, dividido em dois em função do material ter sido fragilizado em função da baixa temperatura [11].....	14
Figura 2.1 – Estágios de solidificação. Quadrados representam células unitárias. Ao final formam-se os grãos [1]. .....	18
Figura 2.2 – Desalinhamento entre grãos adjacentes [1]. .....	19
Figura 2.3 – Diagrama de equilíbrio Fe-C [2]. .....	22
Figura 2.4 – Diagrama de equilíbrio Fe-C para aço hipoeutetóide, com uma linha em azul indicando as transformações na microestrutura [1]. .....	23
Figura 2.5 – Aspecto micrográfico da perlita. Aço eutetóide. Ampliação de 1000 vezes [2].	24
Figura 2.6 – Aspecto micrográfico da ferrita (área clara) e da perlita (área escura) de um aço com 0,4% de carbono. Ampliação de 200 vezes [2]. .....	25
Figura 2.7 – Influência do teor de carbono sobre as propriedades dos aços-carbono esfriados lentamente [2]. .....	27
Figura 2.8 – Curva de início e fim da transformação da austenita em um aço com aproximadamente 0,5% de carbono. ....	30
Figura 2.9 – Curvas tensão-deformação de materiais frágeis e dúcteis [1]. .....	31
Figura 2.10 – Representação esquemática do diagrama de transformação para resfriamento contínuo [2]. .....	38
Figura 2.11 – Representação esquemática de curvas de esfriamento no diagrama de transformação para resfriamento contínuo. Curva A indica resfriamento lento [2]. .....	39
Figura 2.12 – Representação esquemática do efeito da seção da peça sobre a velocidade de resfriamento, mostrando resfriamento rápido, intermediário e lento [2]. .....	39
Figura 2.13 – Efeito nas propriedades mecânicas de um aço com 0,4% de carbono [2]. .....	41
Figura 2.14 – Diagrama de equilíbrio Fe-C mostrando a faixa de temperatura para recozimento pleno e a faixa para normalização. ....	42
Figura 2.15 – Geometria de trincas internas e de superfície. ....	45
Figura 2.16 – Transição dúctil-frágil relacionada com a temperatura e energia absorvida de um aço de baixo teor de carbono (0,18% de C; 0,54 de Mn e 0,07 de Si) [8]. .....	46
Figura 2.17 – Efeito do teor de carbono nas curvas energia-temperatura de transição para aços [4]. .....	47
Figura 2.18 – Seção de fratura retangular [6]. .....	48
Figura 2.19 – Efeito do entalhe. Desloca o início da fratura para o seu vértice [6]. ....	48
Figura 2.20 – Da esquerda para a direita, superfícies de fratura frágil, mista e dúctil. ....	49
Figura 2.21 – Fractografia eletrônica de varredura mostrando microcavidades esféricas características de uma fratura dúctil [10]. .....	50
Figura 2.22 – Fractografia eletrônica de varredura mostrando uma superfície de fratura transgranular com “rios” característicos que indicam o sentido local de propagação da fratura [10]. .....	50
Figura 2.23 – Representação de uma fratura transgranular. ....	51
Figura 2.24 - Fractografia eletrônica de varredura mostrando uma superfície de fratura intergranular [10]. .....	51
Figura 2.25 – Representação de uma fratura intergranular. ....	52
Figura 3.1 – Atividades realizadas. ....	53
Figura 3.2 – Forno tipo mufla e controle de temperatura. ....	54
Figura 3.3 – Detalhamento do corpo de prova. ....	57



Figura 3.4 – Corpo de prova. ....	57
Figura 3.5 – Fluxograma indicando a distribuição dos corpos de prova normalizados. ....	58
Figura 3.6 – Fluxograma indicando a distribuição dos corpos de prova recozidos. ....	59
Figura 3.7 – Corpo de prova bi-apoiado, posicionado horizontalmente e face com entalhe voltada de forma oposta ao sentido de impacto. ....	60
Figura 3.8 – Martelo pendular. ....	60
Figura 3.9 – Etapas do ensaio de dureza Rockwell. ....	61
Figura 3.10 – Amostras prontas para exame metalográfico. ....	63
Figura 4.1 – Micrografia do vergalhão como fornecido, nos aumentos de 50x (a), 100x (b), 200 (c) e 500x (d). ....	65
Figura 4.2 – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 870°C e 15 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c). ....	66
Figura 4.3 – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 870°C e 30 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c). ....	67
Figura 4.4 – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 870°C e 120 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c). ....	68
Figura 4.5 – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 920°C e 15 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c). ....	69
Figura 4.6 – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 920°C e 30 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c). ....	70
Figura 4.7 – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 920°C e 120 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c). ....	71
Figura 4.8 – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 970°C e 15 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c). ....	72
Figura 4.9 – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 970°C e 30 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c). ....	73
Figura 4.10 – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 970°C e 120 minutos nos aumentos de 100x (a), 200x (b), 500 (c) e 1000x (d). ....	74
Figura 4.11 – Micrografia das amostras submetidas a recozimento a 920°C e 1 minuto nos aumentos de 50x (a), 100x (próxima ao entalhe) (b), 100x (c), 200x (d), 500x (e) e 1000x (f). ....	75
Figura 4.12 – Micrografia das amostras submetidas a recozimento a 920°C e 5 minutos nos aumentos de 50x (a), 100x (próxima ao entalhe) (b), 100x (c), 200x (d), 500x (e) e 1000x (f). ....	76
Figura 4.13 – Micrografia das amostras submetidas a recozimento a 920°C e 10 minutos nos aumentos de 50x (a), 100x (próxima ao entalhe) (b), 100x (c), 200x (d), 500x (e) e 1000x (f). ....	77
Figura 4.14 – Micrografia das amostras submetidas a recozimento a 920°C e 15 minutos nos aumentos de 50x (a), 100x (próxima ao entalhe) (b), 100x (c), 200x (d), 500x (e) e 1000x (f). ....	78
Figura 4.15 – Micrografia das amostras submetidas a recozimento a 920°C e 30 minutos nos aumentos de 50x (a), 100x (próxima ao entalhe) (b), 100x (c), 200x (d), 500x (e) e 1000x (f). ....	79
Figura 4.16 – Micrografia das amostras submetidas a recozimento a 920°C e 120 minutos nos aumentos de 50x (a), 100x (próxima ao entalhe) (b), 100x (c), 200x (d), 500x (e) e 1000x (f). ....	80

Figura 4.17 – Fractografia eletrônica de varredura da amostra normalizada 120 minutos a 970°C. Área central do corpo de prova nos aumentos de 50x (a) e 700x (b). Laterais (c)(d) no aumento de 50x. ....	81
Figura 4.18 – Fractografia eletrônica de varredura da amostra recozida 5 minutos. Área central do corpo de prova nos aumentos de 50x (a) e 700x (b). Laterais (c)(d) no aumento de 50x.....	82
Figura 4.19 – Fractografia eletrônica de varredura da amostra recozida 10 minutos. Área central do corpo de prova nos aumentos de 50x (a) e 700x (b). Laterais (c)(d) no aumento de 50x.....	83
Figura 4.20 – Fractografia eletrônica de varredura da amostra recozida 15 minutos. Área central do corpo de prova nos aumentos de 50x (a) e 700x (b). Laterais (c)(d) no aumento de 50x.....	84
Figura 4.21 – Fractografia eletrônica de varredura da amostra recozida 30 minutos. Área central do corpo de prova nos aumentos de 50x (a) e 700x (b)(e)(f). Laterais (c)(d) no aumento de 50x.....	85
Figura 4.22 – Fractografia eletrônica de varredura da amostra recozida 120 minutos. Área central do corpo de prova nos aumentos de 50x (a), 700x (b), 1000x (e) e 4000x (f). Laterais (c)(d) no aumento de 50x.....	86
Figura 4.23 – Gráfico dureza x tempo nas três diferentes temperaturas de normalização. ..	88
Figura 4.24 – Gráfico dureza x tempo, apresentando as variações máximas e mínimas. ....	89
Figura 4.25 – Gráfico microdureza x tempo, apresentando as variações máximas e mínimas.....	91
Figura 4.26 – Gráfico energia absorvida (E) x tempo (t).....	93

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Propriedades de aços esfriados lentamente em função do teor de carbono....	27
Tabela 2.2 - Propriedades mecânicas dos aços nos estados normalizado e recozido.....	43
Tabela 3.1 – Distribuição das amostras normalizadas .....	55
Tabela 3.2 – Distribuição das amostras recozidas .....	56
Tabela 4.1 – Dureza medida nas amostras normalizadas.....	87
Tabela 4.2 – Dureza medida nas amostras recozidas.....	89
Tabela 4.3 – Microdureza medida da ferrita nas amostras recozidas.....	90
Tabela 4.4 – Energia absorvida pelos corpos de prova normalizados.....	92
Tabela 4.5 – Energia absorvida pelos corpos de prova recozidos .....	93

## **LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS**

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

AISI – American Iron and Steel Institute

ASTM – American Society for Testing and Materials

CCC – Cúbico de corpo centrado

CFC – Cúbico de face centrada

SAE – Society Automotive Engineers

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>14</b>
1.1	OBJETIVO .....	15
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>16</b>
2.1	AÇOS.....	16
2.1.1	<b>Definição.....</b>	<b>16</b>
2.1.2	<b>Estrutura Cristalina do Ferro .....</b>	<b>17</b>
2.1.3	<b>Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono .....</b>	<b>19</b>
2.1.3.1	Transformação dos Aços de Baixo Teor de Carbono.....	22
2.1.4	<b>Propriedades dos Constituintes dos Aços e sua Influência Sobre as Características Mecânicas .....</b>	<b>25</b>
2.1.5	<b>Impurezas nos aços.....</b>	<b>28</b>
2.2	PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS-CARBONO .....	29
2.2.1	<b>Ductilidade.....</b>	<b>30</b>
2.2.2	<b>Tenacidade .....</b>	<b>31</b>
2.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS .....	31
2.3.1	<b>Crescimento de Grão.....</b>	<b>32</b>
2.3.2	<b>Recristalização dos Grãos Deformados por Trabalho Mecânico .....</b>	<b>34</b>
2.3.3	<b>Fatores de Influência .....</b>	<b>35</b>
2.3.3.1	Aquecimento.....	35
2.3.3.2	Tempo de Permanência à Temperatura de Aquecimento .....	36
2.3.3.3	Resfriamento .....	36
2.3.3.4	Atmosfera do forno .....	40
2.3.4	<b>Tipos de Tratamentos Térmicos.....</b>	<b>40</b>
2.3.4.1	Recozimento.....	40
2.3.4.2	Normalização.....	42
2.4	TENACIDADE EM IMPACTO .....	43
2.4.1	<b>Concentração de Tensões .....</b>	<b>44</b>
2.4.2	<b>Transição Dúctil-Frágil .....</b>	<b>46</b>
2.4.3	<b>Aspectos Macroscópicos da Fratura .....</b>	<b>47</b>
2.4.4	<b>Aspectos Microscópicos da Fratura .....</b>	<b>49</b>
2.4.4.1	Coalescimento de Microcavidades .....	49
2.4.4.2	Clivagem (ou Fratura Transgranular) .....	50
2.4.4.3	Fratura Intergranular.....	51
<b>3</b>	<b>METODOLOGIA .....</b>	<b>53</b>
3.1	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS.....	53
3.2	TRATAMENTOS TÉRMICOS .....	54
3.2.1	<b>Normalização.....</b>	<b>54</b>
3.2.2	<b>Recozimento.....</b>	<b>55</b>
3.3	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA .....	56

3.4	ENSAIO DE IMPACTO .....	59
3.5	DUREZA ROCKWELL .....	61
3.6	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISE MICROESTRUTURAL .....	62
3.7	EXAME MICROSCÓPICO .....	63
3.8	MICRODUREZA VICKERS.....	64
3.9	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA .....	64
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>65</b>
4.1	MICROGRAFIA.....	65
4.1.1	<b>Amostra do vergalhão SAE 1020 inicial.....</b>	<b>65</b>
4.1.2	<b>Amostras Normalizadas .....</b>	<b>66</b>
4.1.3	<b>Amostras Recozidas.....</b>	<b>74</b>
4.2	MICROSCOPIA DE VARREDURA .....	81
4.2.1	<b>Amostra Normalizada .....</b>	<b>81</b>
4.2.2	<b>Amostras recozidas .....</b>	<b>82</b>
4.3	Ensaio de dureza .....	87
4.3.1	<b>Amostra do vergalhão SAE 1020 inicial.....</b>	<b>87</b>
4.3.2	<b>Amostras Normalizadas .....</b>	<b>87</b>
4.3.3	<b>Amostras recozidas .....</b>	<b>89</b>
4.4	MICRODUREZA VICKERS.....	90
4.4.1	<b>Amostras recozidas .....</b>	<b>90</b>
4.5	ENSAIO DE IMPACTO .....	91
4.5.1	<b>Amostra do Vergalhão SAE 1020 Inicial .....</b>	<b>91</b>
4.5.2	<b>Amostras Normalizadas .....</b>	<b>92</b>
4.5.3	<b>Amostras Recozidas.....</b>	<b>92</b>
	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>95</b>
	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>97</b>

## 1 INTRODUÇÃO

O conhecimento da tenacidade ao impacto de um material é de grande importância para o desenvolvimento de projetos na área mecânica. O conhecimento do comportamento de determinado material em aplicações em que é submetido a altas taxas de deformação é essencial para garantir a eliminação de falha do projeto.

Materiais conhecidamente dúcteis, como, por exemplo, um aço que contém 0,2% de carbono em sua microestrutura - o qual é constituído em sua grande parte por ferrita, um componente bastante dúctil - podem comportar-se de maneira frágil, mesmo após sofrer um tratamento térmico que provoque a máxima ductilidade possível.

Em situações que o material sofre alta taxa de deformação, apresenta concentração de tensões ou é submetido a baixas temperaturas, pode ocorrer a fratura de modo frágil. Essa característica – tenacidade ao impacto – é afetada pela velocidade de impacto, pelas condições da sua microestrutura e pela temperatura de trabalho do material, existindo uma faixa de transição de comportamento, a qual o material passa de dúctil para frágil, como ocorreu com o navio T2 Tanker, da marinha dos Estados Unidos, construído na Segunda Guerra Mundial.



**Figura 1.1** – Casco de um navio T2 Tanker, dividido em dois em função do material ter sido fragilizado em função da baixa temperatura [11].

## 1.1 OBJETIVO

O objetivo principal desse trabalho foi o estudo da tenacidade ao impacto de um material dúctil após ser submetido a dois diferentes tratamentos térmicos, normalização e recozimento, e obter uma relação de energia absorvida pelo tempo e pela temperatura destes tratamentos.

Foram desenvolvidas técnicas laboratoriais com amostras normalizadas e recozidas, em diferentes tempos e diferentes temperaturas, as quais foram submetidas a ensaio de impacto (sempre a uma temperatura constante), ensaio de dureza, ensaio de microdureza e metalografia para descobrir a relação de energia absorvida em função da microestrutura resultante do resfriamento contínuo, conforme o tratamento térmico.



## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 AÇOS

#### 2.1.1 Definição

O aço é uma liga metálica de natureza relativamente complexa e sua definição não é simples, visto que, a rigor os aços comerciais não são ligas binárias; de fato, apesar de seus principais elementos de liga serem o ferro e o carbono, eles contêm sempre outros elementos secundários, presentes na estrutura devido aos processos de fabricação. Considerando que o aço é formado essencialmente por ferro e carbono, pode-se defini-lo da seguinte forma:

Aço é uma liga ferro-carbono contendo geralmente 0,008% até, aproximadamente, 2,11% de carbono, além de certos elementos residuais, tais como enxofre e fósforo, resultantes dos processos de fabricação [2].

O limite inferior (0,008%) corresponde à máxima solubilidade de carbono no ferro à temperatura ambiente e o limite superior (2,11%) corresponde à máxima quantidade de carbono que se dissolve no ferro e ocorre a 1148°C [9].

Essa quantidade máxima depende, por outro lado, da presença ou não de elementos de liga ou da presença dos elementos residuais em teores superiores aos normais. Nestas condições é necessário considerar dois tipos fundamentais de aço para se ter uma definição mais precisa:

- Aço-carbono ou liga de ferro-carbono contendo geralmente 0,008% até cerca de 2,11% de carbono, além de certos elementos residuais resultantes dos processos de fabricação;

- Aço-liga ou aço-carbono que contém outros elementos de liga ou que contém elementos residuais em teores acima dos considerado normal [2].

Dada a grande variedade de tipos de aços, conforme composição, processo de acabamento e forma do produto acabado, foram criados sistemas para a sua classificação. Uma das classificações mais generalizadas, e que inclusive serviu de base para o sistema adotado pela Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT), é a que considera a composição química dos aços e, dentre os sistemas conhecidos são os mais usados os da American Iron and Steel Institute (AISI) e da

Society of Automotive Engineers (SAE), os quais adotam as letras XX na posição correspondente ao teor de carbono após os algarismos indicativos do tipo de aço, como, por exemplo, 10, que são aços simplesmente ao carbono. No caso de um aço SAE1020, significa que é um aço sem elementos adicionais de liga, ou seja, simplesmente ao carbono e com teor de 0,20%.

Os aços-carbono constituem o mais importante grupo de materiais utilizados na engenharia e na indústria. De fato, as propriedades mecânicas desses aços simplesmente ao carbono, sem qualquer elemento de liga, são suficientes para atender a maioria das aplicações práticas.

Os aços-carbono podem ser subdivididos conforme o teor de carbono presente na estrutura:

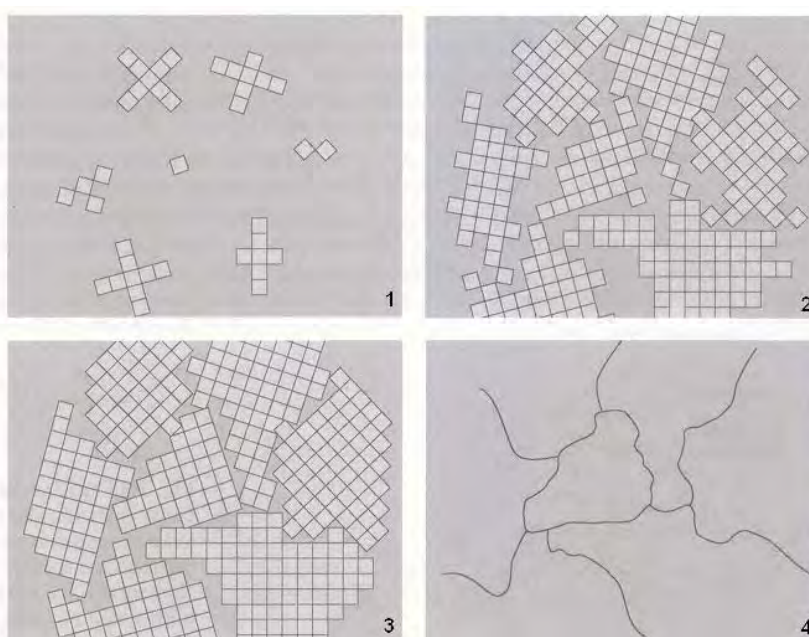
- Aços de baixo teor de carbono (quantidade de carbono inferior a 0,25%);
- Aços de médio teor de carbono (quantidade de carbono entre 0,25% e 0,6%);
- Aços de alto teor de carbono (quantidade de carbono superior a 0,6%).

Todas as propriedades físicas e mecânicas do aço são obtidas através de tratamentos térmicos ou trabalhos mecânicos pela modificação da sua microestrutura, variando conforme o teor dos componentes.

### **2.1.2 Estrutura Cristalina do Ferro**

As estruturas mais comuns são a cúbica de faces centradas (CFC) e a cúbica de corpo centrado (CCC). A célula unitária dessas estruturas é caracterizada por um cubo, tendo a CFC 4 átomos por célula unitária, 12 átomos vizinhos por átomo e 74% do volume da célula ocupado enquanto a CCC possui 2 átomos por célula unitária, 8 átomos vizinhos por átomo e 68% do volume da célula ocupado. Esses números mostram que a estrutura cúbica de faces centradas é mais compacta que a cúbica de corpo centrado, isto é, seus átomos ocupam de maneira mais eficiente o espaço e, se considerar o mesmo raio atômico, os átomos organizados segundo a forma cúbica de faces centradas ocuparão menor volume o que conduzirá a uma maior densidade. Sendo o volume ocupado pelos átomos inferior a 100% do volume de uma célula unitária, tem-se a existência de vazios, chamados de interstícios [2].

O aço é composto por uma coleção de muitos cristais pequenos (ou grãos) e por isso é dito policristalino. Na solidificação, inicialmente pequenos cristais se formam em várias posições, com orientações aleatórias. Os pequenos grãos crescem mediante a adição sucessiva de átomos. As extremidades de grãos adjacentes se chocam umas com as outras a medida em que o processo de solidificação se aproxima do fim, conforme é visto esquematicamente na Figura 2.1. A orientação varia de grão para grão e no contato entre eles existem algumas más combinações atômicas.



**Figura 2.1** – Estágios de solidificação. Quadrados representam células unitárias. Ao final formam-se os grãos [1].

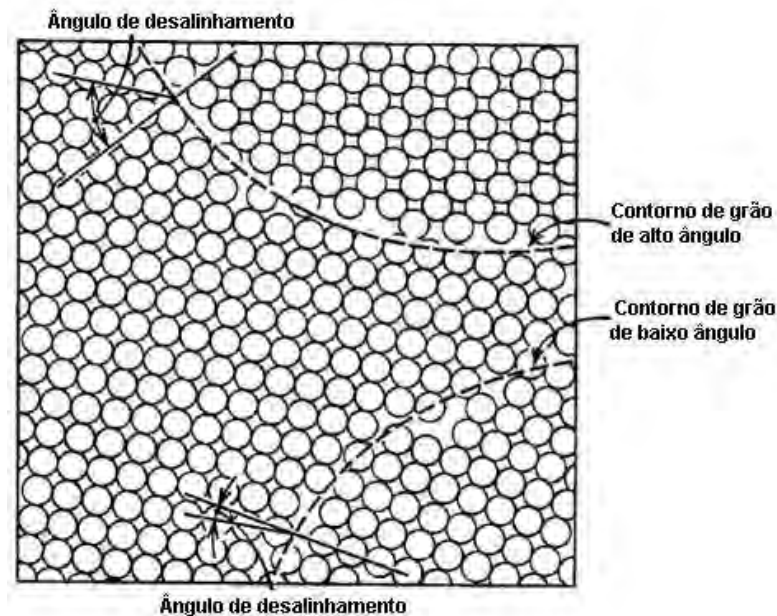
Todos os materiais cristalinos possuem um certo número de defeitos que podem influir decisivamente em suas propriedades físicas e mecânicas e podem ser de lacuna, intersticial, por discordâncias ou de contorno de grão.

**Lacuna:** É um defeito caracterizado pela ausência de um átomo em uma posição que deveria ser ocupada na estrutura cristalina. Produz um acúmulo de energia naquele ponto.

**Intersticial:** É caracterizado pela presença de um átomo em um interstício da estrutura cristalina. Produz uma distorção e um acúmulo de energia maior que uma lacuna.

**Discordâncias:** Uma discordância é um defeito linear ou unidimensional em torno do qual alguns átomos estão desalinhados. As discordâncias exercem papel muito importante na deformação plástica, pois permitem o escorregamento entre planos cristalinos que produzem a deformação.

**Contorno de grão:** A estrutura de um aço é subdividida em um grande número de zonas, cada uma com uma orientação diferente, ou seja, cada uma das zonas forma um cristal (ou grão) independente. Todos os grãos de uma mesma fase possuem a mesma estrutura cristalina, diferindo somente na orientação. A consequência desta orientação diferente é que na fronteira entre os grãos existe uma zona de transição entre duas orientações e, por isso, os átomos que fazem parte desta fronteira estão mal organizados e com um nível mais alto de energia. O contorno de grão exerce papel importante nas transformações de fase, onde a maior energia dos átomos favorece a nucleação e, na deformação plástica, onde tem a função de restringir o movimento das discordâncias [1]



**Figura 2.2** – Desalinhamento entre grãos adjacentes [1].

### 2.1.3 Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono

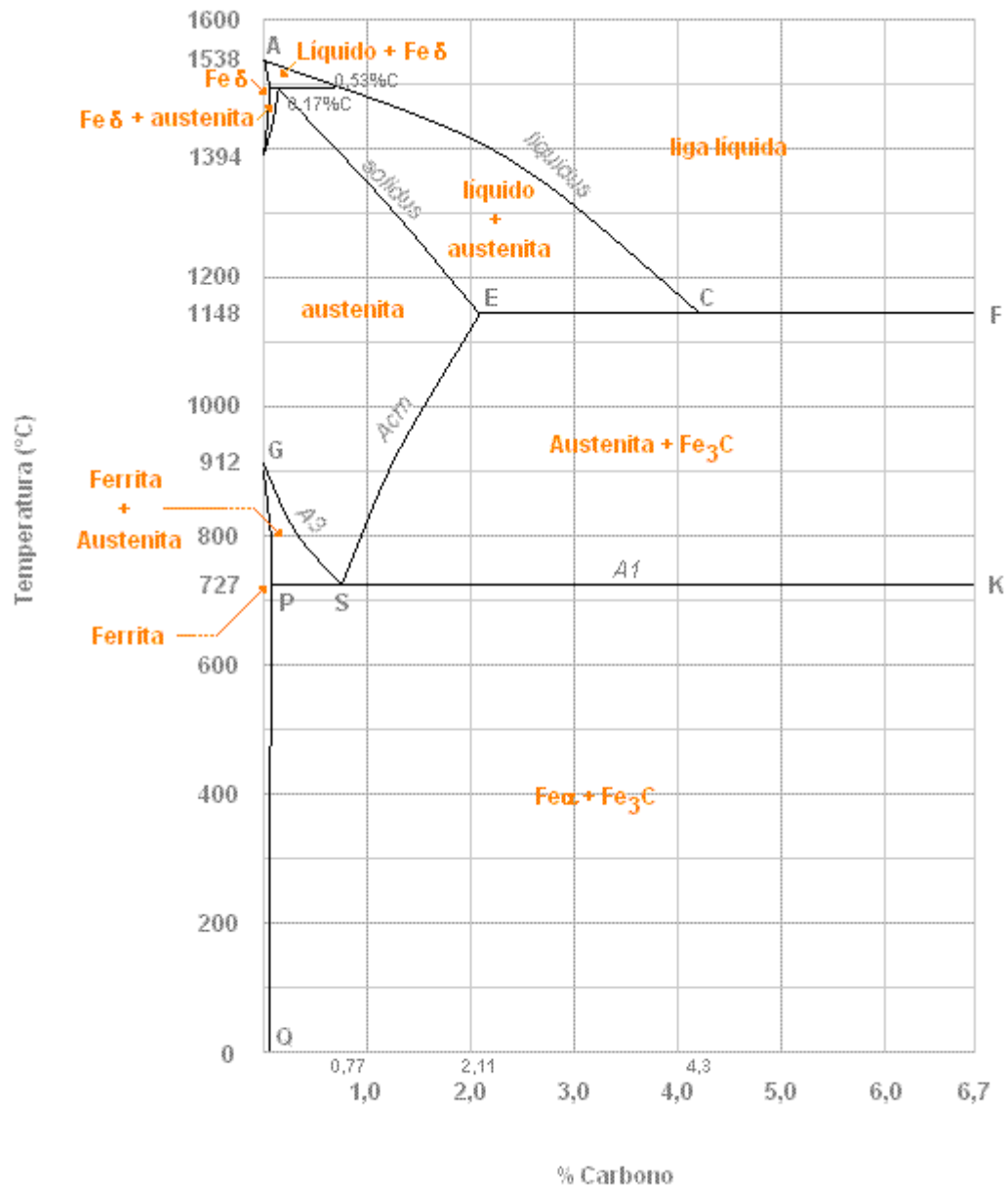
Esse diagrama, visto na Figura 2.3, é geralmente representado até 6,7% de carbono porque esse elemento forma com o ferro o composto  $Fe_3C$  que contém, aproximadamente, 6,7% de carbono. Por outro lado, pouco ou nada se conhece

acima desse teor; na realidade, acima de 4,5% essas ligas representam pequena ou nenhuma importância comercial.

Algumas considerações sobre o diagrama:

- Corresponde a liga binária Fe-C apenas: os aços comerciais, entretanto, não são de fato ligas binárias, pois neles estão presentes sempre elementos residuais devido ao processo de fabricação – fósforo (P), enxofre (S), silício (Si) e manganês (Mn). A presença desses elementos em teores normais pouco afeta o diagrama;
- O diagrama Fe-C é de fato um diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C, visto que a extremidade direita correspondente a 6,7% de C é a composição do carbeto de ferro (Fe<sub>3</sub>C) ou cementita. Por outro lado, não se trata a rigor de um diagrama de equilíbrio estável. De fato, se assim fosse, não deveria ocorrer qualquer mudança de fase com o tempo. Verificou-se que mesmo em ligas Fe-C relativamente puras (baixo teor de resíduos) mantidas durante anos a temperaturas elevadas (700°C) o Fe<sub>3</sub>C pode se decompor em ferro e carbono, este último em forma de grafita;
- O ponto A corresponde ao ponto de fusão do ferro puro;
- O ponto C, a 1148°C, corresponde a uma *liga eutética* (4,3% de C) que é a de mais baixo ponto de fusão ou solidificação;
- O ponto S corresponde ao ponto *eutetóide* (0,77% de C);
- O ferro puro apresenta-se sob a forma alotrópica *alfa* até 912°C e depois dessa temperatura até 1394°C na fase *gama*. Essas formas alotrópicas se caracterizam por possuírem reticulados cristalinos diferentes. O ferro *alfa* é CCC e o ferro *gama* é CFC. A principal consequência desse fato, de grande importância prática nos tratamentos térmicos é a seguinte: o ferro *gama* pode manter em solução o carbono, ao passo que o ferro *alfa* não. A solução sólida de carbono no ferro *gama* é chamada de austenita. Esse constituinte aparece somente em temperaturas elevadas;
- Entretanto a solubilidade do carbono no ferro *gama* não é ilimitada. Ela é máxima a 1148°C e corresponde a 2,11% de carbono. À medida que a temperatura cai, a quantidade de carbono solúvel no ferro diminui até que a 727°C ela é de apenas 0,77%;
- Em resfriamento lento, em hipótese alguma existirá ferro *gama* (austenita);

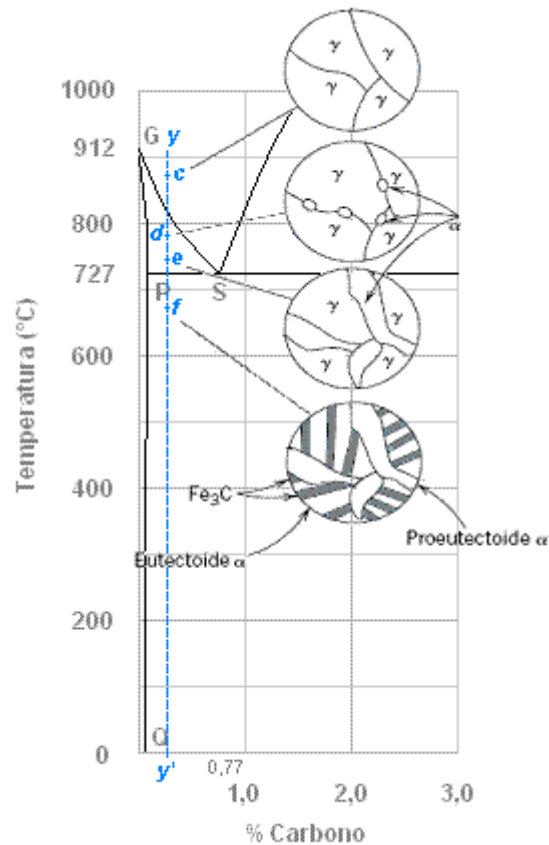
- O teor de 2,11% de C correspondente ao ponto *E* na Figura 2.3, é adotado como separação teórica entre os dois principais produtos siderúrgicos: aços (teores de carbono até 2,11%) e ferros fundidos (teores de carbono acima de 2,11%);
- A solubilidade do carbono em ferro alfa não é totalmente nula. A temperatura ambiente, cerca de 0,008% se dissolve e essa quantidade aumenta até a temperatura de 727°C onde 0,02% de carbono pode se dissolver no ferro *alfa*. Por isso costuma-se considerar como aços as ligas de ferro carbono de 0,008 a 2,11% e ferro comercialmente puro até 0,008%.
- A linha *GS* que, no resfriamento, indica o início da passagem do ferro *gama* a ferro *alfa* é representado pela linha *A3*; a linha *PSK*, abaixo da qual não pode existir ferro *gama*, é representada por *A1*; a linha *ES* indica a solubilidade máxima do carbono no ferro *gama* é representada por *Acm*. São as chamadas linhas de transformação e as zonas limitadas por elas são as zonas críticas. [2]



**Figura 2.3** – Diagrama de equilíbrio Fe-C [2].

### 2.1.3.1 Transformação dos Aços de Baixo Teor de Carbono

Na Figura 2.4, pode-se ver como ocorre as transformações de um aço hipoeutetóide com aproximadamente 0,2% de carbono.



**Figura 2.4** – Diagrama de equilíbrio Fe-C para aço hipoeutetóide, com uma linha em azul indicando as transformações na microestrutura [1].

O resfriamento de uma liga desta composição está representado pelo movimento para baixo ao longo da linha vertical  $yy'$ . A cerca de  $875^{\circ}\text{C}$ , no ponto  $c$ , a microestrutura consistirá inteiramente de grãos da fase  $\gamma$  (austenita). Ao se resfriar até o ponto  $d$ , ao redor de  $775^{\circ}\text{C}$ , que está dentro da região de fase  $\alpha + \gamma$  (ferrita + austenita), ambas fases coexistirão como na microestrutura representada na Figura 2.4. A maioria das pequenas partículas  $\alpha$  se forma ao longo dos contornos dos grãos originais da austenita. Enquanto se resfria uma liga através da região de fase  $\alpha + \gamma$  (ferrita + austenita), a composição da fase ferrita muda com a temperatura se tornando ligeiramente mais rica em carbono. O resfriamento a partir do ponto  $d$  até  $e$ , ainda acima de  $723^{\circ}\text{C}$  (temperatura eutetóide), na região de  $\alpha + \gamma$ , o produzirá um aumento na fração da fase  $\alpha$  e uma microestrutura similar àquela também mostrada; as partículas de  $\alpha$  irão crescer e se tornando maior. Quando a temperatura é inferior a  $723^{\circ}\text{C}$ , no ponto  $f$ , toda a fase  $\gamma$  que estava presente no ponto  $e$  se transformará em perlita. Não haverá virtualmente nenhuma mudança na fase  $\alpha$  que existiu no ponto  $e$  ao cruzar a temperatura eutetóide - ela estará normalmente presente como



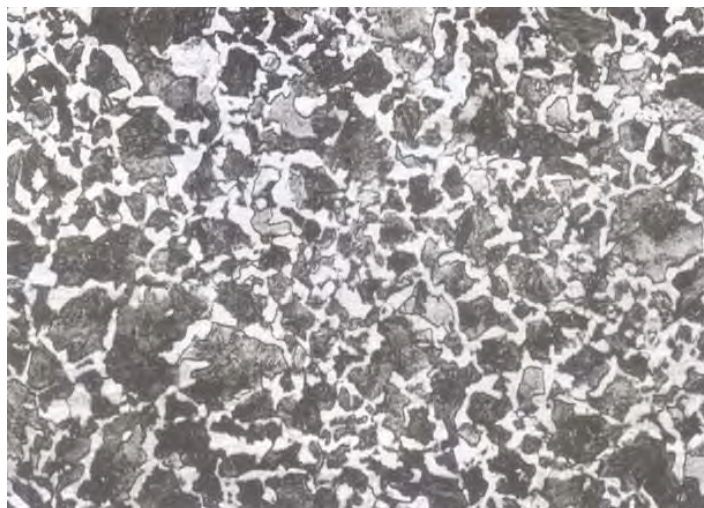
uma fase matriz contínua circundando as isoladas colônias de perlita. A microestrutura no ponto *f* se apresentará como a correspondente inserção esquemática na Figura 2.4. Assim, a fase ferrita estará presente tanto na perlita quanto também na forma da fase que se formou durante o resfriamento através da região de fase  $\alpha+\gamma$ . A ferrita que está presente na perlita é chamada *ferrita eutetóide*, enquanto que a outra, que se formou acima da temperatura eutetóide, é denominada *ferrita proeutetóide*.

Os aços conhecidos como baixo carbono (menos que 0,25% de carbono), quando resfriados lentamente, possuem essa constituição, ferrita e perlita, sendo portanto aços dúcteis. Quanto menor o teor de carbono presente, mais ferrita e menos perlita se formam, resultando, como consequência, maior ductilidade e menor dureza.

Nas Figuras 2.5 e 2.6, a seguir, pode-se observar o aspecto da perlita e da ferrita, respectivamente, obtidas em microscópio.



**Figura 2.5** – Aspecto micrográfico da perlita. Aço eutetóide. Ampliação de 1000 vezes [2].



**Figura 2.6** – Aspecto micrográfico da ferrita (área clara) e da perlita (área escura) de um aço com 0,4% de carbono. Ampliação de 200 vezes [2].

Esse tipo de aço é relativamente mole e pouco resistente, porém possuem ductilidade e tenacidade excepcionais; além disso, são usináveis, soldáveis e, dentre todos os tipos de aço, são os mais baratos a serem produzidos. Entre as suas aplicações típicas estão os componentes de carcaças de automóveis, formas estruturais (vigas tipo I, canaletas e ferros angulados) e chapas usadas em tubulações, edificações, pontes e latas estanhadas.

#### **2.1.4 Propriedades dos Constituintes dos Aços e sua Influência Sobre as Características Mecânicas**

Os constituintes básicos dos aços são ferrita, cementita e perlita. Suas características são as seguintes:

A ferrita (do latim *ferrum*) é ferro no estado alotrópico *alfa*, contendo em soluções traços de carbono; apresenta também uma estrutura de grãos poligonais irregulares; possui baixa dureza e baixa resistência à tração (28 kgf/mm<sup>2</sup>) mas excelente resistência ao choque e elevado alongamento (ductilidade).

A cementita (do latim *caementum*) é o carbeto de ferro (Fe<sub>3</sub>C) contendo 6,67% de carbono; muito dura (650 HV) e quebradiça, é responsável pela elevada dureza e resistência dos aços de alto carbono, assim como pela menor ductilidade.

A perlita (nome devido à *nuance* de cores de madrepérola que esse constituinte freqüentemente apresenta ao microscópio) é a mistura mecânica de 88,5% de ferrita e 11,5% de cementita na forma de lamelas finas (de espessura

raramente maior a um milésimo de milímetro) dispostas alternadamente. As propriedades mecânicas da perlita são, portanto, intermediárias entre a ferrita e a cementita, dependendo, entretanto, do tamanho das partículas de cementita. Sua resistência à tração é em média 75 kgf/mm<sup>2</sup>. A proporção de perlita cresce de 0% para ferro puro até 100% para o aço eutetóide.

A transformação de austenita em perlita contendo ferrita e cementita é típica de muitas reações no interior dos sólidos, ou seja, começa nos contornos de grão e vai até o centro, o que é de se esperar porque os átomos nos contornos de grão possuem maior energia que aqueles dentro dos grãos.

Por outro lado, as propriedades da perlita dependem muito da espessura de suas lamelas e esta, por sua vez, da velocidade de sua formação.

Outro fator importante a ressaltar é o seguinte: em um aço hipoeutetóide o resultado do resfriamento lento é, como se viu, a formação de uma certa quantidade de ferrita até que a austenita remanescente se transforme em perlita. Assim a estrutura contém quantidades de ferrita e perlita que podem ser previstas. Se o resfriamento for acelerado, de modo a atingir uma temperatura mais baixa antes que ocorra a nucleação da ferrita primária (proeutetóide), a perlita pode se transformar até com teores de 0,4% de carbono. [2]

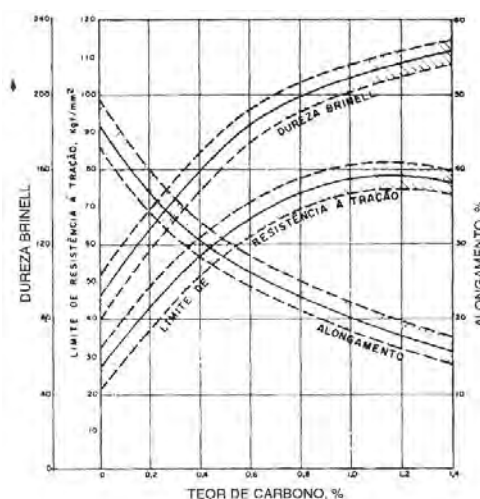
Devido as características mecânicas dos constituintes dos aços, as propriedades mecânicas destes quando resfriados lentamente, variam de acordo com a proporção daqueles constituintes. Assim o ferro comercialmente puro, constituído só de ferrita, apresenta-se mole, dúctil, pouco resistente à tração e com alta resistência ao choque; a medida em que o teor de carbono cresce, aumentam os valores da resistência mecânica, isto é, o limite de escoamento, o limite de resistência a tração e a dureza, ao passo que caem os valores relativos a ductilidade como alongamento, estrição e resistência ao choque. A Tabela 2.1 mostra as características dos aços conforme o teor de carbono.

**Tabela 2.1** – Propriedades de aços esfriados lentamente em função do teor de carbono

Carbono	Limite de escoamento		Limite de resistência à tração		Alongamento em 2" %	Estricção %	Dureza Brinell
	kgf/mm <sup>2</sup>	MPa	kgf/mm <sup>2</sup>	MPa			
0,01	12,5	125	28,5	275	47	71	90
0,20	25,0	250	41,5	405	37	64	115
0,40	31,0	300	52,5	515	30	48	145
0,60	35,0	340	67,0	660	23	33	190
0,80	36,5	355	80,5	785	15	22	220
1,00	36,5	355	75,5	745	22	26	195
1,20	36,0	350	71,5	705	24	39	200
1,40	35,0	340	69,5	685	19	25	215

Fonte: CHIAVERINI, Vicente. Aços e Ferros Fundidos

A curva relativa aos limites de resistência à tração, como é visto na Figura 2.7, mostra que os máximos valores para essa propriedade obtêm-se logo acima da composição eutetóide, permanecendo os mesmos a seguir praticamente constantes e podendo mesmo sofrer uma queda. Tal fato é devido a estrutura perlítica ser a mais resistente das que os aços esfriados lentamente apresentam; havendo cementita envolvendo grãos de perlita e sendo cementita de grande dureza, é de se esperar que haja um aumento da resistência à tração nos aços hipereutetóides. Entretanto, esse aumento não é muito sensível, como a curva mostra, visto que a própria alta dureza e conseqüente excessiva fragilidade da cementita podem, após certa quantidade, afetar desfavoravelmente a resistência mecânica do aço.



**Figura 2.7** – Influência do teor de carbono sobre as propriedades dos aços-carbono esfriados lentamente [2].

### 2.1.5 Impurezas nos aços

Os aços comuns contêm sempre, além do carbono, pequenos teores de fósforo, enxofre, manganês e silício, além de traços de outros eventuais elementos. Essas impurezas podem combinar-se entre si ou então com o ferro ou o carbono, apresentando-se como inclusões ou soluções sólidas.

**Fósforo:** Quando o teor desse elemento ultrapassa certos limites, constitui esse elemento um dos mais nocivos que aparece nos aços, devido a fragilidade que este proporciona em temperatura ambiente. O fósforo localiza-se na ferrita formando com esta uma solução sólida imperceptível ao microscópio, mas pode-se detectá-lo indiretamente quando o material, visto ao microscópio, apresenta faixas longitudinais formadas quase que exclusivamente de ferrita (*ghost lines*) ficando a perlita agrupada nas beiradas dessas faixas. Como o fósforo e o carbono são incompatíveis, o fósforo expulsa o carbono da austenita e, no resfriamento, as áreas ricas em fósforo ficam constituídas apenas de ferrita. Além da fragilidade antes referida, o fósforo aumenta um pouco a dureza e a resistência mecânica e diminui a ductilidade. O teor limite varia conforme a aplicação, sendo menor em aplicações que necessitem tenacidade a frio.

**Enxofre:** A presença de desta impureza é facilmente notada ao microscópio, pois forma inclusões de sulfureto, que são visíveis mesmo sem ataque químico na amostra. A combinação do enxofre com o manganês forma o sulfureto de manganês e com o ferro, forma o sulfureto de ferro. A presença da primeira não é nociva, devido a esse sulfureto ser relativamente plástico, deformando e amolgando-se no sentido que o material é trabalhado. Já o sulfureto de ferro, causa fragilidade em temperaturas superiores a 988°C. As propriedades mais afetadas pela presença do enxofre são a resistência à tração, a ductilidade e a tenacidade, mas seus efeitos são mínimos em aços com baixo teor de carbono e, vale ressaltar, quando seu teor for menor que 0,1%.

Outros elementos podem nocivos ao aço, como manganês e silício, não afetam tanto as propriedades do aço. Tanto um como o outro, assim como o fósforo, também se dissolvem na ferrita, aumentando a dureza e resistência mecânica.

## 2.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS-CARBONO

As propriedades mecânicas dos aços-carbono são afetadas, em princípio pela composição química e pela microestrutura.

No que se refere à composição química, nos aços esfriados normalmente, isto é, em condições tais que se processe transformação total da austenita, o elemento predominante é o carbono que a medida que aumenta, melhora as propriedades relativas à resistência mecânica, isto é, o limite de proporcionalidade (deformação elástica), o limite de escoamento (deformação plástica) e a dureza e piora as propriedades relativas à ductilidade e a tenacidade, isto é, o alongamento, a estricção e a resistência ao choque [2].

Quanto à microestrutura, esta é inicialmente afetada pela composição química, a qual determinará os constituintes presentes: ferrita e perlita, apenas perlita ou perlita e cementita.

Por outro lado, a microestrutura dos aços depende também dos seguintes fatores: estado e condição do aço sob o ponto de vista de fabricação (se fundido, trabalhado a quente ou trabalhado a frio), velocidade de resfriamento, tamanho de grão austenítico e homogeneidade da austenita [2].

No estado trabalhado a quente, em que a maioria dos aços é utilizada (laminados, forjados, etc.), como as operações de conformação a quente são realizadas a temperaturas em que o aço se apresenta no estado austenítico, verifica-se uma apreciável homogeneização da estrutura, destruição da estrutura dendrítica e recristalização dinâmica.

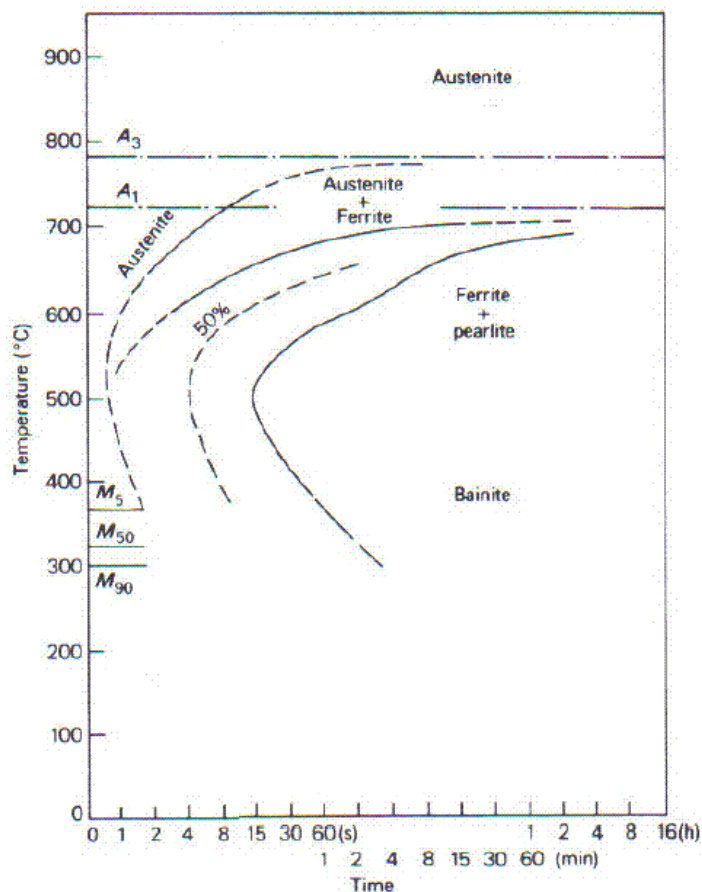
No estado encruado, característico de alguns dos mais importantes produtos siderúrgicos, como fios, fitas, chapas, barras, etc., os efeitos mais importantes são aumento da resistência mecânica, aumento da dureza e diminuição da ductilidade.

A velocidade de resfriamento a partir do estado austenítico originará, através da sua variação, as diversas estruturas típicas dos aços, caracterizando, dessa forma, o aço conforme a microestrutura. Na Figura 2.8, pode-se observar uma curva de início e fim da formação da perlita em relação a velocidade de resfriamento para um aço baixo-carbono.

Em relação ao tamanho de grão da austenita, quanto maior o tamanho do grão mais para direita é deslocada a curva de início da transformação da austenita, ou seja, mais tempo leva para iniciar a transformação. De fato, o produto da

transformação – perlita – começa a se formar nos contornos de grãos da austenita e, então, se a austenita apresentar tamanho de grão grande, sua total transformação levará mais tempo do que se apresentar grão menor [2].

A falta de homogeneidade da austenita, ou seja, áreas localizadas ricas em carbono, aceleram a transformação da austenita.

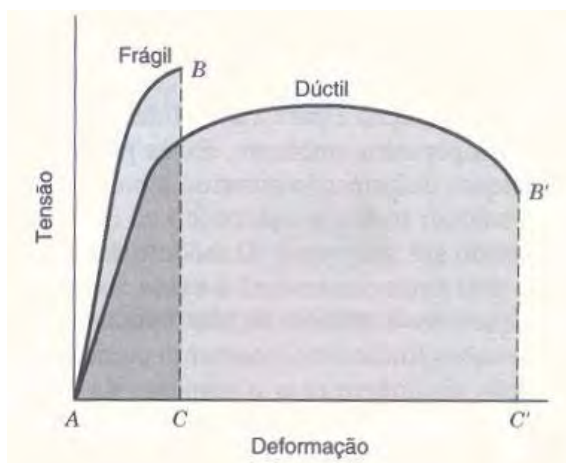


**Figura 2.8** – Curva de início e fim da transformação da austenita em um aço com aproximadamente 0,5% de carbono.

### 2.2.1 Ductilidade

A ductilidade representa uma medida do grau de deformação plástica que o material suporta antes de ocorrer a ruptura. Um material que experimenta uma deformação plástica muito pequena ou mesmo nenhuma deformação plástica antes de sofrer a ruptura é chamado de frágil, enquanto aquele que apresenta uma considerável deformação plástica antes da ruptura, ou seja, apresenta alongamento antes da ruptura é chamado de dúctil. A Figura 2.9 representa as um material frágil e um dúctil através da curva tensão-deformação.





**Figura 2.9** – Curvas tensão-deformação de materiais frágeis e dúcteis [1].

### 2.2.2 Tenacidade

A tenacidade representa a habilidade de um material em absorver energia até a sua fratura. A geometria do corpo de prova bem como a maneira como a carga é aplicada, são fatores importantes nas determinações de tenacidade. Para condições de carregamento dinâmicas (elevada taxa de deformação), e quando um entalhe (ou ponto de concentração de tensão) está presente, a tenacidade ao entalhe é averiguada pelo uso de um ensaio de impacto. Para situação estática, é a área resultante abaixo da curva tensão-deformação.

Para que um material seja tenaz, ele deve apresentar tanto resistência quanto ductilidade; e freqüentemente materiais dúcteis são mais tenazes que os frágeis.

## 2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento a que são submetidos os aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de esfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas [2].

As propriedades dos aços dependem, em princípio, de sua estrutura. Os tratamentos térmicos modificam, em menor ou maior escala, a estrutura dos aços, resultando, em consequência na alteração mais ou menos pronunciada, de suas propriedades. As transformações da austenita ocorrem segundo o tipo, a velocidade



e as condições de esfriamento adotadas. Cada uma das estruturas obtidas apresenta suas características próprias, que se transferem ao aço, conforme a sua estrutura ou combinação de estruturas presentes.

Pode-se, pelo exposto, perfeitamente notar a importância dos tratamentos térmicos, sobretudo nos aços de alto teor de carbono e com elementos de liga. De fato, se geralmente muitos aços de baixo e médio carbono são usados nas condições típicas de trabalho à quente, isto é, nos estados forjado e laminado, quase todos os aços de alto carbono e com elementos de liga são obrigatoriamente submetidos a tratamentos térmicos antes de serem colocados em serviço.

Os principais objetivos dos tratamentos térmicos são os seguintes: remoção de tensões (oriundas de esfriamento, trabalho mecânico ou outra causa), aumento ou diminuição da dureza, aumento da resistência mecânica, melhora da ductilidade, melhora da usinabilidade, melhora na resistência ao desgaste, melhora das propriedades de corte, melhora da resistência à corrosão, melhora da resistência ao calor e modificação das propriedades elétricas e magnéticas.

Em geral, a melhora de uma das propriedades é conseguida através de prejuízo em outra. Por exemplo, um aumento de ductilidade provoca queda de dureza e resistência à tração.

Antes de abordar os tratamentos térmicos de recozimento e normalização, serão descritos dois fenômenos que ocorrem em temperaturas elevadas – crescimento de grão e recristalização de grãos deformados por um trabalho mecânico – além de fatores de influência.

### **2.3.1 Crescimento de Grão**

Quando um aço, durante o aquecimento, atravessa a zona crítica, ocorrem, em ordem inversa, os fenômenos que se deram durante o esfriamento. De fato, ao transpor a linha A1 do diagrama de equilíbrio Fe-C (Figura 2.3), toda a perlita existente no aço se transforma em austenita, pois as lamelas do ferro *alfa* da perlita (ferrita proeutetóide) se transformam em ferro *gamma*, pela difusão do carbono das lamelas de cementita, originando assim, no lugar de cada grão de perlita, um grupo de pequenos grãos de austenita.

Enquanto a temperatura sobe, a ferrita, no caso de aços hipoeutetóides, vai se transformando em ferro *gama*, por receber carbono das áreas vizinhas a austenita e, ao atingir a linha *A3* toda a ferrita terá se transformado em austenita.

Os grãos de austenita, com o tempo, crescem às custas dos grãos vizinhos menos estáveis, tanto mais rapidamente quanto mais elevada for a temperatura, pois esse crescimento se dá por uma migração de átomos através dos contornos de grão, de modo que um aço que permanecer por muitas horas a alguns graus acima da zona crítica, pode adquirir uma textura de grãos grandes, da mesma forma que um aço que tiver permanecido pouco tempo a temperaturas elevadas (sem ultrapassar a linha *solidus*).

Pelo resfriamento, os grãos de perlita e ferrita dependem em parte do tamanho dos grãos que a austenita tinham antes de originá-los.

O crescimento de grão também pode ser estimulado por impurezas contidas no aço, como fósforo e silício, quando em teores maiores que os tolerados. A granulação grosseira torna o material quebradiço porque a coesão entre os grãos é afetada pela concentração de impurezas nos seus contornos.

As fissuras também se propagam mais facilmente no interior de grãos grandes em virtude dos planos de clivagem serem mais extensos. Por este motivo, aços de mesma composição, porém, com grãos menores, possuem melhores propriedades mecânicas.

O aço que apresenta granulação grosseira em virtude de um tratamento térmico a temperaturas demasiadamente altas ou excessivamente demorado é dito superaquecido. O aço superaquecido não tem seus limites de escoamento e de resistência muito afetados, porém o alongamento, a estrição e a resistência ao choque são fortemente diminuídos devido a grande perda de ductilidade, o que o torna muito quebradiço. Quando o superaquecimento se dá em temperaturas próximas a linha *solidus*, o aço torna-se ainda mais quebradiço e apresenta oxidação nos contornos de grão. Neste caso se diz que o aço está queimado e, ao contrário do superaquecido, não pode mais ser regenerado [3].

### 2.3.2 Recristalização dos Grãos Deformados por Trabalho Mecânico

Os grãos de austenita deformados em operações acima da zona crítica – trabalho a quente – iniciam imediatamente sua recristalização, sob a forma de novos pequenos grãos, assim que o trabalho mecânico é encerrado e, o aço, não apresenta grãos deformados.

Se o trabalho terminar a uma temperatura um pouco acima da zona crítica, os grãos de austenita não terão tempo para crescer, de modo que resultará um material de granulação mais fina, mas se o trabalho cessar a uma temperatura muito acima da crítica, o crescimento será favorecido não só pela alta temperatura, mas também pela maior demora para atingir a zona crítica, formando um material de granulação mais fina.

Quando as operações de trabalho mecânico ocorrem abaixo da zona crítica, chama-se trabalho a frio. Os grãos deformados dessa maneira permanecem deformados e o material é dito encruado. Quando essa deformação é superior a 15% é possível ver no microscópio os grãos alongados paralelamente ao esforço de tração e perpendicularmente a um esforço de compressão [3].

O encruamento altera quase todas as propriedades do aço, aumentando a sua dureza e resistência à tração, porém diminuindo a ductilidade e resistência ao choque.

Recristalização e crescimento de grão, do ponto de vista estrutural, se tratam de duas etapas de um mesmo fenômeno, que é o da transformação de cristais deformados e relativamente instáveis em cristais mais perfeitos e relativamente mais estáveis.

O processo de recristalização exige o aparecimento de núcleos, ou pequenos agrupamentos atômicos mais estáveis, que cresçam recebendo átomos dos cristais mais deformados de sua vizinhança, até se transformarem em grãos microscopicamente visíveis.

No processo de crescimento dos grãos não há necessidade do aparecimento de núcleos, pois os grãos cristalinamente mais perfeitos atuam como núcleos para a recristalização dos grãos vizinhos menos estáveis.

O aparecimento espontâneo de núcleos de recristalização ocorre nas regiões mais instáveis da estrutura cristalina, isto é, regiões com distúrbios em seu reticulado, como o são os contornos de grão, as regiões vizinhas às inclusões, as

regiões deformadas por trabalho a frio, etc. Por este motivo, quanto maior for o encruamento do material, maior será sua tendência a recristalizar, ou em outras palavras, maior será a probabilidade do aparecimento de núcleos de recristalização. Nessas condições, um material muito deformado ao se recristalizar terá uma tendência a formar grãos mais finos, enquanto do contrário, pelo motivo do número de zonas com capacidade para produzir núcleos de recristalização ser pequeno, forma grãos maiores.

Como o processo de recristalização é afetado pela velocidade de formação espontânea de núcleos e pela velocidade de seu crescimento, a influência do fator tempo nas transformações é grande, o que significa que a velocidade de aquecimento afeta o resultado obtido.

### **2.3.3 Fatores de Influência**

Representando o tratamento térmico um ciclo de tempo-temperatura, os fatores a serem inicialmente considerados são: aquecimento, tempo de permanência à temperatura e resfriamento. Além desses, outro de grande importância é a atmosfera do recinto de aquecimento, visto que a sua qualidade tem grande influência sobre os resultados finais dos tratamentos térmicos.

#### **2.3.3.1 Aquecimento**

O aquecimento é geralmente realizado a uma temperatura acima da crítica onde tem-se a completa austenitização do aço, ou seja, total dissolução do carbeto de ferro no ferro *gama*. A austenitização é o ponto de partida para as transformações posteriores desejadas, as quais se processarão em função da velocidade de esfriamento adotada.

Na fase de aquecimento devem ser apropriadamente consideradas a velocidade de aquecimento e a temperatura máxima de aquecimento.

A velocidade de aquecimento, embora na maioria dos casos seja fator secundário, apresenta certa importância, principalmente quando os aços estão em estado de tensão interna ou possuem tensões residuais a encruamento prévio, porque, nessa condição, um aquecimento muito rápido pode provocar empenamento

ou fissura. Há casos de aços fortemente encruados que apresentam uma tendência para excessivo crescimento de grão quando aquecidos lentamente dentro da zona crítica [2].

A temperatura de aquecimento é mais ou menos um fator fixo determinado pela natureza do processo e dependendo das propriedades e das estruturas finais desejadas. Quanto mais alta for a temperatura acima da crítica maior segurança se tem da dissolução do carbeto de ferro no ferro *gama*; por outro lado, maior será o tamanho de grão da austenita. As desvantagens do tamanho de grão excessivo são maiores que as desvantagens pela não completa dissolução do carbeto de ferro. Na prática, a temperatura não deve ser superior a 50°C acima da temperatura crítica para aços hipoeutetóides.

#### 2.3.3.2 Tempo de Permanência à Temperatura de Aquecimento

A influência do tempo de permanência do aço na temperatura escolhida de aquecimento é mais ou menos idêntica a temperatura de aquecimento, isto é, quanto mais tempo na temperatura considerada de austenitização, mais completa é a dissolução do carbeto de ferro no ferro *gama* e maior é o tamanho de grão resultante. Portanto, deve-se deixar o material exposto na temperatura apenas o tempo suficiente para acontecer as modificações estruturais convenientes. Tempo longo pode também causar oxidação e decarbonetação do material. Sob o ponto de vista de modificação estrutural, admite-se que uma temperatura ligeiramente mais elevada seja mais vantajosa que um tempo mais longo a uma temperatura inferior, isso devido à maior mobilidade atômica. De qualquer modo, o tempo à temperatura deve ser pelo menos o suficiente a se ter sua uniformização através de toda a seção, que empiricamente sabe-se que é de, aproximadamente, uma hora por polegada.

#### 2.3.3.3 Resfriamento

Este é o fator mais importante. É o resfriamento que vai determinar a estrutura e, em conseqüência, as propriedades finais do aço. Pela variação da velocidade de resfriamento pode-se obter desde perlita grossa (de baixa resistência

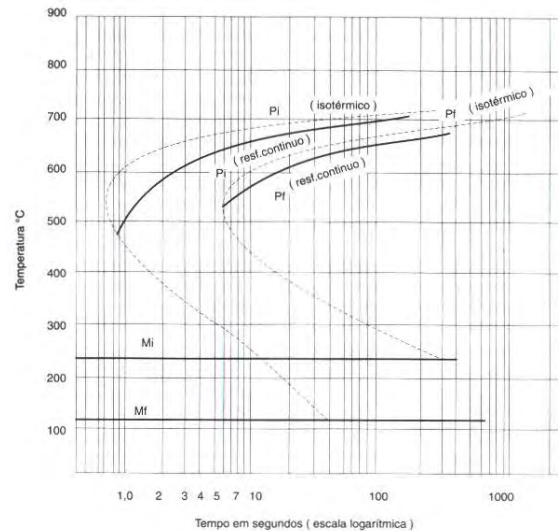
mecânica e dureza) até a martensita (constituente mais duro que se obtém nos aços). Por outro lado, a obtenção dessas estruturas não é só função da velocidade de resfriamento; dependem também da quantidade de carbono e das dimensões e formato das peças.

Os meios de resfriamento usuais são: ambiente do forno, ar e meios líquidos. A escolha do meio de resfriamento não depende somente das propriedades finais desejadas, pois o empenamento e as fissuras que podem resultar no material resfriado, assim como o aparecimento de tensões internas, pode substituir o meio ideal, sob o ponto de vista de estrutura desejada, por outro mais brando, de forma a contornar esses problemas gerados [2].

O diagrama de equilíbrio Fe-C, apresenta a localização da zona crítica para condições de esfriamento muito lento. Os constituintes resultantes da transformação da austenita – ferrita, perlita e cementita – de acordo com sua quantidade relativa, permitem uma variação nas propriedades mecânicas dos aços. Esse efeito dos constituintes obtidos pela decomposição lenta da austenita sobre as propriedades mecânicas dos aços, embora apreciável, está longe de se comparar, entretanto, ao efeito que pode ser conseguido pelo rápido esfriamento da austenita.

De fato, a formação da ferrita e da cementita (e conseqüentemente da perlita) exige a mudança do reticulado cristalino do ferro, assim como o movimento de átomos, por difusão, através da austenita sólida; tais modificações levam tempo. Em conseqüência, se for aumentada a velocidade de esfriamento da austenita, ou seja, se o aço for esfriado mais rapidamente, não haverá tempo suficiente para uma completa movimentação atômica e as reações de transformação da austenita se modificam, podendo mesmo deixar de formar-se os constituintes normais (como a perlita) e surgem novos constituintes de grande importância para a aplicação dos aços, como, por exemplo a martensita.

Do ponto de vista prático, as transformações que mais interessam são as que se verificam quando a temperatura decresce continuamente, visto que a maioria das operações de tratamento térmico envolve transformações que ocorrem em resfriamento contínuo. Na Figura seguinte tem-se, de forma esquemática, o diagrama de transformação para resfriamento contínuo, mostrando o deslocamento da curva para baixo e para a direita.

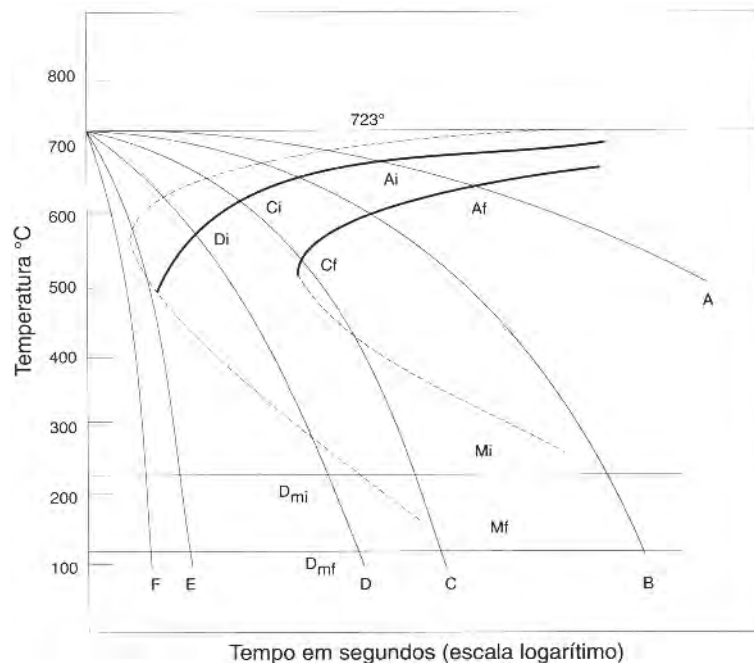


**Figura 2.10** – Representação esquemática do diagrama de transformação para resfriamento contínuo [2].

Pode-se concluir, através do esquema da Figura 2.10, que um aço hipoeutetóide resfriado lentamente, no forno, por exemplo, é constituído inteiramente de perlita de granulação grosseira e baixa dureza, conforme curva A na Figura 2.11.

Com o resfriamento mais rápido, ao ar, por exemplo, o aço apresentará perlita mais fina e maior dureza. Aumentando ainda mais a velocidade de resfriamento, em óleo, por exemplo, a perlita fica mais fina e a dureza maior.

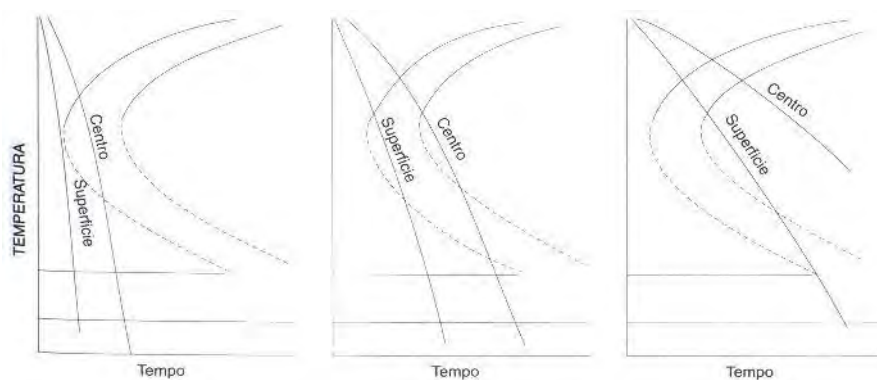
Aumentando-se a velocidade ainda mais, chega-se em um ponto que a velocidade é tal que a curva de esfriamento não toca na curva de fim de transformação, de modo que a transformação de perlita apenas se inicia, interrompendo-se a seguir ao atingir a temperatura de inicial de formação de martensita, onde a austenita remanescente transforma-se em martensita. A estrutura resultante dessas velocidades de esfriamento é perlita e martensita.



**Figura 2.11** – Representação esquemática de curvas de esfriamento no diagrama de transformação para resfriamento contínuo. Curva A indica resfriamento lento [2].

Com esfriamento muito rápido, em água, não há transformação de austenita em perlita. Assim, o produto final é totalmente martensita e por este motivo os aços resfriados mais rapidamente são mais duros.

A velocidade de esfriamento é afetada pela seção da peça pois o interior se esfria mais lentamente que a superfície. A diferença é tanto maior quanto maior a velocidade de resfriamento e, evidentemente, quando maior for a seção da peça. A Figura 2.12 mostra a influencia da seção da peça na transformação da austenita no centro e na superfície da peça, dependendo da velocidade de resfriamento.



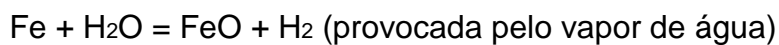
**Figura 2.12** – Representação esquemática do efeito da seção da peça sobre a velocidade de resfriamento, mostrando resfriamento rápido, intermediário e lento [2].



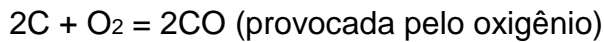
#### 2.3.3.4 Atmosfera do forno

Através do controle da atmosfera do forno - combustão total ou parcial de carvão, óleo ou gás – evita-se dois fenômenos comuns: a oxidação, que resulta na formação de uma casca de óxido, e a descarbonetação, que pode provocar a formação de uma camada mais mole na superfície do metal.

As reações de oxidação mais comuns são:



As de descarbonetação são:



Essas reações são evitadas fazendo uso de uma atmosfera protetora ou controlada no interior do forno, através de combustão de carvão mineral.

### **2.3.4 Tipos de Tratamentos Térmicos**

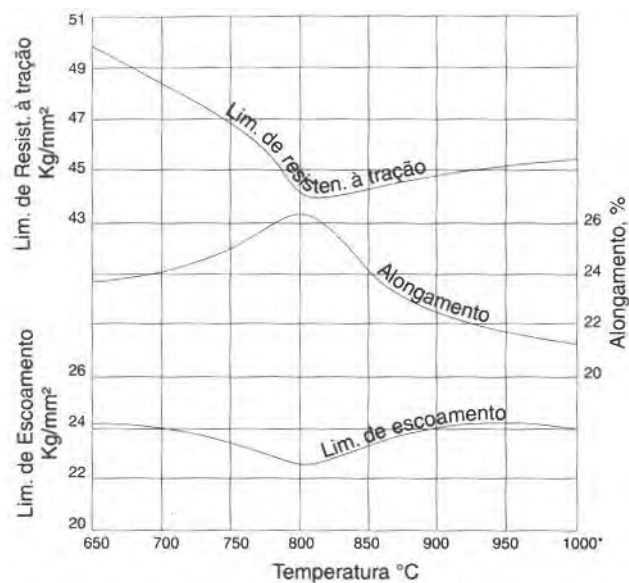
#### 2.3.4.1 Recozimento

É o tratamento térmico realizado com o fim de alcançar um ou vários dos seguintes objetivos: remover tensões devidas aos tratamentos mecânicos a frio ou a quente, diminuir a dureza para melhorar a usinabilidade do aço, alterar as propriedades mecânicas como, por exemplo, resistência e ductilidade, ajustar o tamanho de grão, produzir uma microestrutura definida, eliminar enfim os efeitos de quaisquer tratamentos térmicos ou trabalho mecânico a que o aço tiver sido anteriormente submetido.

O recozimento que visa obter perlita grosseira, que é a microestrutura ideal para melhorar a usinabilidade, diminuir dureza e aumentar ductilidade é chamado de recozimento pleno. Neste tipo de recozimento, é feito o aquecimento do aço até uma temperatura de 15 a 40°C acima da zona crítica, conforme pode-se observar na Figura 2.14, durante o tempo necessário e suficiente para ter-se a solução do

carbono ou dos elementos de liga no ferro *gamma* (austenitização), seguido de resfriamento lento, realizado sob condições que permitam a formação dos constituintes normais conforme o diagrama de equilíbrio Fe-C. Esse resfriamento lento pode significar manter a peça no interior do forno e controlar a velocidade de resfriamento do mesmo ou desligá-lo após o ciclo de aquecimento e deixar que as peças de aço resfriem ao mesmo tempo que ele.

A influência da temperatura de aquecimento sobre as propriedades dos aços pode ser analisada através da Figura 2.13.

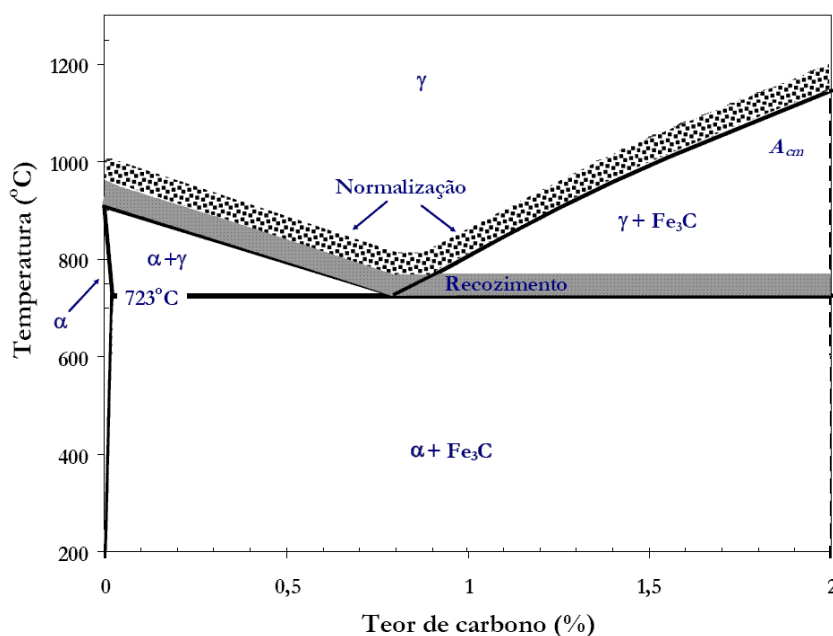


**Figura 2.13** – Efeito nas propriedades mecânicas de um aço com 0,4% de carbono [2].

À medida que a temperatura sobe, até atingir o limite inferior da zona crítica e depois ultrapassá-lo, a ductilidade melhora e a resistência mecânica, assim como a dureza, diminui. O máximo efeito, nesses sentidos, é conseguido somente quando é atingido o limite superior da zona crítica. A partir daí, a resistência à tração é pouco afetada, o limite de escoamento melhora ainda através de uma certa faixa de temperatura e a ductilidade cai sensivelmente, devido a um crescimento acentuado do tamanho de grão. Esse crescimento pode e deve ser normalmente evitado, evitando aquecimento além do limite superior da zona crítica, o que permitirá obter a melhor combinação de resistência e tenacidade.

### 2.3.4.2 Normalização

O processo de normalização consiste no aquecimento do aço em uma temperatura de 55 a 85°C acima da temperatura crítica, como é visto na Figura 2.14, e produz propriedades semelhantes às obtidas no recozimento. Em virtude disto muitas vezes os dois podem ser usados alternativamente para obter baixa dureza, boa ductilidade e para eliminar estruturas provenientes de tratamentos anteriores, como é o caso de tratamentos prévios de têmpera e em peças fundidas ou forjadas. Ocorre, porém, que a normalização é feita geralmente com resfriamento das peças ao ar. Isto conduz a uma velocidade de resfriamento mais alta do que aquela do recozimento, dando como resultado uma estrutura formada por perlita mais fina. Em conseqüência, a ductilidade será menor do que no material recozido, sua dureza e resistência mecânica serão maiores. Por outro lado, devido à maior velocidade de resfriamento ocorre um refino do grão do aço, pois a velocidade de nucleação da ferrita e da perlita será maior na medida em que tivermos temperaturas de transformação mais baixas. Outra vantagem da normalização reside no fato de que se pode utilizar temperaturas mais altas de austenitização, permitindo uma maior dissolução dos carbetos dos elementos de liga.



**Figura 2.14** – Diagrama de equilíbrio Fe-C mostrando a faixa de temperatura para recozimento pleno e a faixa para normalização.

**Tabela 2.2** - Propriedades mecânicas dos aços nos estados normalizado e recozido

	NORMALIZADO						RECOZIDO							
	Limite de escoamento		Limite de resistência à tração		Alongamento em 50 mm, %	Estricção %	Dureza Brineli	Limite de escoamento		Limite de resistência à tração		Alongamento em 50 mm, %	Estricção %	Dureza Brineli
	Kgf/mm <sup>2</sup>	MPa	Kgf/mm <sup>2</sup>	MPa				Kgf/mm <sup>2</sup>	MPa	Kgf/mm <sup>2</sup>	MPa			
0,01	18,0	180	31,5	305	45	71	90	12,5	125	29,0	280	47	71	90
0,20	31,5	305	45,0	440	35	60	120	25,0	250	41,0	400	37	64	115
0,40	35,5	345	59,5	585	27	43	165	31,0	300	52,5	515	30	48	145
0,60	42,0	410	76,5	755	19	28	220	34,5	335	67,0	660	23	33	190
0,80	49,0	480	94,0	920	13	18	260	36,5	355	80,5	785	15	22	220
1,00	70,0	690	106,5	1045	7	11	295	36,5	355	75,5	745	22	26	195
1,20	70,0	690	107,0	1050	3	6	315	35,5	345	71,5	705	24	39	200
1,40	67,0	660	103,5	1015	1	3	300	35,0	340	69,0	680	19	25	215

Fonte: CHIAVERINI, Vicente. Aços e Ferros Fundidos.

## 2.4 TENACIDADE EM IMPACTO

São possíveis dois modos de fratura: frágil e dúctil. A classificação está baseada na habilidade de um material em deformar-se plasticamente. A fratura frágil ocorre sem qualquer deformação apreciável, rompendo de forma brusca. A olho nu, percebe-se um aspecto cristalino. A fratura dúctil apresenta uma extensa deformação plástica no material, absorvendo muita energia e dissipando-a antes da ruptura. Apresenta um aspecto fibroso.

Em aplicações industriais que esforço brusco é comum, deve-se utilizar materiais que tenham capacidade de absorver a energia desse esforço e dissipá-lo sem permitir a ruptura do material, ou seja, deve-se utilizar materiais que apresentem tenacidade. Como esta propriedade está relacionada com a fase plástica dos materiais, utilizam-se aços e ligas dúcteis neste tipo de aplicação.

Porém, mesmo utilizando aços e ligas dúcteis, que teoricamente possuem resistência suficiente para suportar esforços bruscos, foi verificado na prática que um material dúctil pode romper-se de maneira frágil.

Um material dúctil pode romper-se sem que ocorra uma deformação plástica apreciável – de maneira frágil, portanto – quando as seguintes condições se fizerem presente: velocidade da aplicação da carga suficientemente alta, trinca ou entalhe no material e temperatura do material suficientemente baixa. Esses fatores não precisam atuar simultaneamente para provocar a ruptura frágil.

Alguns materiais são mais afetados pela velocidade alta do choque, apresentando uma sensibilidade que é chamada sensibilidade à velocidade.

Uma trinca promove concentração de tensões muito elevadas, o que faz com que a maior parte da energia produzida pela ação do golpe seja concentrada numa região localizada da peça, com a conseqüente formação da fratura frágil. A existência de uma trinca, por menor que seja, muda substancialmente o comportamento do material dúctil. Esta característica do material dúctil, de comportar-se como frágil devido à trinca, é freqüentemente chamada de sensibilidade ao entalhe.

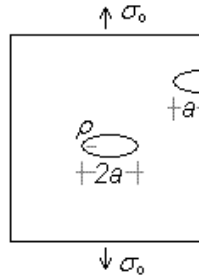
A temperatura tem um efeito muito acentuado na resistência dos metais ao choque, ao contrário do que ocorre na resistência estática. A energia absorvida por um corpo de prova varia sensivelmente com a temperatura do ensaio. Um corpo de prova a uma temperatura mais elevada pode absorver muito mais energia do que se estivesse a uma temperatura inferior.

Para explicar a influência destes fatores é necessário relacionar as propriedades dos materiais, a concentração de tensões, a presença de defeitos geradores de trincas e os mecanismos de propagação das trincas.

#### **2.4.1 Concentração de Tensões**

A resistência à fratura de um material sólido é uma função das forças coesivas que existem entre os átomos. Nesta base, estimou-se que a resistência coesiva teórica de um sólido elástico frágil é aproximadamente  $E/10$ , onde  $E$  é o módulo de elasticidade. As resistências à fratura experimentais da maioria dos materiais de engenharia normalmente caem entre 10 e 1000 vezes abaixo deste valor teórico. Na década de 1920, o engenheiro britânico A.A.Griffith propôs que esta discrepância entre a força coesiva teórica e a resistência à fratura observada poderia ser explicada pela presença de defeitos ou trincas muito pequenos e microscópicos que sempre existem sob condições normais na superfície e dentro do interior de um corpo material. Esses defeitos deterioram a resistência à fratura, pois uma tensão aplicada pode ser amplificada ou concentrada na sua extremidade. A magnitude desta amplificação depende da orientação e da geometria da trinca. A Figura 2.15 representa um perfil de tensões através de uma seção reta contendo uma trinca interna. Como indicado por este perfil, a magnitude desta tensão localizada diminui em função da distância para a extremidade da trinca. Em posições mais distantes

deste ponto, a tensão é igual a carga aplicada dividida pela área da seção reta da amostra (tensão nominal  $\sigma_0$ ). Esses defeitos são conhecidos como fatores de concentração de tensões.



**Figura 2.15** – Geometria de trincas internas e de superfície.

Admitindo que uma trinca tem um formato elíptico e está orientada de acordo com uma direção perpendicular a tensão aplicada, a tensão máxima (ou amplificada)  $\sigma_m$  é igual a

$$\sigma_m = \sigma_0 \left[ 1 + 2 \cdot \left( \frac{a}{\rho_e} \right)^{\frac{1}{2}} \right] \quad (1)$$

onde  $\sigma_0$  é a tensão nominal,  $a$  comprimento de uma trinca superficial ou metade do comprimento de um trinca superficial e  $\rho_e$  raio de curvatura. Para uma microtrinca relativamente longa que possui um pequeno raio de curvatura,  $\sigma_m$  será muitas vezes o valor de  $\sigma_0$ .

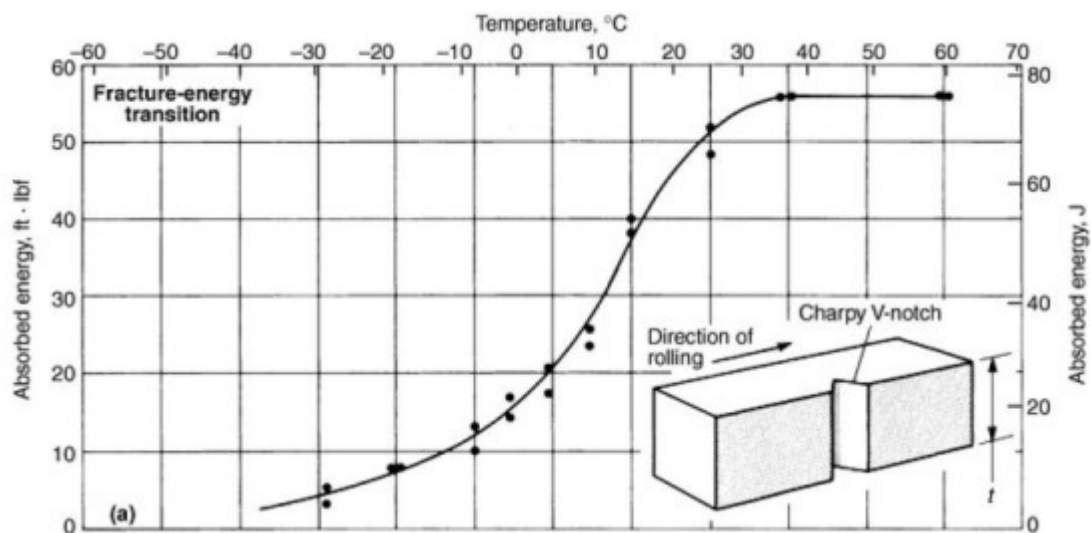
A ampliação da tensão não está restrita a esses defeitos microscópicos. Ela pode ocorrer em discontinuidades internas de dimensões macroscópicas (por exemplo, vazios), em arestas vivas e em entalhes de grandes estruturas. Além disto, o efeito de um fator de concentração de tensões é mais significativo em materiais frágeis, pois, em materiais dúcteis, a deformação plástica acontece quando a tensão máxima excede o limite de escoamento o que leva a uma distribuição mais uniforme das tensões na região de concentração de tensão e ao desenvolvimento de um fator de concentração de tensões ( $K_e = \sigma_m / \sigma_0$ ) menor que o valor teórico.

Griffith propôs então que todos os materiais frágeis contêm uma grande quantidade de pequenos defeitos e trincas em uma variedade de tamanhos, geometrias e orientações. A fratura irá ocorrer quando da aplicação de uma tensão, a resistência à tração teórica do material é excedida na extremidade de um desses defeitos. Isso leva a formação de uma trinca que se propaga rapidamente.

## 2.4.2 Transição Dúctil-Frágil

Através de um ensaio de impacto (aplicação de uma carga dinâmica) é possível analisar se um material apresenta ou não uma transição dúctil-frágil com o decréscimo de temperatura e, em caso positivo, qual é a faixa de temperaturas em que ocorre esse fenômeno. Esta transição é relacionada com a temperatura pela energia de impacto medida no ensaio.

Em temperaturas mais elevadas, a energia absorvida no impacto também é relativamente elevada e compatível com o modo dúctil de fratura. Conforme a temperatura diminui, a energia absorvida cai subitamente em ao longo de um pequeno intervalo de temperaturas até um certo valor o qual segue praticamente constante, conforme Figura 2.16.



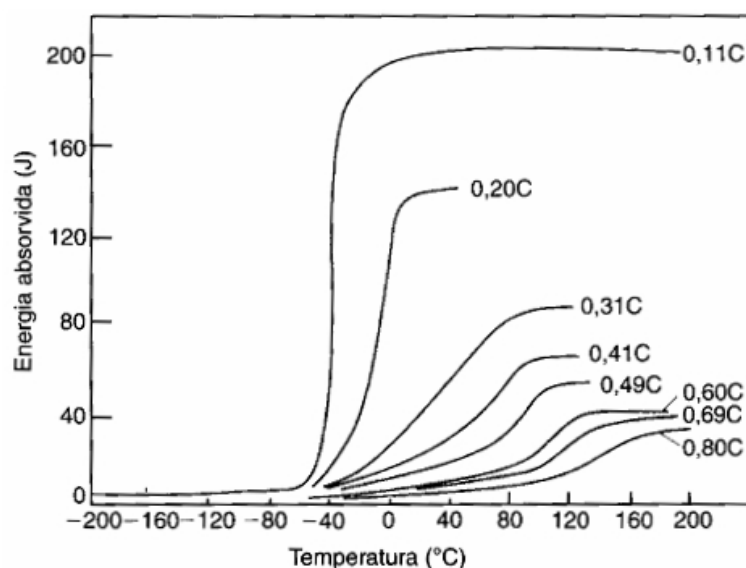
**Figura 2.16** – Transição dúctil-frágil relacionada com a temperatura e energia absorvida de um aço de baixo teor de carbono (0,18% de C; 0,54 de Mn e 0,07 de Si) [8].

O ensaio de impacto Charpy é o mais apropriado para a determinação das transformações sofridas pelo material em função da variação de temperatura devido a sua versatilidade.

Através do ensaio pode-se obter as seguintes informações: energia absorvida (medida diretamente na máquina), contração lateral (visualizado no corpo de prova) e aparência da fratura (determinação da porcentagem de fratura frágil e dúctil sofrida no corpo de prova ocorrida durante o processo de ruptura através do aspecto macroscópico da fratura).

Nem todos os metais apresentam a transição dúctil-frágil. Os metais que apresentam estrutura cúbica de face centrada (CFC), como, por exemplo, ligas de

alumínio e ligas de cobre, permanecem dúcteis mesmo a baixas temperaturas. Entretanto metais com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), como os aços carbono, por exemplo, apresentam a transição dúctil-frágil e dependem tanto da composição química quanto da microestrutura. Nos aços, quanto a microestrutura, a temperatura diminui a temperatura de transição conforme diminui o tamanho de grão e, quanto a composição química, diminui a temperatura de transição conforme diminui o teor de carbono, como é visto na Figura 2.17.



**Figura 2.17** – Efeito do teor de carbono nas curvas energia-temperatura de transição para aços [4].

### 2.4.3 Aspectos Macroscópicos da Fratura

A superfície de fratura de um corpo pode apresentar três regiões bastante distintas: zona fibrosa, zona radial e zona cisalhada [6].

A zona fibrosa, de textura mais grosseira, corresponde a propagação estável da trinca, isto é, para cargas crescentes. Localiza-se na região de maior triaxialidade de tensões, no centro de um corpo sem entalhe. É a região de fratura dúctil.

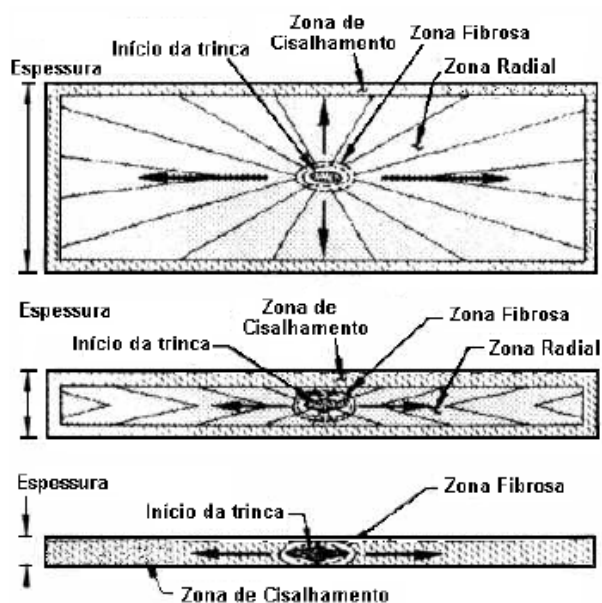
A zona radial corresponde a propagação instável de trinca. Região frágil e de rápida propagação de trinca. Tem aspecto mais plano e textura granular.

A zona cisalhada é a zona inclinada a 45° do eixo de tração em consequência do alívio de triaxialidade devido a presença de uma superfície livre.

Quanto maior a temperatura, maior será a região de fratura dúctil e, conforme ocorre decréscimo de temperatura, essa região vai diminuindo e surge a região de fratura frágil.

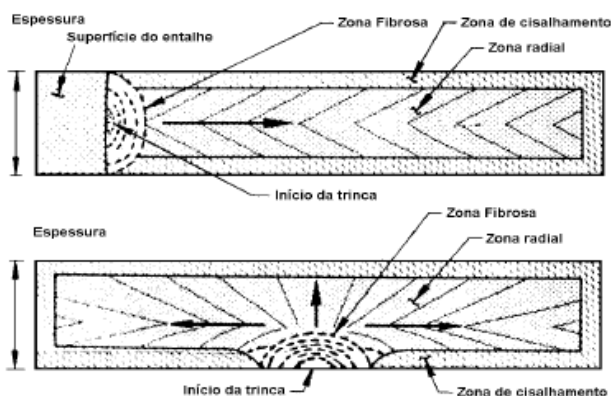


Se em corpos circulares pode-se ter as três regiões de fratura o mesmo acontece para seções quadradas e retangulares. Para corpos retangulares, a medida que aumenta a razão da largura pela espessura a zona fibrosa irá apresentar uma forma elíptica. A zona radial, se existir, passa a apresentar um aspecto diferente, e são normalmente chamadas marcas de sargento. A medida que trabalha-se com uma espessura muito pequena passa a dominar um regime de tensão plana, predominando um aspecto de fratura por cisalhamento, deixando de existir a zona radial, conforme pode-se observar esquematicamente na Figura 2.18.



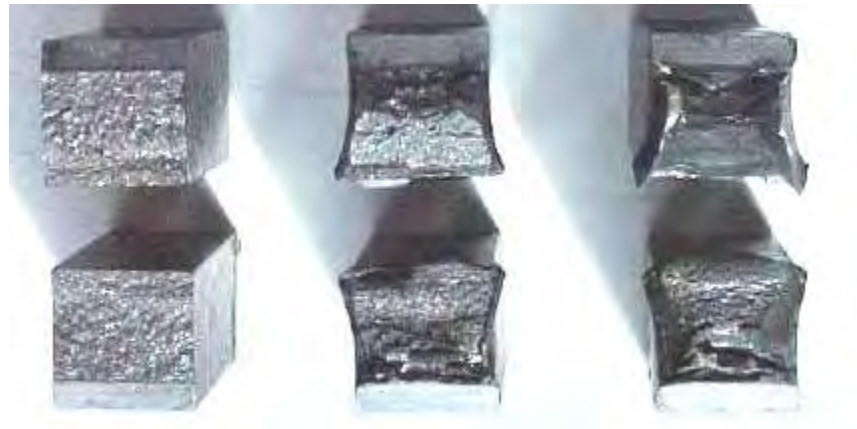
**Figura 2.18** – Seção de fratura retangular [6].

Em corpos que possuem entalhe, a morfologia da fratura é alterada (Figura 2.19). Tem-se o deslocamento da zona fibrosa do centro do corpo para o fundo do entalhe, uma vez que o entalhe, além de concentrar tensões, acarreta uma região de triaxialidade de tensões.



**Figura 2.19** – Efeito do entalhe. Desloca o início da fratura para o seu vértice [6].

Em um ensaio de impacto, pode-se verificar a zona frágil e a zona dúctil nos corpos de prova após o ensaio.



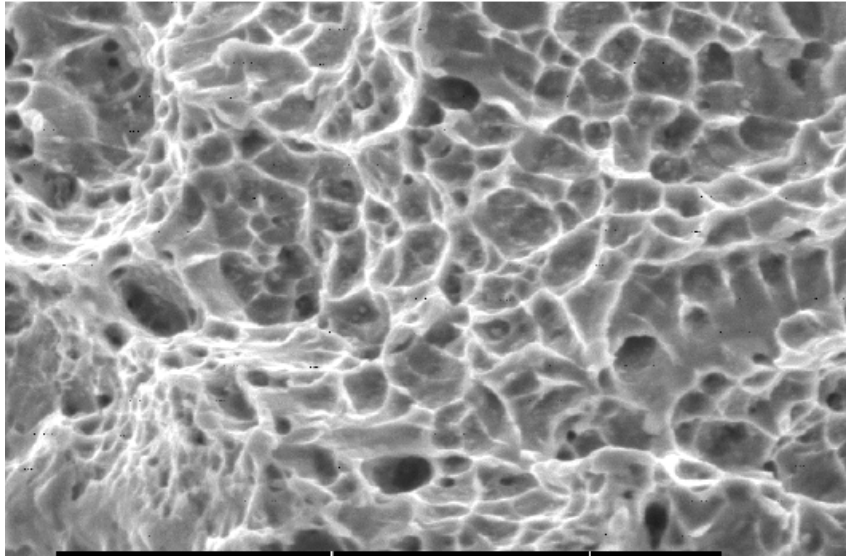
**Figura 2.20** – Da esquerda para a direita, superfícies de fratura frágil, mista e dúctil.

#### **2.4.4 Aspectos Microscópicos da Fratura**

Os micromecanismos de fratura são classificados em três tipos: coalescimento de microcavidades, clivagem e intergranular.

##### 2.4.4.1 Coalescimento de Microcavidades

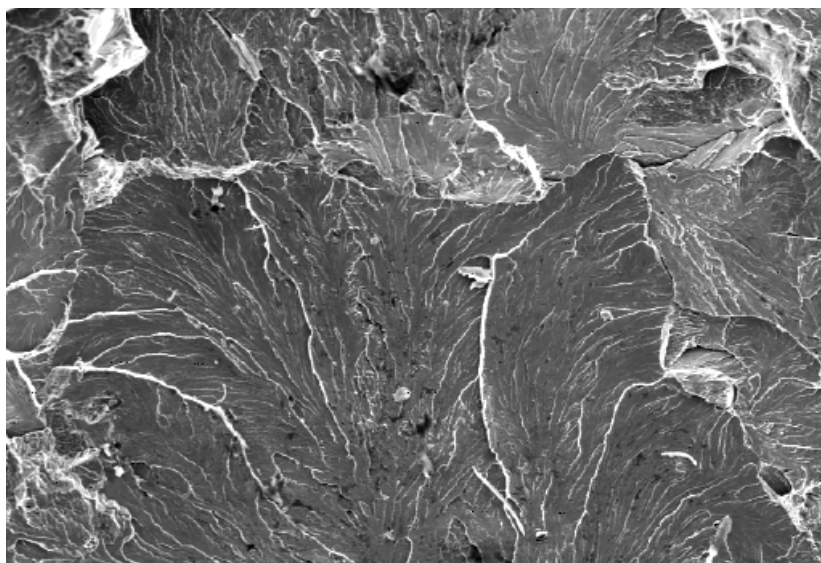
Acompanhando os vários estágios em uma condição de tração tem-se que após a máxima carga (região limite com deformação uniforme), haverá o início de deformação localizada com a formação de estrição em uma região qualquer da área útil do corpo de prova. Uma vez que o material apresenta boa ductilidade inicialmente haverá um descolamento das inclusões (ou partículas de segunda fase) com respeito a matriz metálica. Este descolamento dará, então, lugar a cavidades envolvendo as inclusões, conforme é visto na Figura 2.21. O crescimento e união destas microcavidades (coalescimento de microcavidades) é que acarretará a ruptura do corpo.



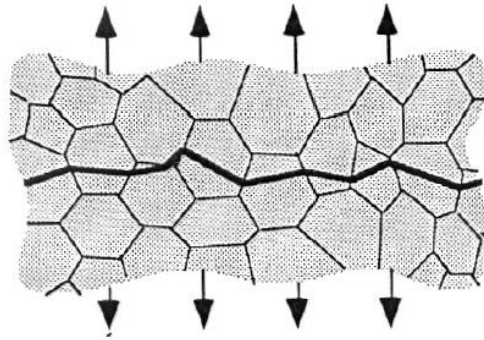
**Figura 2.21** – Fractografia eletrônica de varredura mostrando microcavidades esféricas características de uma fratura dúctil [10].

#### 2.4.4.2 Clivagem (ou Fratura Transgranular)

Compreende-se por clivagem, ou fratura transgranular, a separação de planos cristalinos, com pouca deformação, com aspecto característico, conforme pode ser visto na Figura 2.22 e, esquematicamente na 2.23. Este aspecto frágil de fratura é incentivado pelo aumento do teor de carbono, pela presença de entalhes, pelo aumento da taxa de carregamento, pelo aumento do tamanho de grão e pela diminuição da temperatura de trabalho. O aspecto é de "conchas", com facetas lisas de fratura.



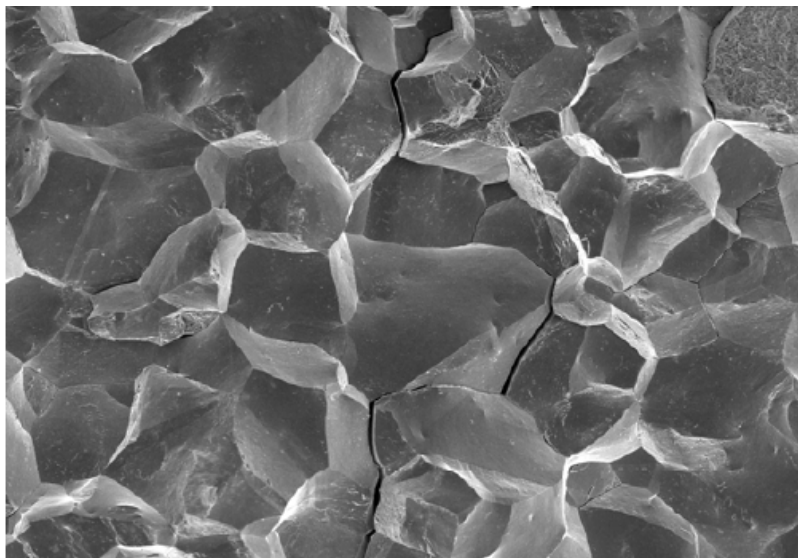
**Figura 2.22** – Fractografia eletrônica de varredura mostrando uma superfície de fratura transgranular com "rios" característicos que indicam o sentido local de propagação da fratura [10].



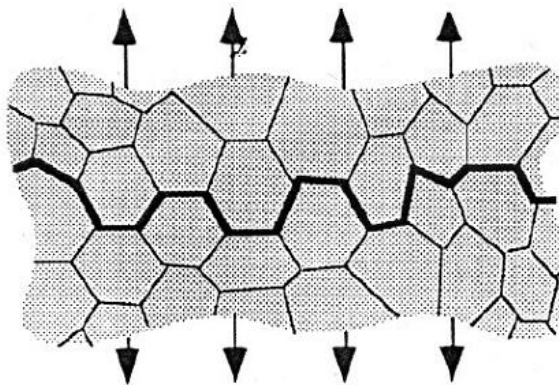
**Figura 2.23** – Representação de uma fratura transgranular.

#### 2.4.4.3 Fratura Intergranular

É quando ocorre a fratura pura e simples ao longo dos contornos dos grãos. Este tipo de mecanismo de fratura ocorre de forma totalmente frágil e normalmente após processos que enfraquecem ou fragilizam as regiões dos contornos de grão. Abaixo, na Figura 2.24, é visto esse mecanismo de fratura e, na Figura 2.25, é representado esquematicamente.



**Figura 2.24** - Fractografia eletrônica de varredura mostrando uma superfície de fratura intergranular [10].



**Figura 2.25** – Representação de uma fratura intergranular.

### 3 METODOLOGIA

Para as análises experimentais, foram confeccionadas amostras tratadas termicamente em diferentes temperaturas, tempos e velocidade de resfriamento, conforme esquema da Figura 3.1, que posteriormente passaram por ensaio de impacto Charpy, ensaio de dureza, metalografia, microdureza e microscopia eletrônica de varredura.

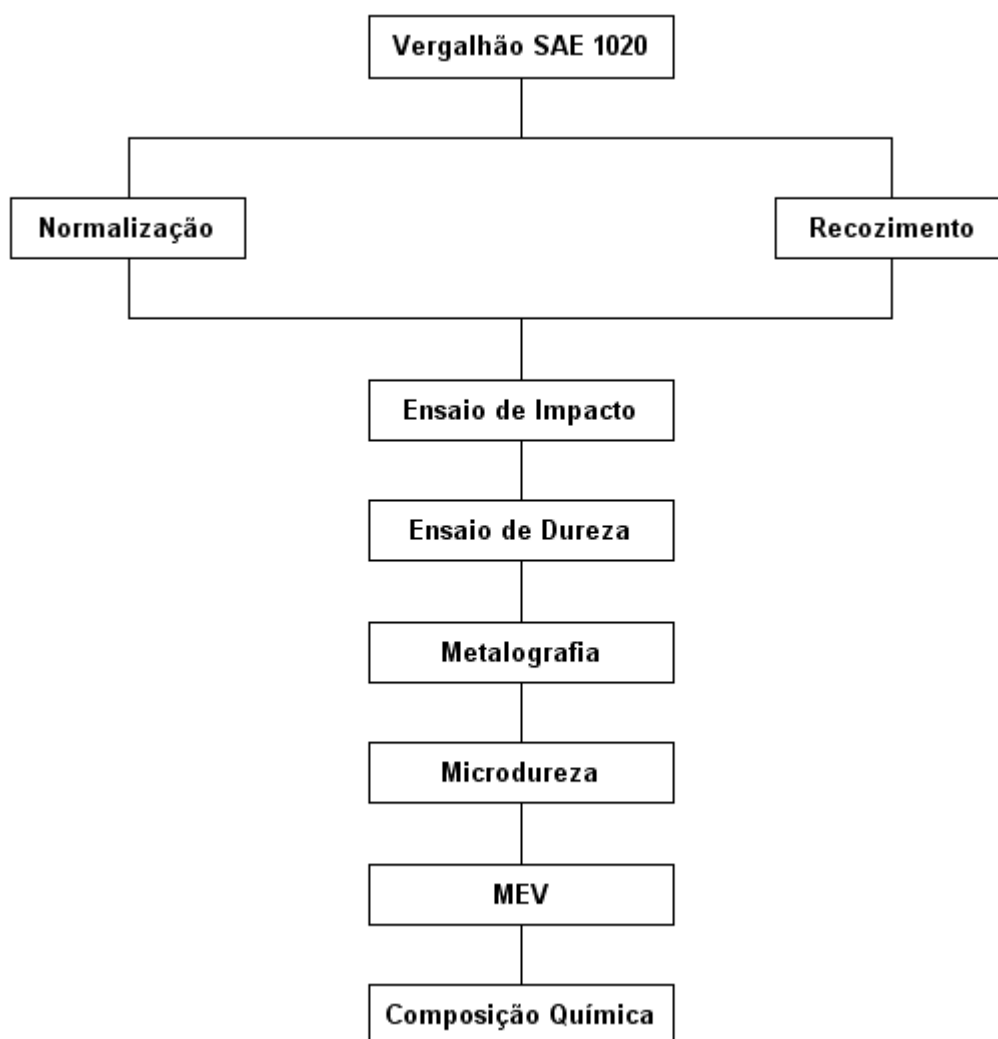


Figura 3.1 – Atividades realizadas.

#### 3.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

A partir de um vergalhão de aço SAE 1020, foram cortadas doze amostras de comprimento aproximado de 200mm. O vergalhão já possui seção transversal

quadrada com 10mm de lado, medida normalizada para fabricação dos corpos de prova usados no ensaio de impacto. O comprimento de 200mm foi escolhido para poder dividi-la em três menores barras com 55mm cada, criando, assim, as amostras na medida necessária para seguir a norma internacional para execução do ensaio de impacto, e os 35 mm restantes foram reservados para obter amostras para outros tipos de ensaios.

## 3.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS

### 3.2.1 Normalização

O forno do tipo mufla, ideal para processo laboratorial, visto na Figura 3.2, foi ligado com aproximadamente uma hora de antecedência para a estabilização da temperatura ajustada. Foram levadas ao forno nove amostras em três etapas, 870°C, 920°C e 970°C, da mesma barra. Após aguardar o interior do forno atingir a primeira temperatura determinada para a normalização, foi colocado em seu interior aproximadamente 300g de carvão para controle de sua atmosfera, evitando assim a descarbonetação do material e, em seguida, foram colocadas três amostras. Então o forno foi fechado e a temperatura foi constantemente controlada por meio de um termopar tipo K.



**Figura 3.2** – Forno tipo mufla e controle de temperatura.

A distribuição das amostras foi feita de acordo com a Tabela 3.1.

**Tabela 3.1** – Distribuição das amostras normalizadas

Temperatura: 870°C		
Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
15 min	30 min	120 min
Temperatura: 920°C		
Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6
15 min	30 min	120 min
Temperatura: 970°C		
Amostra 7	Amostra 8	Amostra 9
15 min	30 min	120 min

Foram escolhidas três temperaturas diferentes; todas acima da linha de temperatura crítica A<sub>3</sub>, no diagrama Fe-C, para garantir a completa austenitização da microestrutura e três tempos diferentes para formar diferentes tamanhos de grão de austenita, os quais, em consequência, resultam em diferentes tamanhos de grão de perlita e ferrita após o resfriamento. De cada amostra foram confeccionados três corpos de prova para o ensaio de impacto.

Após o término de cada tempo determinado, o forno era aberto e a amostra retirada e colocada sobre um material cerâmico, evitando o contato com materiais de boa condutividade térmica, para resfriamento ao ar até a temperatura ambiente. Aproveitava-se a abertura do forno para repor carvão em seu interior e com o fim de evitar acidentes, foram utilizados os EPIs adequados para o manuseio do forno. Ao término de cada etapa, as amostras eram identificadas com a temperatura e tempo de aquecimento com o uso de um punção.

### 3.2.2 Reozimento

Foram levadas ao mesmo forno utilizado anteriormente, com o mesmo controle de temperatura e atmosfera, amostras na temperatura de 920°C e nos tempos visto na Tabela 3.2.



**Tabela 3.2** – Distribuição das amostras recozidas

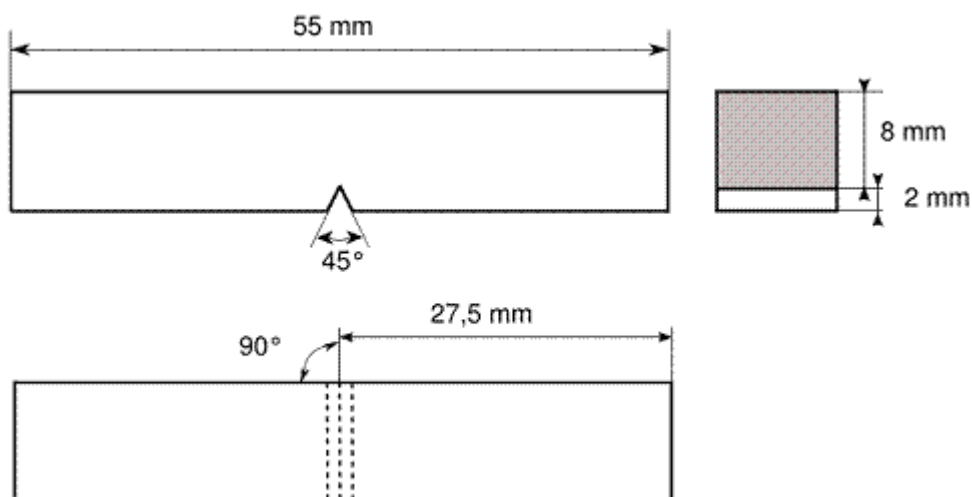
Temperatura: 920°C					
Amostra 10	Amostra 11	Amostra 12	Amostra 13	Amostra 14	Amostra 15
1 min	5 min	10 min	15 min	30 min	120 min

O recozimento foi feito em duas etapas. Primeiramente foi feito o recozimento das amostras 13, 14 e 15. Após o aquecimento do forno a temperatura de 920°C (aproximadamente 50°C acima da temperatura crítica) e colocação do carvão, foi colocada a primeira amostra (amostra 13). Passados 90 minutos, o forno foi aberto e a amostra 14 foi colocada para aquecimento, assim como mais carvão. Passados mais 15 minutos, a última amostra foi colocada no forno. Ao término de 15 minutos o forno foi desligado e as amostras deixadas em seu interior para o resfriamento. No dia seguinte, após as amostras terem atingido a temperatura ambiente, foram marcadas de forma a identificar os tempos de recozimento de cada uma.

Após análise das amostras 13, 14 e 15, foi decidido fazer o recozimento, na mesma temperatura, nos tempos de 1, 5 e 10 minutos para reunir mais material para análise. Então, seguindo os mesmos procedimentos, foram obtidas as amostras 10, 11 e 12.

### 3.3 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Após obter as amostras normalizadas e recozidas, foram fabricados três corpos de prova para ensaio de impacto de cada uma das condições. As dimensões apropriadas para o ensaio de impacto são definidas pela norma internacional ASTM E23-94a e estão apresentadas na Figura 3.3.



**Figura 3.3** – Detalhamento do corpo de prova.

As amostras foram divididas em partes de 55mm na cortadeira, fazendo uso de um apoio e marcação na base do equipamento. Em seguida a rebarba foi retirada no moto esmeril e a medida confirmada fazendo uso de um paquímetro.

O entalhe em V foi feito em uma fresadora disponível no Laboratório de Usinagem (LAUS) e a rebarba retirada no moto esmeril, evitando assim mau posicionamento no equipamento de ensaio de impacto. A Figura 3.4 mostra um dos corpos de prova pronto para o ensaio.



**Figura 3.4** – Corpo de prova.

Prontos os corpos de prova, foram marcados de forma a identificar a que temperatura e tempo que haviam sido tratados termicamente, estando distribuídos conforme os fluxogramas das Figuras 3.5 e 3.6.

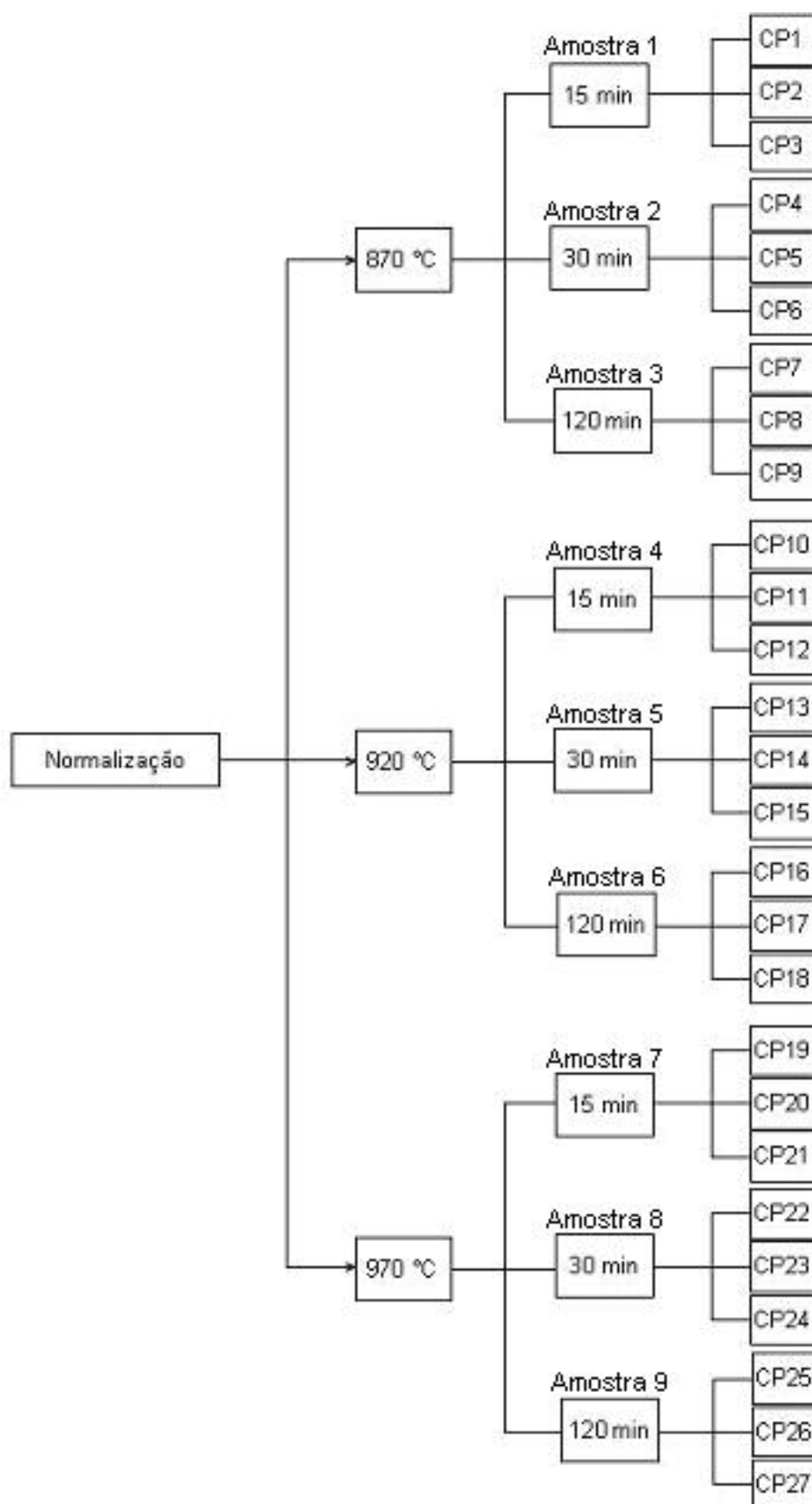
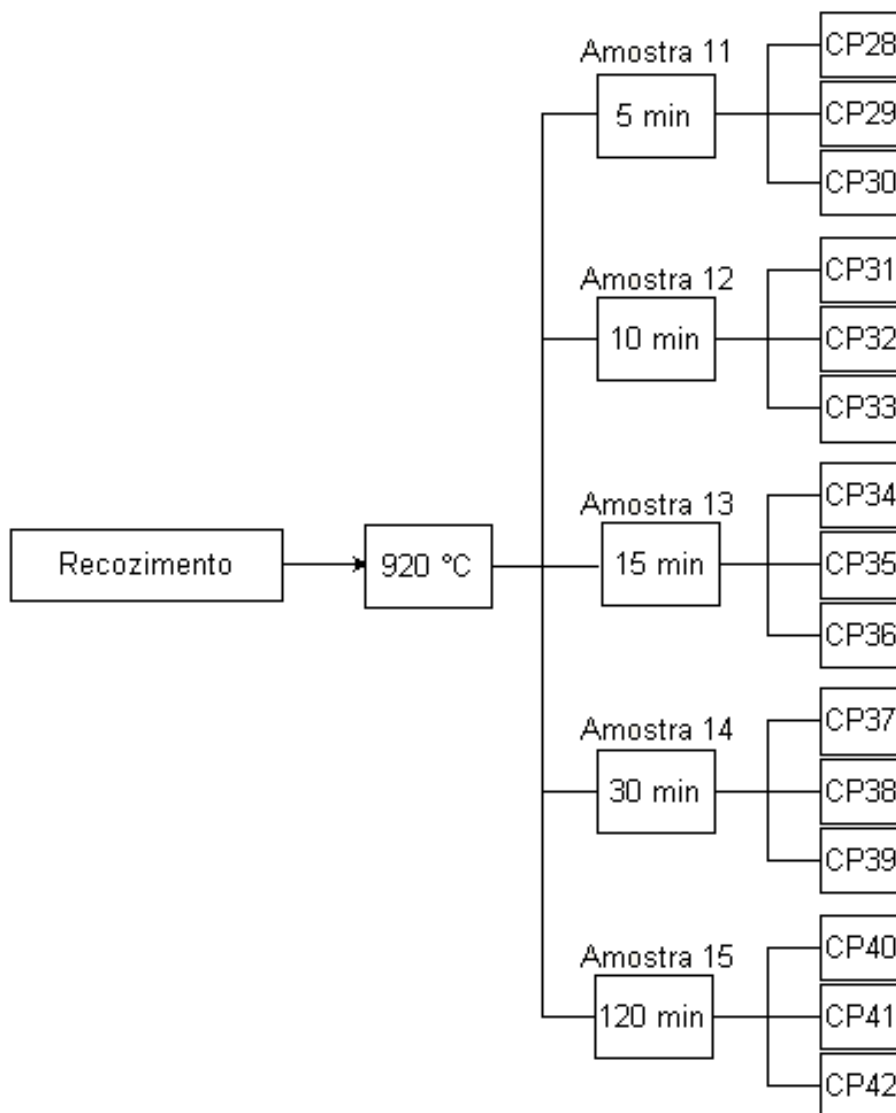


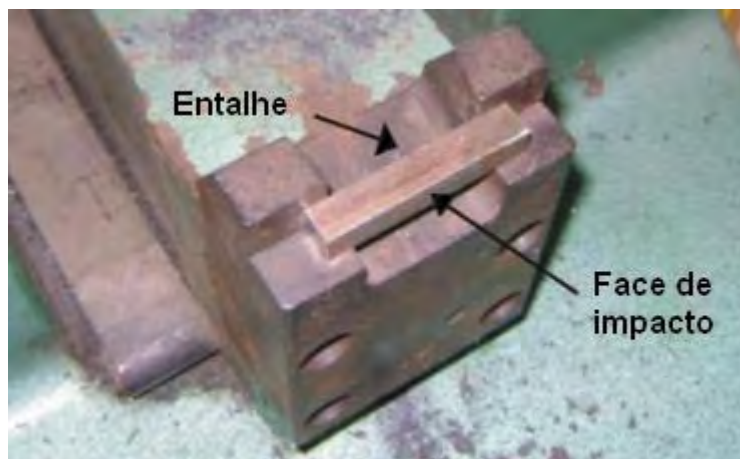
Figura 3.5 – Fluxograma indicando a distribuição dos corpos de prova normalizados.



**Figura 3.6** – Fluxograma indicando a distribuição dos corpos de prova recozidos.

### 3.4 ENSAIO DE IMPACTO

O ensaio de impacto realizado foi o Charpy. A carga é aplicada pelo impacto de um martelo pendular sobre o corpo de prova, posicionado horizontalmente e bi-apoiado, conforme visto na Figura 3.7. O martelo é posicionado em um ângulo de  $160^\circ$  e de uma altura  $H$ , tomando como referência o corpo de prova. Quando liberado, o martelo choca-se com a face oposta do corpo de prova e continua o seu trajeto até uma altura  $h$  menor que a de partida. A energia absorvida pelo impacto é determinada pela diferença de altura através da equação da energia potencial, onde a massa e a altura do martelo e a aceleração da gravidade são conhecidas, bastando obter a altura final para obter o resultado.



**Figura 3.7** – Corpo de prova bi-apoiado, posicionado horizontalmente e face com entalhe voltada de forma oposta ao sentido de impacto.

O mostrador da máquina, Figura 3.8, simplesmente registra a diferença entre a altura inicial e a altura final, após o rompimento do corpo de prova, numa escala relacionada com a unidade de medida de energia adotada. De acordo com o Sistema Internacional de Unidades, a unidade de energia adotada é o *Joule* (J). Na máquina realizada o teste, a unidade de medida apresentada era *kgf.m*, que representa aproximadamente 1/10 de *Joule*.



**Figura 3.8** – Martelo pendular.

Além da energia absorvida, pode-se analisar através do ensaio de impacto, diretamente no material ensaiado, a contração lateral e a proporção de fratura frágil e dúctil resultantes.

Os ensaios dos corpos de provas normalizados e recozidos foram realizados em um ambiente com a temperatura constante - por volta de 25°C - a fim de evitar variações nas medidas de energia absorvida pelos corpos de prova.

Foram seguidas todas as exigências de padronização descritas na norma internacional ASTM-E23-94a.

### 3.5 DUREZA ROCKWELL

Neste método, a carga do ensaio é aplicada em etapas, ou seja, primeiro se aplica uma pré-carga, para garantir um contato firme entre o penetrador e o material ensaiado e, depois, aplica-se a carga do ensaio propriamente dita. A leitura do grau de dureza é feita diretamente num mostrador acoplado à máquina de ensaio, de acordo com uma escala predeterminada, adequada à faixa de dureza do material.

As etapas do processo podem ser vistas na Figura 3.9.

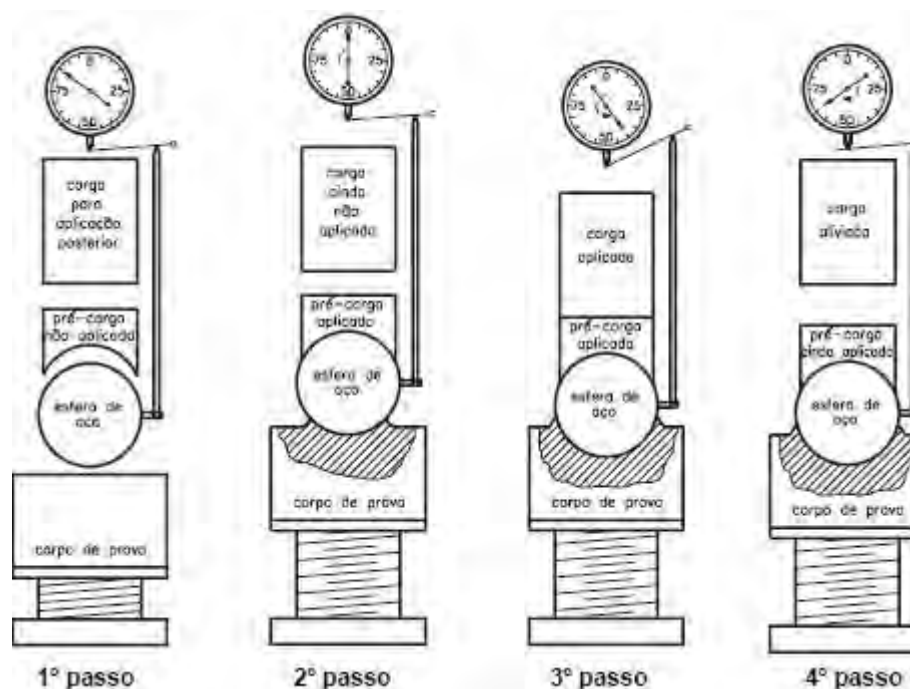


Figura 3.9 – Etapas do ensaio de dureza Rockwell.

No 1o. passo, é feita a aproximação do corpo de prova com o penetrador. No passo seguinte, o corpo de prova é submetido a uma pré-carga (10kgf) e o

mostrador posicionado em zero. No 3o. passo, a carga maior é aplicada (100kgf para aços baixo-carbono, escala B) até o ponteiro parar. No último passo, a carga maior é retirada e é feita a leitura da dureza diretamente no durômetro, na escala apropriada. Como foi utilizado o penetrador esférico, a medida é feita na escala interna do mostrador.

O valor indicado na escala do mostrador é o valor da dureza Rockwell. Esse valor é sempre citado pelo símbolo HR seguido da letra referente a escala. Como o material submetido ao ensaio foi um aço baixo-carbono, a escala utilizada foi a B (HRB).

O teste de dureza Rockwell é bastante versátil e confiável, contudo, deve-se observar algumas recomendações para garantir a correta medida de dureza: o penetrador e o suporte devem estar limpos e bem assentados; a superfície a ser testada deve estar limpa, seca, plana e perpendicular ao penetrador; não deve ocorrer impacto na aplicação das cargas; o tempo de aplicação da pré-carga deverá ser menor que 3 segundos, sendo recomendados períodos de 1 a 8 segundos para a aplicação da carga total, dependendo do material; o espaçamento entre impressões deve ser no mínimo 3 vezes o diâmetro de penetração e 2,5 vezes o diâmetro para a distância da borda do corpo de prova [12].

### 3.6 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Realizado o ensaio de impacto, uma parte de cada corpo de prova foi cortada na cortadeira metalográfica, que utiliza um fino disco abrasivo e líquido refrigerante para evitar alterações por calor, de forma a obter uma face no sentido longitudinal da barra original (no mesmo sentido o qual a barra foi trabalhada à frio no processo de fabricação). Cada uma dessas amostras, ficou com as suas dimensões próximas de 10mm de comprimento, 10mm de altura e 2mm de espessura. Na seqüência, foram embutidas na embutidora metalográfica as amostras normalizadas de três em três, formando conjuntos de mesma temperatura e de tempos distintos, conforme é visto na Figura 3.10. Em cada um dos conjuntos foi marcado com um punção a temperatura e o tempo de tratamento térmico, na parte posterior da face onde são vistas as amostras do aço. As amostras recozidas foram embutidas em dois conjuntos.

A seguir as amostras devem ser polidas. Esse processo se inicia na lixadeira politriz rotativa, sob refrigeração com água, com a lixa de granulação 220, passando, após obter um único plano na face do material, para as lixadeiras com lixas de granulação 320, 400, 600 e 1200, sempre girando a amostra 90 graus a cada troca de lixa. O processo termina passando pela politriz com abrasivo alumina  $1\mu\text{m}$  e na politriz com alumina  $0,25\mu\text{m}$ , ajustando-a em uma rotação de aproximadamente 250 rotações por minuto. Deve-se girar a amostra no sentido contrário de rotação do prato da politriz, obtendo-se dessa maneira, uma superfície homogênea, plana e isenta de riscos.



**Figura 3.10** – Amostras prontas para exame metalográfico.

A última etapa de preparação das amostras é o ataque químico que se faz necessário para identificar detalhes como tamanho de grão, fases presentes e textura. Depois da limpeza da superfície com álcool etílico e algodão, livrando-a de possíveis resíduos indesejáveis, a amostra é imersa em uma solução reagente chamada de Nital 3% (ácido nítrico e álcool), que é a apropriada para aços em geral, por aproximadamente 10 segundos. Passado esse tempo, a amostra é limpa novamente com álcool pra cessar a reação e é seca em um secador elétrico.

### 3.7 EXAME MICROSCÓPICO

As amostras foram levadas ao microscópio de luz direta com câmera digital embutida que se encontra em uma sala com temperatura e umidade controladas. Através dele foi feita a análise qualitativa das amostras, já que os constituintes já



eram conhecidos anteriormente, por se tratar de um aço SAE 1020 recozido e normalizado.

Foram observadas e fotografadas todas as amostras normalizadas e recozidas, em diferentes tempos sob tratamento térmico e nos aumentos de 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x, com o objetivo de analisar tamanho, orientação e contornos de grão, textura, inclusões e falhas.

### 3.8 MICRODUREZA VICKERS

A microdureza Vickers envolve o mesmo procedimento prático que o ensaio Vickers, só que utiliza cargas menores que 1 kgf. A carga pode ter valores tão pequenos como 10 gf. A dureza Vickers se baseia na resistência que o material oferece à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de  $136^\circ$ , sob uma determinada carga. O valor de dureza Vickers (HV) é o quociente da carga aplicada (F) pela área de impressão (A) deixada no corpo ensaiado. Essa relação, expressa em linguagem matemática é  $HV = F/A$ .

A dureza Vickers é representada pelo valor de dureza, seguido do símbolo HV e de um número que indica o valor da carga aplicada.

O tempo normal de aplicação da carga varia de 10 a 15 segundos. Quando a duração da aplicação da carga é diferente, indica-se o tempo de aplicação após a carga. Por exemplo, na representação: 440 HV 30/20, o último número indica que a carga foi aplicada por 20 segundos [13].

### 3.9 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

Por meio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) é possível obter imagens de alta ampliação e resolução. As imagens fornecidas pelo MEV possuem um caráter virtual, pois o que é visualizado no monitor do aparelho é a transcodificação da energia emitida pelos elétrons, ao contrário da radiação de luz a qual estamos habitualmente acostumados.

A imagens para esse trabalho foram obtidas no Centro de Microscopia e Análise (CEMM) da PUCRS.

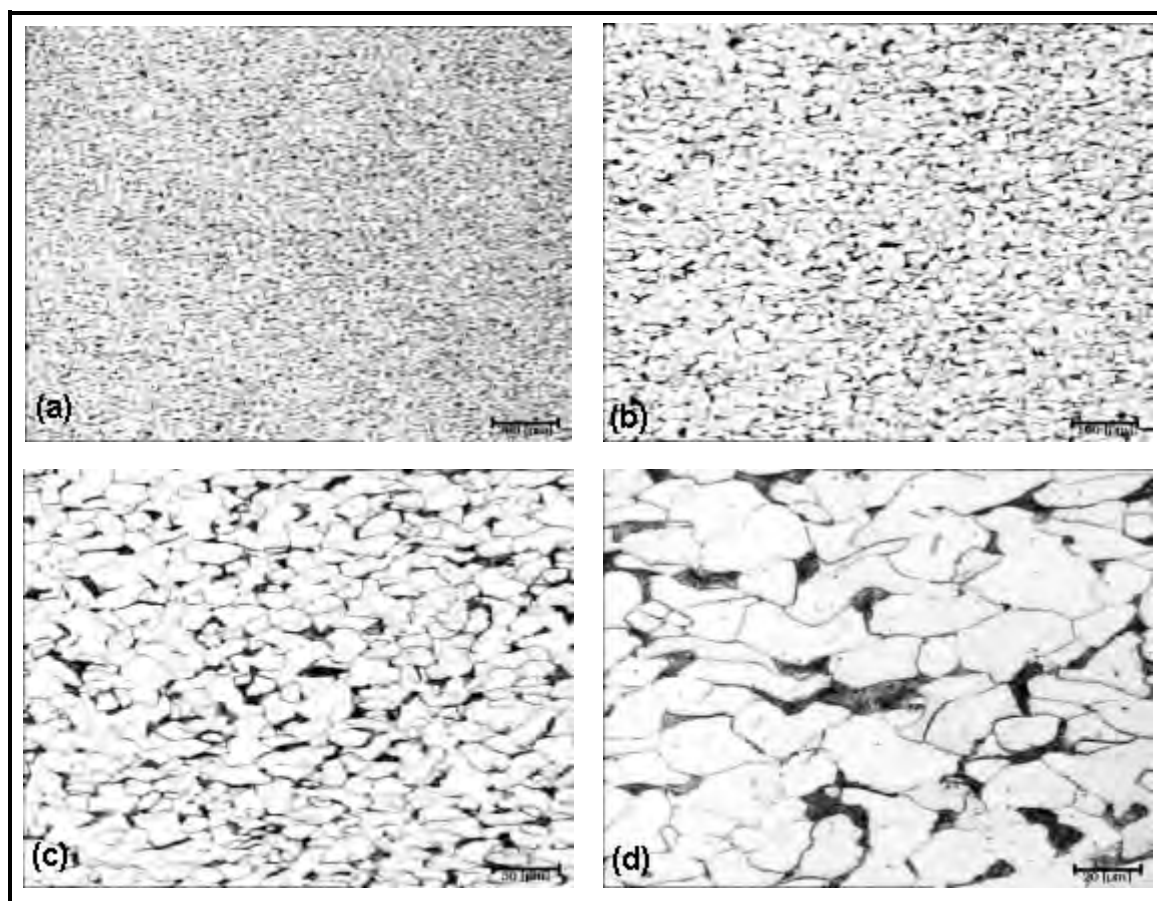
## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Todos os resultados – micrografias, dureza, microdureza (da ferrita), fractografias, composição química e ensaio de impacto – obtidos através das técnicas explicadas na seção anterior estão expostas e discutidas a seguir.

### 4.1 MICROGRAFIA

#### 4.1.1 Amostra do vergalhão SAE 1020 inicial

Na Figura 4.1 é apresentado as imagens micrográficas do vergalhão original, ou seja, antes dos tratamentos térmicos, em vários aumentos.

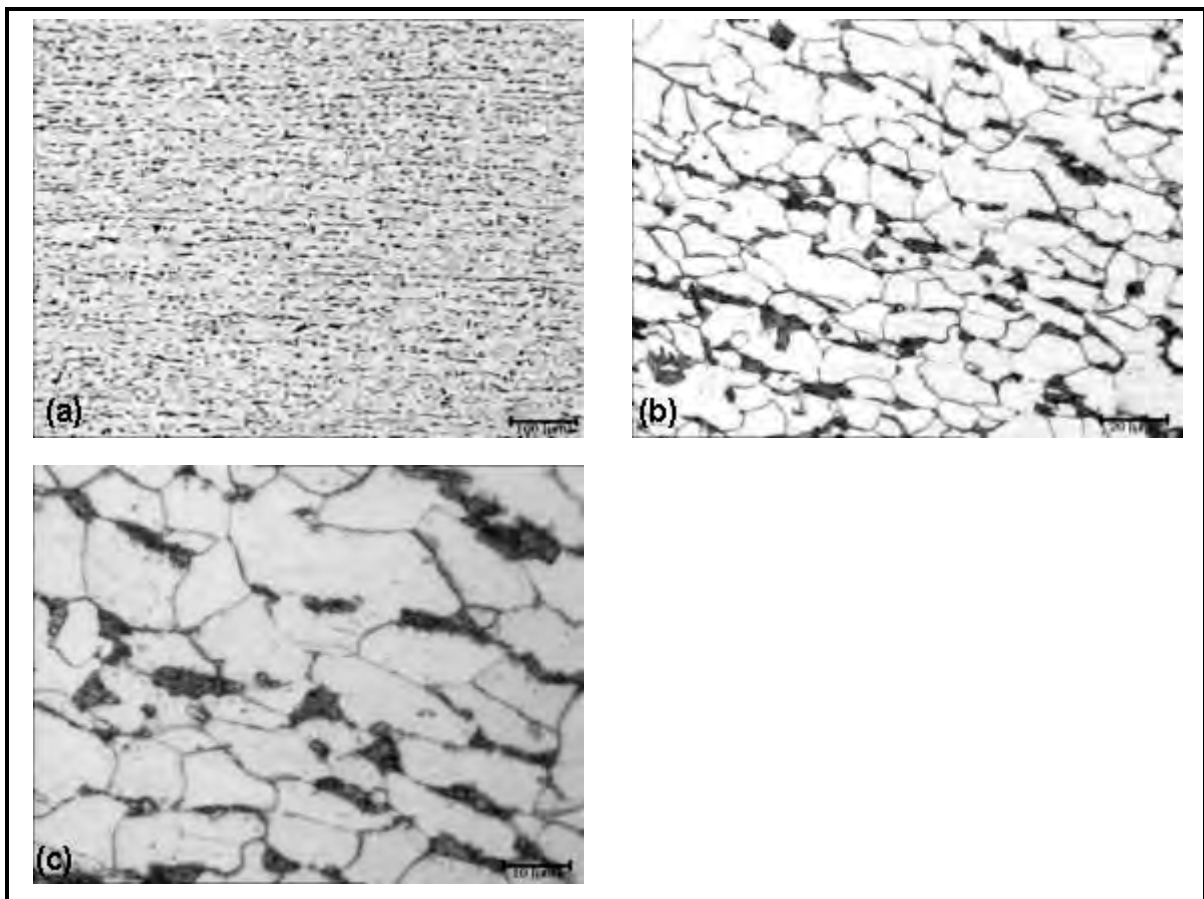


**Figura 4.1** – Micrografia do vergalhão como fornecido, nos aumentos de 50x (a), 100x (b), 200 (c) e 500x (d).

Da micrografia do vergalhão original pode-se perceber que os grãos dos microconstituintes, ferrita (área clara) e de perlita (área escura), estão alongados devido ao trabalho mecânico realizado a frio no processo de fabricação. Este processo torna o aço SAE1020 mais duro (encruamento) e menos resistente ao impacto. Percebe-se também que a distribuição da perlita é uniforme e regular, não aparecendo uma textura pronunciada na estrutura deformada.

#### 4.1.2 Amostras Normalizadas

Na Figura 4.2 são apresentadas as imagens micrográficas das amostras submetidas a tratamento térmico de normalização a 870°C e 15 minutos.



**Figura 4.2** – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 870°C e 15 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c).

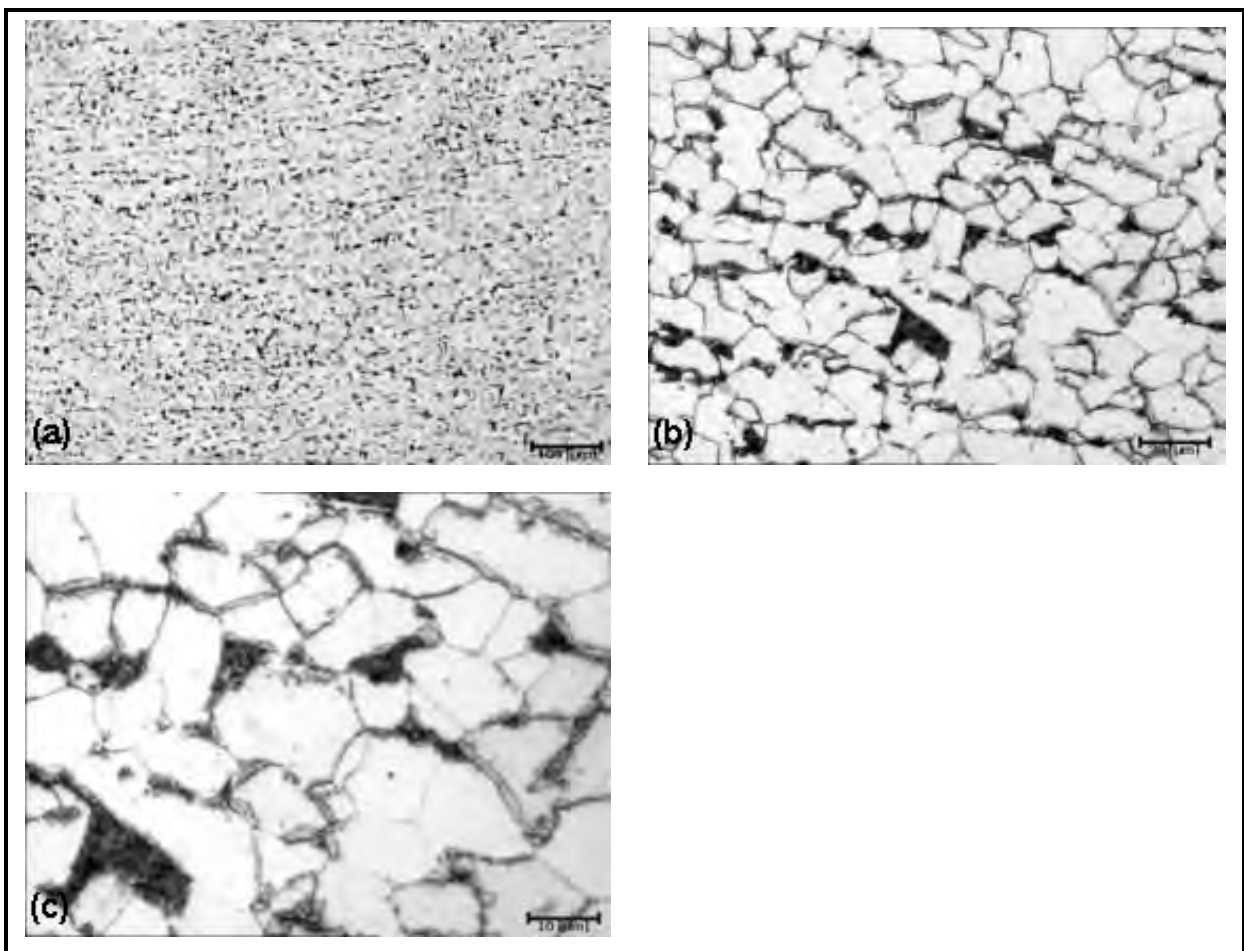
Nesta amostra normalizada percebe-se que os grãos ainda estão com um formato alongado, longitudinalmente, pelo fato do tempo de permanência no forno

não ter sido suficiente para ocorrer a recristalização da estrutura cristalina em uma temperatura muito próxima da linha  $A_3$  do diagrama de equilíbrio Fe-C.

Surge uma textura com perlita alinhada devido ao teor de impurezas acima do aceitável, principalmente fósforo, o qual se dissolve na ferrita após expulsar o carbono e concentrando-o em regiões onde havia discordâncias provenientes do processo de fabricação, forçando a formação de perlita nessas áreas ricas em carbono [2].

O fósforo se caracteriza por ser um tanto incompatível com o carbono, ou seja, ele tende a expulsar o carbono da austenita, de modo que, no resfriamento, as áreas ricas em fósforo ficam praticamente constituídas somente de ferrita, com ausência quase que completa de perlita, que se forma apenas onde há carbono concentrado, o que resulta nesta esta textura estriada.

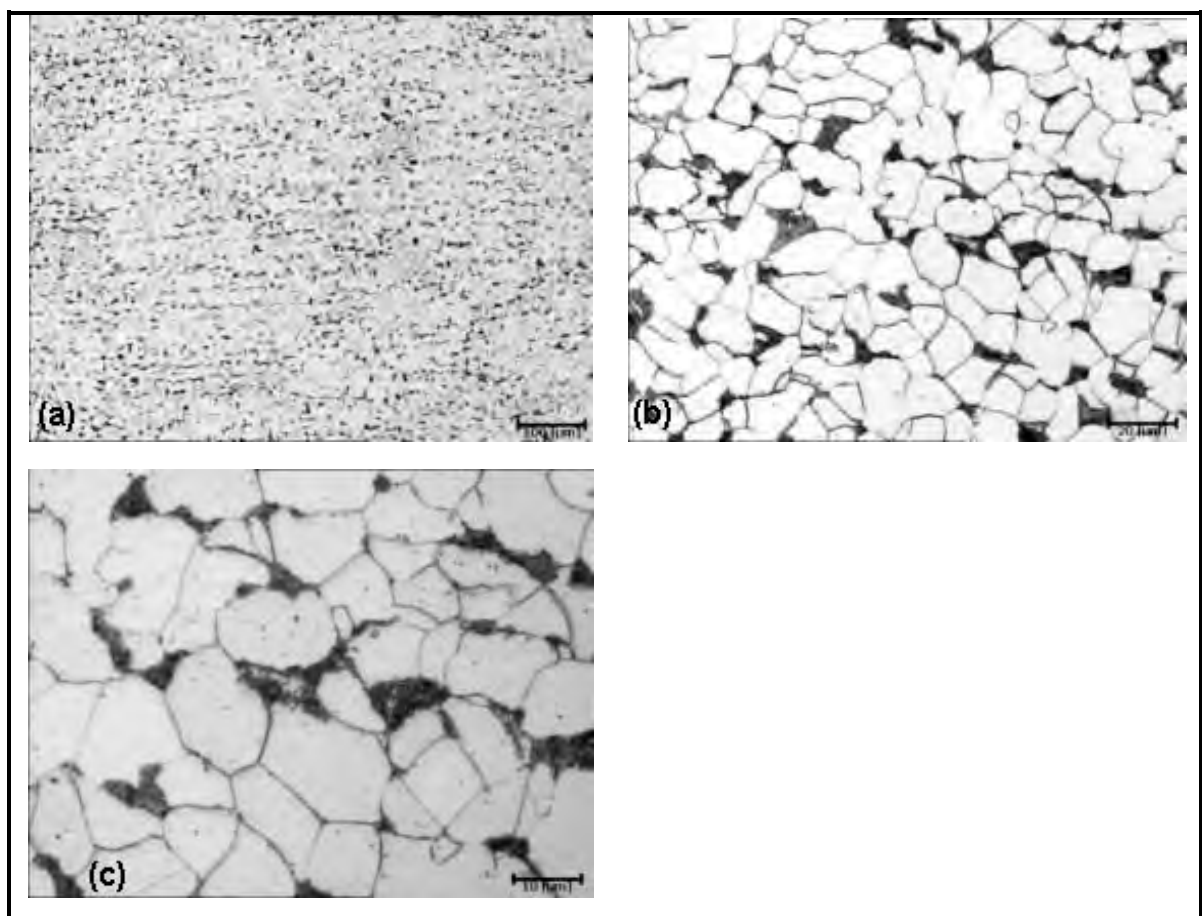
Na Figura 4.2 são apresentadas as imagens micrográficas das amostras submetidas a tratamento térmico de normalização a  $870^{\circ}\text{C}$  e 30 minutos.



**Figura 4.3** – Micrografia das amostras submetidas a normalização a  $870^{\circ}\text{C}$  e 30 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c).

Devido ao tempo um pouco superior de normalização, os grãos de perlita e ferrita já não mais se apresentam alongados. Mesmo em uma temperatura poucos graus acima da crítica para um aço com 0,2% de carbono, o encruamento gerado pela deformação plástica do trabalho mecânico foi anulado. Da mesma forma que a amostra anterior, estas também apresentam a textura estriada, conhecida também como *ghost lines*.

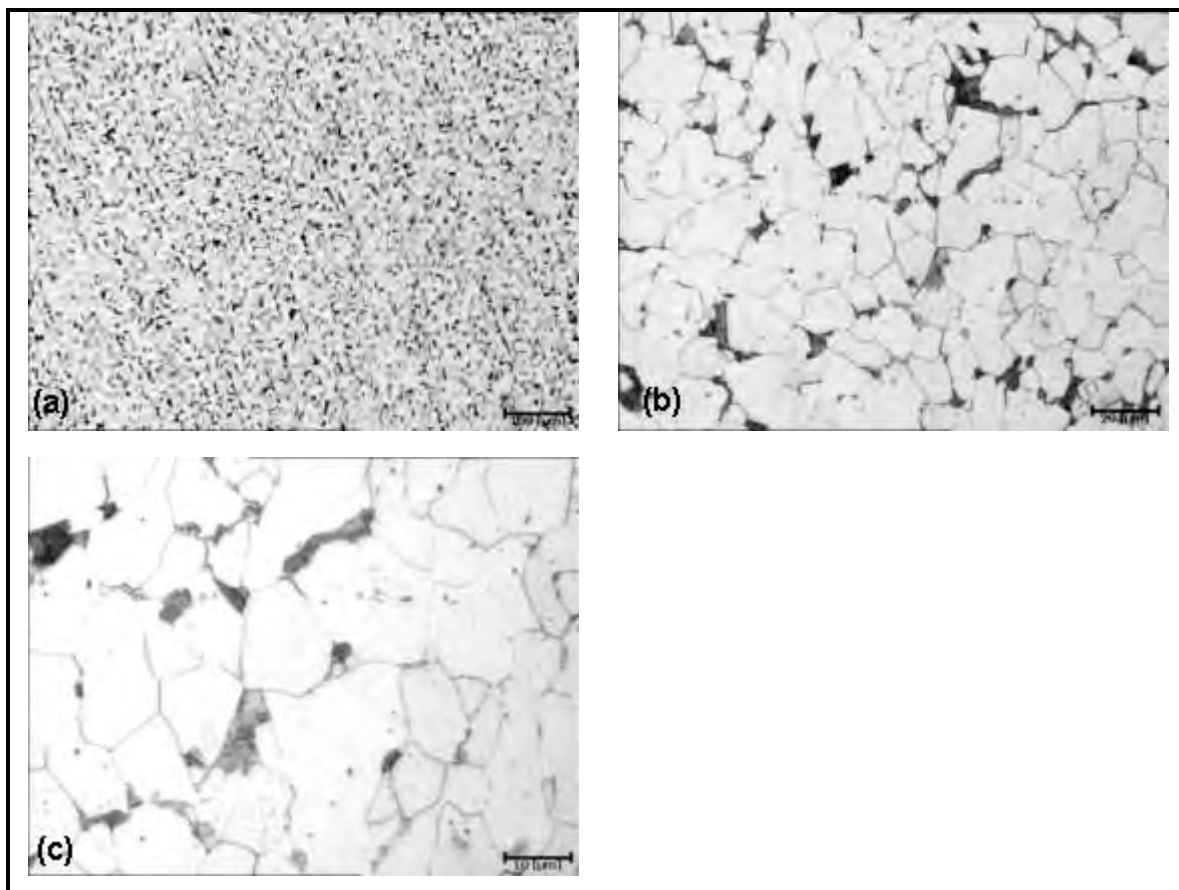
Na Figura seguinte, Figura 4.2, são apresentadas as micrografias das amostras submetidas a tratamento térmico de normalização a 870°C e 120 minutos.



**Figura 4.4** – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 870°C e 120 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c).

Igualmente percebe-se a textura alinhada. Também é visto que o tamanho médio de grãos está um pouco maior que o da amostra anterior, devido ao longo tempo de permanência da amostra no forno.

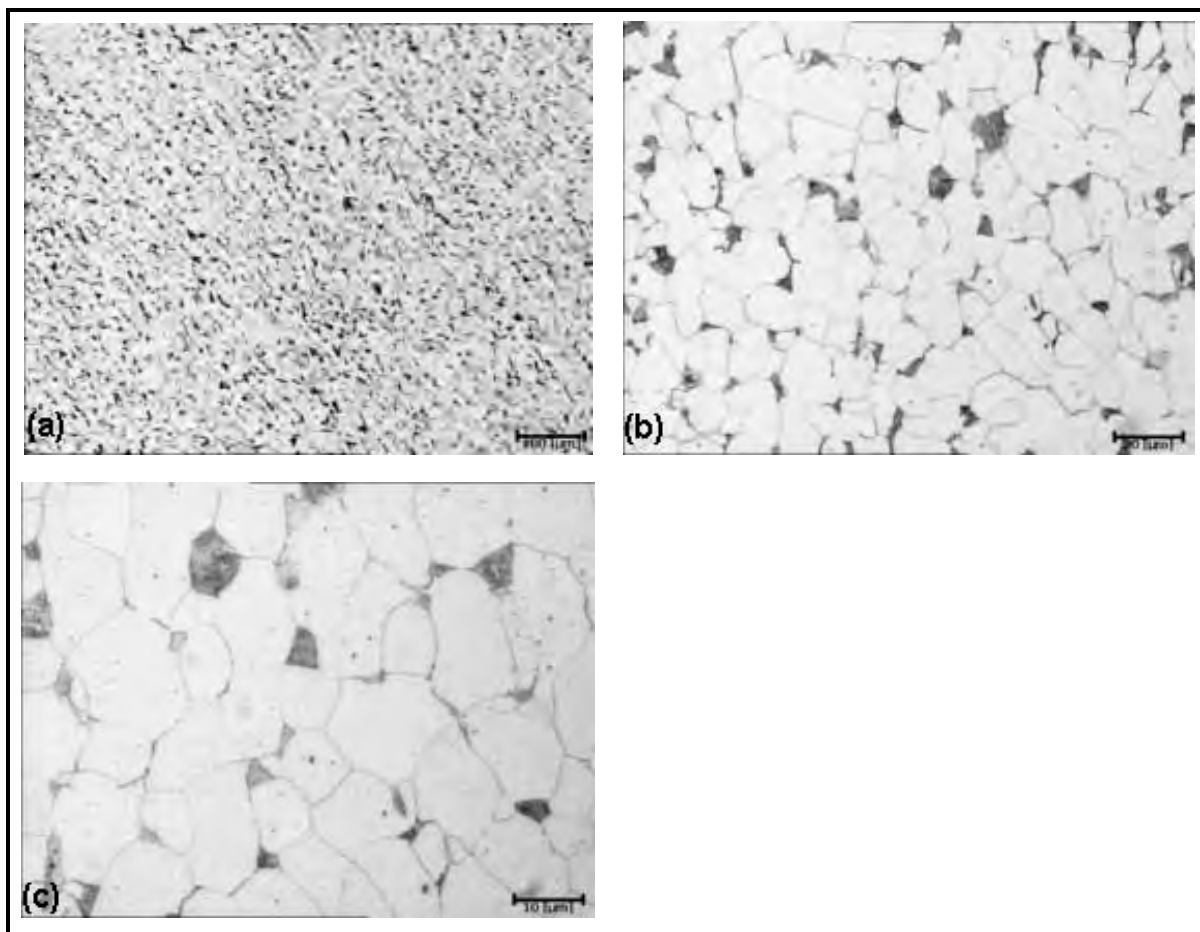
As micrografias das amostras normalizadas a 920° e 15 minutos estão apresentadas na Figura 4.5.



**Figura 4.5** – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 920°C e 15 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c).

Comparando com a amostra normalizada 15 minutos a 870°C, nota-se que com o aumento de temperatura para 920°C a textura não apresenta mais os grãos alongados pelo trabalho mecânico a frio sofrido no processo de fabricação do vergalhão. Assim como nas amostras anteriores e como era esperado, esta também apresenta a textura bandeada.

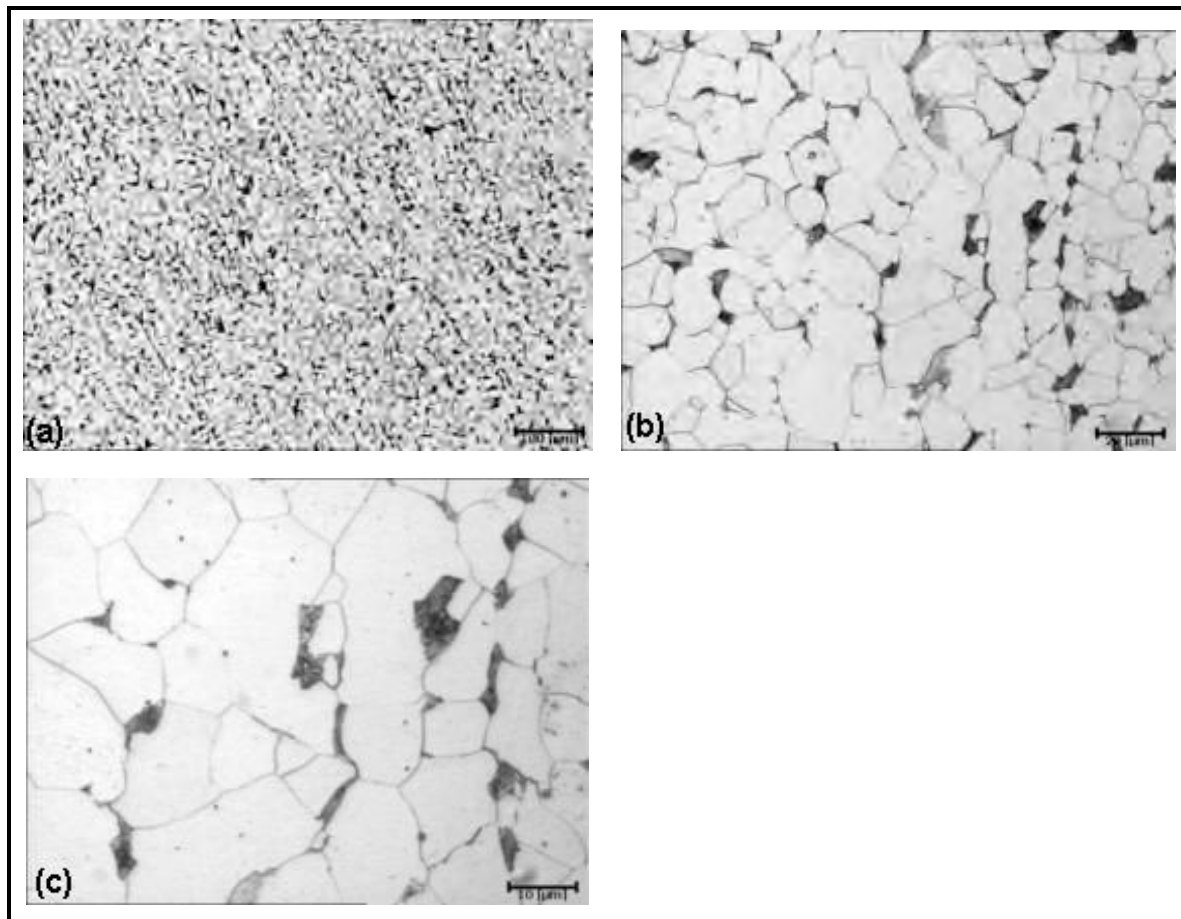
Na Figura 4.6 são apresentadas as micrografias das amostras submetidas a tratamento térmico de normalização a 920°C e 30 minutos.



**Figura 4.6** – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 920°C e 30 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c).

Nota-se a textura com perlita alinhada e, em relação as micrografias anteriores, uma menor quantidade de pequenos grãos, indicativo de crescimento de grão.

Na Figura 4.7 são apresentadas as micrografias das amostras submetidas a tratamento térmico de normalização a 920°C e 120 minutos.

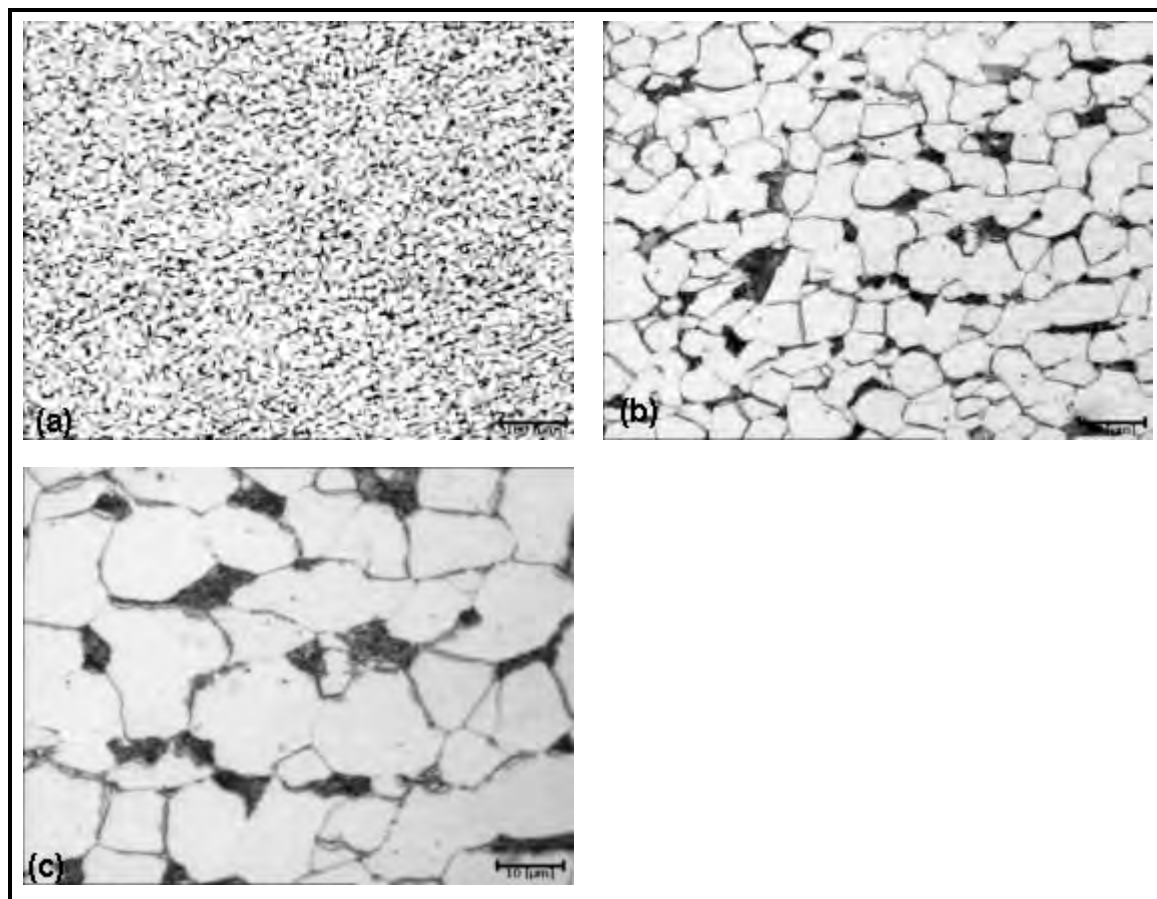


**Figura 4.7** – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 920°C e 120 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c).

Da mesma forma que as anteriores, esta amostra apresenta as faixas isoladas de ferrita e perlita. O tamanho de grão, influenciado pelo longo tempo de permanência ao forno, é maior que na amostras anteriores.



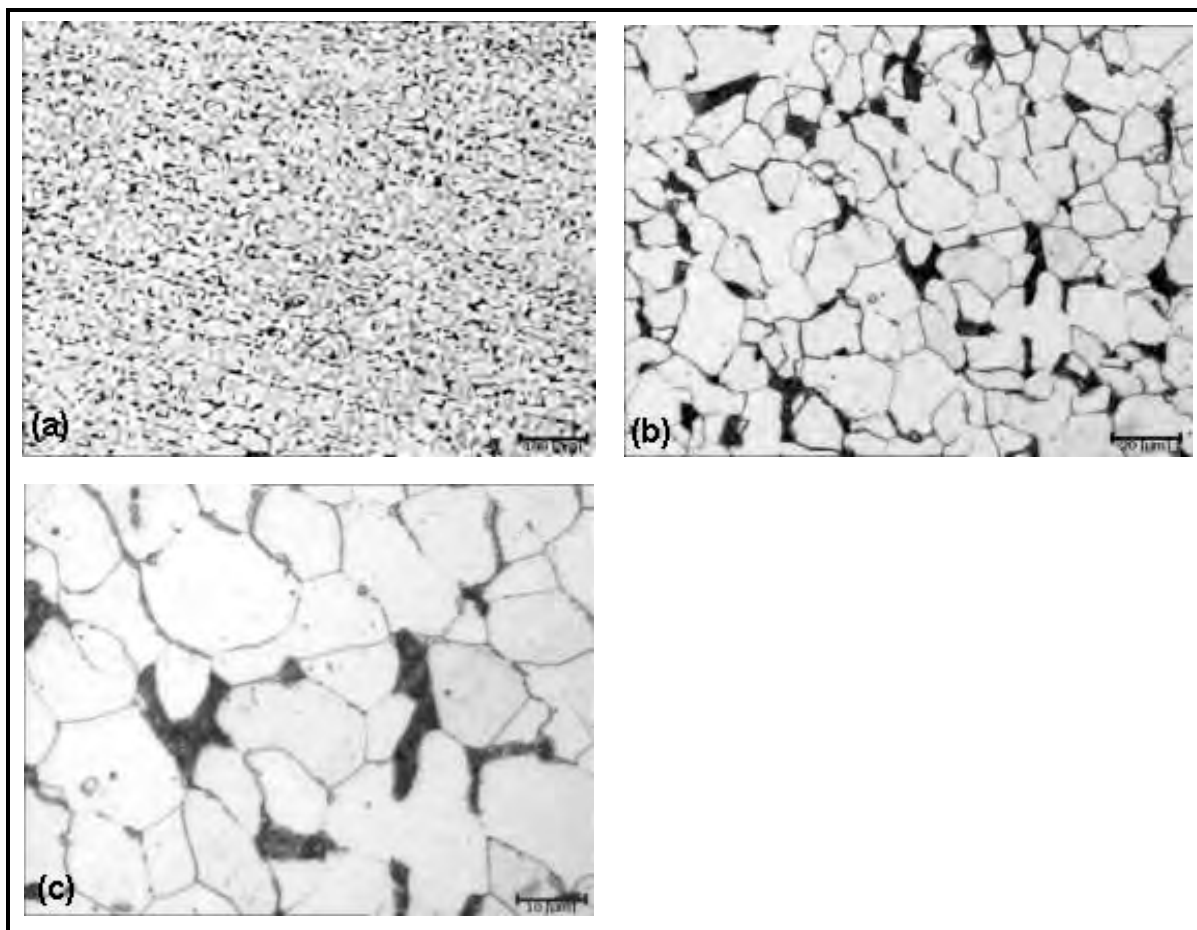
Na Figura 4.8 são apresentadas as micrografias das amostras submetidas a tratamento térmico de normalização a 970°C e 15 minutos.



**Figura 4.8** – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 970°C e 15 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c).

Comparando com as amostras anteriores, temperaturas de 870°C e 920°C, percebe-se os grãos com tamanho maior que os das normalizadas por 15 ou 30 minutos e tamanho próximo as amostras que permaneceram no forno por 120 minutos, além de, igualmente a todas as outras, a textura se apresentando com faixas de perlita e ferrita isoladas.

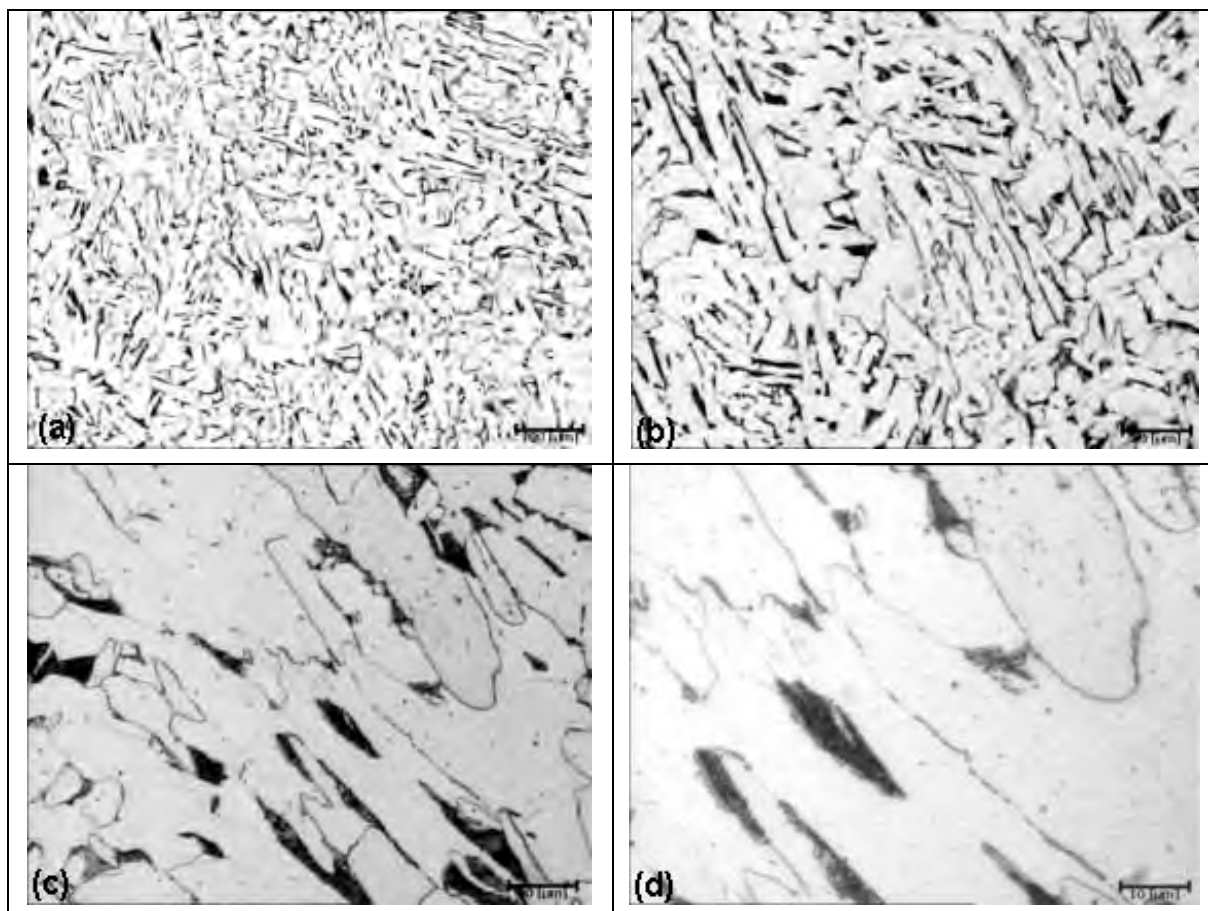
Na Figura 4.9 são apresentadas as micrografias das amostras submetidas a tratamento térmico de normalização a 970°C e 30 minutos.



**Figura 4.9** – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 970°C e 30 minutos nos aumentos de 100x (a), 500x (b) e 1000x (c).

Da mesma forma que todas as outras amostras, a textura apresenta a perlita alinhada e, em relação a tamanho de grão, está um pouco maior que a amostra da temperatura de 970°C e 30 minutos.

Na Figura 4.10 são apresentadas as micrografias das amostras submetidas a tratamento térmico de normalização a 970°C e 120 minutos.

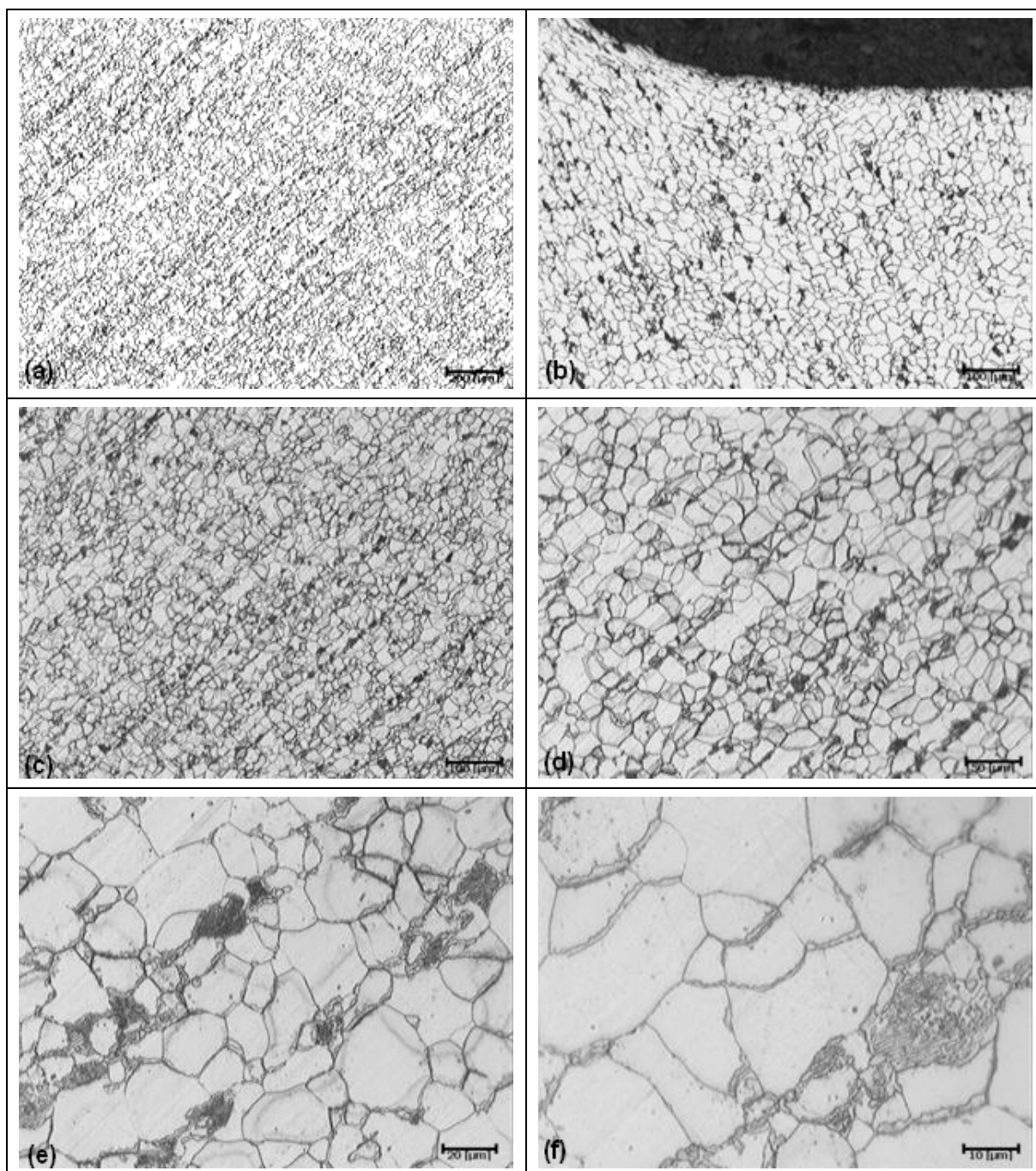


**Figura 4.10** – Micrografia das amostras submetidas a normalização a 970°C e 120 minutos nos aumentos de 100x (a), 200x (b), 500 (c) e 1000x (d).

Devido ao longo tempo de permanência da amostra a uma temperatura próxima do limite de normalização originou-se esta textura acicular ou também chamada de *textura de Widmanstätten*, a qual confere uma menor tenacidade ao material. A ferrita apresenta-se em forma de faixas finas, ou agulhas, que penetram ou atravessam por completo os grãos de perlita. Nestas condições, diz-se que o aço foi superaquecido [3].

#### 4.1.3 Amostras Recozidas

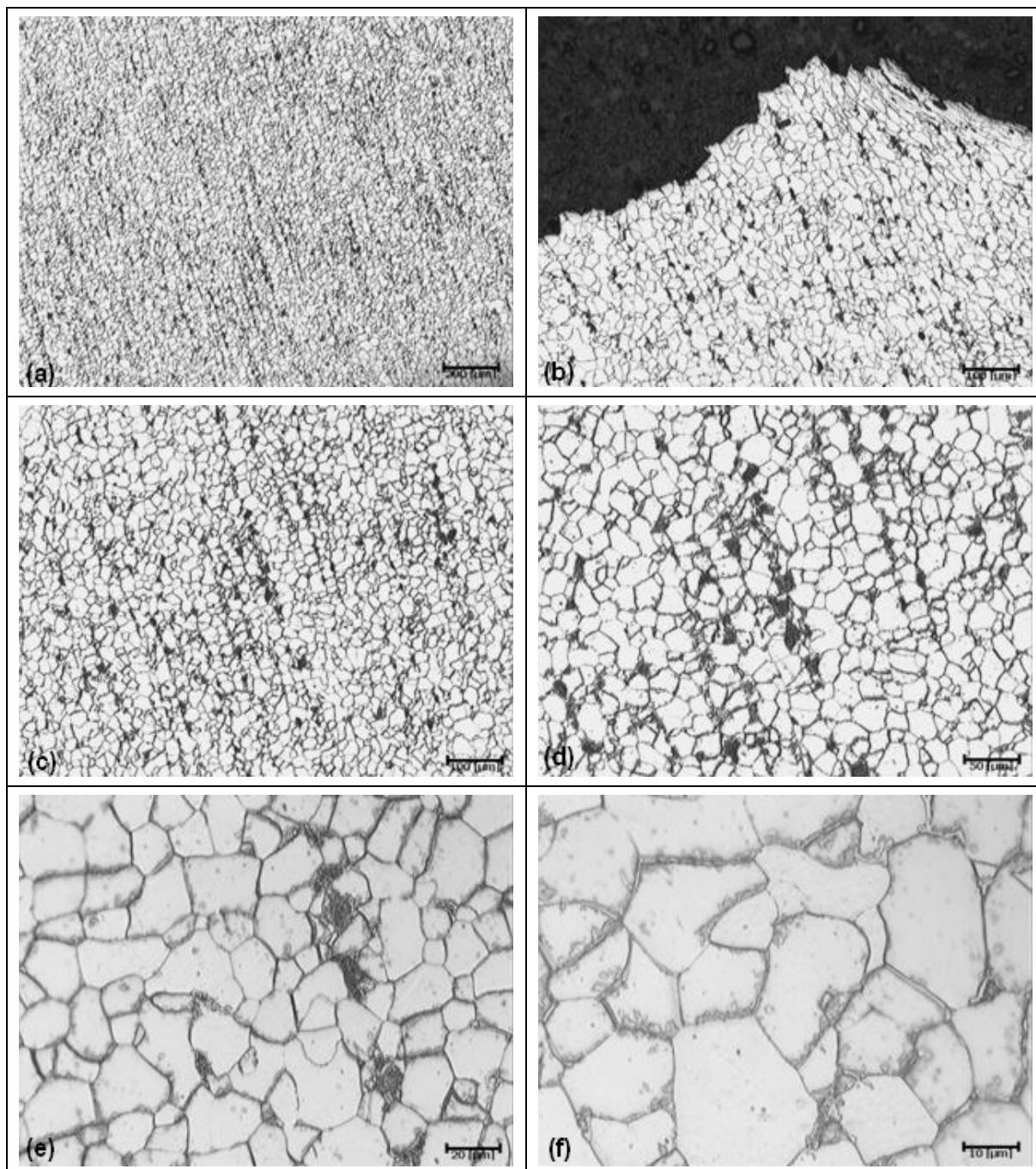
Na Figura 4.11 são apresentadas as micrografias das amostras submetidas a tratamento térmico de recozimento a 920°C e 1 minuto.



**Figura 4.11** – Micrografia das amostras submetidas a recozimento a 920°C e 1 minuto nos aumentos de 50x (a), 100x (próxima ao entalhe) (b), 100x (c), 200x (d), 500x (e) e 1000x (f).

A partir desta amostra, recozida 1 minuto, percebe-se que os grãos já não estão mais alongados como visto na amostra do vergalhão original, mas apresentam-se com tamanhos maiores que os grãos das amostras normalizadas, devido ao resfriamento mais lento. A perlita já encontra-se em faixas contínuas.

Na Figura 4.12 são apresentadas as micrografias das amostras submetidas a tratamento térmico de recozimento a 920°C e 5 minutos.

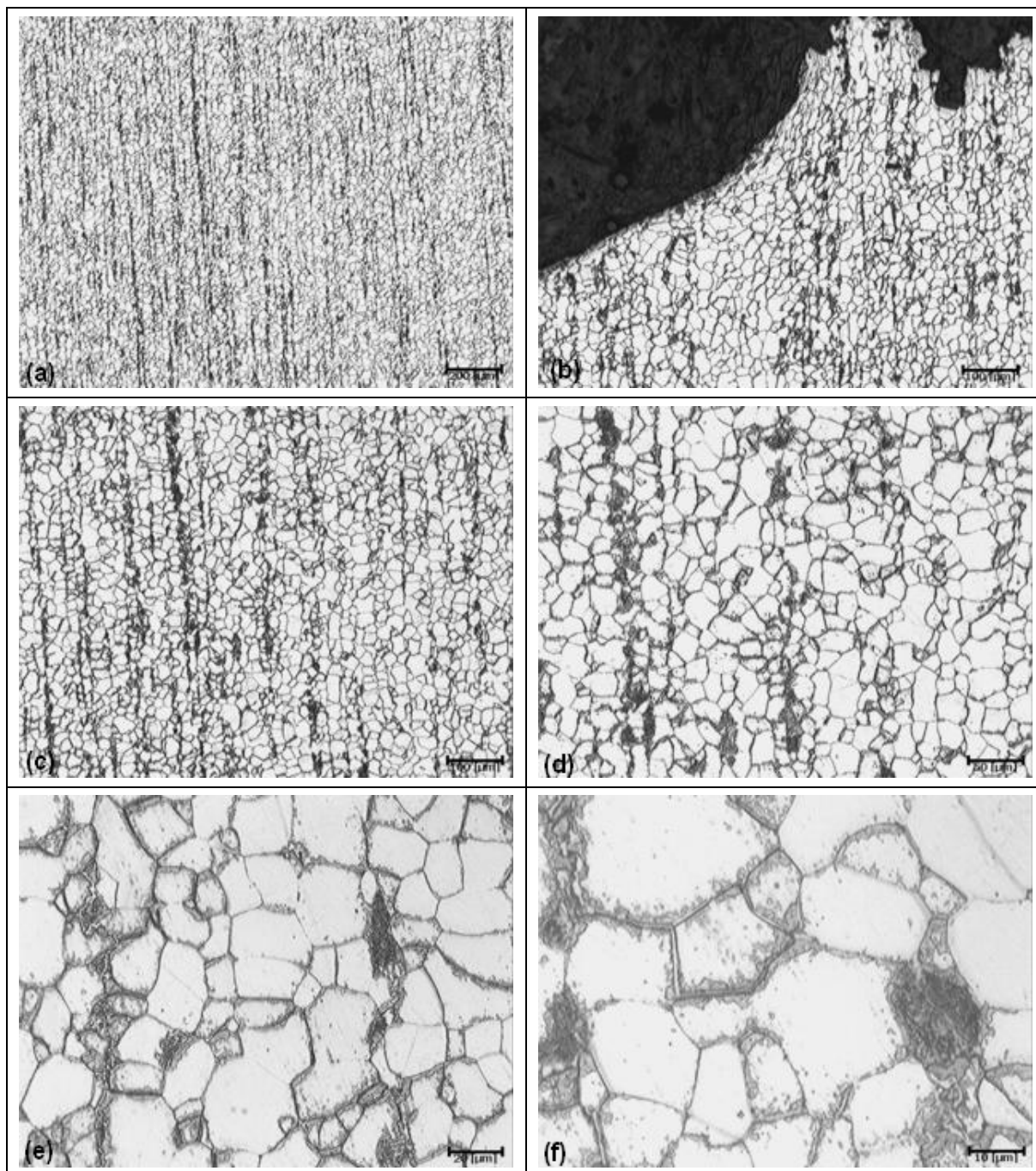


**Figura 4.12** – Micrografia das amostras submetidas a recozimento a 920°C e 5 minutos nos aumentos de 50x (a), 100x (próxima ao entalhe) (b), 100x (c), 200x (d), 500x (e) e 1000x (f).

Percebe-se que os grãos têm um tamanho levemente maior que na amostra anterior. Igualmente ao que ocorreu em todas as outras amostras, a perlita está alinhada, formando faixas largas apenas de ferrita. Na região próxima ao entalhe nota-se grãos alongados devido à parcela de deformação plástica antes da ruptura frágil.



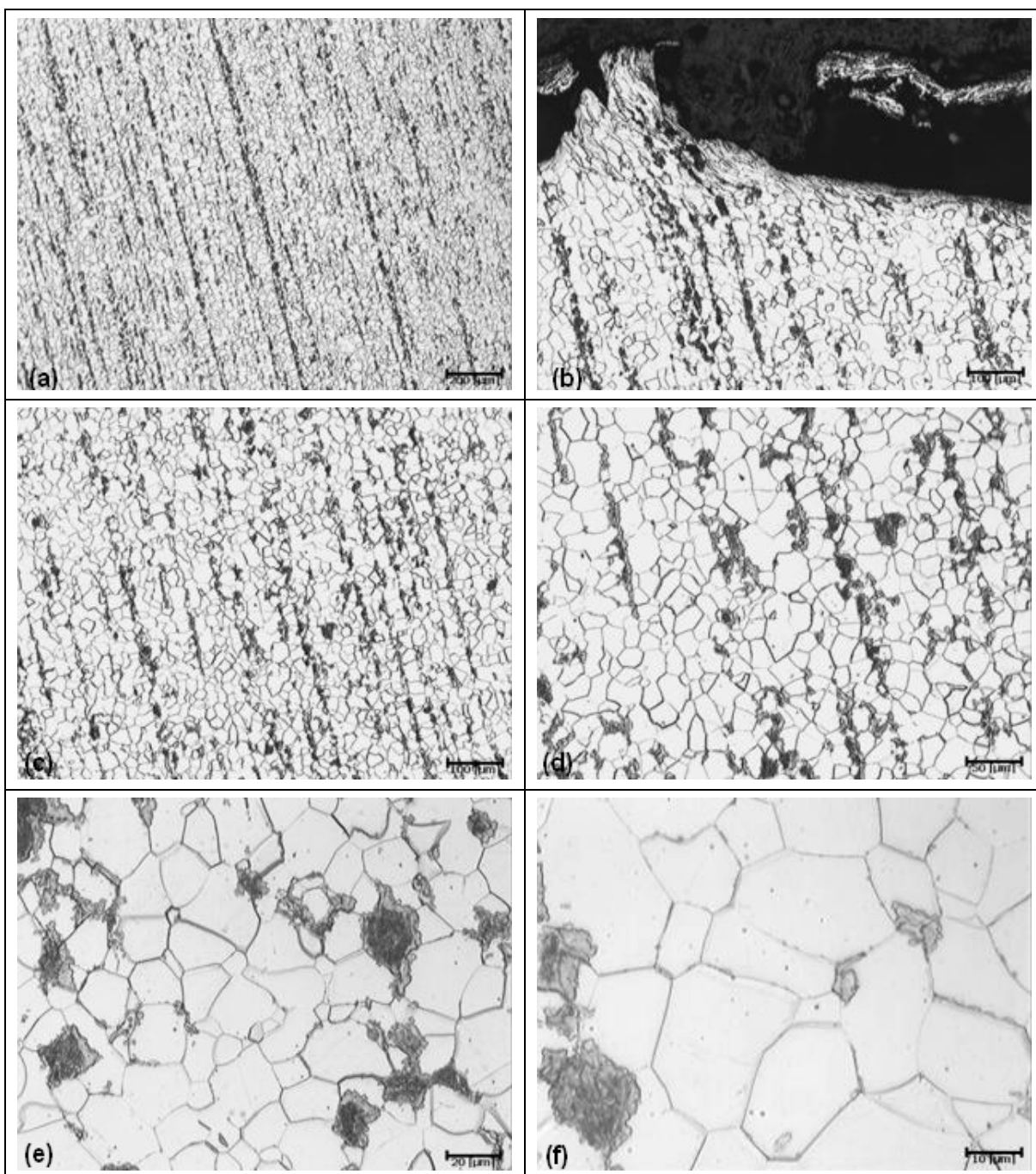
Na Figura 4.13 são apresentadas as micrografias das amostras submetidas a tratamento térmico de recozimento a 920°C e 10 minutos.



**Figura 4.13** – Micrografia das amostras submetidas a recozimento a 920°C e 10 minutos nos aumentos de 50x (a), 100x (próxima ao entalhe) (b), 100x (c), 200x (d), 500x (e) e 1000x (f).

Da mesma maneira que a amostra anterior, esta também apresenta a textura bandeada devido a formação da perlita em zonas definidas. Em relação ao tamanho de grão, observa-se uma diminuição dos grãos menores, evidenciando o crescimento dos grãos maiores e conseqüente coalescimento dos maiores.

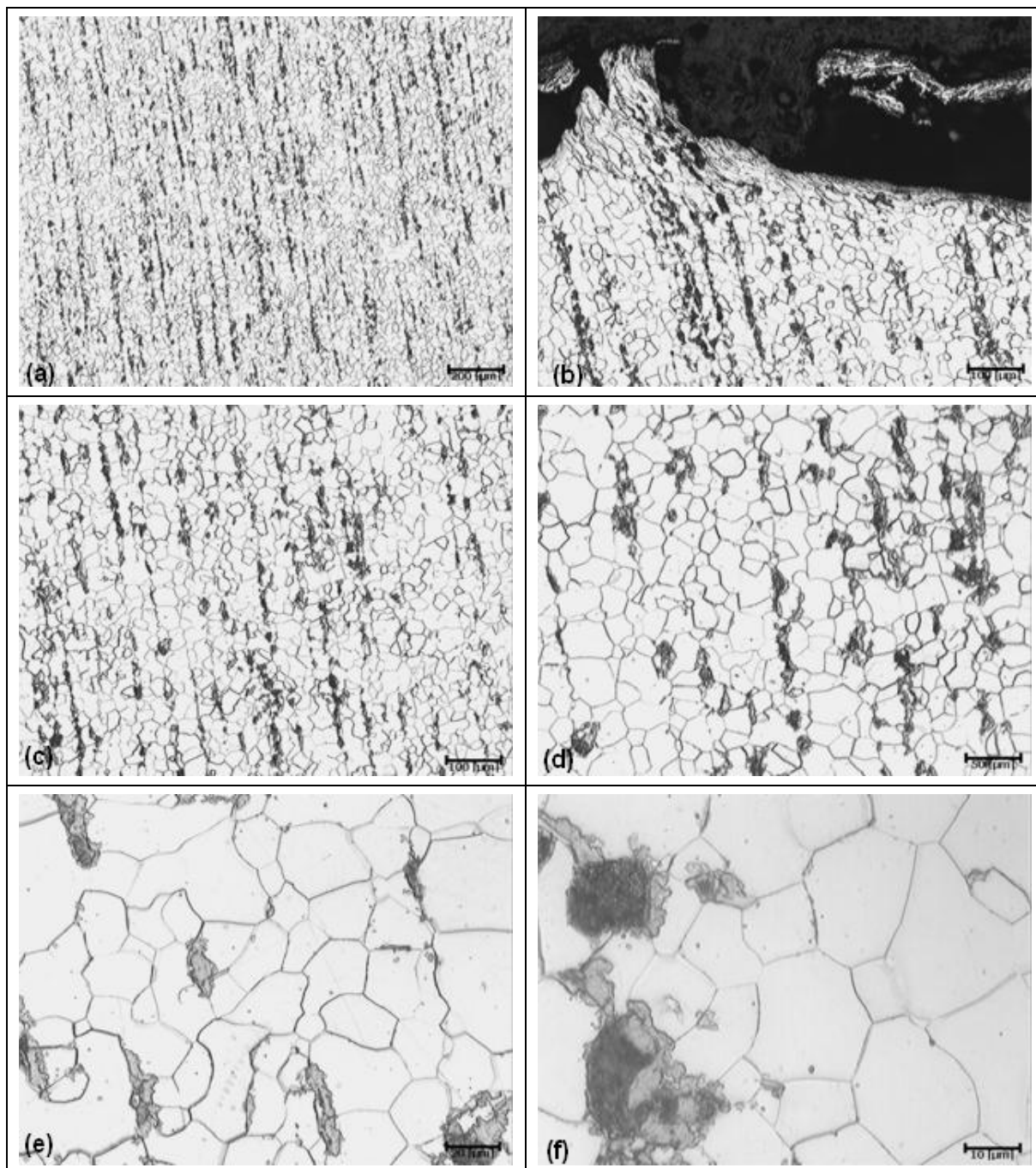
Na Figura 4.14 são apresentadas as micrografias das amostras submetidas a tratamento térmico de recozimento a 920°C e 15 minutos.



**Figura 4.14** – Micrografia das amostras submetidas a recozimento a 920°C e 15 minutos nos aumentos de 50x (a), 100x (próxima ao entalhe) (b), 100x (c), 200x (d), 500x (e) e 1000x (f).

Percebe-se os grãos de tamanho maior e com mais lados.

Na Figura 4.15 são apresentadas as micrografias das amostras submetidas a tratamento térmico de recozimento a 920°C e 30 minutos.

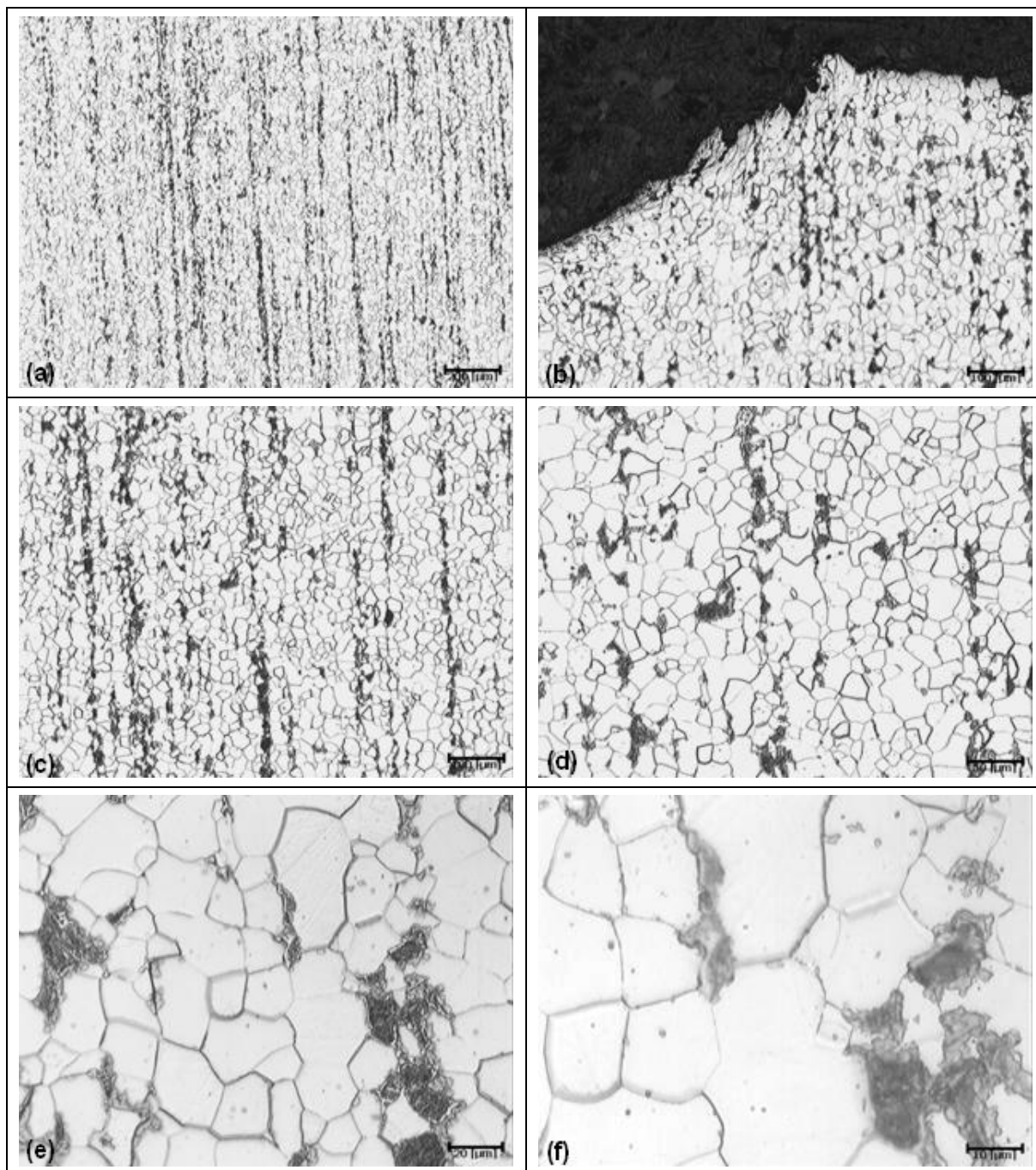


**Figura 4.15** – Micrografia das amostras submetidas a recozimento a 920°C e 30 minutos nos aumentos de 50x (a), 100x (próxima ao entalhe) (b), 100x (c), 200x (d), 500x (e) e 1000x (f).

Da mesma forma que as amostras anteriores, nota-se o bandeamento da perlita. Em relação a tamanho de grão, apresenta tamanho médio um pouco maior.



Na Figura 4.16 são apresentadas as micrografias das amostras submetidas a tratamento térmico de recozimento a 920°C e 120 minutos.



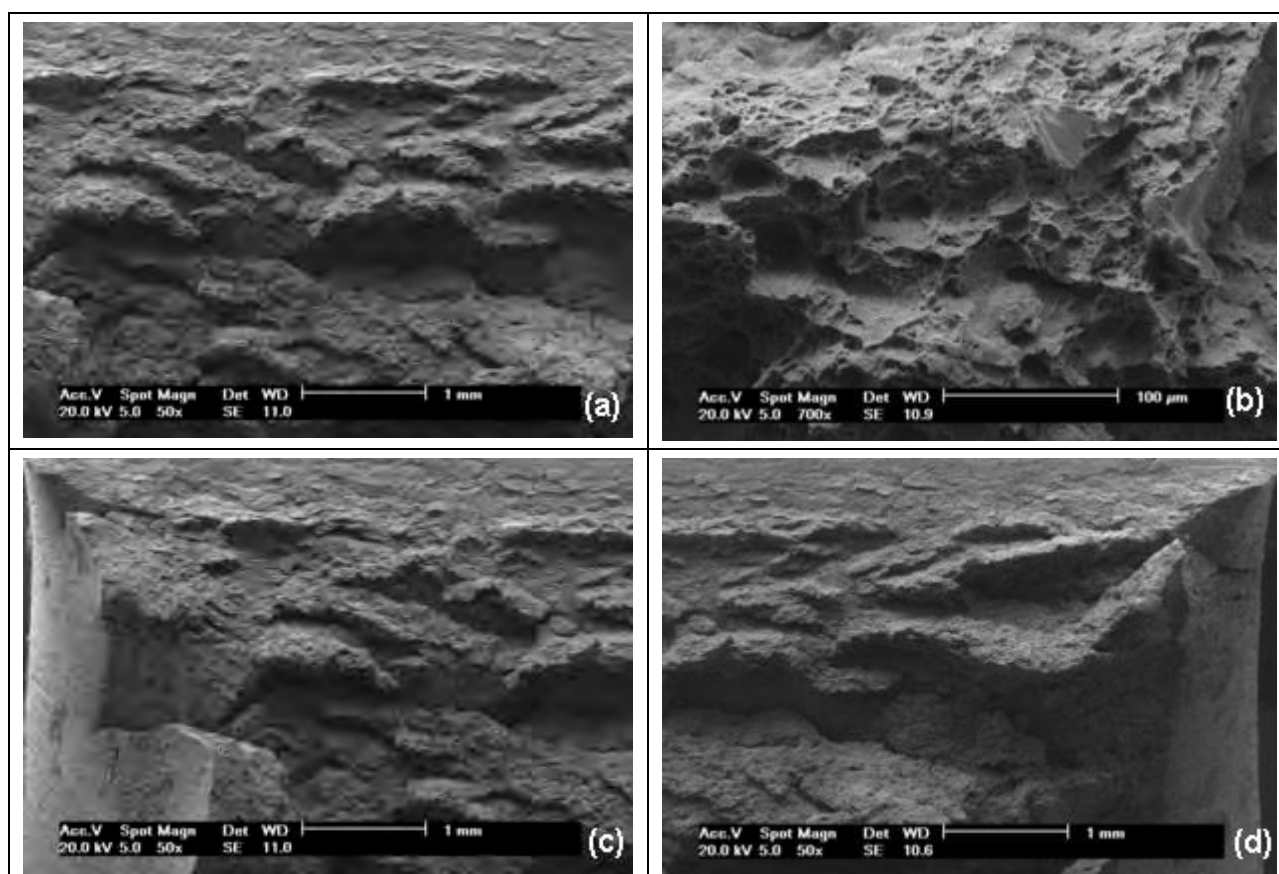
**Figura 4.16** – Micrografia das amostras submetidas a recozimento a 920°C e 120 minutos nos aumentos de 50x (a), 100x (próxima ao entalhe) (b), 100x (c), 200x (d), 500x (e) e 1000x (f).

Textura com bandeamento da perlita e tamanho de grão maior que em todas as outras amostras observadas.

## 4.2 MICROSCOPIA DE VARREDURA

### 4.2.1 Amostra Normalizada

Na Figura 4.17 são apresentadas as fractografias das amostras submetidas a tratamento térmico de normalização a 970°C e 120 minutos, a única que sofreu fratura completa em impacto.

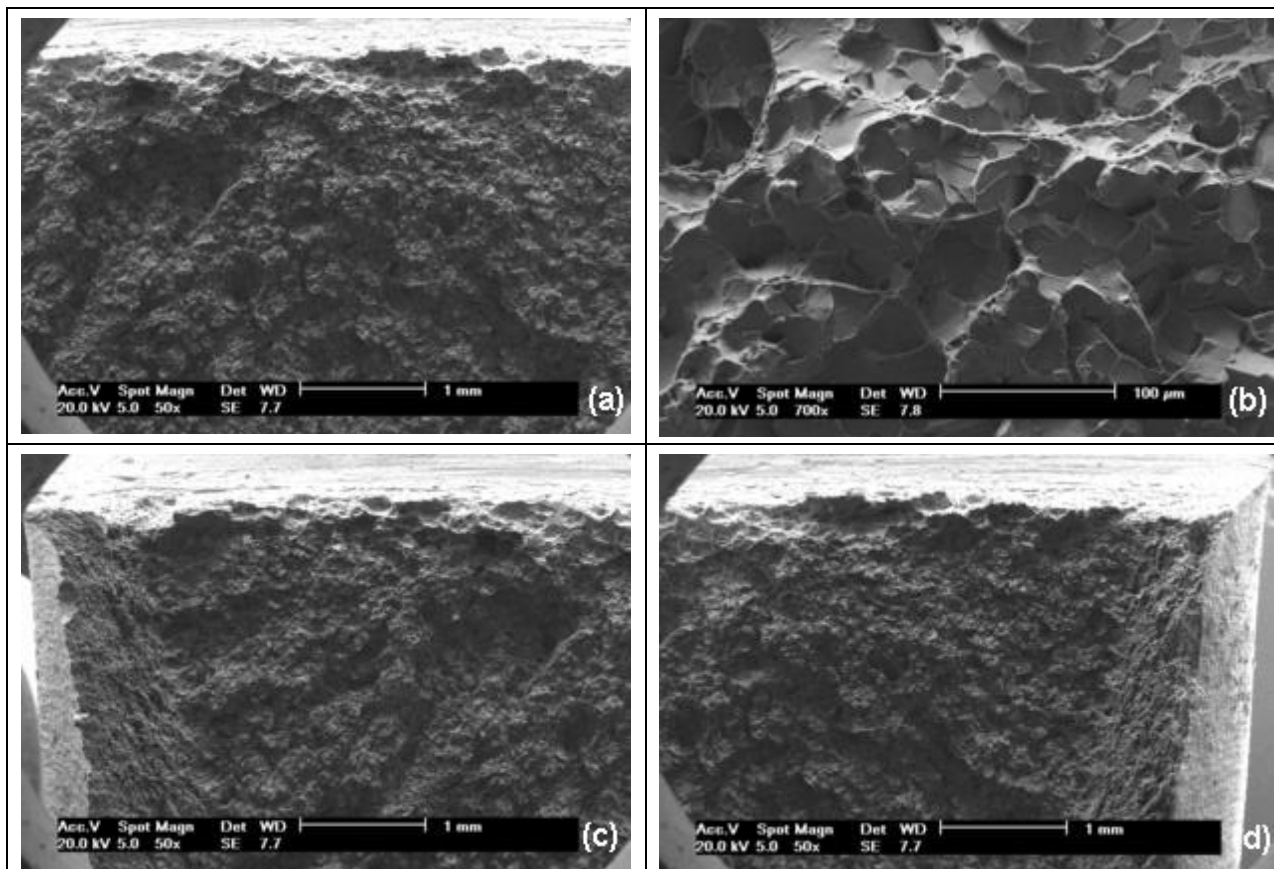


**Figura 4.17** – Fractografia eletrônica de varredura da amostra normalizada 120 minutos a 970°C. Área central do corpo de prova nos aumentos de 50x (a) e 700x (b). Laterais (c)(d) no aumento de 50x.

Nas imagens com aumento de 50 vezes, percebe-se a textura com aspecto fibroso. Com o aumento de 700 vezes, é visível uma grande quantidade de microcavidades (dimples) e raras são as áreas planas. Analisando os planos laterais do corpo de prova, nota-se uma contração lateral acentuada. Essas características apresentadas são típicas de fratura dúctil.

#### 4.2.2 Amostras recozidas

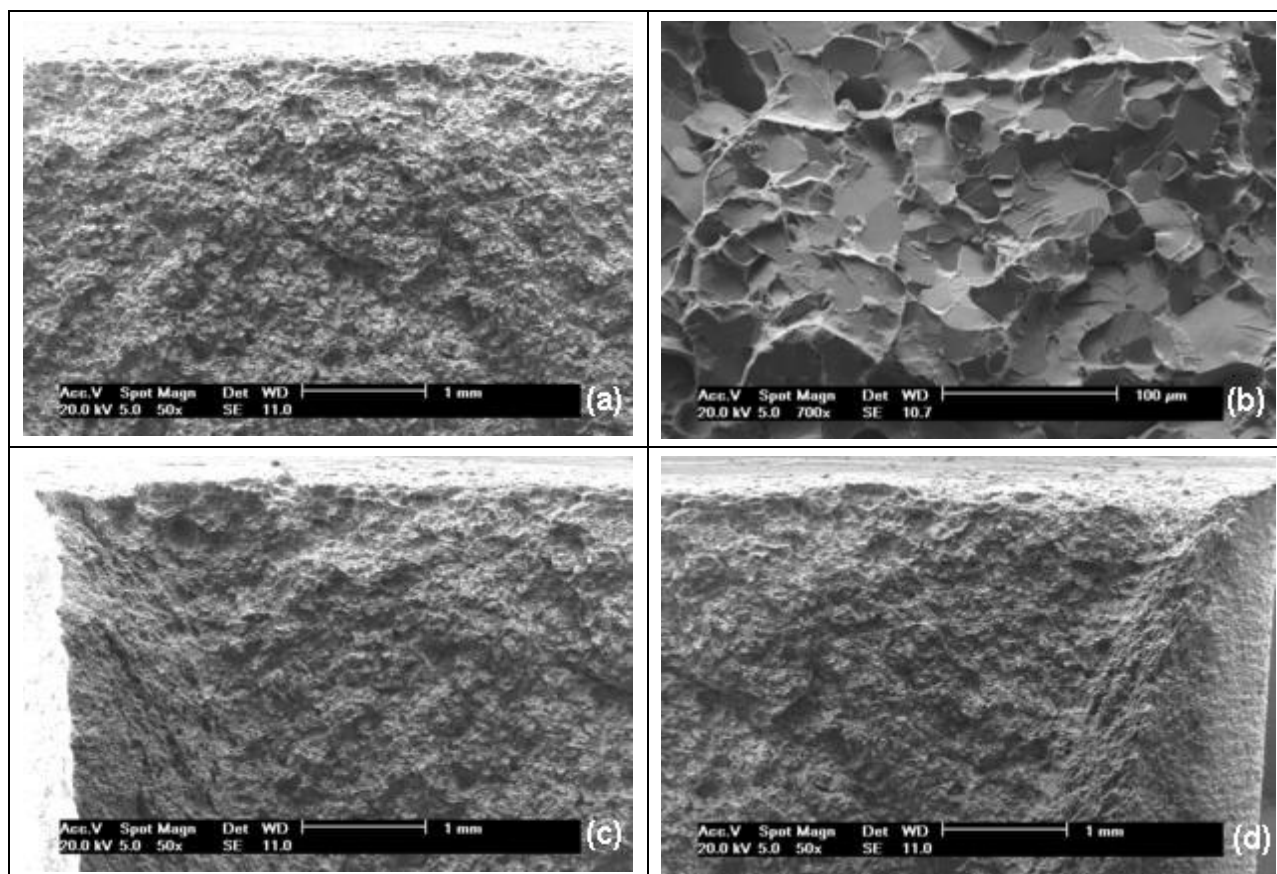
Na Figura 4.18 são apresentadas as fractografias das amostras submetidas a tratamento térmico de recozimento a 920°C e 5 minutos.



**Figura 4.18** – Fractografia eletrônica de varredura da amostra recozida 5 minutos. Área central do corpo de prova nos aumentos de 50x (a) e 700x (b). Laterais (c)(d) no aumento de 50x.

Diferentemente da amostra normalizada, aqui percebe-se, nas imagens (a), (c) e (d), uma superfície menos grosseira, de aspecto cristalino. As microcavidades aparecerem, mas concentradas em uma faixa contínua ao longo do entalhe do corpo de prova. Através do aumento de 700 vezes, imagem (b), fica evidenciado o modo de fratura pela presença de diversas facetas lisas e planas, típica de fratura frágil de forma transgralunar. As laterais do corpo de prova não apresentam uma grande deformação plástica como na amostra normalizada, sinalizando que a parcela de fratura de modo dúctil foi bem menor.

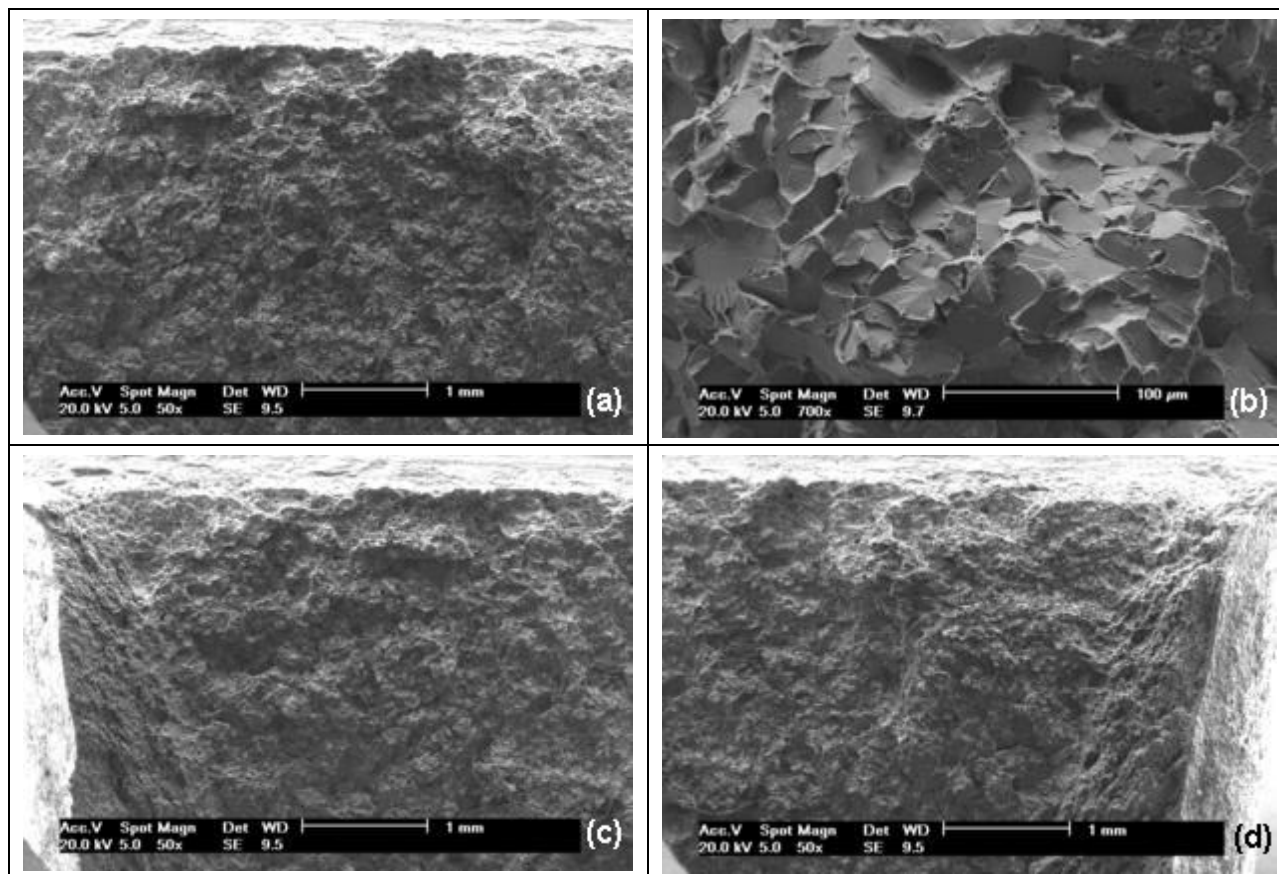
Na Figura 4.19 são apresentadas as fractografias das amostras submetidas a tratamento térmico de recozimento a 920°C e 10 minutos.



**Figura 4.19** – Fractografia eletrônica de varredura da amostra recozida 10 minutos. Área central do corpo de prova nos aumentos de 50x (a) e 700x (b). Laterais (c)(d) no aumento de 50x.

Da mesma maneira que a amostra anterior, esta apresenta as características de fratura frágil. Superfície de fratura com aspecto cristalino e grande quantidade de áreas planas oriundas da separação dos planos cristalinos, com pouca deformação.

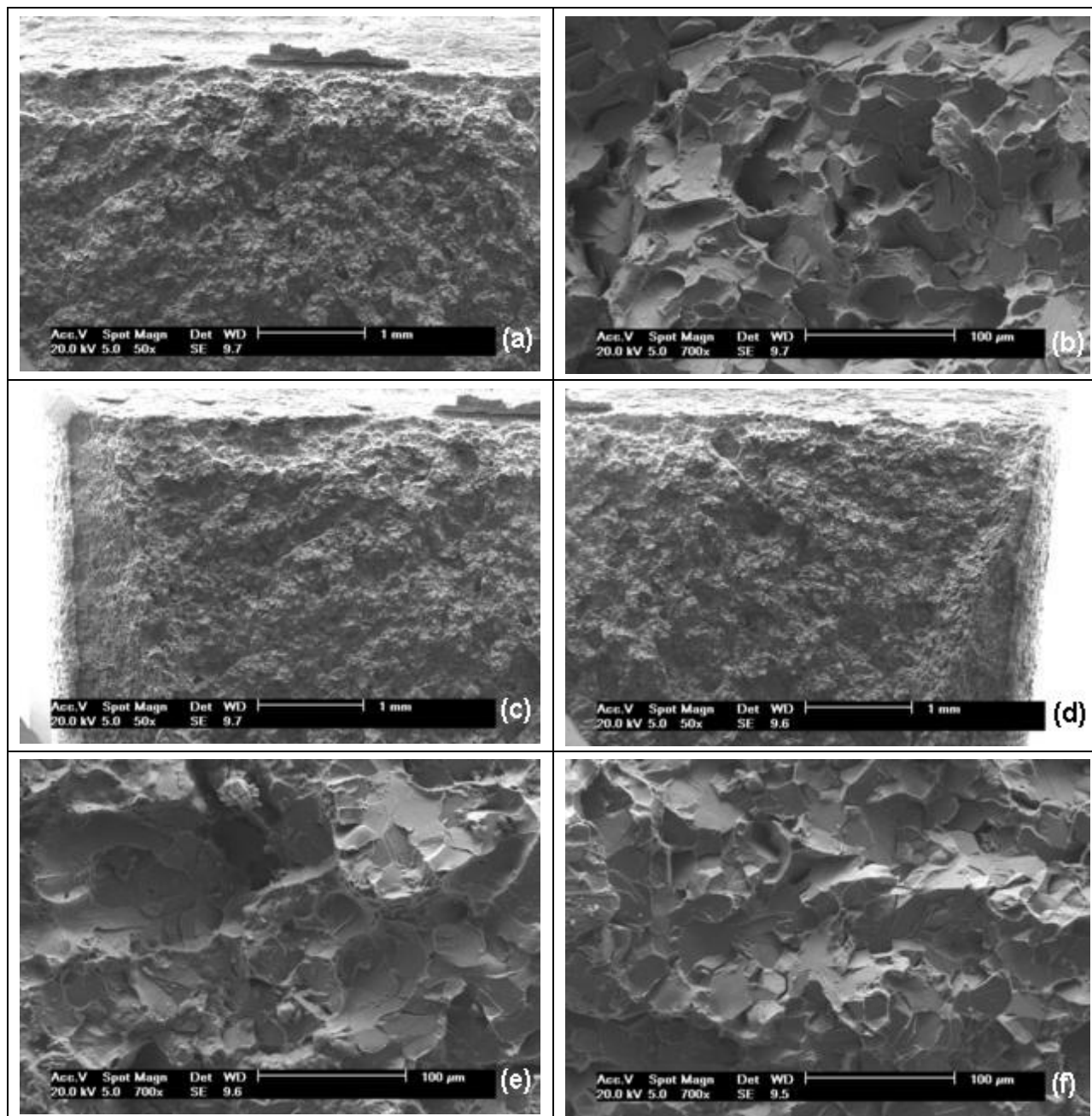
Na Figura 4.20 são apresentadas as fractografias das amostras submetidas a tratamento térmico de recozimento a 920°C e 15 minutos.



**Figura 4.20** – Fractografia eletrônica de varredura da amostra recozida 15 minutos. Área central do corpo de prova nos aumentos de 50x (a) e 700x (b). Laterais (c)(d) no aumento de 50x.

A superfície de fratura apresenta, assim como as das amostras anteriores submetidas a recozimento, uma parcela muito pequena de deformação, sendo que praticamente a totalidade da superfície de aspecto cristalino, típica do modo frágil de fratura, a qual apresenta as regiões planas e lisas conforme é visto na imagem (b).

Na Figura 4.21 são apresentadas as fractografias das amostras submetidas a tratamento térmico de recozimento a 920°C e 30 minutos.

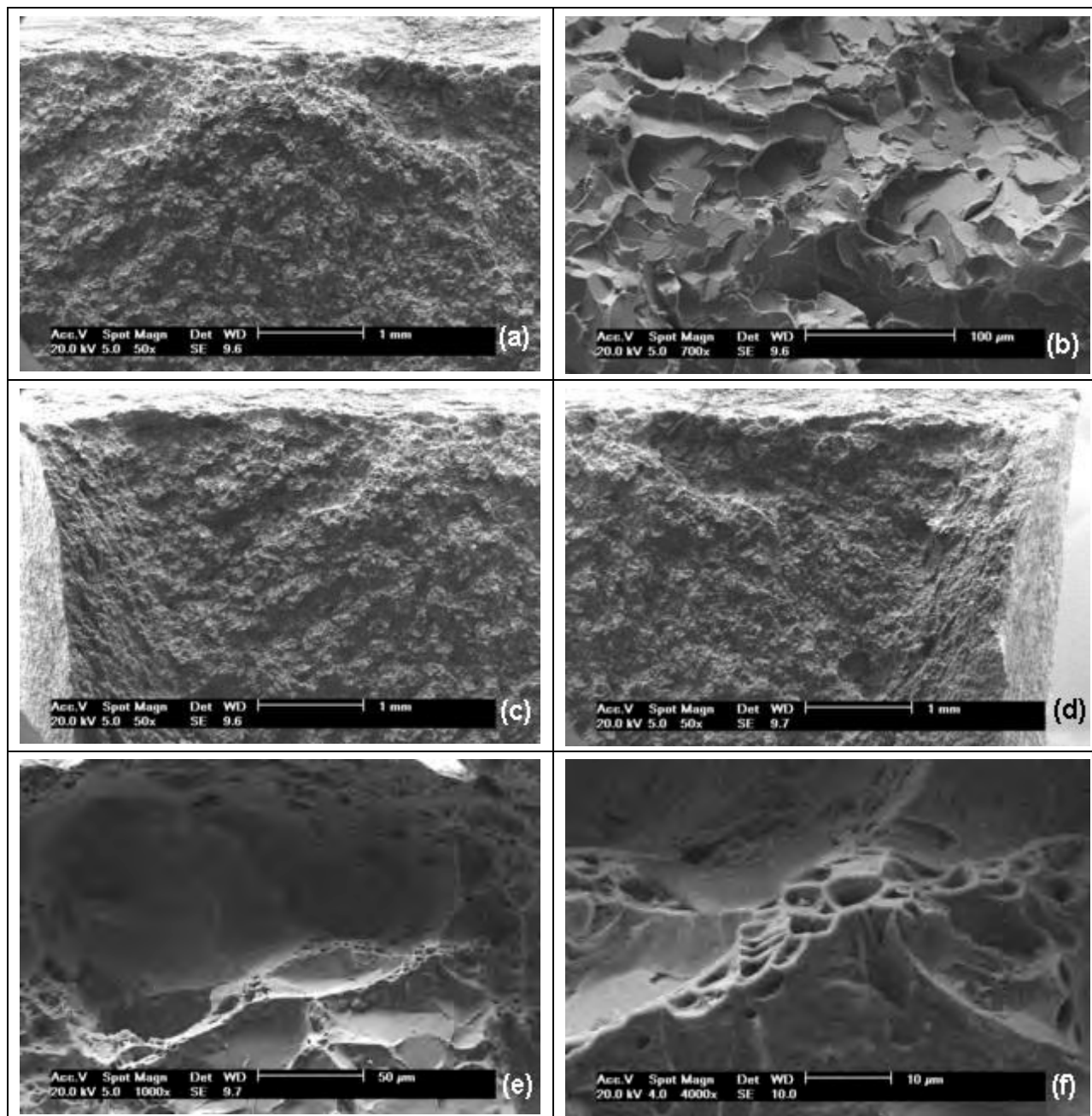


**Figura 4.21** – Fractografia eletrônica de varredura da amostra recozida 30 minutos. Área central do corpo de prova nos aumentos de 50x (a) e 700x (b)(e)(f). Laterais (c)(d) no aumento de 50x.

Não observa-se grandes alterações em relação a amostra anterior, apenas a contração lateral levemente menor.



Na Figura 4.22 são apresentadas as fractografias das amostras submetidas a tratamento térmico de recozimento a 920°C e 120 minutos.



**Figura 4.22** – Fractografia eletrônica de varredura da amostra recozida 120 minutos. Área central do corpo de prova nos aumentos de 50x (a), 700x (b), 1000x (e) e 4000x (f). Laterais (c)(d) no aumento de 50x.

Características similares as da amostra anterior.

### 4.3 ENSAIO DE DUREZA

Seguem os resultados de medida de dureza do vergalhão original e das amostras normalizadas e recozidas, apresentando para essas duas condições um gráfico de dureza por tempo de tratamento térmico, para cada temperatura.

#### 4.3.1 Amostra do vergalhão SAE 1020 inicial

A dureza média medida no vergalhão original foi de 90 HRB. Essa alta dureza é produzida pelo trabalho mecânico a frio ocorrido no processo de fabricação das barras.

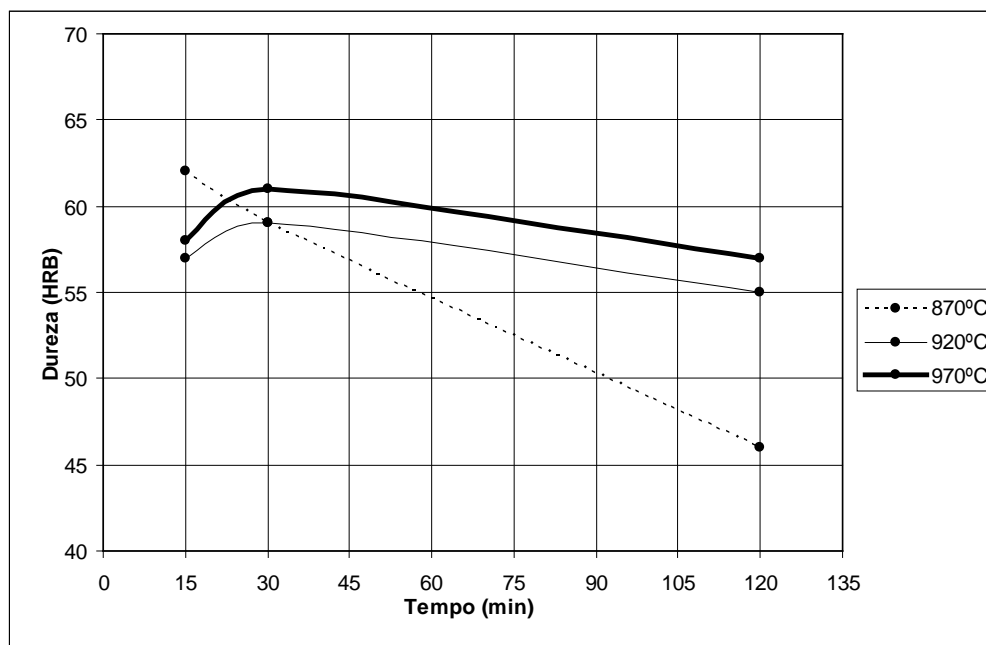
#### 4.3.2 Amostras Normalizadas

Na Tabela 4.1, são apresentadas todas as medidas obtidas e a média para cada condição de normalização e a Figura 4.23 mostra o gráfico das medidas em função da condição.

**Tabela 4.1** – Dureza medida nas amostras normalizadas

Temperatura (°C)	Tempo (min)	Leituras (HRB)	Média (HRB)
870	15	62/62/61	62
	30	59/58/59	59
	120	42/46/49	46
920	15	57/55/60	57
	30	55/62/59	59
	120	55/57/55	55
970	15	54/58/62	58
	30	61/61/62	61
	120	57/56/57	57





**Figura 4.23** – Gráfico dureza x tempo nas três diferentes temperaturas de normalização.

Através do gráfico de dureza média das amostras pelo tempo de normalização pode-se observar que no tempo de 15 minutos a 870°C o valor médio medido na amostra foi superior as amostras normalizadas em temperaturas maiores. Isto ocorreu devido a temperatura estar muito próxima do limite inferior da zona de austenitização, sendo 15 minutos tempo insuficiente para ocorrer a recristalização, ocorrendo apenas a liberação de parte da energia interna. A dureza dessa amostra foi decrescendo possivelmente pelo fato da baixa temperatura não ter permitido a recristalização e um crescimento acentuado de grão, mas causando a aniquilação das discordâncias e alívio de tensões.

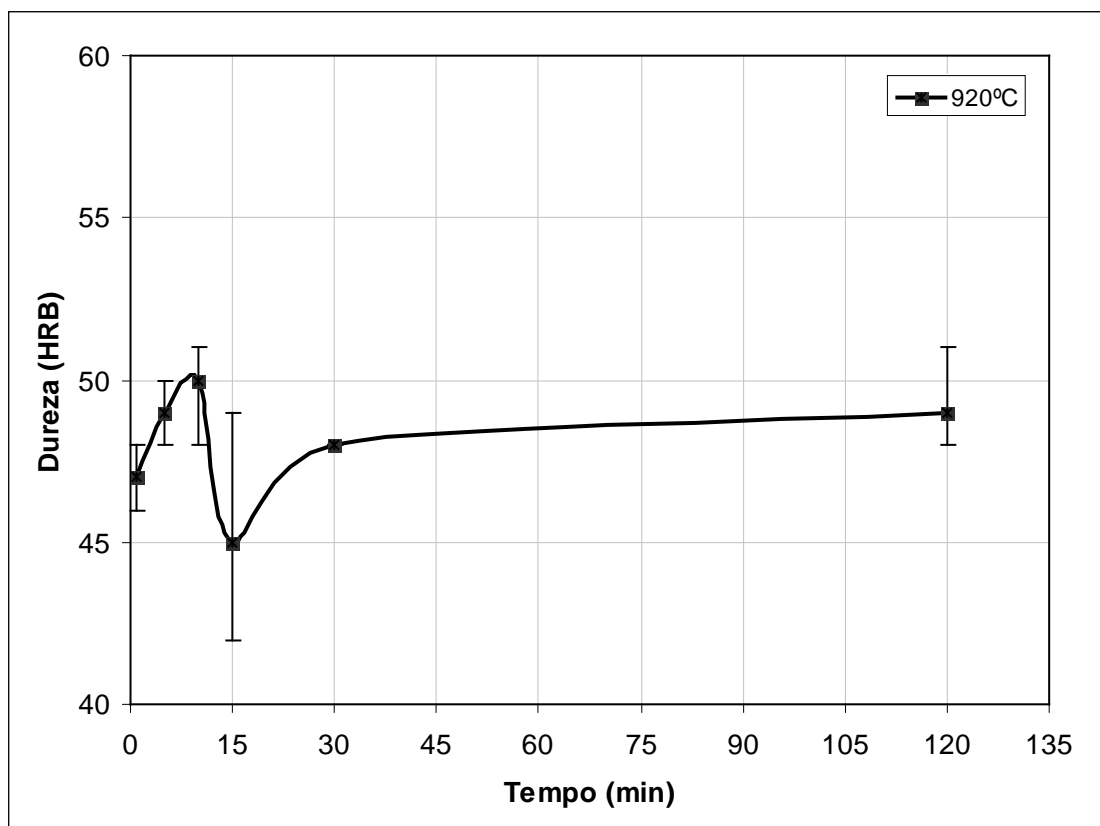
Nas amostras normalizadas a 970°C e 920°C a dureza do vergalhão original (90 HRB) foi bastante diminuída por terem sido suficientemente altas para a recuperação do aço aos 15 minutos e com o decorrer do tempo, houve uma pequena variação positiva na dureza por estar completamente recristalizado e o grão mais refinado aos 30 minutos; após 120 minutos, apresentaram uma dureza um pouco menor devido ao crescimento de grão. Apesar da dureza medida para as duas maiores temperaturas ter variado pouco (3 ou 4 HRB), a medidas da amostra normalizada a 970°C foram sempre maiores que a de 920°C, isto pela possível presença de impurezas acima do teor tolerado, as quais aumentam a dureza da ferrita, sendo que a 970°C é maior a dissolução destas impurezas nos grãos de ferrita, tornando-a mais dura que aquela normalizada a 920°C.

### 4.3.3 Amostras recozidas

Na Tabela 4.2, são apresentadas todas as medidas obtidas e a média para as amostras recozidas e a Figura 4.24 mostra o gráfico das medidas em função do tempo de recozimento.

**Tabela 4.2** – Dureza medida nas amostras recozidas

Temperatura (°C)	Tempo (min)	Leituras (HRB)	Média (HRB)
920	1	46/47/48	47
	5	48/49/50	49
	10	48/51/50	50
	15	42/44/49	45
	30	48/48/48	48
	120	48/51/49	49



**Figura 4.24** – Gráfico dureza x tempo, apresentando as variações máximas e mínimas.

As amostras recozidas apresentam dureza menor que as normalizadas devido a granulação mais grosseira, decorrente da menor velocidade de

resfriamento. Apesar das medidas terem sofrido uma variação pequena (máxima de 5 HRB), a dureza foi aumentando levemente a partir da amostra recozida por 1 minuto até aquela de 10 minutos. Com 1 minuto a amostra sofreu um alívio de tensões, diminuindo a dureza e aos 10 minutos, após a recristalização, o grão refinado proporcionou maior dureza. Aos 15 minutos, o aço apresentou a menor dureza possível (conforme algumas literaturas comentam:  $1,5 \cdot \text{espessura}$ ). Após esse tempo, a dureza sofreu apenas um leve aumento apesar do crescimento de grão, pois ao mesmo tempo em que o grão crescia, a dureza da ferrita (seção 4.4) aumentava a partir de 30 minutos, anulando o efeito causado por um grão maior – de diminuir a dureza – mantendo a medida praticamente constante.

#### 4.4 MICRODUREZA VICKERS

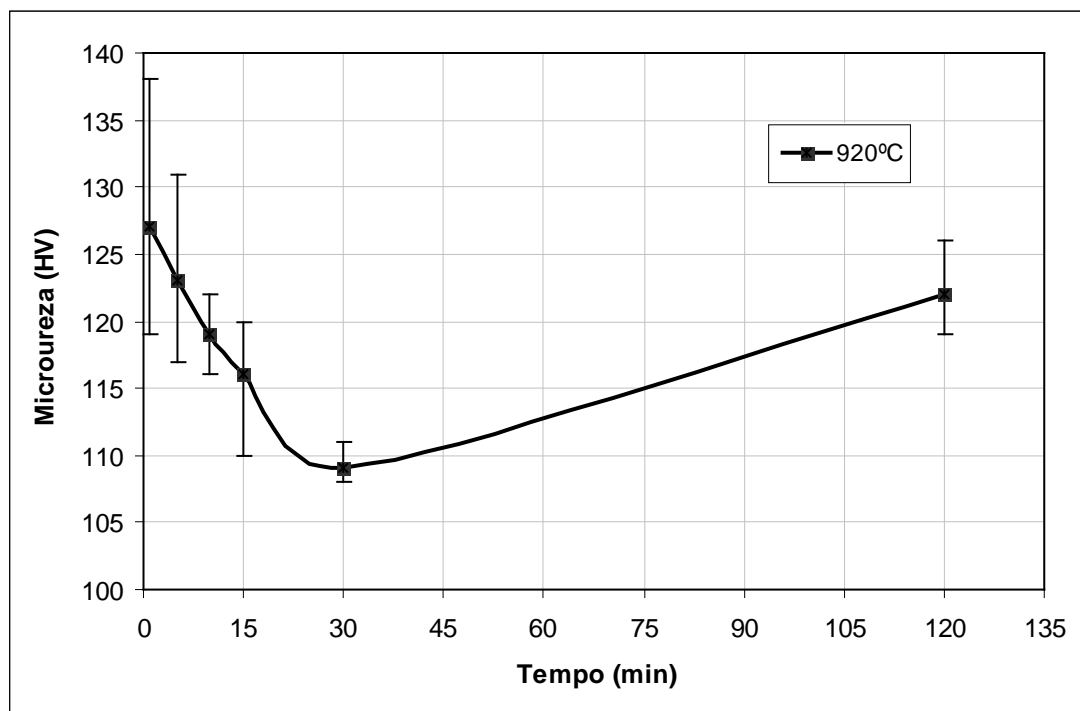
Através desse procedimento, foi possível medir a dureza da ferrita de forma isolada, sendo realizadas medidas em regiões diversas de cada condição para obter uma média.

##### 4.4.1 Amostras recozidas

A Tabela 4.3 apresenta os resultados da dureza da ferrita nos diferentes tempos de recozimento e a Figura 4.25 apresenta um gráfico da medida média em relação ao tempo de recozimento.

**Tabela 4.3** – Microdureza medida da ferrita nas amostras recozidas

Temperatura (°C)	Tempo (min)	Leituras (HV)	Média (HV)
920	1	119/130/131	127
	5	117/121/131	123
	10	122/116/119	119
	15	110/117/120	116
	30	108/111/108	109
	120	126/121/119	122



**Figura 4.25** – Gráfico microdureza x tempo, apresentando as variações máximas e mínimas.

Analisando a curva encontrada no gráfico, nota-se que a dureza da ferrita só começou a aumentar após os 30 minutos sendo decrescente do início até este ponto. Através desse dado, pode-se afirmar que a presença de alguma impureza causadora do endurecimento da ferrita só teve efeito a partir de 30 minutos, não influenciando nos grãos formados em tempos menores, os quais tiveram a dureza decrescendo pelo aumento de tamanho.

#### 4.5 ENSAIO DE IMPACTO

Foram submetidas a ensaio de impacto corpos de prova do aço antes de ser tratado termicamente e depois de normalizado e recozido.

##### 4.5.1 Amostra do Vergalhão SAE 1020 Inicial

A energia absorvida em impacto do aço ante dos tratamentos térmicos foi de 35 J. Essa fragilidade é explicada pelo alto grau de encruamento proveniente do trabalho a frio que originou o vergalhão.

#### 4.5.2 Amostras Normalizadas

A Tabela 4.4 apresenta as condições de normalização em que foi executado o ensaio de impacto Charpy.

**Tabela 4.4** – Energia absorvida pelos corpos de prova normalizados

Temperatura (°C)	Tempo (min)	Energia Absorvida (J)	Média (J)
870	15	Fratura dúctil	-
	30	Fratura dúctil	-
	120	Fratura dúctil	-
920	15	Fratura dúctil	-
	30	Fratura dúctil	-
	120	Fratura dúctil	-
970	15	Fratura dúctil	-
	30	Fratura dúctil	-
	120	-/-/200	200

De todos os corpos de prova construídos a partir das amostras normalizadas (CP01 a CP27) apenas um deles sofreu fratura. Todos os outros romperam apenas parcialmente, absorvendo toda a energia do martelo pendular.

A amostra normalizada a 970°C e 120 minutos sofreu fratura completa após absorver uma grande quantidade de energia (200J) e, apenas um dos três corpos de prova rompeu.

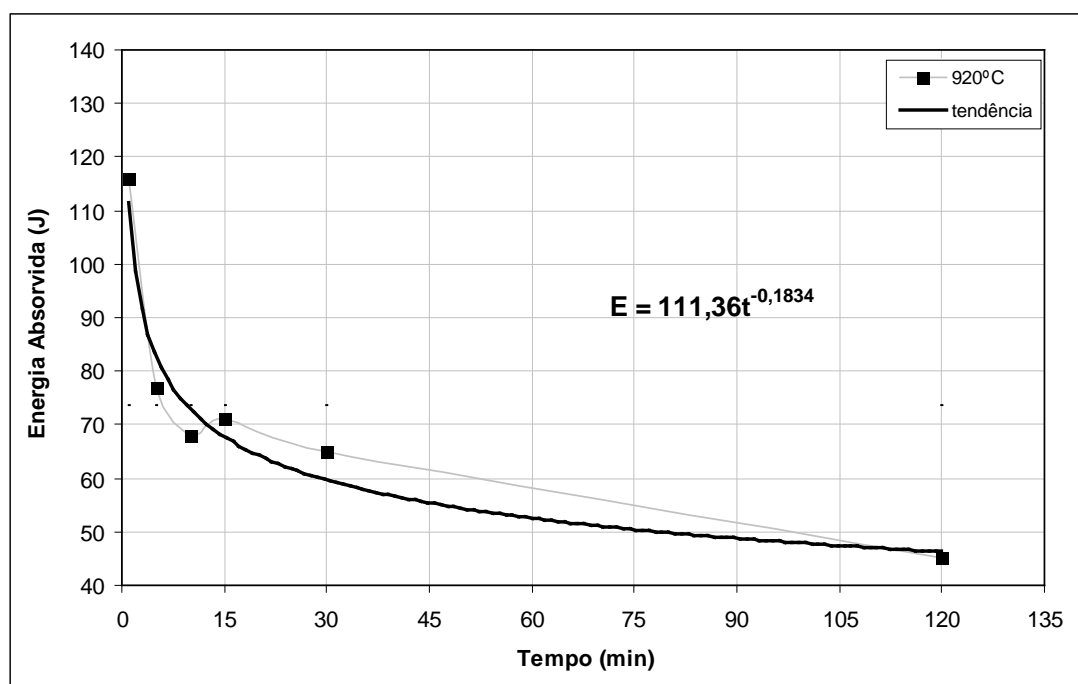
#### 4.5.3 Amostras Recozidas

Dentre os corpos de prova provenientes das amostras recozidas (CP28 a CP42), todos sofreram fratura frágil. A Tabela 4.5 apresenta os valores obtidos.

**Tabela 4.5** – Energia absorvida pelos corpos de prova recozidos

Temperatura (°C)	Tempo (min)	Energia Absorvida (J)	Média (J)
920	1	90/120/140	116
	5	71/71/91	77
	10	69/71/64	68
	15	68/67/77	71
	30	60/65/69	65
	120	50/42/42	45

Utilizando a média de energia absorvida pelo tempo de recozimento foi determinada a tendência do comportamento, Figura 4.26, do aço nessas condições.

**Figura 4.26** – Gráfico energia absorvida (E) x tempo (t).

Das amostras recozidas, a absorção de energia foi diminuindo conforme aumentou o tempo do tratamento térmico. Através da curva de tendência do comportamento desse aço, foi determinada a equação da energia absorvida em função do tempo recozimento

$$E = 111,36 \cdot t^{-0,1834} \quad (2)$$

onde  $E$  é a energia absorvida, em *Joules*, e  $t$  é o tempo, em minutos.

Através da curva, percebe-se que o comportamento do material é apresentar uma maior tenacidade ao impacto com pouco tempo de recozimento, diminuindo bastante a capacidade de absorver energia com pouco aumento de recozimento até que em aproximadamente 90 minutos não haver mais uma grande variação na fragilidade.

## CONCLUSÕES

- Do exame micrográfico, é possível concluir que, para as amostras normalizadas, a temperatura de 870°C e 15 minutos não foram suficientes para eliminar a textura de grãos alongadas do aço original trabalhado a frio, evidenciando que não ocorreu a recristalização, e que na temperatura de 970°C e 120 minutos o aço foi superaquecido, como prova a formação da textura de *Widmanstätten*. Também é visível que ocorreu a formação de uma textura bandeada, com áreas de ferrita isentas da presença da perlita, que se formou sempre em faixas contínuas, devido a segregação do carbono pelo fósforo presente na microestrutura. O crescimento de grão ocorreu tanto com o aumento da temperatura assim como no aumento do tempo de permanência no forno; Quanto ao recozimento, já desde 1 minuto os grãos já não estão mais alongados e também já aparece a textura bandeada, a qual é observada em todas as amostras. Percebe-se também o crescimento contínuo dos grãos e a crescente diminuição dos grãos menores, através da nucleação por coalescimento;

- Por meio das fractografias, percebemos que a fratura da amostra normalizada com textura de *Widmanstätten* apresentou características de fratura dúctil: superfície com aspecto fibroso, formação de microcavidades e contração lateral do corpo de prova bastante acentuada, porém rompeu-se completamente, pois essa textura confere uma característica de menor tenacidade ao material. As amostras submetidas a recozimento, apresentaram sempre aspecto de fratura frágil: superfície cristalina, pouca quantidade de microcavidades e quase nenhuma deformação plástica nas laterais do corpo de prova. A fratura ocorreu de forma transgranular como é comprovado pela presença das facetas lisas e planas;

- No ensaio de dureza para as amostras normalizadas viu-se, pelos valores encontrados, que a temperatura de 870°C não foi suficiente para recristalização, ocorrendo apenas a diminuição da energia interna que existia devido as discordâncias criadas pela deformação à frio. Nas temperaturas superiores, ocorreu a recristalização, alcançando o maior refino de grão aos 30 minutos, ponto esse que apresentou a maior dureza e, até 120 minutos, houve uma diminuição da dureza em função do crescimento de grão. A 970°C a dureza foi sempre maior que a 920°C pela presença do fósforo, o qual deve ter maior dissolução nos grãos da ferrita na



temperatura maior; Quanto as amostras recozidas, nota-se o aumento da dureza conforme ocorre o refino do grão, diminui aos 15 minutos e após esse tempo aumenta muito pouco, mesmo com o crescimento de grão, pois com o aumento da dureza da ferrita, o tamanho de grão maior não conferiu uma menor dureza, como esperado;

- O ensaio de microdureza comprova o endurecimento da ferrita com o aumento do tempo de recozimento após os 30 minutos. A partir desse tempo, a dissolução do fósforo na ferrita aumentou conforme aumentava o tempo;

- Pelo ensaio de impacto, percebe-se que as amostras normalizadas foram tenazes o bastante para não sofrerem fratura nas condições de taxa de deformação, concentração de tensões e temperatura submetido os corpos de prova, exceto aquela normalizada a 970°C e 120 minutos que formou a textura de *Widmanstätten*, a qual diminui a tenacidade dos aços. Já as amostras recozidas, a tenacidade ao impacto apresentou-se menor em função do aumento do tamanho médio dos grãos. Para o aço SAE1020 nessas condições de tratamento térmico de recozimento, composição química e temperatura ambiente, a tenacidade ao impacto comportou-se conforme a equação:

$$E = 111,36 \cdot t^{-0,1834} \quad (2)$$

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. CALLISTER, William D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5ª. Edição /// Trad. Sérgio Murilo Stamile Soares, Rio de Janeiro, 2002
2. CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.
3. COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. São Paulo, Instituto de Pesquisas Tecnológicas.
4. DOS SANTOS, Carlos A; SPIM, Jaime A; GARCIA, Amauri. **Ensaio dos Materiais**. Campinas, 1999
5. STROHAECKER, Telmo R. **Princípios de Tratamentos Térmicos**. Porto Alegre, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2000
6. CETLIN, P. R. e SILVA, P.S.S.. **Análise de Fraturas**, Associação Brasileira de Metais, ABM, São Paulo.
7. REED-HILL, Robert E. **Princípios da Metalurgia Física**. 2ª. Edição /// Trad. Antonio Carlos Gomes, Eduardo Barchese, Hamilton Lélis, José Octávio Armani, Rio de Janeiro, 1982
8. ASM – Metals Handbook – **Failure Analyses and Prevention** v.11, 9ª. Edição, Metals Park, Ohio. 1986
9. ASM – Metals Handbook – **Failure Analyses and Prevention** v.9, 9ª. Edição, Metals Park, Ohio. 1986
10. STROHAECKER, Telmo R. **Mecânica da Fratura**. Porto Alegre, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2006
11. [http://en.wikipedia.org/wiki/T2\\_tanker](http://en.wikipedia.org/wiki/T2_tanker)
12. Norma ASTM E18-94
13. Norma ASTM E92-82
14. Norma ASTM E23-94a