

**INSTITUTO FEDERAL DE SANTA CATARINA  
DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE METAL-MECÂNICA  
CURSO TÉCNICO DE MECANICA INDUSTRIAL – ProIN I**



# *Introdução à Tecnologia dos Materiais*

***Prof. Henrique Cezar Pavanati, Dr. Eng.***

**Florianópolis, novembro de 2010**



## SUMÁRIO

SUMÁRIO .....	iii
APRESENTAÇÃO.....	vi
CAPÍTULO 1 – Introdução .....	1
1.1 Considerações iniciais .....	1
1.2 Disponibilidade dos Materiais .....	3
1.3 Ligações químicas .....	5
1.4 Tipos de Materiais.....	8
1.4.1 Materiais Metálicos.....	10
1.4.2 Materiais Cerâmicos.....	11
1.4.3 Materiais Poliméricos .....	12
1.4.4 Materiais Compósitos.....	13
1.4.5 Competição entre os materiais.....	15
1.5 Estrutura Atômica dos Materiais .....	16
1.6 Estrutura Cristalina do Ferro Puro .....	18
1.6.1 Ferro Alfa (Fe- $\alpha$ ) .....	19
1.6.2 Ferro gama (Fe- $\gamma$ ) .....	20
1.6.3 Ferro Delta (Fe- $\delta$ ).....	21
1.6.4 Transformações Polimórficas do Ferro .....	21
1.7 Defeitos Cristalinos .....	22
1.7.1 Vazios .....	23
1.7.2 Átomo Intersticial.....	24
1.7.3 Contornos de Grão.....	24
1.7.2 Discordâncias.....	25
1.8 Solução Sólida .....	26
1.9 Propriedades dos Materiais.....	28
1.9.1 Propriedades Mecânicas.....	28
1.9.2 Propriedades Tecnológicas.....	29
CAPÍTULO 2 – Ligas Metálicas Ferrosas .....	30
2.1 Beneficiamento das Ligas de Ferro .....	30
2.1.1 Histórico do Beneficiamento de Ligas Metálicas Ferrosas.....	31
2.1.2 O Processo Siderúrgico .....	32
2.1.3 Matérias-Primas da Indústria Siderúrgica .....	34
2.1.3.1 Minério de Ferro .....	34
2.1.3.2 Carvão Coque .....	36
2.1.3.3 Fundentes .....	37
2.1.4 O Alto-forno.....	37

2.1.5 Aciaria.....	39
2.2 Aços e Ferros Fundidos .....	43
2.2.1 As ligas metálicas ferrosas.....	43
2.2.2 Aços.....	44
2.2.3 Aço-carbono .....	46
2.2.4 Aços ligados .....	50
2.2.5 Ferro Fundido .....	57
CAPÍTULO 3 – Diagramas de Fase e Diagramas TTT .....	61
3.1 Diagrama de Fase.....	61
3.1.1 Terminologias utilizadas no estudo dos diagramas de fase.....	62
3.1.2 Diagrama de fase isomorfo .....	63
3.1.3 Diagrama de fase eutético.....	67
3.1.4 Diagrama de fase Ferro-Carbono.....	69
3.1.5 Polimorfismo dos aços na zona crítica .....	71
3.2 Diagramas Tempo-Temperatura-Transformação (TTT).....	75
3.2.1 Transformação isotérmica .....	75
3.2.2 Efeito da seção da peça .....	81
3.2.3 Fatores que alteram a forma dos diagramas TTT .....	83
CAPÍTULO 4 – Tratamentos Térmicos e Superficiais .....	85
4.1 Tratamentos Térmicos.....	85
4.1.1 Considerações iniciais com relação aos tratamentos térmicos.....	85
4.1.2 Parâmetros de controle de um tratamento térmico .....	86
4.1.3 Tratamentos térmicos típicos aplicados aos aços.....	89
4.1.3.1 Recozimento pleno.....	90
4.1.3.2 Recozimento para alívio de tensões .....	93
4.1.3.3 Recozimento para recristalização .....	94
4.1.3.4 Recozimento de Esferoidização .....	96
4.1.3.5 Normalização.....	98
4.1.3.6 Têmpera direta .....	100
4.1.3.7 Têmpera subzero .....	106
4.1.3.8 Martêmpera .....	110
4.1.3.9 Austêmpera .....	112
4.1.3.10 Revenimento .....	115
4.1.4 Temperabilidade dos aços .....	118
4.1.4.1 Taxa de resfriamento crítico .....	119
4.1.4.2 Ensaio Grossmann .....	120
4.1.4.3 Ensaio Jominy .....	121
4.2 Tratamentos Superficiais.....	122

4.2.1	Deposição .....	123
4.2.2	Tratamento térmico superficial .....	124
4.2.2.1	Têmpera superficial por indução .....	124
4.2.2.2	Têmpera superficial por chama .....	125
4.2.3	Tratamentos termoquímicos.....	126
4.2.3.1	Cementação .....	127
4.2.3.2	Nitretação .....	128
CAPÍTULO 5 – Ensaaios Mecânicos .....		130
5.1	Considerações iniciais sobre os ensaios mecânicos .....	130
5.2	Ensaio de Tração .....	131
5.2.1	Tensão e deformação na Tração .....	131
5.2.2	Equipamento e corpos de prova de um ensaio de tração.....	133
5.2.3	Condução de um ensaio de tração .....	135
5.2.4	Análise da curva tensão-deformação.....	137
5.2.4.1	Tensão de escoamento do material ( $\sigma_e$ ) .....	138
5.2.4.2	Limite de resistência ou tensão máxima ( $\sigma_R$ ou $\sigma_{MAX}$ ).....	139
5.2.4.3	Módulo de elasticidade ou módulo de rigidez do material (E).....	142
5.2.4.4	Plasticidade do material ( $\epsilon$ ) .....	144
5.2.4.5	Tenacidade com baixa velocidade de aplicação da força.....	145
5.2.5	Fratura dos corpos de prova no ensaio de tração.....	146
5.3	Ensaio de Dureza.....	147
5.3.1	Escala de dureza Mohs.....	148
5.3.2	Escala de dureza Brinell.....	149
5.3.3	Escala de dureza Rockwell .....	151
5.3.4	Escala de dureza Vickers.....	155
5.4	Ensaio de Impacto .....	158
REFERÊNCIAS.....		164

## APRESENTAÇÃO

Esta apostila foi montada como material didático de apoio, sem nenhum fim lucrativo, destinado exclusivamente para os alunos da unidade curricular Introdução à Tecnologia dos Materiais do Curso Técnico de Mecânica Industrial do Instituto Federal de Santa Catarina (IF-SC).

A apostila é dividida em cinco capítulos seguindo a ordem utilizada pelo planejamento das aulas no decorrer do semestre letivo que compreendem um total de 64 h/a. A ementa desta unidade curricular está focada na abordagem de bases tecnológicas envolvendo fundamentalmente materiais metálicos ferrosos. Além disso, são abordados os temas relacionados aos diagramas de fase, curvas TTT, tratamentos térmicos e superficiais além dos ensaios mecânicos, todos aplicados principalmente a materiais metálicos ferrosos. O tema relacionado à preparação e análise metalográfica é tratado em material didático extra. A unidade curricular de Introdução à Tecnologia dos Materiais (ITM10101) faz parte do 1º módulo (semestre) do Curso Técnico de Mecânica Industrial do IF-SC. Este curso técnico é caracterizado por ser um curso subsequente, ou seja, para poder ingressar no curso o aluno necessita ter concluído o ensino fundamental (concluído o 2º grau). A duração total do curso é de 1.200 horas sendo divididos em 3 módulos 400 h e o estágio obrigatório também de 400 h.

Assim sendo, esta apostila tem como público-alvo, estudantes que ingressaram no Curso Técnico de Mecânica Industrial considerando os conhecimentos adquiridos no 2º grau. A apostila traz conceitos básicos sobre materiais sem entrar muito a fundo em detalhes de física, química e matemática. O que se faz é um detalhamento mínimo necessário para dar subsídios para um melhor entendimento de alguns aspectos metalúrgicos relevantes.

O objetivo principal deste documento é trazer ao leitor uma fundamentação mínima em aspectos introdutórios de materiais, focados principalmente nos materiais metálicos ferrosos. Cabe ressaltar que em favor da didática aplicada a estudantes de nível médio, muitas simplificações foram adotadas, sendo algumas perigosamente exageradas e sem grande rigor físico, químico ou matemático. Estas simplificações são válidas para facilitar o entendimento geral do assunto tratado, fornecendo ao leitor, subsídios para se concentrar nos aspectos “macro” do assunto como um todo. Um tratamento mais rigoroso do tema necessitará de uma pesquisa em literaturas mais específicas e de cunho científico.

É proibida a utilização desta apostila para fins comerciais e para sua utilização fora do contexto do IF-SC.

## **CAPÍTULO 1 – Introdução**

### **1.1 Considerações iniciais**

A evolução da sociedade humana sempre foi influenciada pela descoberta de novos materiais. É possível correlacionar cada importante salto ocorrido no desenvolvimento da humanidade com descobertas envolvendo novos materiais.

Os primeiros utensílios utilizados pelo homem foram obtidos a partir de madeira ou pedra, principalmente para a fabricação de ferramentas e armas. Outros materiais também foram largamente utilizados para fins específicos como ossos, fibras vegetais, conchas, pele de animais e argila. Em geral, estes materiais eram usados para fins decorativos ou para proporcionar maior conforto.

Tal desenvolvimento, de certa forma, tornou mais fácil a obtenção e processamento dos recursos mínimos para a sobrevivência, fornecendo conseqüentemente, maior tempo livre para o nosso desenvolvimento intelectual. Nesta época, o cérebro humano não possuía nada diferente do cérebro do homem dos dias atuais, ou seja, a capacidade de raciocínio era equivalente à nossa. No entanto, o homem possuía muito menos tempo para pensar e, conseqüentemente, menos oportunidade para se desenvolver. A partir do momento que o homem produziu ferramentas e novas técnicas para facilitar sua vida, passou a ter mais tempo para concatenar idéias, levando-o mais rapidamente a novas soluções para os problemas do dia-a-dia, como obter alimento, armazenar comida, desenvolver técnicas de caça e assim por diante. O desenrolar deste processo funcionou como uma bola de neve. Quanto mais ele se desenvolvia mais tempo disponível para pensar e se desenvolver ele tinha.

A descoberta de novos materiais teve (e vem tendo ainda hoje!) um papel fundamental neste desenvolvimento. Os primeiros elementos que o homem modificou quimicamente foram o carbono, de materiais queimados, e uma pequena quantidade de metais. A prata, por exemplo, é um dos elementos químicos mais antigos isolados pelo homem. Outro exemplo pré-histórico é o cobre, empregado na manufatura de armas e ferramentas, especialmente quando ligado com o estanho formando a conhecida liga de bronze (daí a Idade do Bronze). Os primeiros utensílios fabricados com ferro foram obtidos a partir de meteoritos, já que a análise de objetos daquela época mostra a presença de teores relativamente elevados de níquel, típico de ferro meteorítico. O ferro advindo de minério (que nada mais é que óxido de ferro misturado com materiais de rochas como sílica) foi provavelmente obtido pela primeira vez quando alguém fez uma grande fogueira sobre algumas rochas contendo minério de ferro. Com a ação do carbono em altas temperaturas este minério reduziu (ou seja, o oxigênio se separou do ferro), tendo-se então o ferro

metálico parcialmente isolado. Bastava então alguém recolher estas estranhas pedras maleáveis depois de cessado o fogo e trabalhar com elas, dando forma a vários tipos de objetos, ainda que rudimentares.

De maneira geral, o estudo de materiais foi por muito tempo levado de forma empírica. Este processo esteve principalmente na mão dos alquimistas que isolavam e transformavam os materiais. No entanto, a metodologia de estudo utilizada pelos alquimistas, possuía um caráter místico e enviesado pelos preconceitos característicos da época, como ocorreu em todos os ramos da ciência.

A Figura 1.1 mostra a evolução cronológica dos elementos químicos descobertos

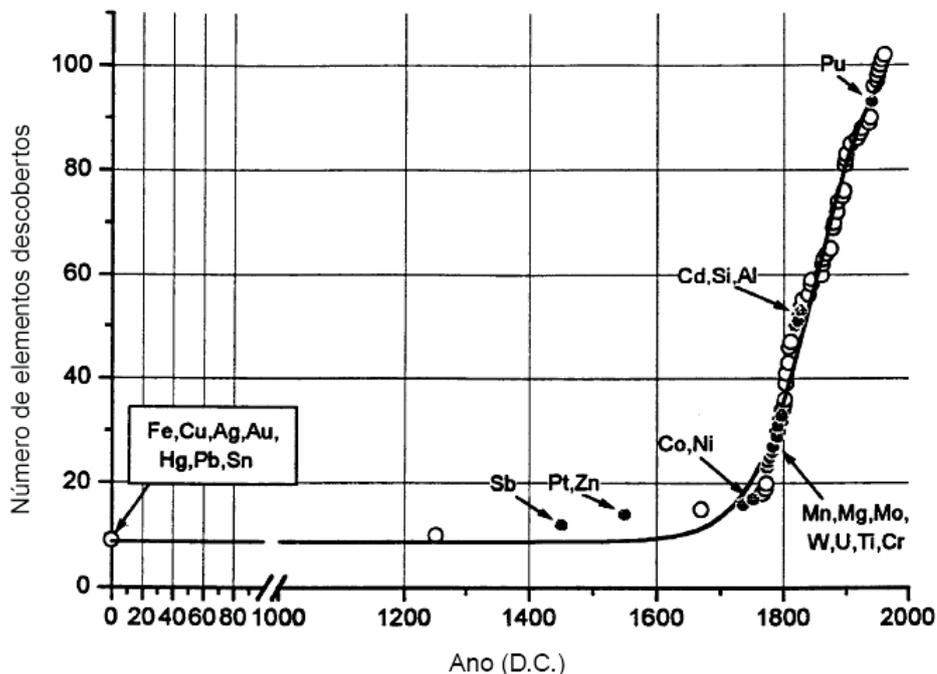


Figura 1.1 – Evolução cronológica cumulativa dos elementos químicos descobertos no último milênio (reproduzida de PADILHA, 2000).

Nos dias de hoje a quantidade de materiais e técnicas para produção são enormes. A escolha do material mais adequado para uma determinada aplicação não é uma tarefa trivial, necessitando de um bom conhecimento em materiais. O técnico ou tecnólogo deve conhecer os tipos básicos de materiais e suas propriedades principais, saber articular estes conhecimentos e determinar, da melhor forma possível, a escolha do material mais apropriado, levando em consideração o custo, suas características específicas e outros fatores que possam afetar o usuário/operador assim como o ambiente onde o mesmo se encontra.

Neste primeiro capítulo será abordada uma visão geral da ciência dos materiais e alguns conceitos básicos para que o aluno possa ter uma base para poder entender os principais aspectos relacionados aos diversos tipos de materiais.

## 1.2 Disponibilidade dos Materiais

Como já dito, o homem, há milhares de anos, isola e transforma materiais para a produção de utensílios que facilitem sua vida. Mas de onde vêm estes materiais? Onde estariam disponíveis? A resposta mais óbvia seria: “da Terra”.

A Terra possui um diâmetro em torno de 13.000 km e sua massa é de aproximadamente  $6 \times 10^{24}$  kg (ou seja, 24 zeros atrás do número 6 !!!). Mas, o homem pode de fato utilizar todo este material? A resposta é NÃO. O homem tem possibilidade de utilizar somente o que há na crosta terrestre. A crosta terrestre é uma fina “casquinha” sobre esta grande esfera que é o planeta Terra. Ela possui uma espessura de 30 a 50 km. Fazendo-se uma analogia, se tivéssemos uma esfera de 100 mm (10 cm) de diâmetro, a espessura equivalente da crosta terrestre seria de 0,4 mm. Seria como uma camada espessa de verniz ou tinta sobre esta esfera de 100 mm. A atmosfera da terra possui dimensões semelhantes à da crosta terrestre, logo, a mesma analogia é válida.

O homem, então, extrai seus recursos do meio em que vive, ou seja, da crosta terrestre e da atmosfera. Mas, quais elementos químicos estão disponíveis na crosta terrestre e atmosfera? Sempre ouvimos falar que a terra é composta principalmente por ferro, mas esta informação leva em conta toda a esfera.

A Figura 1.2 abaixo mostra a distribuição da composição química dos elementos químicos que compõe a crosta terrestre.

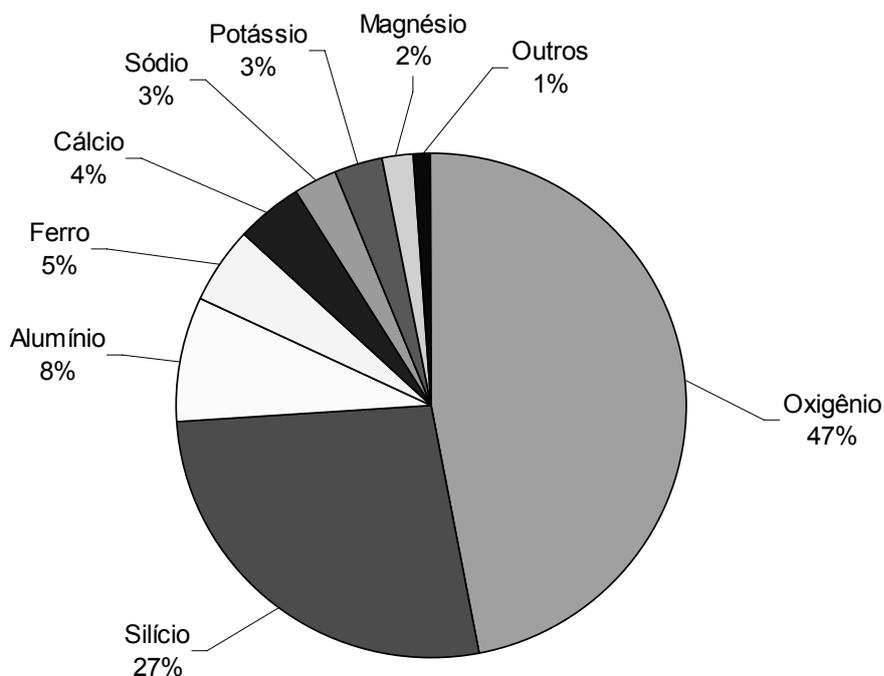


Figura 1.2 – Composição química da crosta terrestre (reproduzido de ASHBY e JONES, 2007)

A Figura 1.2 mostra algo interessante: o oxigênio e silício juntos representam quase 75% da proporção de elementos químicos presentes na crosta terrestre. Nada mais justo! A crosta terrestre é formada principalmente por rochas. A quantidade de sílica presente nestas rochas é muito grande. A areia do mar, nada mais é do que sílica moída. Se observarmos a composição química da sílica ( $\text{SiO}_2$ ) notamos que ela é composta de um átomo de silício e dois átomos de oxigênio. Observando a Figura 1.2 percebemos que a quantidade de oxigênio é quase o dobro da de silício. Coincidência?

Os elementos que seguem, em ordem decrescente, alumínio, ferro, cálcio, sódio, magnésio e potássio juntos com oxigênio e silício representam 99% dos elementos químicos presentes na crosta terrestre. Isto significa dizer que 99% dos recursos disponíveis são compostos por estes elementos. O elemento químico mais abundante do universo é o hidrogênio, a matéria orgânica é composta principalmente de carbono, a água possui 2/3 de hidrogênio, o carbono (elemento principal de organismos vivos) e metais importantes como níquel, chumbo, estanho, cobre, titânio, molibdênio e mais os outros noventa e tantos elementos químicos da tabela periódica com 1% de representação na proporção da crosta.

Outro ponto a ser ressaltado. Por que o alumínio é tão disputado entre os catadores de sucata já que se trata do terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre? Por que simplesmente não cavar e recolher o alumínio? O mesmo pode-se dizer do ferro, também muito abundante. Cálcio, sódio, magnésio e potássio também são metais. Você já os viu? Você já viu algum objeto feito a partir de uma barra de cálcio? Qual a cor do cálcio? Branco?

O que ocorre é que, assim como o silício, estes outros metais estão ligados ao oxigênio. O alumínio está presente principalmente como alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) e o ferro como hematita ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) e magnetita ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ). Não é possível produzir latinhas de alumínio diretamente com a alumina recolhida da terra. É como morrer de sede na praia. A água salgada não serve para beber! É necessário separar o alumínio do oxigênio e isso é muito dispendioso. O mesmo ocorre com o ferro, mas este é mais fácil de separar que o alumínio. Por isso há mais objetos produzidos de ferro que de alumínio, apesar do Ferro ser menos abundante que o Alumínio. Certamente você não encontrou por aí nenhum objeto feito de uma barra de cálcio metálico. O ímpeto de pensar o cálcio na cor branca é que você o encontra na forma de óxido. A cal é, basicamente, óxido de cálcio. O cálcio (assim como o lítio, potássio, sódio, rubídio, célio, frâncio, magnésio, etc.) é extremamente “apaixonado” por oxigênio e por isso a separação é um tanto “dolorosa”. Você precisa ceder muita energia para separar o cálcio do oxigênio. O inverso ocorre quando estes metais muito “apaixonados” por oxigênio o encontram, uma quantidade grande de energia é liberada. Os metais alcalinos e alcalinos terrosos possuem esta característica<sup>1</sup>.

---

<sup>1</sup> Procure no [www.youtube.com](http://www.youtube.com) a seguinte frase “braniac alkaline metals” e você verá reações de metais alcalinos com água (estes metais quando em contato com o oxigênio da água provocam uma forte reação)

A maioria dos metais presentes no planeta Terra tendem a formar óxidos, carbonetos, nitretos, boretos, sulfetos, entre outros. Raramente você irá encontrar o metal isolado. Existem exceções. Por exemplo, o ouro, este fantástico metal não é tão valioso à toa. Ele não forma um óxido estável, ou seja, não oxida! Assim, os objetos produzidos a partir dele duram quase que eternamente. Não é por nada que arqueólogos ainda encontram objetos de civilizações antigas produzidas a partir de ouro, em excelente estado de conservação. O ouro pode ser encontrado na natureza na forma metálica. Por isso, foi um dos primeiros metais conhecidos pelo homem (Figura 1.1) e tão valorizado. A prata possui um óxido pouco estável e por ser mais abundante que o ouro acabou tendo maior importância na pré-história que este.

Materiais são substâncias com propriedades que as tornam úteis na construção de máquinas, estruturas, dispositivos e produtos. Os materiais sólidos são frequentemente classificados em quatro grupos principais:

- Materiais metálicos;
- Materiais cerâmicos;
- Materiais poliméricos;
- Materiais compósitos.

Esta classificação é baseada na estrutura atômica e nas ligações químicas predominantes em cada grupo. Os materiais compósitos foram incorporados recentemente nesta classificação e representa os materiais formados por aqueles pertencentes a diferentes classes ou da mesma classe desde que não haja dissolução de um no outro. Não vamos confundir esta classificação com a classificação dos elementos químicos da tabela periódica. Os elementos químicos são classificados como metais, não-metais, semi-metais e gases nobres. Quando falamos em materiais, queremos dizer um conjunto de elementos químicos formando uma substância com estrutura e ligações entre os átomos. Para que um amontoado de átomos permaneça junto é necessário que haja atração entre eles. Esta atração é a ligação química.

### 1.3 Ligações químicas

Como já dito, as ligações químicas fazem com que um amontoado de átomos permaneça unido.

Antes de começarmos, vamos lembrar como é o átomo. O átomo é constituído de prótons, nêutrons e elétrons. Os prótons possuem carga positiva, os elétrons possuem carga negativa e os nêutrons não possuem carga. O átomo possui um núcleo muito pequeno e denso e uma nuvem de partículas em sua volta. Esta nuvem de partículas são os elétrons (carga negativa) que viajam em torno do núcleo cada qual em sua órbita específica,

a **eletrosfera**. Já o núcleo é composto de prótons e nêutrons. A massa do átomo está praticamente toda no núcleo. O átomo em si é eletricamente neutro, pois o número de prótons é igual ao número de elétrons, como ambos possuem cargas opostas estas se anulam. A natureza do átomo é dada pelo número de prótons (ou de elétrons) e a tabela periódica os classifica todos os cento e tantos átomos um a um desta maneira.

Como vimos, os átomos são eletricamente neutros, mas estes não são necessariamente estáveis. Com exceção dos gases nobres, quando um átomo se aproxima do outro ocorre uma interação entre as eletrosferas de ambos. Esta interação pode ser de várias formas, compartilhamento de elétrons, troca de elétrons ou “socialização” de elétrons dos átomos “em contato”. Esta interação produz uma força que faz com que os átomos permaneçam unidos, ou seja, produz a força de ligação química (ou ligação química). Com esta força atuando, os átomos ficam unidos e para separá-los é necessário ceder uma força maior que a da ligação química (já experimentou quebrar uma lajota com o dedão do pé?).

Mas como agem as ligações químicas? O que ocorre é que existe uma força que faz com que os átomos se atraiam agrupando-os. Ocorre como num ímã. O pólo negativo de um ímã é atraído pelo pólo positivo de outro. Lembrando, cargas opostas se atraem. É exatamente o que ocorre no caso das ligações químicas. Os átomos quando próximos de outros modificam o equilíbrio das suas cargas elétricas fazendo com que um átomo fique “grudado” em outro devido à atração de cargas.

Esta força é conhecida como força de ligação química, ou simplesmente **ligação química**. Existem vários tipos de ligações químicas, que podem ser classificadas de várias formas. Existem ligações químicas **fortes** e ligações químicas **fracas**.

As ligações fortes podem ser basicamente de três tipos.

- Ligação metálica;
- Ligação iônica;
- Ligação covalente.

Na ligação iônica, um ou mais elétrons são transferidos de um átomo menos “ávido por elétrons” (eletropositivo) para outro sedento por elétrons (eletronegativo). A força de ligação existe, pois um ao ceder e o outro ao receber elétrons ficaram eletricamente desbalanceados. O que recebeu o elétron ficou negativo e o que cedeu ficou positivo. A ligação ocorre devido à atração do íon negativo e do positivo.

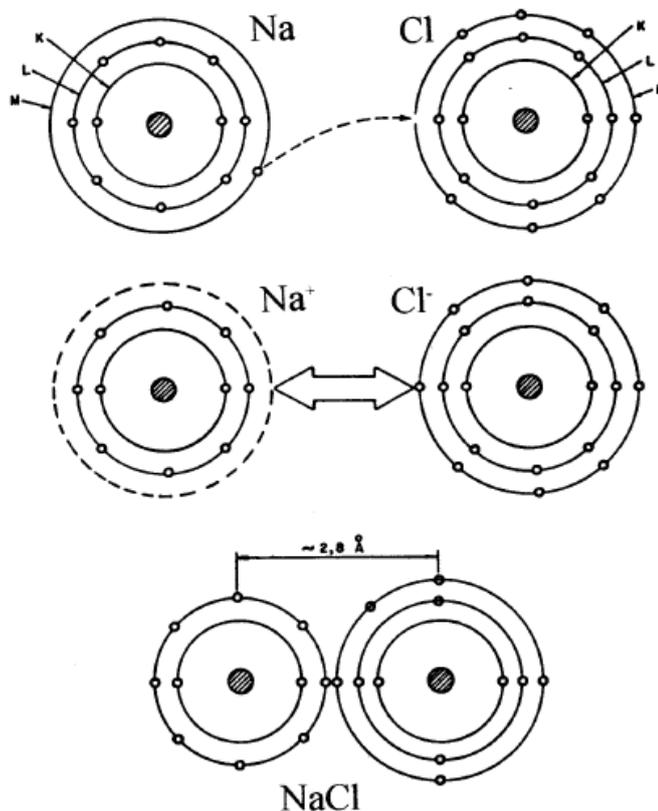


Figura 1.3 Formação do cloreto de sódio por meio de ligação iônica (adaptado de Padilha, 2000)

Na ligação covalente, um ou mais elétrons são compartilhados entre dois átomos, gerando uma força de atração entre aqueles que participam da ligação. Este compartilhamento é muito comum nas moléculas orgânicas.

A ligação metálica ocorre da seguinte forma: átomos com 1, 2 ou no máximo 3 elétrons na última camada (de valência) possuem possibilidade de se movimentar livremente quando juntos com outros átomos com as mesmas características. Os elétrons que não são de valência permanecem presos ao átomo. Estes elétrons presos mais o núcleo formam um “caroço” eletricamente positivo que é envolvido por uma nuvem de elétrons. Os elétrons da nuvem atuam como uma “cola” mantendo os caroços positivos unidos (Figura 1.4).

O fato dos materiais metálicos possuírem este tipo de ligação determina as propriedades físicas e mecânicas, como condutividade elétrica, térmica e capacidade de modelagem (ductilidade).

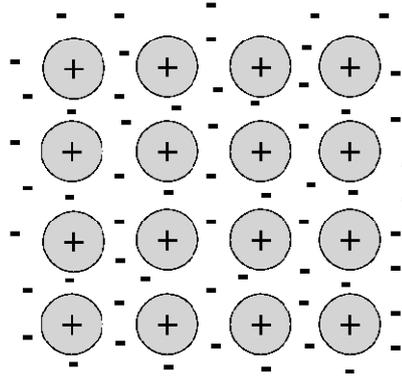


Figura 1.4 Ilustração da nuvem eletrônica, que caracteriza a ligação metálica

Os principais tipos de ligações químicas **fracas** são:

- Pontes de hidrogênio;
- Forças de Van der Waals;

Estas ligações são muito mais fracas que as ligações metálicas, iônicas e covalentes. A força de Van der Waals é uma força de atração muito fraca que tem sua origem na atração dos núcleos positivamente carregados de cada molécula pelos elétrons de outra molécula. Este tipo de ligação tem sua importância ressaltada nos polímeros (plásticos). Estes materiais possuem principalmente ligações covalentes e iônicas entre os átomos formando moléculas. No entanto, existem ligações fracas (do tipo velcro) entre as moléculas ou entre partes diferentes de uma mesma molécula formando um emaranhado de moléculas rígido (como um novelo de lã cheio de nós). Isso faz com que o material polimérico tenha características plásticas quando aquecido (no caso dos termoplásticos).

O outro tipo de ligação fraca, as pontes de hidrogênio, forma-se quando um átomo de hidrogênio se assenta sobre dois átomos de oxigênio ou dois átomos de nitrogênio, ou um de cada. Um exemplo importante é a água. Existem ligações fracas entre os átomos de hidrogênio de uma molécula com o oxigênio de outra molécula de  $H_2O$ . Caso não existisse esta ligação a água seria gasosa nas condições em que vivemos, este simples fato definiu nossa existência na Terra.

Tanto a força de Van der Waals como as pontes de hidrogênio são facilmente formadas e facilmente rompidas. Poderíamos fazer uma analogia: as ligações fortes seriam como uma solda e as ligações fracas como um velcro.

## 1.4 Tipos de Materiais

Os materiais de construção mecânica podem ser divididos em quatro grandes grupos. O primeiro em escala de uso e mais antigo é o grupo dos materiais metálicos. Em

seguida temos os materiais cerâmicos e poliméricos. Por último, temos os materiais compósitos que podem ser considerados combinações estratégicas dos três grupos de materiais anteriores para o aproveitamento racional das propriedades individuais de cada grupo. O enquadramento dos materiais dentro destes grupos é arbitrário. Geralmente, levam-se em conta três aspectos: natureza dos elementos químicos presentes, tipo de ligação química preponderante e estrutura atômica. Veremos estes detalhes mais adiante, ainda neste capítulo.

A Figura 1.5, mostra de forma esquemática estes grupos de materiais. Nesta figura, é possível ver também, alguns exemplos de combinação de duas classes de materiais para a confecção de um material compósito específico.

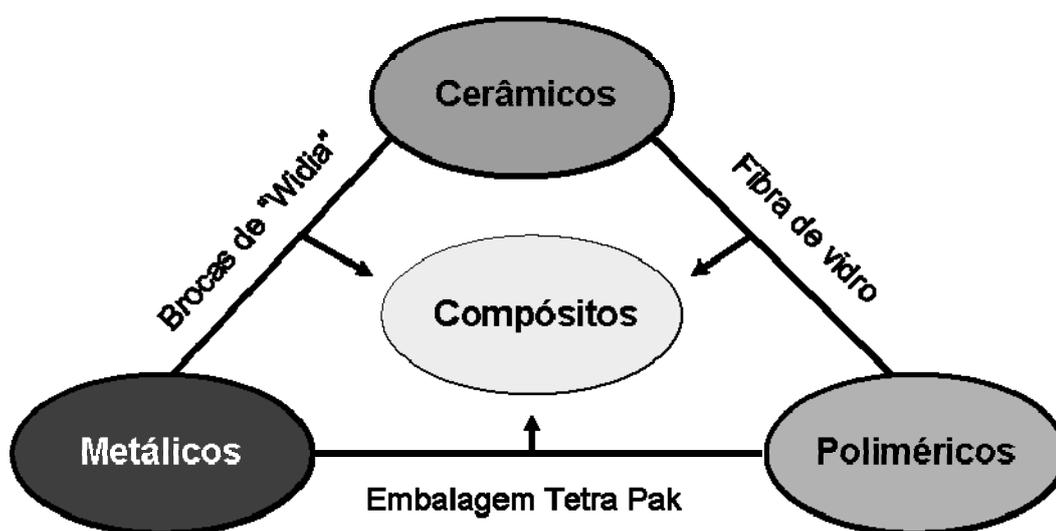


Figura 1.5 – Diagrama esquemático dos grupos tradicionais de materiais.

A disponibilidade comercial dos materiais é crescente e há uma concorrência entre eles em diversas aplicações em engenharia. Não são poucas as vezes que vemos materiais metálicos sendo substituídos por polímeros (nos automóveis, por exemplo), ou alumínio, substituindo o ferro, ou vice-versa. Cabe ressaltar que a escolha de um material para uma determinada aplicação é arbitrária, e deve levar em conta vários requisitos, tanto técnicos como econômicos e sociais. Logo, o conhecimento dos tipos de materiais auxilia na elaboração de critérios técnicos baseados nas propriedades físicas, mecânicas e tecnológicas requeridas para manufatura de componentes e suas aplicações.

### 1.4.1 Materiais Metálicos

Os materiais metálicos são substâncias inorgânicas formadas, geralmente, a partir da combinação de elementos metálicos da tabela periódica. Estes materiais possuem preponderantemente ligações metálicas. Um exemplo simples, o elemento químico Al (alumínio) quando ligado com outros átomos de alumínio (com ligações metálicas) forma o material conhecido como alumínio. Parece óbvio? **Cuidado!** Fique atento para o fato que elemento químico metálico, ligação metálica e material metálico, são três definições distintas!

Existem elementos não-metálicos (semi-metais e não metais) que podem fazer parte da composição dos metais, por exemplo: carbono, nitrogênio, oxigênio, hidrogênio, boro, entre outros.

Como já dito, os materiais metálicos são classificados como um conjunto de átomos que apresentem ligações metálicas. Os elementos que preferem formar predominantemente ligações metálicas são os átomos metálicos (coincidência?). Estes materiais possuem um grande número de elétrons não-localizados, ou seja, elétrons que não estão ligados a qualquer átomo em particular. Muitas propriedades dos metais são atribuídas diretamente a estes elétrons (ou a este tipo de ligação química). Os metais são excelentes condutores de eletricidade e calor, são opacos, resistentes e deformáveis, o que faz desta classe de materiais muito atraente para o uso em uma infinidade de aplicações.

Como vimos, os materiais metálicos são formados por um arranjo ordenado de íons (do elemento químico metálico) positivamente carregados (Figura 1.4), cada um dos quais contribui com elétron(s) para a nuvem negativa. Sem estes elétrons, os íons metálicos (Figura 1.4) positivamente carregados iriam se repelir. São os elétrons negativamente carregados, que constituem um “adesivo móvel” por vezes denominado “nuvem de elétrons”, que os mantém unidos pelo que denominamos ligação metálica.

Os materiais metálicos podem ser formados por um único elemento químico, ou seja, **metal puro** (p. ex.: Ouro, alumínio, cobre, estanho, prata), ou formado por mais de um elemento químico, ou seja, **liga metálica** (p. ex.: aço-carbono – Fe+C, bronze – Cu+Sn, latão – Cu+Zn, aço inox – Fe+C+Cr, Duralumínio – Al+Cu+Mg+Mn+Si, entre outros).

Numa liga metálica temos a matriz, formada pelo elemento químico em maior quantidade e o elemento de liga, presente em menor quantidade. Por exemplo, o aço-carbono é uma liga formada por ferro e carbono. Neste caso, a matriz é o ferro e o carbono o elemento de liga, já que este último está presente numa proporção de até 2,11% na liga.

De maneira geral, as ligas metálicas são classificadas como **ferrosas** e **não-ferrosas**. Tal classificação pode ser entendida se for levado em conta a matriz da liga. Assim, uma liga que possui predominância do elemento químico Fe, é classificada como ferrosa, caso contrário, como não-ferrosa.

### 1.4.2 Materiais Cerâmicos

Numa definição muito grosseira, materiais cerâmicos são substâncias duras, resistentes ao ataque ambiental e constituída de uma combinação de materiais (blenda) de elementos metálicos ou semi-metálicos e um elemento não-metálico, que é usualmente o oxigênio. Uma cerâmica muito conhecida é a sílica, nome comum do dióxido de silício ( $\text{SiO}_2$ ). Aqui o silício é o semi-metal e o oxigênio o não-metal. Outro exemplo comum é a alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), onde o metal é o alumínio e o não-metal o oxigênio. Existem, no entanto, uma série de cerâmicas sem oxigênio, formadas principalmente por nitrogênio e carbono. Por exemplo, nitreto de silício, carboneto de tungstênio, entre outros. Existem materiais cerâmicos compostos por um único elemento químico. O grafite e o diamante, por exemplo, são materiais cerâmicos constituídos unicamente de carbono.

Uma definição mais abrangente quanto aos materiais cerâmicos pode ser a seguinte: Os materiais cerâmicos são materiais inorgânicos onde predominam o tipo de ligação química iônica ou covalente. Os materiais que se enquadram como cerâmicos inclui aqueles compostos por materiais argilosos, cimento e vidro. Estes materiais são tipicamente isolantes elétricos e térmicos, em decorrência do tipo de ligação química que não possui elétrons livres para a condução de eletricidade e calor. Os cerâmicos são, geralmente, mais resistentes às elevadas temperaturas e à abrasão que os materiais metálicos e poliméricos. Os cerâmicos são em geral duros e quebradiços (lembrando que dureza anda lado a lado com a fragilidade).

Alguns exemplos de materiais cerâmicos:

- compostos simples – óxidos, carbonetos, nitretos, boretos com ligação predominantemente iônica;
- compostos mistos – óxidos mistos, carbonetos e nitretos mistos, carbonitretos, entre outros, com ligação química predominantemente iônica;
- diamante – formado por carbono com ligações covalentes com estrutura tetraédrica
- vidros cerâmicos – formado por ligações iônicas onde não há ordenação atômica a longa distância.

Quando falamos de materiais cerâmicos, nos vem em mente sempre algo como tijolos, telhas, vasos, etc.. Materiais com pouca resistência mecânica e com relativa fragilidade. Estes materiais, na verdade, fazem parte de uma classe dentro dos materiais cerâmicos, que são as **cerâmicas tradicionais**. Estas possuem elevada dureza, mas também elevada fragilidade. São fabricados a partir de pós de argilo-minerais e rochas moídas (sílica). Estas cerâmicas são utilizadas onde as solicitações mecânicas não são

muito severas. Geralmente, decorativos, para proteção ao calor ou intempéries (construção civil e utensílios domésticos).

No entanto, existe outra classe de materiais cerâmicos para aplicação em engenharia, as denominadas **cerâmicas avançadas** (ou de alto desempenho). Estas possuem maior resistência ao choque e vibrações (ou seja, possuem maior tenacidade) e podem ser usadas como componentes especiais de máquinas e motores que necessitem de elevada resistência ao desgaste e calor, além é, claro de maior tenacidade. Nesta classe, se enquadram a alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), óxido de zircônia ( $\text{ZrO}_2$ ), nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ), carboneto de silício ( $\text{SiC}$ ), nitreto de alumínio ( $\text{AlN}$ ), entre outros.

### 1.4.3 Materiais Poliméricos

Uma classe particular de compostos do carbono desempenha um papel importante no mundo vivo e no ambiente material de grande parte da humanidade. Esta classe é denominada polímeros. Um polímero é uma cadeia, produzida pela união (ligação covalente) de pequenas moléculas, conhecida como monômeros. Os monômeros de uma cadeia podem ser idênticos, como as peças de um colar, ou similares. Monômeros são pequenas moléculas contendo carbono (por ex.: etileno  $\text{C}_2\text{H}_4$ ).

A palavra polímero origina-se do grego *poli* (muitos) e *mero* (unidade de repetição).

Polímero = Muitos meros em cadeia por ligação covalente

Por exemplo, um polímero muito comum, o polietileno. É formado pela repetição de vários meros formados a partir do monômero etileno (ou eteno), conforme a Figura 1.6.

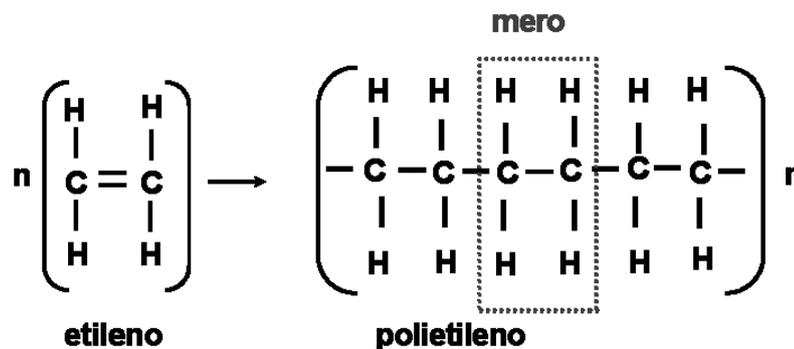


Figura 1.6 – Esquema da polimerização do monômero etileno para formar o polietileno com grau de polimerização “n”.

Os polímeros<sup>2</sup>, por terem este tipo de ligação química e estrutura molecular fazem com que estes materiais sejam isolantes elétricos e maus condutores de calor, baixa densidade, elevada resistência à corrosão e ampla variedade de formulação. Em compensação, estes materiais possuem baixa resistência mecânica e baixa resistência ao calor, quando comparado com as cerâmicas e metais.

Os polímeros podem ser **naturais** (madeira, cabelos, pele, proteínas, celulose, chifres de animais, entre outros) ou **sintéticos** (polietileno, PVC, nylon, acrílico, teflon, etc.).

O mais abundante polímero natural sobre a Terra é certamente a celulose, que é uma substância tenaz que forma a cobertura externa da célula vegetal. O algodão é celulose quase que pura, a madeira possui cerca de 50% de celulose. A glicose também é um importante polímero natural. Do ponto de vista do homem, o mais importante polímero é a molécula do DNA, que carrega informação genética de uma geração para a seguinte.

O homem começou a sintetizar polímeros de forma controlada a partir de 1900. Baekeland (em 1905) misturou formaldeído e fenol aquecendo-os. Ele obteve um material preto e duro, a que chamou de baquelite. A baquelite foi um plástico comum nos anos 1930 e 1940, mas os holofotes foram tomados pelo náilon em 1934. Nos dias da baquelite, a criação de polímeros não estava muito longe da culinária – um pouco disso, um pouco daquilo, calor e mexa bem. A química e física dos polímeros são hoje disciplinas muito sofisticadas e chegamos ao estágio em que novos polímeros são fabricados por encomenda para objetivos específicos.

#### 1.4.4 Materiais Compósitos

Os materiais compósitos são materiais formados pela mistura de dois ou mais materiais. A maioria dos materiais compósitos é produzida a partir de uma mistura de um material de reforço, com características requeridas para o produto e um outro material que serve como matriz que agrega o primeiro formando um único material (exemplo: concreto armado: ferro e concreto. Neste caso o ultimo funciona como matriz). Um outro exemplo clássico é a fibra de vidro. Fibras de vidro são incorporadas no interior de um material polimérico.

Estes materiais podem ser enquadrados nas outras três classes (como no exemplo da Figura 1.4) ou podem pertencer à mesma classe de material. De um modo geral, os componentes que compõem o material compósito não se dissolvem um nos outros e podem ser identificados pelas interfaces que os separam.

---

<sup>2</sup> Na linguagem comum, os polímeros são também denominados “plásticos”. No entanto, plástico é um adjetivo que define um material deformável permanentemente. Tente usar a denominação correta sempre que possível.

Um compósito é projetado para se ter uma combinação das melhores características de cada material que o compõe. A fibra de vidro, por exemplo, adquire resistência do vidro e flexibilidade do polímero. Algo semelhante pode-se fazer com a fibra de carbono. Algumas estruturas são construídas de fibras de carbono embebidas em resina polimérica (Figura 1.7a). A resina dá sustentação e forma ao objeto. Já a fibra de carbono com resistência à tração muito elevada fornece à estrutura tal característica.

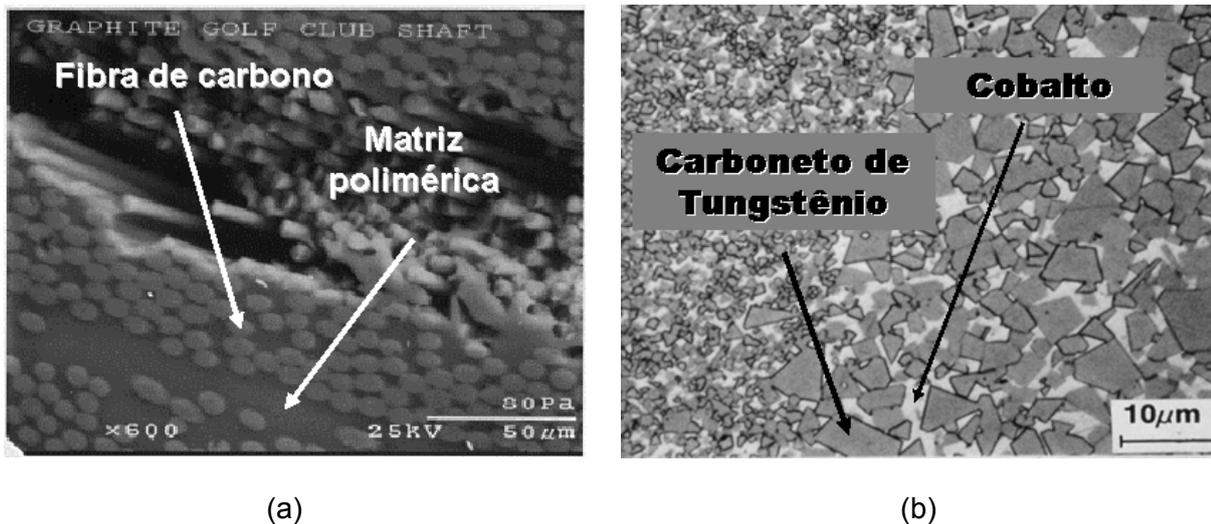


Figura 1.7 – Micrografias de materiais compósitos. (a) Fibra de carbono em resina polimérica e (b) metal duro ou “widia”.

Outro exemplo interessante é a “Widia”. Este material comumente chamado desta forma é tecnicamente conhecido como “metal duro”. Um exemplo de seu uso é na ponta das brocas usadas para furar parede de alvenaria. É usado somente um inserto (pastilha) na ponta da broca de aço, pois somente aquela região estará severamente submetida à abrasão (lembre-se que a parede é basicamente cerâmica, dura e com elevada resistência a abrasão, diferente da madeira que é polimérica). Neste caso, se usarmos uma broca normal ele logo perderá o “fio”. Por que não usar então uma broca de cerâmica? Lembre-se que a cerâmica é frágil (pouco tenaz), não suportaria as vibrações mecânicas. O que se fez então foi um compósito. A matriz é metálica (não tão dura, mas tenaz, resiste ao impacto) com partículas de material cerâmico embebidos neste metal. Uma micrografia deste material é mostrada na Figura 1.7b. As partículas cerâmicas embebidas na matriz metálica dão a resistência à abrasão necessária para o material, enquanto que a matriz metálica tenaz fornece capacidade de resistir aos impactos. Dificilmente nós iríamos encontrar (a um bom custo) ambas as características num material pertencente a uma única classe.

### 1.4.5 Competição entre os materiais

Buscando maior competitividade nos bens de consumo, as indústrias desenvolvem produtos cada vez melhores. O objetivo final é sempre a satisfação do cliente, mas, no entanto, esta “satisfação” é algo relativo. Em geral, o cliente quer o bom e barato. O desafio então é utilizar o material que fornece a melhor relação custo/benefício do mercado. Atualmente, pode-se notar que os aspectos sociais e ambientais vêm sendo levado em consideração pelos clientes, cada vez mais exigentes. Para se conhecer estas características deve-se ter um bom entendimento sobre os materiais, seus possíveis tratamentos e os custos envolvidos e impactos associados.

Na história, o uso de materiais para produzir bens de consumo estava limitado ao conhecimento da existência destes materiais, na facilidade de se obter, e nas suas características quanto à facilidade de se processar e quão duráveis eram tais materiais. A Figura 1.8 mostra a importância relativa das principais classes de materiais ao longo da história.

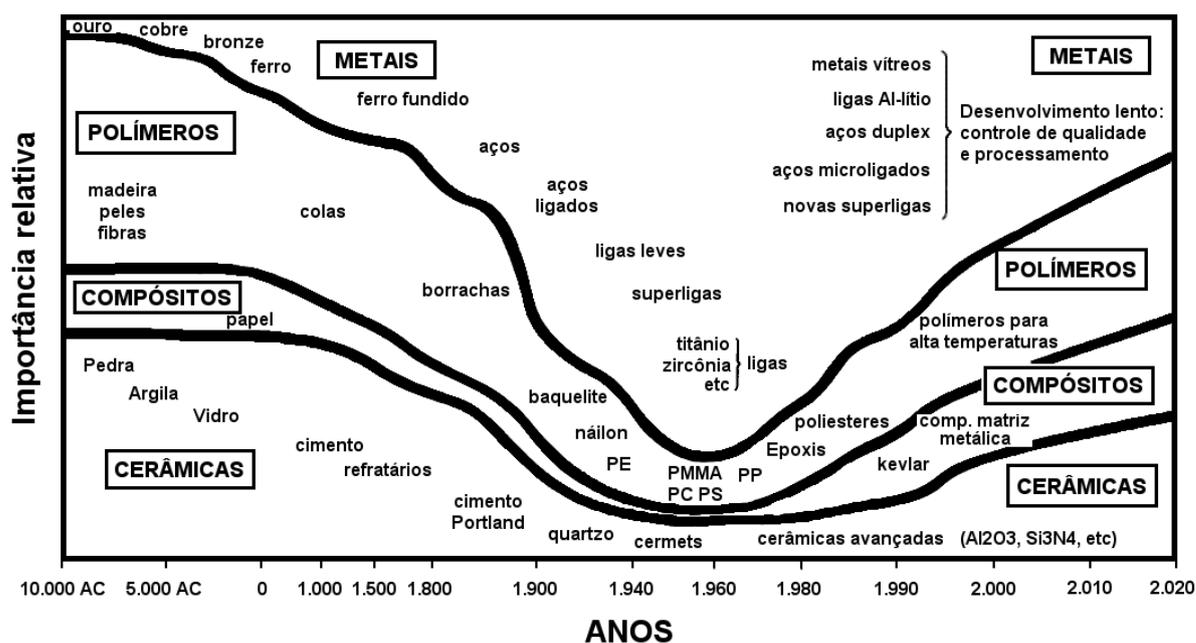


Figura 1.8 – A evolução dos materiais com o tempo (adaptado de Ashby, 2000).

Os materiais pré-históricos eram, principalmente, as cerâmicas e os polímeros naturais. As armas (como sempre na crista da onda da tecnologia) eram produzidas com madeira e pedras (ponta de flechas, lanças, entre outros). As casas e pontes eram construídas a partir de pedras. O ouro e a prata disponíveis na época tinham menor importância nesta “tecnologia”. Com a descoberta do cobre, bronze e em seguida o ferro, um enorme avanço foi desencadeado, pois estes metais substituíram com maior eficiência

os artefatos armamentícios e as ferramentas produzidas de madeira e pedra. Com o desenvolvimento da metalurgia, os horizontes se abriram e um grande salto na tecnologia foi dado. Nos meados da Segunda Guerra Mundial, os materiais metálicos se sobressaiam (e com folga!) às demais classes de materiais. A partir daí as cerâmicas avançadas começaram a se desenvolver e sua utilização passou a ser inevitável. Além disso, a partir deste período, o homem consolidou seu domínio na síntese de materiais poliméricos e, por conseguinte, os materiais compósitos se desenvolveram também. Com o domínio da tecnologia dos materiais, a importância relativa dos mesmos agora é mais equilibrada. Isto faz com que a gama de materiais passíveis de serem utilizados seja maior o que por um lado é bom. A notícia ruim é que precisamos estudar mais para conhecer suas características e melhor aproveitar os recursos naturais disponíveis.

## 1.5 Estrutura Atômica dos Materiais

Como já mencionado anteriormente, os átomos se agrupam através de ligações químicas. Mas eles se agrupam de qualquer forma? A natureza reservou alguma maneira própria para os átomos se agruparem? A resposta é **SIM**. Na maioria dos casos os átomos não estão agrupados de qualquer jeito. Eles se agrupam segundo uma regra que a natureza impôs a cada tipo de material. O modo como os átomos estão agrupados dentro do material é chamado de **estrutura atômica dos materiais** (ou arranjo atômico). A importância da estrutura atômica dos materiais deve-se ao fato que elas influenciam marcadamente as propriedades dos materiais, ou seja, quão “resistentes”, duros, moldáveis, etc., são os materiais.

Este agrupamento pode ser ordenado, ou aleatório. Entende-se por agrupamento ordenado o material que possui os átomos em **posições bem definidas**, por exemplo, átomos enfileirados um atrás do outro. Podemos fazer uma analogia com uma caixa de ovos. Os átomos seriam os ovos. Neste tipo de “caixa” cada átomo tem uma posição bem definida. Na natureza existem milhares de modelos de “caixas de ovos”. Ou seja, os átomos podem se arranjar (ordenadamente) de várias maneiras. Este tipo de arranjo é denominado **Estrutura Cristalina** (que nada tem haver com transparência). Quase todos os metais e os cerâmicos possuem estrutura cristalina.

A Figura 1.9 mostra exemplos de diferentes tipos de estrutura cristalina. Neste caso temos diferentes estruturas para materiais que são compostos única e exclusivamente de um mesmo átomo, o carbono.

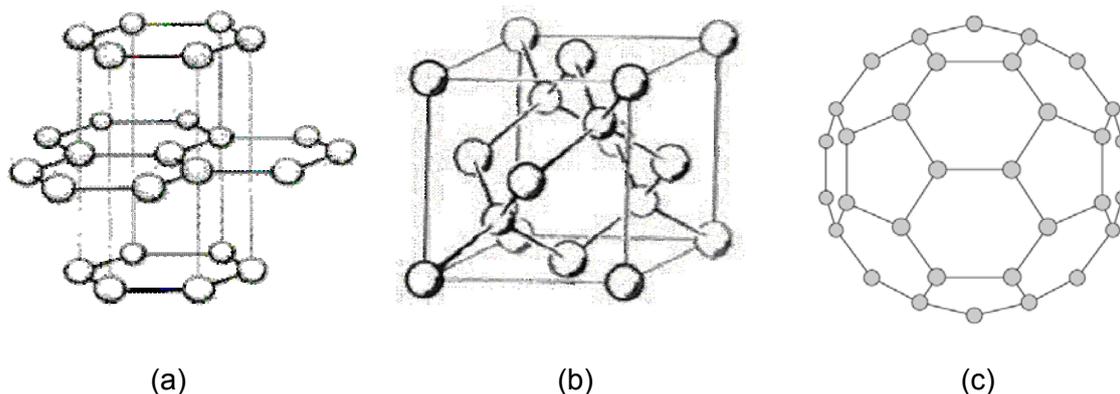


Figura 1.9 – Exemplos de estrutura cristalina possível para o átomo de carbono (a) hexagonal, (b) cúbica diamante e (c) fulereno.

No caso “a” temos o átomo de carbono com a estrutura cristalina na forma **hexagonal**. Este material é o grafite. Esta estrutura cristalina confere a propriedade de lubrificante sólido ao material, já que as ligações entre os “hexágonos” são mais fracas e se rompem com maior facilidade. No caso “b”, o carbono está agrupado na estrutura cristalina do diamante. Isto lhe confere dureza extraordinária ao material. No caso “c” temos o carbono arranjado na forma de bola, ou mais conhecido como fulereno. Os metais em geral apresentam estrutura cristalina. O ferro, por exemplo, apresenta estrutura cristalina cúbica, assim como o alumínio, o cobre e outros.

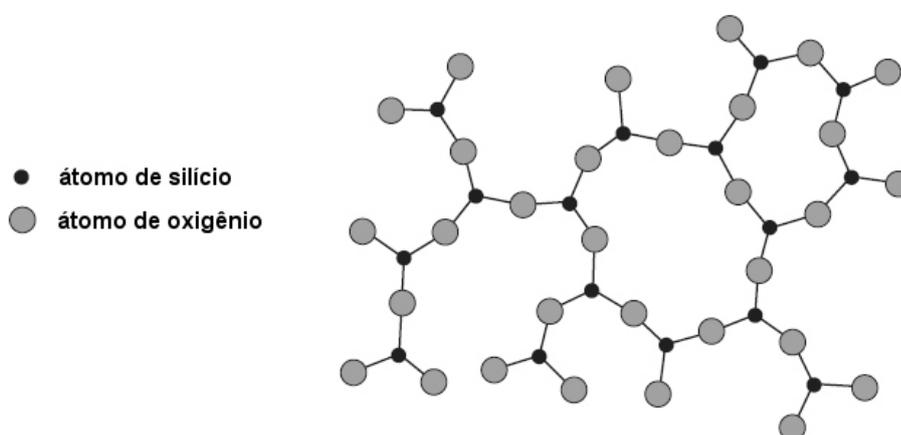


Figura 1.10 – Desenho esquemático de uma estrutura amorfa (Callister, 2002).

No agrupamento aleatório os átomos **não têm posições definidas**. Seria como levar ovos em uma sacola plástica. Cada átomo se acomoda da maneira que lhe convém. Esta estrutura é chamada de **Estrutura Amorfa** (ou seja, sem forma, ou aleatória). Em geral, os materiais cerâmicos na forma de vidro possuem estrutura amorfa. A Figura 1.10 mostra exemplo de uma estrutura amorfa. Neste caso, apesar de ter uma organização a curta distância, os átomos do composto SiO<sub>2</sub>, se encontram desorganizados.

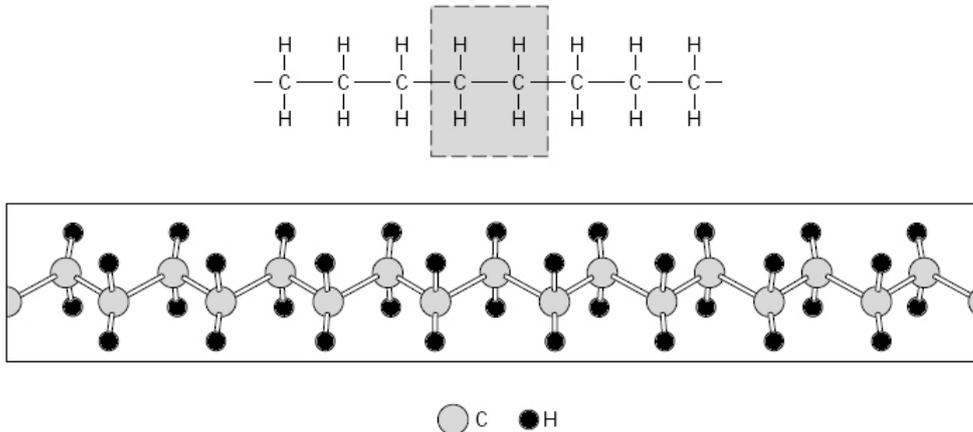


Figura 1.11 – Desenho esquemático de uma estrutura atômica molecular (Callister, 2002).

Existe, ainda, outro grupo intermediário chamado de estrutura molecular. Nesta estrutura os átomos possuem posições definidas, mas a estrutura não é rígida. Os polímeros possuem estrutura molecular. A Figura 1.11 mostra um exemplo de estrutura atômica molecular

## 1.6 Estrutura Cristalina do Ferro Puro

Neste curso veremos fundamentalmente os materiais ferrosos. Deste ponto em diante, veremos então as características metalúrgicas relacionadas ao ferro e suas ligas.

As propriedades mecânicas dos materiais ferrosos são definidas principalmente por sua estrutura cristalina. Por um capricho da natureza e muita sorte a nossa, o ferro puro apresenta mais de um tipo de estrutura cristalina, mudando conforme a temperatura. O ferro no estado líquido (a uma temperatura acima de 1534 °C) não apresenta uma disposição regular de átomos (seria amorfo). Isto irá ocorrer somente na solidificação, quando os átomos formam a estrutura cristalina (rede especial regular, repetitiva a longo alcance).

O ferro cristaliza-se sob a forma cúbica e, dependendo da disposição dos átomos dentro do cubo (isto depende da temperatura), pode-se designá-las pelas letras do alfabeto grego, alfa ( $\alpha$ ), gama ( $\gamma$ ) e delta ( $\delta$ )<sup>3</sup>

<sup>3</sup> Isto pode parecer irrelevante agora, mas será utilizado durante todo o curso, portanto, não passe esta parte sem ter entendido bem! Isto tem que “estar no sangue” do técnico em mecânica.

### 1.6.1 Ferro Alfa (Fe- $\alpha$ )

Como já dito, o ferro pode se apresentar na natureza (no estado sólido) com três estruturas cristalinas (alfa, gama e delta), dependendo da temperatura em que se encontra. O ferro se apresenta com a estrutura alfa (Fe- $\alpha$ ) desde temperaturas criogênicas até temperatura de 912 °C. O ferro alfa é também frequentemente denominado: **Fe- $\alpha$** , **Ferro CCC** ou **Ferrita**.

A forma desta estrutura é a cúbica de corpo centrado (CCC). Isto porque os átomos se arranjam na forma de um cubo. Na estrutura CCC átomos de ferro se posicionam nos vértices do cubo (num total de 8) tendo um átomo adicional no centro do cubo. A Figura 1.12 mostra como é o arranjo atômico da estrutura cristalina alfa do ferro.

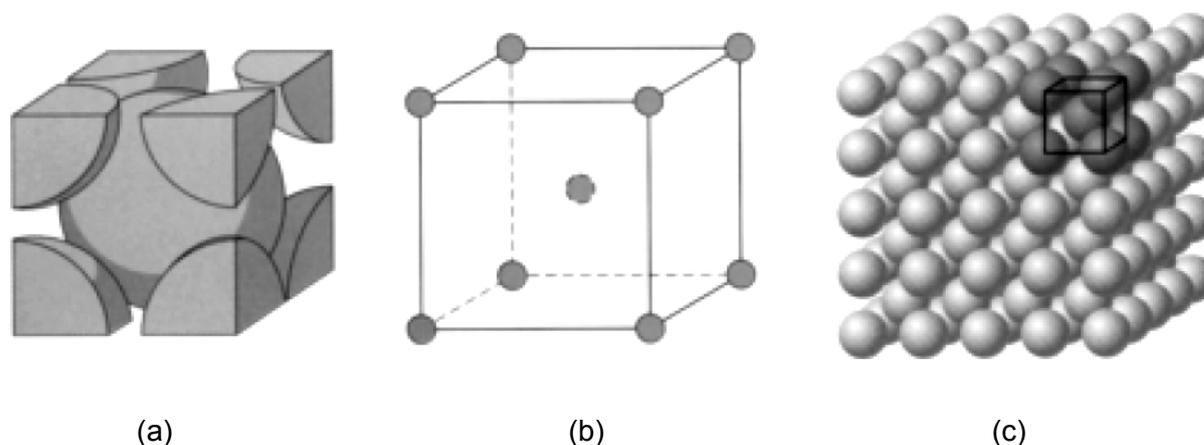


Figura 1.12 – Estrutura cristalina CCC - Célula unitária real (a), célula unitária esquemática (b) e rede cristalina (c) (Callister, 2002).

A rede cristalina (Figura 1.12c) pode ser definida como constituída de muitas células cúbicas (Figura 1.12c em destaque), ou células unitárias, representada pela Figura 1.12a e 1.12b. A dimensão característica desta rede espacial é o comprimento da aresta do cubo, também chamado de parâmetro de rede (“**a**”).

Observando a célula unitária real da estrutura CCC podemos contar quantos átomos estariam dentro desta célula. Cada átomo do vértice corresponde a um oitavo ( $1/8$ ) de átomo, pois temos que levar em consideração que, numa rede cristalina (Figura 1.12c) temos uma célula unitária ao lado, na frente acima e nas diagonais, assim, os átomos dos vértices são compartilhados entre oito células unitárias. Temos também o átomo do centro. Como temos oito vértices, então teremos oito oitavos de átomos  $8 \cdot (1/8)$  (que é igual a um) mais um átomo no centro, fazendo um total de 2 átomos dentro de uma célula unitária.

Observe com atenção que os átomos não ocupam todos os espaços possíveis (Figura 1.12a). Seria como empilhar bolinhas de pingue-pongue numa caixa. Restaria ainda espaço vazio entre as bolinhas. Nos materiais é a mesma coisa. Numa rede cristalina

perfeita, os átomos (idealizados como esféricos) não ocupam todo o espaço possível, logo há espaço disponível. Este **espaço é ocupado de quê?** Boa pergunta! Ar? Lembre-se que o ar é formado por moléculas ( $N_2$ ,  $O_2$ , etc.) que talvez sejam maiores que estes espaços entre os átomos do ferro. Será que o ar consegue entrar nestes espaços? A resposta é **NÃO**. Para ocupar este espaço é necessário que o átomo seja do tamanho destes espaços entre os átomos de ferro. Existem átomos que podem ocupar estes espaços, mas isto é um assunto para ser visto mais adiante, por enquanto guarde esta informação, pois ela é importante! Caso não seja ocupado por nenhum átomo então este espaço é vácuo absoluto!

Fazendo-se o cálculo do volume do cubo ocupado pelos átomos chegaríamos num valor que se chama FEA (Fator de Empacotamento Atômico). No caso da estrutura CCC do ferro o FEA é igual a 0,68, ou seja, 68% do cubo é ocupado por átomos e 32% é vazio.

### 1.6.2 Ferro gama ( $Fe-\gamma$ )

O Ferro gama possui uma estrutura cristalina diferente da do ferro alfa. A estrutura do ferro gama é a Cúbica de Face Centrada (CFC). O ferro gama, para o ferro puro, existe entre as temperaturas de 912 °C e 1394 °C. Esta estrutura pode ser visualizada na Figura 1.13.

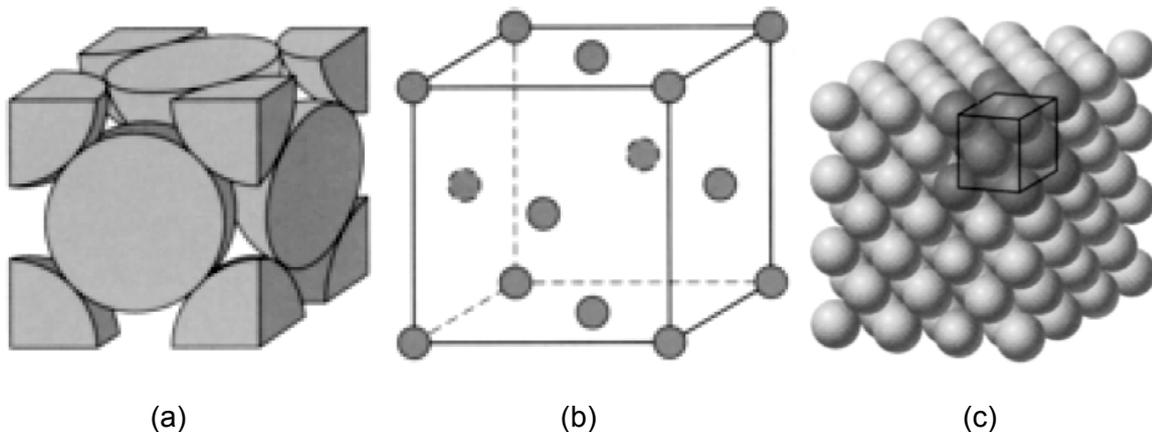


Figura 1.13 – Estrutura cristalina CFC - Célula unitária real (a), célula unitária esquemática (b) e rede cristalina (c) (Callister, 2002).

O ferro gama também é conhecido como  **$Fe-\gamma$ , ferro CFC ou Austenita**. Como o próprio nome diz esta estrutura é formada por um cubo. No entanto, a disposição dos átomos dentro deste cubo é um pouco diferente daquela do ferro CCC. Neste caso, os átomos dos vértices não mudam, continuam onde estavam. Porém, na estrutura CFC não há mais um átomo no centro do cubo e sim um átomo localizado no meio de cada face do cubo, como mostra mais claramente a Figura 1.13a.

A célula unitária CFC possui então em cada vértice um oitavo ( $1/8$ ) de átomo, da mesma forma que a estrutura CCC. No entanto, esta célula possui meio átomo nas faces, pois esta célula compartilha um átomo com o seu vizinho. Para se saber quantos átomos teremos numa célula unitária CFC basta contar: oito oitavos de átomos dos vértices ( $8 \cdot (1/8) = 1$ ) que é igual a 1, mais seis metades de átomos nas faces ( $6 \cdot (1/2) = 3$ ) que fica igual a 3. Logo, na soma total temos o equivalente a quatro (4) átomos numa célula unitária CFC (a célula unitária CFC maior que a CCC). O fator de empacotamento atômico (FEA) da estrutura CFC é igual a 0,74, ou seja, 74% da célula é ocupada por átomos e 26% é vazio.

Isso quer dizer que o ferro gama (CFC) é mais denso que o ferro alfa (CCC)? A resposta é **SIM**. Nesta estrutura os átomos estão melhor arranjados, ou seja, mais empacotados. Se você for guardar bolinhas de pingue-pongue numa caixa é melhor usar a disposição CFC que a CCC.

### 1.6.3 Ferro Delta (Fe- $\delta$ )

O Ferro delta é idêntico ao ferro alfa, exceto quanto à faixa de temperatura na qual existe. Ele possui estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), e é também chamada de **Ferrita**, porém, mais especificamente de ferrita delta. Logo, esta estrutura pode ser visualizada na Figura 1.12. A faixa de temperatura que ocorre a ferrita delta (Fe- $\delta$ ) para ferro puro é de 1394 °C até a fusão do ferro que ocorre a 1536 °C.

### 1.6.4 Transformações Polimórficas do Ferro

Vimos que o ferro possui três tipos de estrutura cristalina no estado sólido. Podemos chamá-las também de fases. Logo, se aquecermos o ferro a partir da temperatura ambiente até a da ebulição do mesmo, teremos cinco fases. Cinco? **SIM**, são 3 fases sólidas (Fe- $\alpha$ , Fe- $\gamma$  e Fe- $\delta$ ), a fase líquida (ferro derretido) e a fase gasosa (acima de 2860 °C).

Podemos seguir o gráfico esquemático da Figura 1.14, que mostra a dilatação e mudança de fase (estrutura cristalina) de uma barra de ferro puro sendo aquecida.

A temperatura ambiente tem-se então o ferro alfa (CCC). Conforme a temperatura vai aumentando, a barra vai se dilatando (devido à dilatação térmica). Em temperaturas em torno de 912 °C ocorre uma leve contração na barra. Isso quer dizer que ocorreu alguma coisa. O ferro mudou de fase, porém continua sólido! Ele mudou de ferro alfa (CCC) para ferro gama (CFC).

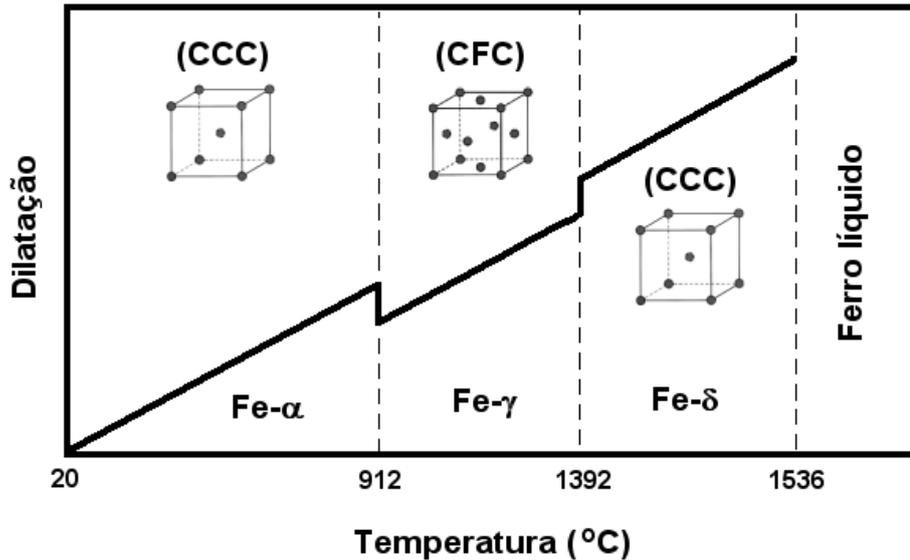


Figura 1.14 – Representação esquemática da variação da estrutura cristalina com a temperatura levando-se em consideração a dilatação térmica (adaptado de SILVA e MEI, 2010).

Já foi dito que a estrutura CFC possui um fator de empacotamento maior (0,74 contra os 0,68 da estrutura CCC), ou seja, os átomos se arranjam de uma forma mais densa. É isso que ocorre, como os átomos se arranjam “melhor” o volume da peça diminui, então a densidade aumenta (densidade é massa de um corpo dividido pelo volume deste corpo, se a massa não muda e o volume diminui então a densidade aumenta). Depois de transformado, continuando o aquecimento, o volume continua a aumentar devido a dilatação linear. Quando se atinge a temperatura de 1392 °C ocorre desta vez, uma expansão. Isto quer dizer que houve novamente uma transformação de fase. Neste caso, do ferro gama (CFC) para ferro delta (CCC). Como o ferro delta (idêntico ao ferro alfa) possui menor fator de empacotamento, ocorre uma dilatação quando da transformação de fase. Com o aquecimento tem-se então uma nova transformação de fase, para o estado líquido (a 1536 °C). Neste ponto a barra de ferro sua forma e não é mais possível medir esta dilatação térmica.

## 1.7 Defeitos Cristalinos

Vimos que a organização atômica nos cristais segue uma determinada ordem a longa distância. Imagine uma estrada feita de caixa de ovos. Cada ovo teria seu lugar na estrada. Com os átomos na rede cristalina ocorre da mesma forma. A estrutura cristalina, como mostrado na seção anterior, é isenta de defeitos. No entanto, sabe-se que na natureza

nem tudo é perfeito, então seria razoável esperar certa quantidade de defeitos na rede cristalina.

Já foi mencionado que a estrutura cristalina define as propriedades dos materiais. No entanto, não foi dito que nesta estrutura cristalina existem defeitos. Sim, estes defeitos são inevitáveis e inclusive existe um certo valor mínimo de defeitos presentes num material cristalino em equilíbrio, para uma determinada temperatura. Na verdade, o tipo de rede cristalina, os tipos de defeitos cristalinos e a quantidade destes defeitos é que determinam o comportamento mecânico de um material. Nós veremos isso durante todo o curso. Será sempre mencionado algo relacionado à rede cristalina e a um tipo de defeito específico (as discordâncias). Mas primeiro vamos apresentar os principais tipos de defeitos cristalinos e como eles são.

### 1.7.1 Vazios

Os vazios (ou lacunas) ocorrem quando a posição de um átomo na rede cristalina não está ocupada. No caso da analogia com a caixa de ovos, seria o mesmo que se estivesse faltando um ovo na caixa.

A quantidade de vazios (lacunas) presente na rede cristalina aumenta com a temperatura, pois os átomos oscilam mais violentamente e é provável que saltem para outro local ou em direção à superfície. Por exemplo, a 700 °C, de cada 100.000 pontos da rede cristalina, um está vazio.

A Figura 1.15 mostra um exemplo de um vazio na rede cristalina.

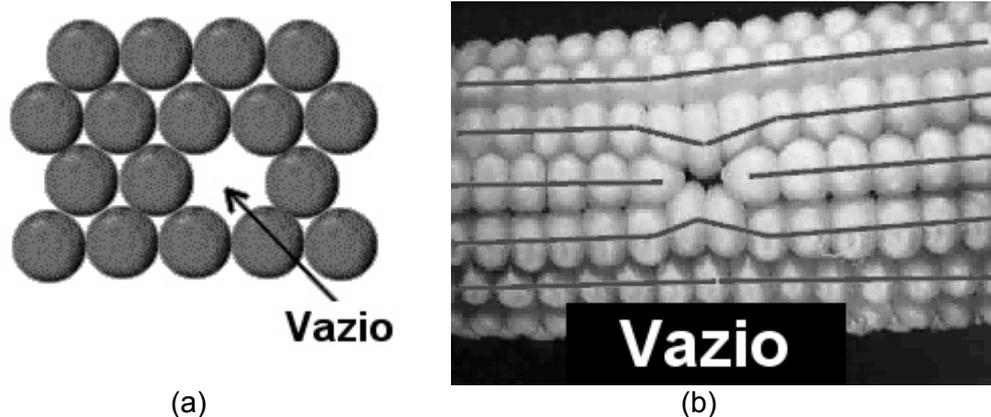


Figura 1.15 – Representação esquemática de um vazio na rede cristalina (a) e uma analogia com os grãos de milho em uma espiga(b).

Este tipo de defeito é considerado um defeito de ponto, pois é unidimensional, diferentemente de outros tipos de defeitos como “em linha”, superficiais ou volumétricos.

### 1.7.2 Átomo Intersticial

Os átomos intersticiais ocorrem quando um átomo não está em sua posição correta, havendo um átomo a mais na rede cristalina. Este átomo acaba “empurrando” os átomos vizinhos produzindo uma certa distorção na rede.

A Figura 1.16 mostra um exemplo de átomos intersticiais

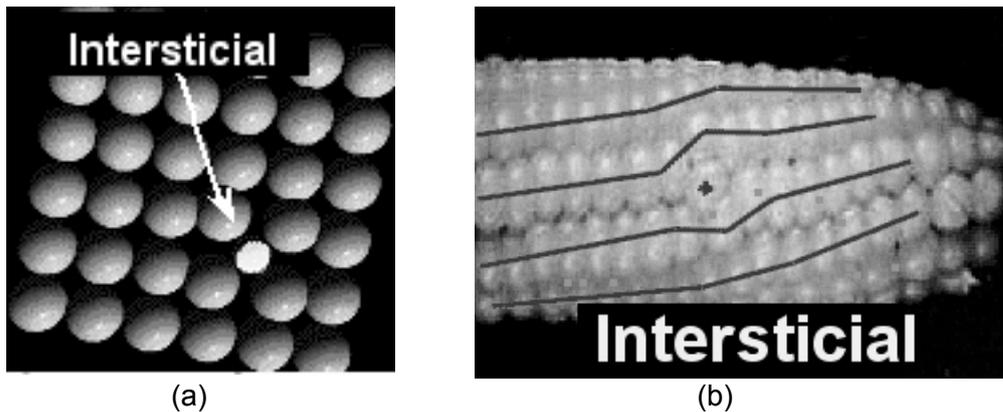


Figura 1.16 – Representação esquemática de um átomo intersticial na rede cristalina (a) e uma analogia com os grãos de milho em uma espiga(b).

Este defeito também é considerado um defeito pontual. Este tipo de defeito interfere muito pouco nas propriedades mecânicas dos materiais.

### 1.7.3 Contornos de Grão

Os contornos de grão são defeitos importantes nos materiais. Eles são na verdade uma falha na orientação dos cristais. É mais fácil entender o que é o contorno de grão quando explicamos de onde ele vem. A Figura 1.17 ajuda a exemplificar o fenômeno.

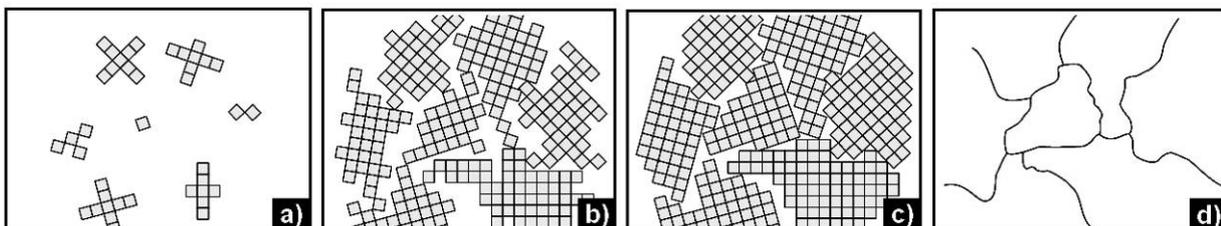


Figura 1.17 – Representação esquemática da solidificação do material e a formação dos contornos de grão a partir de vários núcleos (Callister, 2002).

Durante a solidificação do ferro (por exemplo), começam a surgir núcleos de cristalização (Figura 1.16a). Isto é, átomos começam a se aglomerar (sempre seguindo a estrutura cristalina). No entanto, numa panela onde se tem o metal derretido (fundido) começam a aparecer milhões de núcleos de solidificação ao mesmo tempo. Um núcleo não sabe, no entanto, a orientação dos outros núcleos, e assim, cada um deles se forma numa orientação diferente. Dentro do núcleo é que se tem a mesma orientação cristalográfica

Conforme os núcleos vão crescendo (Figura 1.17b) os átomos se agregam no núcleo formado seguindo a orientação cristalográfica deste núcleo. Quando todo o material se solidificou os núcleos se encontram, porém, com orientações cristalográficas diferentes (Figura 1.17c). Assim, nesta região de encontro dos núcleos não há uma união completa e perfeita como dentro do núcleo. Estes núcleos, ou seja, região cristalina com a mesma orientação cristalográfica é chamada de grão. Os **contornos de grãos** então são as fronteiras onde regiões com diferentes orientações cristalinas se encontram. Estas regiões são possíveis de se visualizar em um microscópio e aparecem como linhas de separação como mostrado na Figura 1.17d.

Os contornos de grão influenciam marcadamente nas propriedades dos materiais. Quanto menor o tamanho dos grãos mais resistente tende a ser o material. Existem tratamentos térmicos que podem alterar o tamanho de grão. Veremos isso mais adiante do curso. Por hora basta entender o que são os contornos de grão.

## 1.7.2 Discordâncias

As discordâncias podem ser consideradas como os defeitos mais importantes nos materiais metálicos cristalinos. Um tipo de discordância é mostrado na Figura 1.18.

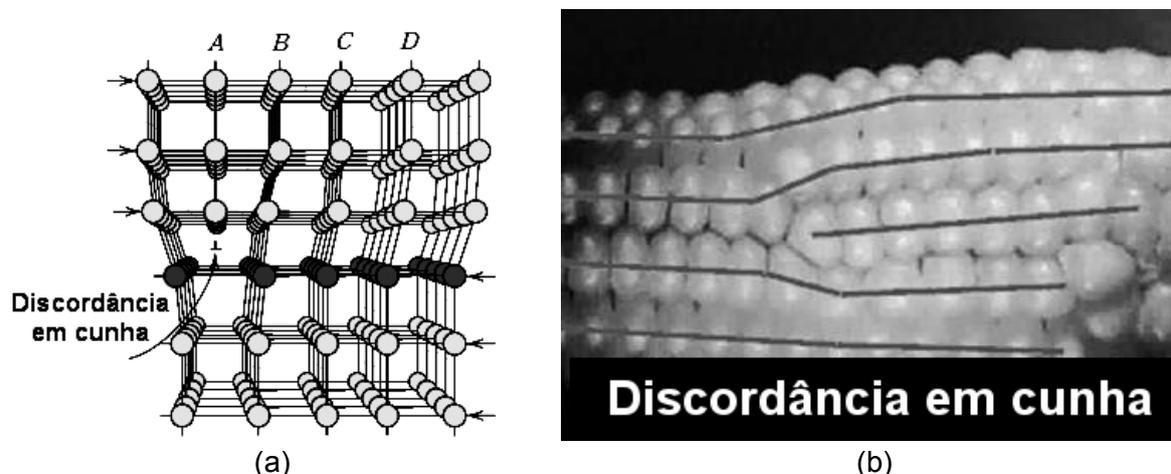


Figura 1.18 – Representação esquemática de uma discordância em forma de cunha (a) e sua analogia numa espiga de milho (b).

Esta é caracterizada pela presença de uma fileira extra de átomos na rede cristalina. A este tipo de discordância damos o nome de discordância em cunha. Existem outros tipos de discordâncias (em hélice e mista), mas iremos nos fixar nesta para fins didáticos. Este tipo de defeito é chamado defeito em linha, pois o defeito seria uma linha perpendicular ao plano da página.

A discordância é um defeito tão importante, pois ela comanda o mecanismo de deformação plástica do material. Quando um material cristalino se deforma permanentemente ele o faz através de movimentação de discordâncias. Como assim? A Figura 1.19 abaixo exemplifica este raciocínio.

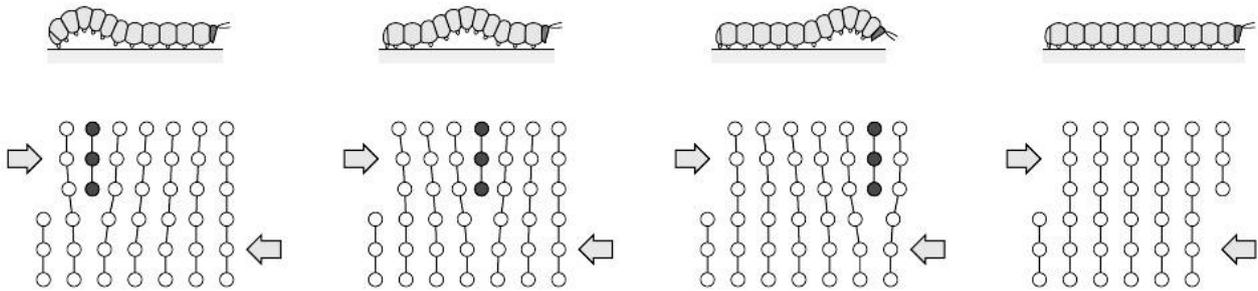


Figura 1.19 – Representação esquemática da movimentação de discordância em cunha (Callister, 2002).

Se eu aplico uma força (como aquela representada pelas flechas na Figura 1.19) para deformar o material. Tudo nos levaria a pensar que a força necessária para movimentar uma coluna de átomos seria a somatória das forças de ligação entre os átomos do plano, certo? No entanto, a força necessária é muito menor. Isto ocorre porque os átomos adjacentes à discordância quebram suas ligações e se ligam com os sucessivos átomos mais próximos, assim a discordância se movimenta.

## 1.8 Solução Sólida

A maioria das pessoas gosta de café doce. Para adoçar o café é necessário misturar açúcar numa certa quantidade. Se você faz parte das pessoas que adoçam o café já deve ter notado que você adiciona algo sólido em um líquido (açúcar e café, respectivamente). Para que você sinta o café doce é necessário que o açúcar sólido se dissolva no café. Quando isso ocorre você não consegue mais diferenciar o açúcar do café, não é mesmo? Isto porque temos uma solução monofásica. Neste caso, para se ter uma solução monofásica é necessário que todo o açúcar se dissolva no café. Caso você coloque açúcar demais, parte dele se dissolve e parte fica no fundo da xícara. Isto seria uma solução

bifásica. Dizemos que o açúcar atingiu o **limite de solubilidade** e este **precipitou** no fundo da xícara.

Tudo bem. Mas, o que isso tem haver com o nosso curso? No caso do exemplo anterior, estamos falando de solução no estado líquido. Depois de dissolvido, o açúcar e o café ficaram no estado líquido. Na metalurgia, o conceito é muito similar, porém, trabalhamos geralmente, com solução sólida.

O bronze é uma liga cobre e estanho. Mas como dois materiais sólidos podem se dissolver um no outro? Na verdade não é bem assim que ocorre. O que se faz geralmente é fundir os materiais e após a solidificação temos então um dissolvido no outro, formando uma liga metálica. Mas, como ocorre essa dissolução? Existem, basicamente, duas maneiras:

- Solução Sólida Intersticial;
- Solução Sólida Substitucional.

A Figura 1.20 mostra a representação destes dois tipos de solução sólida.

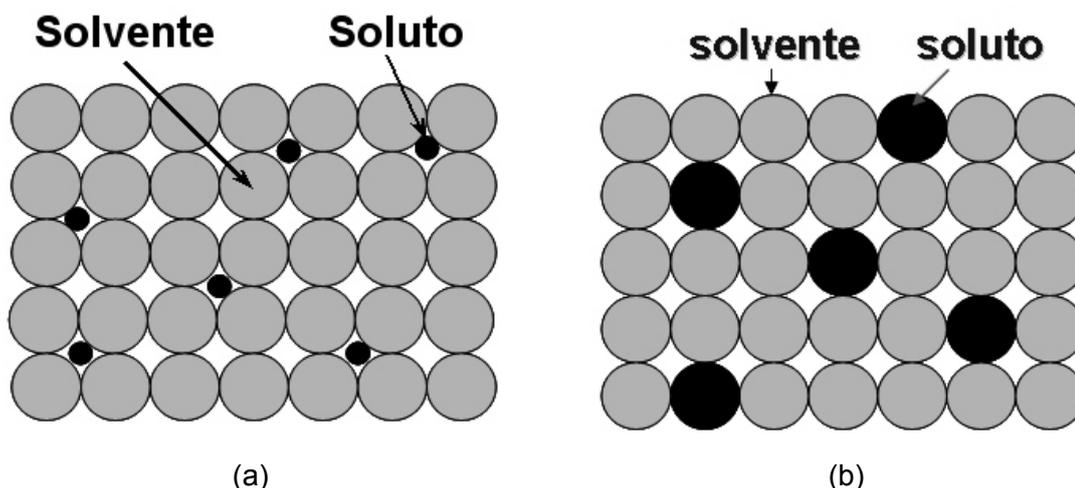


Figura 1.20 – Representação esquemática da solução sólida intersticial (a) e solução sólida substitucional (b).

Na solução sólida intersticial (Figura 1.20a) o soluto entra nos espaços vazios (interstícios) da rede cristalina (p.ex. o ferro CCC possui 32% de espaço vazio na célula unitária). No entanto, para isso o átomo que entra nestes interstícios deve ter um tamanho pequeno o suficiente para poder entrar neste. No ferro, os átomos que podem entrar em solução intersticial são, principalmente o H, B, C, N e O.

No caso do átomo de soluto não ser suficientemente pequeno para caber nos interstícios da estrutura cristalina do solvente ele pode entrar em solução sólida substitucional. Por exemplo, o aço inox é uma liga de ferro, cromo e uma “pitada” de carbono. Para que o aço seja realmente “inox” é necessário que haja, pelo menos, 12% em solução sólida. No entanto, o átomo de cromo tem o tamanho parecido com o átomo de

ferro, logo ele entra em solução sólida substitucional. Já o carbono que é pequeno, entra em solução sólida intersticial.

## 1.9 Propriedades dos Materiais

Os materiais muitas vezes são identificados pelos seus atributos ou qualidades. Por exemplo, materiais refratários, aços mola, materiais com boa condutibilidade elétrica. Estes atributos são chamados de propriedades dos materiais e são essenciais para a escolha de um material para uma determinada aplicação.

As propriedades dos materiais dependem da natureza do material, composição química, estrutura cristalina, dos defeitos na estrutura cristalina. Podemos citar como propriedades dos materiais, as propriedades físicas, químicas, mecânicas e tecnológicas.

Todas as propriedades têm importância, no entanto, para a área tecnológica as mais importantes e as quais brevemente explanaremos serão as propriedades mecânicas e tecnológicas.

### 1.9.1 Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas constituem uma das características mais importantes das ligas metálicas ferrosas em suas várias aplicações, visto que o projeto e a construção de componentes mecânicos estruturais são baseados nestas propriedades.

Elas definem o comportamento do material quando sujeito a esforços de natureza mecânica e correspondem as propriedades que, num determinado material, indicam a sua capacidade de transmitir e resistir aos esforços que lhe são aplicados, sem romper ou sem que produzam deformações permanentes.

As propriedades mecânicas podem ser obtidas a partir de ensaios mecânicos, seguindo as suas respectivas normas. Estes procedimentos serão abordados mais adiante.

As propriedades mecânicas mais importantes são:

a) **Resistência mecânica** – pode-se conceituar resistência mecânica como sendo a capacidade do material de resistir a esforços de natureza mecânica, como tração, compressão, cisalhamento, torção, flexão entre outros, sem romper e/ou se deformar. O termo “resistência mecânica”, porém abrange na prática um conjunto de propriedades que o material deve apresentar, dependendo da aplicação ao qual se destina. É muito comum para efeito de projeto relacionar diretamente a resistência mecânica com resistência à tração do material;

- b) **Elasticidade** – é a capacidade que o material apresenta de deformar-se elasticamente. A deformação elástica de um material ocorre quando o material é submetido a um esforço mecânico e o mesmo tem suas dimensões alteradas, e quando o esforço é cessado o material volta às suas dimensões iniciais;
- c) **Ductilidade e/ou plasticidade** – é a capacidade que o material apresenta de deformar-se plasticamente (ou permanentemente) antes de sua ruptura. Nota-se que houve deformação plástica de um material quando este é submetido a um esforço mecânico e o mesmo tem suas dimensões alteradas, e quando o esforço é cessado o material não retorna à sua dimensão inicial.
- d) **Dureza** – A dureza possui várias definições. Talvez a que mais se adapte ao nosso curso seja: dureza é a medida da resistência que o material possui a deformação plástica localizada.
- e) **Tenacidade** – é a capacidade que o material possui em absorver energia antes de sua ruptura. Dentro deste mesmo conceito pode-se associar a tenacidade com a resistência ao impacto.

### 1.9.2 Propriedades Tecnológicas

Na produção de certos componentes mecânicos, algumas propriedades tecnológicas podem ser consideradas, para que o material a ser processado tenha um comportamento que não comprometa seu desempenho tanto durante o processamento, como em sua utilização. Vamos citar as mais importantes:

- a) **Usinabilidade** – expressa a facilidade de um material ser usinado, ou seja, fabricação de uma peça, a partir da remoção de maior dimensão, através da remoção de material. Esta propriedade tecnológica pode expressa por meio de um valor numérico comparativo com um outro material padrão;
- b) **Conformabilidade** – é a capacidade do material de ser deformado plasticamente através de processos de conformação mecânica. Esta propriedade está associada à ductilidade do material;
- c) **Temperabilidade** – está diretamente relacionada com a profundidade (da superfície em direção ao núcleo) com a qual o material pode ser endurecido num tratamento térmico de têmpera.
- d) **Soldabilidade** – é a capacidade de um material ser unido pelo processo de soldagem, tendo por objetivo a continuidade das propriedades físicas, químicas e mecânicas dos mesmos.

## CAPÍTULO 2 – Ligas Metálicas Ferrosas

Muitos dos utensílios e equipamentos que são utilizados pelo homem foram produzidos a partir do ferro. No entanto, raramente estes objetos são fabricados a partir do ferro puro. Então, afirmar que um prédio utiliza barras de ferro para a confecção de concreto armado estaria tecnicamente errado. Na realidade o homem utiliza ligas ferrosas e as principais delas são o aço e o ferro fundido<sup>4</sup> que são ligas formadas basicamente por ferro e carbono. Começaremos, no entanto, do início, ou seja, como são produzidas estas ligas, como é feito o beneficiamento do minério de ferro até se produzir o aço.

### 2.1 Beneficiamento das Ligas de Ferro

Na natureza o ferro normalmente não se apresenta na forma metálica e sim presente na formulação de compostos químicos, em geral cerâmicos. Uma exceção a esta regra é o ferro meteorítico, que está presente somente em pequena quantidade na natureza. Os compostos químicos que apresentam uma grande concentração de ferro são conhecidos como **minério de ferro**. Alguns dos principais minérios de ferro encontrados na natureza podem ser observados na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 – Principais minérios de Ferro.

Minério de Ferro	Fórmula	Quantidade média de ferro (%)
Hematita	$\text{Fe}_2\text{O}_3$	70,0
Magnetita	$\text{Fe}_3\text{O}_4$	72,4
Limonita	$\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$	59,9
Siderita	$\text{FeCO}_3$	48,3

Assim sendo, os principais minérios de ferro são óxidos (Hematita e Magnetita). Como vimos, os metais tendem a formar óxidos, pois eles “preferem” se ligar ao oxigênio a permanecer ligado a outros átomos de ferro (possuem menor energia livre como óxido de ferro que como ferro puro). Como mostrado na Tabela 2.1, por exemplo, a Hematita, possui dois átomos de ferro ligados a três átomos de oxigênio. Este composto não é metálico e sim cerâmico, isto porque possui ligações preponderantemente iônicas entre ferro e oxigênio (átomos metálicos ligados a átomos não-metálicos).

---

<sup>4</sup> Veremos que Ferro Fundido é uma denominação dada a uma liga ferrosa. Não confunda esta denominação com o estado físico de uma liga ferrosa (aço-carbono derretido não é Ferro Fundido!).

Sabemos da experiência do dia-a-dia que os materiais cerâmicos (cerâmica tradicional) são frágeis, ou seja, quebradiços. Se tentarmos moldar o minério de ferro para fazermos uma espada, este se fragmentará em várias partes até formar um pó (pó de Hematita).

Se a natureza “prefere” que o ferro se apresente na forma de óxido, como fazer então para transformá-lo em metal (ligações químicas metálicas entre átomos metálicos, Fe-Fe)? Necessitamos transformar este óxido de ferro em ferro metálico. Partimos do minério de ferro, pois ele possui uma elevada concentração de átomos de Ferro (Tabela 2.1). Quanto mais ferro no minério, teoricamente, maior o aproveitamento. Podemos começar a estudar o beneficiamento com um histórico, e veremos que tudo não passou de acidente.

### 2.1.1 Histórico do Beneficiamento de Ligas Metálicas Ferrosas

Os primeiros contatos do homem com o metal ferro foram a partir de ferro meteorítico. Não é a toa que em diversas línguas a palavra que designa o metal ferro tem significado equivalente a “metal que veio do céu”.

Nos seus 3000 anos “oficiais” de existência, o processo de transformação de minério de ferro em produtos de aço (siderurgia) evoluiu junto com a civilização, mas sua essência é a mesma até hoje:

- Usa-se uma fonte de carbono (carvão vegetal ou mineral);
- Faz-se uma reação deste carbono com o oxigênio do ar para extrair o ferro do minério;
- O material obtido é tratado termicamente e mecanicamente até o produto final.

Para se reduzir (separar o oxigênio do metal) um óxido de ferro a partir do carbono, são necessárias altas temperaturas. Eu entendi bem, ou se adiciona oxigênio para remover o oxigênio do ferro? Isso mesmo, porém tem que haver carbono nesta história. O sopro de ar em uma mistura de minério de ferro e carvão situados em local isolado da atmosfera, (que pode ser um buraco no chão) em presença de calor pode resultar na redução do minério. Bastaria alguém fazer uma fogueira num buraco cavado na terra, onde houvesse minério de ferro (ou outro mineral rico deste elemento) para que pedras maleáveis fossem recolhidas do fundo do mesmo. Frequentemente, grandes descobertas são realizadas acidentalmente.

Este processo já era dominado pelos *Hititas* (aprox. 3.000 a.C.), que o mantiveram em segredo por muito tempo. Com a queda do império *Hitita* (aprox. 1.200 a.C.), os ferreiros dispersaram-se e já entre os gregos a produção de ferro favoreceu o desenvolvimento de novas técnicas e ferramentas. O “ferro bom” como era conhecido a liga ferrosa da época ainda possuía um elevado teor de impurezas. Apesar disso, este possuía relativa facilidade

de se moldar e podia ser trabalhado por martelamento a temperaturas relativamente elevadas. Na realidade, os processos utilizados no passado eram de “redução direta”, ou seja, sem que se formasse ferro inteiramente líquido. Isto porque as temperaturas alcançadas não eram suficientes para liquefazer (fundir) o metal, o qual se apresentava no estado pastoso, misturado com as impurezas do minério.

O artesão (operador) recolhia o material no fundo do “forno” com auxílio de uma vara e formando-se uma bola que, depois de atingido certo peso, era retirado e, em seguida, martelado para eliminar as impurezas, que se apresentavam na forma de escória.

Pequenas variações na forma de se obter e trabalhar as ligas ferrosas foram realizadas até o séc. XVI, onde se desenvolveu o **alto-forno**, exatamente em 1450. No fim da Idade Média, o comércio de aço e outras ligas ferrosas estava plenamente difundido, e diferentes tecnologias coexistiam, tanto para a extração como para a obtenção de **ferro gusa** que é usado como matéria base para a produção de **aço**.

A partir do advento do alto-forno e da utilização de carvão mineral para a redução do minério, a metalurgia ferrosa se desenvolveu rapidamente. Nos dias atuais, um alto-forno pode produzir 13.000 toneladas de ferro gusa por dia, tem vida útil, em média de 15 anos, alta produtividade e baixo consumo de combustível.

No Brasil, o grande passo para a consolidação da indústria siderúrgica nacional, baseada em carvão coque, foi dado durante o governo Getúlio Vargas, com a instituição em 4 de março de 1940 da “Comissão Executiva do Plano Siderúrgico Nacional”, resultando na fundação da CSN (Companhia Siderúrgica Nacional) em janeiro de 1941. A usina foi construída em Volta Redonda (RJ) e inaugurada em outubro de 1946.

### 2.1.2 O Processo Siderúrgico

As usinas siderúrgicas atuais podem ser divididas em dois grandes grupos: **integradas** e **semi-integradas**. A usina integrada é aquela cujo aço é obtido a partir do minério de ferro, que é transformado em ferro gusa e em seguida em aço. A usina semi-integrada é aquela cujo aço é obtido a partir de ferro gusa (adquirido de uma usina integrada) e/ou sucata de aço, não havendo a necessidade da etapa de redução do minério de ferro. A sucata é transformada novamente em aço comercial, por meio do emprego de fornos elétricos de fusão (são as recicladoras de aço). Neste capítulo veremos somente a parte referente à usina integrada<sup>5</sup>.

Em uma usina integrada, o processo (que vai das matérias-primas ao produto final) é constituído pelas seguintes etapas principais:

---

<sup>5</sup> Cabe ao leitor não esquecer da existência do segundo importante grupo de siderurgia (o semi-integrado).

- Extração de ferro do seu minério (redução química) nos alto-fornos;
- Conversão do ferro gusa em aço;
- Lingotamento do aço líquido de modo a solidificar em forma conveniente às operações seguintes.
- Conformação do metal na forma de produto.

A Figura 2.1 mostra um fluxograma simplificado do processo siderúrgico.

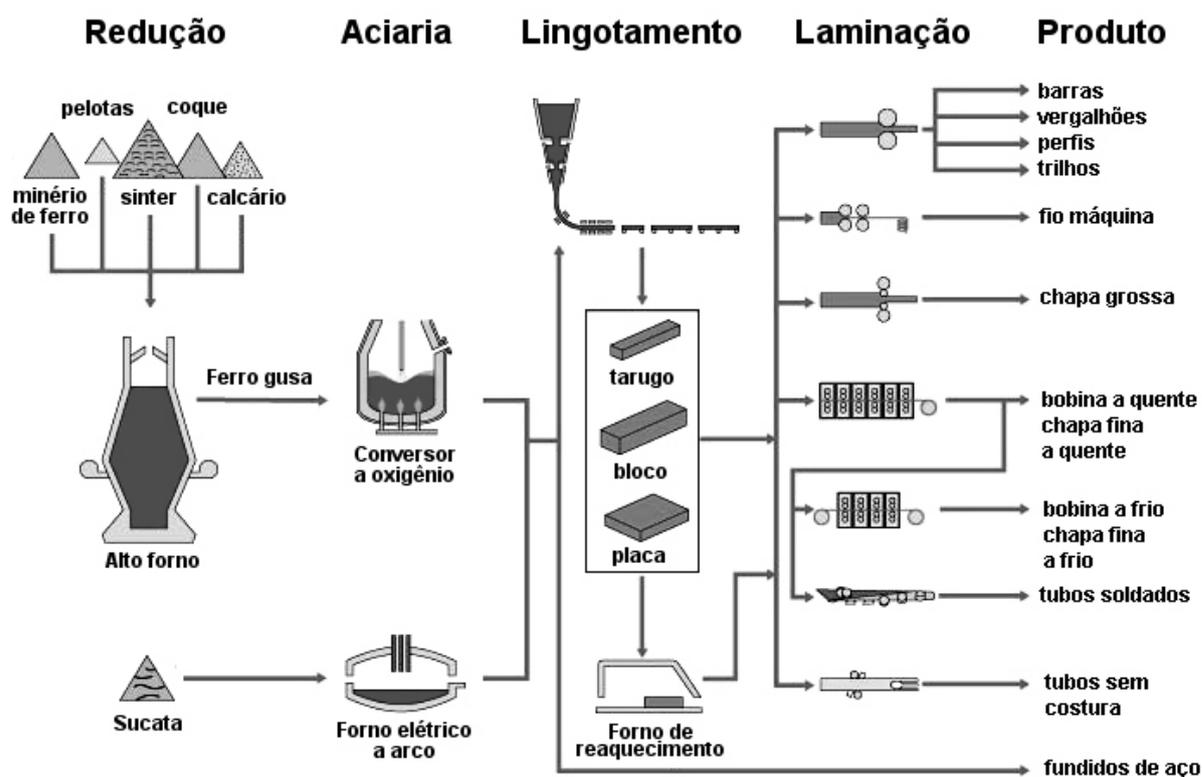


Figura 2.1 – Fluxograma simplificado do processo siderúrgico (adaptado de Mourão et al., 2007)

De maneira simplificada, podemos descrever as seqüências (referentes às usinas integradas) conforme o fluxograma da Figura 2.1. As matérias-primas básicas do processo são o minério de ferro, coque (carvão destilado) e fundente (calcário), mas muitos outros insumos e utilidades podem ser empregados. Estas matérias-primas são processadas e levadas ao alto-forno onde são dispostas alternadamente e, em seguida, aquecidas pelo sopro de ar quente realizado pelas ventaneiras. O oxigênio do ar reage com o coque formando calor e gases que reduzem o minério de ferro. O minério de ferro, por ser um material cerâmico, tem temperatura de fusão muito maior que o ferro metálico. Na temperatura na qual o alto forno trabalha, o minério de ferro não se funde. Porém quando o minério é transformado em ferro metálico, tem-se a fusão deste, pois nas regiões mais quentes do alto forno tem-se temperatura suficientemente alta para derreter o metal (chamado de ferro gusa). Conforme o minério vai se transformando em ferro gusa este se

liquefaz e se deposita no fundo do alto forno. O fundente adicionado, juntamente com as matérias-primas, se liga às impurezas (também cerâmicas) formando um novo composto químico. Este composto químico formado pela ligação das impurezas com o fundente possui ponto de fusão inferior ao das impurezas. Desta forma, este novo composto químico também se funde e escorre para o fundo do alto forno. Este composto líquido é chamado de escória. O sopro de ar quente necessário para a redução do minério de ferro e geração de calor é realizado por um tempo suficiente para que se tenha uma certa quantidade de ferro gusa e escória. Depois de completado o processo, faz-se o vazamento do ferro gusa e da escória. O ferro gusa é levado à aciaria através de carros torpedos onde são depositados no conversor para que o ferro gusa seja refinado num conversor a oxigênio (processo LD). Do conversor temos o aço praticamente pronto, bastando apenas fazer correções de composição ou adicionar outros elementos de liga em um equipamento chamado forno panela (não aparece na Figura 2.1). Após a correção da composição química, o aço derretido é vazado no equipamento que efetua o lingotamento contínuo. Neste local, o aço adquire forma (tarugo, bloco ou placa). Os lingotes obtidos nestes processos são considerados produtos intermediários, podendo ser vendidos nesta forma ou ainda processados pela própria usina (laminação) tendo-se então diversos tipos de produtos acabados, conforme a Figura 2.1.

### 2.1.3 Matérias-Primas da Indústria Siderúrgica

O processo siderúrgico tem início na aquisição da matéria-prima (proveniente da mineração, beneficiamento da matéria-prima, etc.). Como já dito, as matérias-primas básicas da indústria siderúrgica são: minério de ferro, coque e fundente. Outras matérias-primas são igualmente importantes, como o minério de manganês, desoxidantes, sucatas, entre outros.

#### 2.1.3.1 Minério de Ferro

O minério de ferro, como é óbvio, constitui a matéria-prima essencial, pois dele se extrai o ferro. Como já mencionado na seção anterior, os minérios de ferro mais importantes são os magnetíticos ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ) e hematíticos ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ). Este último é o mais importante devido aos altos teores de Fe e baixos teores de impurezas (ganga). A grande ocorrência de ferro na crosta terrestre (Brasil, África do Sul, Austrália, China, Índia, entre outros) permite a sua exploração sem receios de exaustão.

A mineração produz minérios de ferro de diversos tamanhos. Uma classificação, separação e aglomeração são necessárias. Eles podem ser na forma granulada (oriunda diretamente do processo de trituração) ou aglomerada (finos de minério transformados em pelotas, sinter, entre outros por aglomeração).

O minério de ferro deve ser adicionado ao alto-forno com uma granulometria (tamanho do minério granulado) adequada para se tenha uma ótima eficiência no processo de redução do minério no alto-forno. A seguir são listados os aspectos importantes da granulometria do minério de ferro:

- a) **Permeabilidade** – No alto-forno há a necessidade do fluxo de gases resultantes da queima do coque passe livremente através da matéria-prima presente no mesmo. A granulometria da matéria-prima não pode ser muito pequena, caso contrário o gás redutor fluirá com dificuldade através dele, diminuindo a eficiência do processo.
- b) **Velocidade de reação** – As reações que ocorrem entre o gás redutor e o minério (assim como a da queima do coque) dependem da área específica (área/volume). Então quanto menor o tamanho da partícula mais fácil é ocorrerem as reações (queima e redução). No entanto, deve-se levar em consideração a questão permeabilidade discutida anteriormente.
- c) **Fluidização** – é a propriedade de uma dada partícula sólida de se manter em suspensão num fluido. É função do tamanho de partícula e deve ser considerada para a determinação da faixa de tamanhos ideais a serem inseridas no alto-forno
- d) **Transmissão térmica** – Quanto maior a partícula mais difícil é equilibrar a temperatura entre superfície e núcleo desta. Como no alto-forno tem-se processos exotérmicos e endotérmicos existe a necessidade de ajustar o tamanho de partícula às necessidades.

Da moagem e peneiramento do minério adquirem-se os granulados com a granulometria adequada para a utilização (tipicamente de 6 a 40 mm). No entanto, os finos de minério (partículas com tamanho inferior àquela adequada) podem ser reaproveitados no processo de aglomeração.

Os processos de aglomeração (sinterização, pelotização, nodulização e briquetagem) objetivam transformar os finos de minérios em aglomerados que viabilizem a sua utilização no processo siderúrgico. Eles podem ser obtidos dos processos de mineração, granulação ou ainda, deliberadamente moídos para que seja possível sua aglomeração. Os processos mais largamente utilizados na siderurgia são o de sinterização e pelotização.

- a) **Sinterização de minério** – consiste em aglomerar, por fusão incipiente, uma mistura de finos (porém não tão finos) de minérios, de coque ou carvão vegetal, de fundentes, de sinter de retorno e água. A carga é colocada em grelhas que se

movem a uma determinada velocidade e é aquecida ao fim por intermédio de queimadores de gás. O calor necessário (1300 a 1500 °C) é fornecido pela combustão do carvão (coque ou carvão vegetal) contido na carga com o oxigênio do ar. A combustão localizada provoca uma fusão parcial da carga na região mais quente. O resultado é um material uniforme e poroso, denominado “sinter”. Este “bolo” de sinter é então granulado com o tamanho desejado. Os finos desta granulação retornam para o início do processo e servem como matéria-prima para a sinterização. O “sinter” possui tipicamente tamanho entre 5 e 50 mm.

- b) **Pelotização** – consiste na aglomeração de finos da ordem de 5 a 18 mm de diâmetro. Esta operação é realizada pelo rolamento em discos ou tambores rotativos. O princípio está em gerar continuamente uma quantidade de núcleos que devem crescer (como ocorre com a bola de neve) até o tamanho desejado. A coesão das partículas se dá pela força capilar do conjunto material-água, onde esta última atua como agente de ligação entre as partículas. As pelotas assim obtidas são denominadas “verdes” ou “cruas” e necessitam apresentar resistência suficiente para o manuseio. A resistência mecânica necessária para alimentar o alto-forno é conferida através de um tratamento térmico realizado em temperaturas elevadas (acima de 1300 °C), conhecido como “queima”.

### 2.1.3.2 Carvão Coque

O carvão que é adicionado ao alto-forno também deve ser beneficiado. Isto porque, o carvão mineral possui uma significativa quantidade de material volátil. O que isso quer dizer? Material volátil é aquele que se evapora facilmente, a temperatura ambiente ou em temperaturas mais elevadas. O material volátil presente no carvão mineral é constituído principalmente de restos de matéria vegetal que se decompôs com o tempo, na presença de umidade, ausência de ar e variações de temperatura e pressão, por ação geológica, transformando-se, através de milênios, progressivamente em turfa, linhito e antracito.

A extração do material volátil do carvão (chamada de destilação) deve ser realizada para que estes materiais voláteis não interfiram no processo siderúrgico, fazendo com que se tenha uma matéria-prima de maior qualidade. O resultado da destilação do carvão mineral é denominado de coque. O processo de destilação é realizado em temperaturas de, aproximadamente, 1000 °C na ausência de oxigênio. O coque deve apresentar alta resistência mecânica para evitar a degradação dentro do forno, assim como conter alto teor de carbono (carbono fixo), apresentar baixa reatividade e baixo teor de enxofre (<1%).

O processo de destilação do carvão mineral é conhecido como coqueificação. Os insumos produzidos por este processo (gases, vapores condensáveis, benzol, alcatrão,

entre outros) são comercializados pelas indústrias siderúrgicas. O gás de coqueira é um importante insumo para própria usina siderúrgica, usado para o aquecimento de ar.

A adição de coque no alto-forno é realizada por três motivos principais:

- a) Gerar o calor necessário ao processo;
- b) Produzir e “regenerar” os gases redutores do minério de ferro;
- c) Servir como fonte de carbono (elemento de liga) para as ligas ferrosas.

### 2.1.3.3 Fundentes

Fundentes são os materiais adicionados á carga (material que entra no alto-forno) para a formação da escória, durante a fusão/redução em alto-forno ou durante o refino do aço em conversores. As impurezas, em geral, possuem alto ponto de fusão e são de difícil separação. Os fundentes então, se combinam com as impurezas (ganga) do minério de ferro e com as cinzas do carvão e formam uma solução com menor ponto de fusão permitindo assim que as impurezas (agora ligadas quimicamente ao fundente) possam se fundir na temperatura de trabalho do alto-forno. O fundente mais comumente usado nas indústrias siderúrgicas brasileiras é o calcário ( $\text{CaCO}_3$ ).

### 2.1.4 O Alto-forno

O alto-forno é um equipamento destinado a produzir ferro gusa em estado líquido a uma temperatura em torno de 1500 °C, com a qualidade e em quantidade necessárias para o bom andamento dos processos produtivos subseqüentes. Para isso, o alto-forno utiliza como matérias-primas básicas a carga metálica (sinter, pelotas e minério granulado) o combustível sólido (coque ou carvão vegetal), além de fundentes (calcário).

O alto-forno é considerado o reator mais complexo da metalurgia. No seu interior ocorrem centenas de reações e estão presentes os três estados da matéria: sólidos, líquidos e gases. Neste reator ocorrem grandes variações de temperatura, desde 2000 °C, na zona em frente às ventaneiras, onde ocorre a combustão do coque, até cerca de 150 °C, na região superior, onde os gases da reação deixam o forno.

A Figura 2.2 mostra um desenho esquemático de um alto-forno.

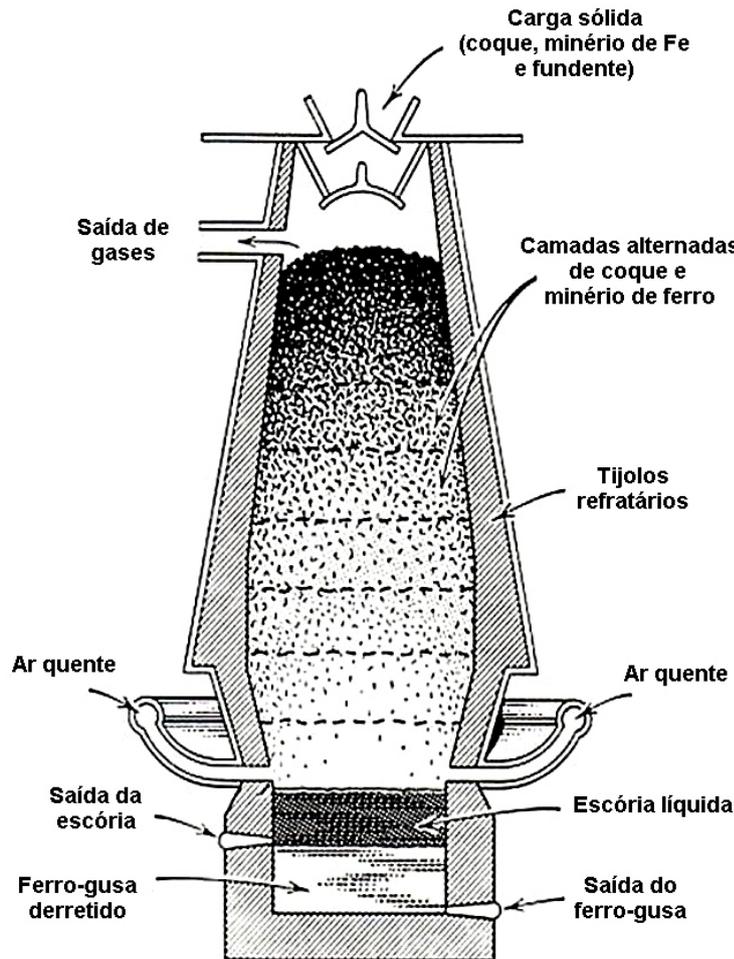


Figura 2.2 – Desenho esquemático de um alto-forno.

Na parte superior do alto-forno se faz o carregamento da carga sólida, ou seja, minério de ferro (sinter, pelotas e minério granulado), coque e fundente (calcário). Estes materiais são distribuídos alternadamente (em camadas) a fim de otimizar o processo de reação química. Na parte inferior é introduzido também ar quente sob pressão através das ventaneiras (Figura 2.2). Este ar quente reage com o carbono produzindo o calor necessário para as reações no alto-forno. Na base o alto-forno temos o “cadinho” com dois furos em alturas diferentes. No orifício superior faz-se a remoção da escória (sobrenadante). No orifício inferior faz-se o vazamento do gusa líquido.

O alto-forno é carregado após cada ciclo de extração de ferro-gusa, sendo que este permanece todo o tempo carregado. O alto-forno é construído para ser autógeno (sem necessidade de aquecimento externo). O ar quente injetado reage com o coque (queima) produz o aquecimento necessário para manter o processo. Esta queima gera gases CO e CO<sub>2</sub>, monóxido de carbono e dióxido de carbono. O primeiro tem a função de promover a redução do minério de ferro.

A cada 40 minutos, aproximadamente, são produzidas cerca de 40 toneladas de ferro gusa. Isto corresponde a uma “corrida de ferro”. Com esta informação pode-se estimar

a quantidade de gusa produzida diariamente por uma siderúrgica, levando-se em conta que estas não interrompem seu funcionamento (aproximadamente 1.500 toneladas por dia).

O objetivo de se fazer este processo é obter (do minério de ferro) o ferro gusa que é uma liga contendo aproximadamente 93 a 95% de Fe, 3,5 a 4,5% de carbono e outros elementos químicos (principalmente silício e manganês). A escória que sai do alto-forno pode ser utilizada como base para produção de cimento. Os gases de saída possuem uma elevada quantidade de poeira. Estes gases são recolhidos por tubulações, a poeira é filtrada e estes são utilizados para aquecer o ar que entra pelas ventaneiras.

O ferro gusa que sai do alto-forno vai sendo armazenado no carro torpedo. Este viaja sobre trilhos, possuem revestimento interno com tijolos refratários e têm este nome por se assemelhar a um torpedo (Figura 2.3).

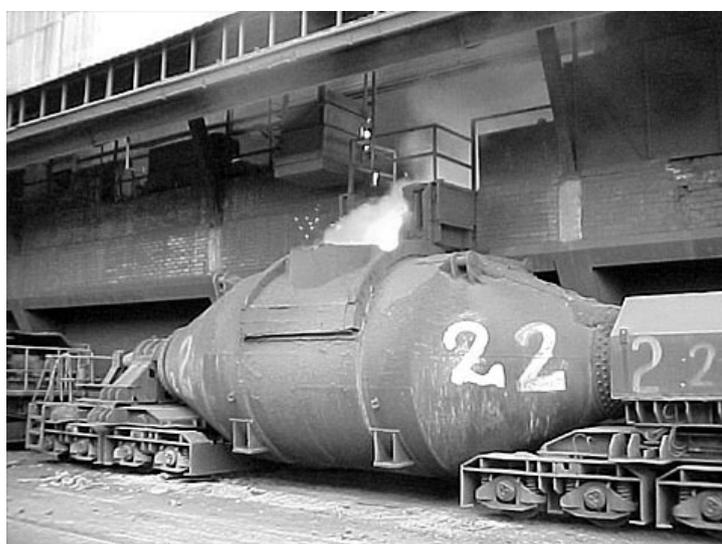


Figura 2.3 – Foto de um carro torpedo de uma usina siderúrgica.

### 2.1.5 Aciaria

O carro torpedo leva então o ferro gusa no estado líquido para a aciaria. É na aciaria que o ferro gusa irá se transformar em aço. A Tabela 2.2 mostra uma comparação na composição química típica do ferro gusa e aço-carbono.

Tabala 2.2 – Composição química típica do ferro gusa e do aço-carbono

Elemento Químico	Composição ferro gusa	Composição aço-carbono
C	3,50 a 4,50 %	0,008 a 2,11%
Mn	0,50 a 2,50	0,50 %
Si	0,50 a 4,00 %	0,25 %
P	0,05 a 2,00 %	< 0,05 %
S	0,20 %	< 0,05 %

Assim sendo, para se obter aço-carbono da usina siderúrgica é necessário se fazer o refino do ferro gusa (composição química da Tabela 2.2).

A fabricação do aço a partir do ferro gusa pode ser realizada de várias formas, com a utilização de conversores (ou também chamados de convertedores) ou fornos de redução (fornos Siemens-Martin e fornos elétricos).

Nesta apostila, veremos somente o refino através da utilização de conversores:

- a) Processo Bessemer;
- b) Processo Thomas;
- c) Processo LD;

Os três primeiros processos são basicamente variações de um mesmo princípio: sopro de oxigênio no gusa líquido. Este sopro de oxigênio faz com que o oxigênio se ligue ao carbono presente no ferro gusa (em concentrações relativamente elevadas – 3,5 a 4,5%). O oxigênio se liga ao carbono se transformando em gás CO ou CO<sub>2</sub>, saindo da composição da liga metálica. O silício também presente se transforma em SiO<sub>2</sub>, tornando-se posteriormente escória quando ligados com o fundente, assim como demais impurezas. O processo de sopro continua até que o teor de oxigênio atinja os níveis desejados (entre 0,008 e 2,11%). Os aços se diferem basicamente pelo teor de carbono e elementos de liga. Assim, pode-se controlar o teor de carbono neste processo. Durante este processo, são retiradas periodicamente amostras para serem analisadas no laboratório de controle.

A Figura 2.4 mostra a evolução do percentual de elementos de liga e impurezas no aço dentro de um conversor LD, durante o sopro de oxigênio.

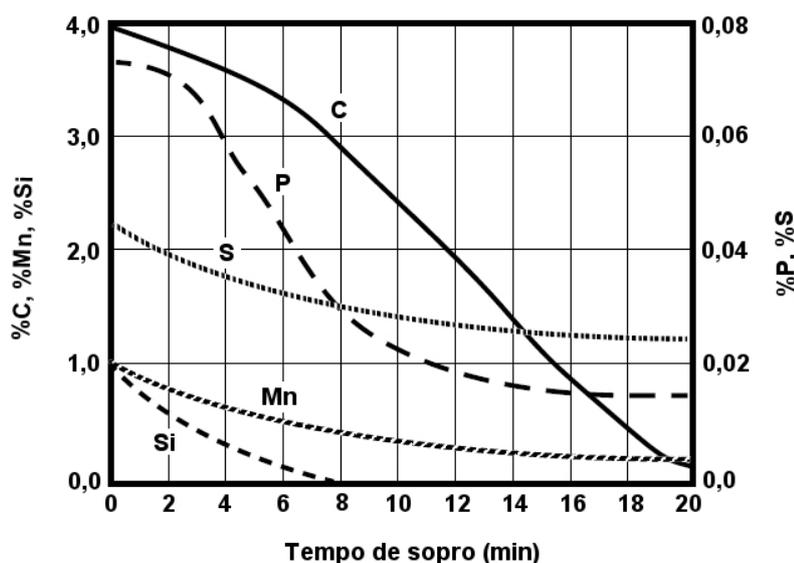


Figura 2.4 – Evolução do processo de refino do aço durante o sopro em um conversor LD.

No processo Bessemer e Thomas o oxigênio é insuflado na parte inferior do compartimento que contém o gusa líquido. A diferença entre eles está basicamente na acidez dos tijolos refratários.

O processo LD tem como princípio a injeção de oxigênio, pela parte superior do conversor. A injeção é realizada através de uma lança, constituída de três tubos concêntricos de aço, em que o  $O_2$  passa pelo tubo central e, os dois adjacentes servem para a refrigeração com a utilização de água. A forma do conversor é mostrada na Figura 2.5 e é similar aos conversores Bessemer e Thomas. O processo LD consiste, basicamente, em transformar o ferro gusa em aço. No entanto, outros materiais são adicionados ao conversor. As matérias-primas utilizadas são basicamente ferro gusa, sucata de aço, fundentes e oxigênio. Os fundentes têm a função de se combinar com o silício, manganês, fósforo e enxofre, ainda presente em elevada quantidade (Tabela 2.2). O processo LD até 2005 foi responsável por 77% da produção brasileira de aço e por este motivo nos concentraremos neste tipo de processo de refino do ferro gusa.

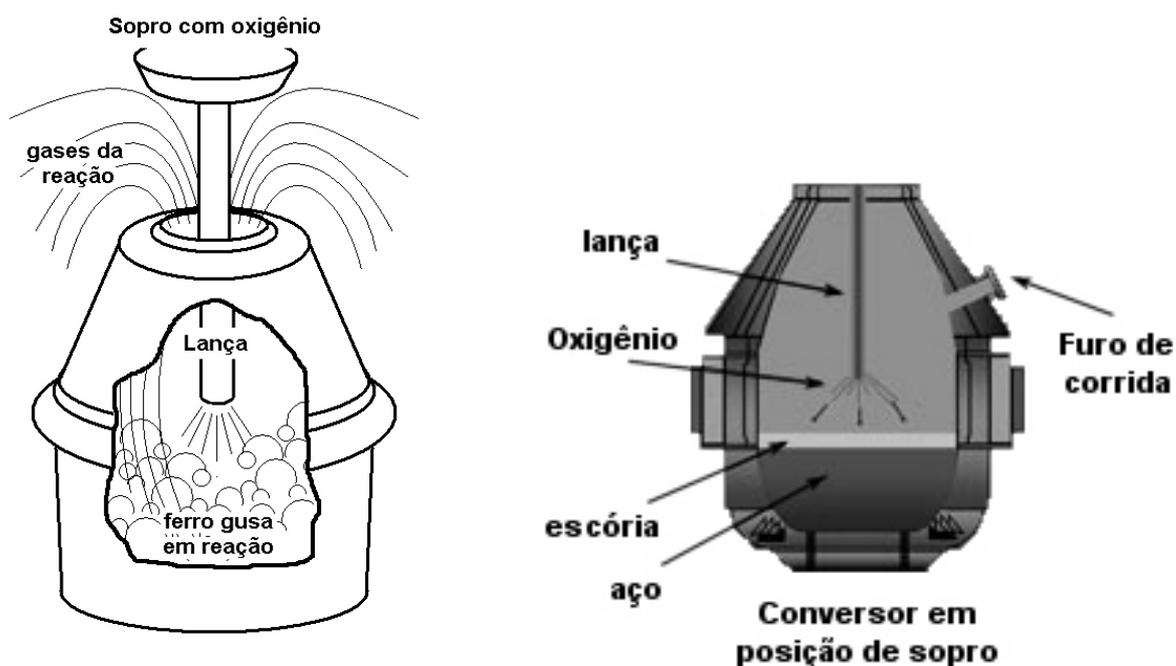


Figura 2.5 – Representações do conversor LD.

O ciclo de operação de um conversor LD ocorre em seis (7) etapas:

- 1) Carregamento da carga sólida (sucata de aço e ferro gusa sólido);
- 2) Carregamento do gusa líquido;
- 3) Carregamento do fundente (pode ser adicionado concomitantemente ao sopro);
- 4) Sopro de oxigênio;
- 5) Medição da temperatura e retirada de amostra;

- 6) Vazamento do aço;
- 7) Vazamento da escória.

No processo LD o conversor é basculado a uma posição inclinada (aprox. 60° com relação à vertical) sendo então alimentado com sucata de aço. Após este processo o conversor retorna a posição vertical e oscilado entorno desta para o assentamento da sucata. Em seguida é basculado novamente para a adição da carga líquida (ferro gusa). Terminado o carregamento do gusa líquido o conversor é trazido novamente à posição vertical, a lança de oxigênio é baixada e inicia-se o sopro (distância da ponta da lança à superfície do banho varia de 0,3 a 1,2 m). Após alguns segundos, produz-se uma chama que indica o início das reações de refino.

O oxigênio reagindo com o carbono do ferro gusa, produz uma reação exotérmica. Esta reação descarboneta a liga e produz o calor necessário para o processo (podendo chegar a temperaturas de até 2500 °C). Logo este equipamento não necessita de aquecimento auxiliar, ele é autógeno.

O sopro pode ser eventualmente interrompido para análise da composição química do aço e da temperatura. A adição de fundente (cal ou flourita) podem ser realizadas totalmente antes do início do sopro ou paulatinamente durante o mesmo.

Após o processo de sopro (que dura cerca de 40 a 50 min) o aço dentro do conversor é vazado para o forno panela. O conversor pode ser dotado de dispositivos especiais para minimizar a passagem de escória para o forno panela. Após o término do vazamento o conversor então é basculado completamente para o lado de carregamento e a escória é vazada para o pote de escória. Após este processo o conversor volta a sua posição inicial e outra corrida pode ser iniciada.

No forno panela a temperatura e a composição química do aço é medida. Eventuais correções na composição são efetuadas neste local. Dependendo do tipo de aço pretendido, pode-se adicionar os elementos de liga (como Cr, Ni, Mo, entre outros) ao aço no forno panela para a produção de aços baixa ou alta liga.

O aço líquido do forno panela pode ser vazado em moldes, nos quais permanece até solidificar. Estes lingotes possuem massa que variam de 50 kg até 30 toneladas. Um processo mais eficaz, no entanto, é o lingotamento contínuo. O princípio básico do processo de solidificação do aço neste processo compreende o vazamento do aço líquido verticalmente, passando por um distribuidor para dentro de um molde de cobre refrigerado, aberto no topo da base. O aço solidificado é continuamente puxado por rolos laminadores e este já é extraído com a forma pré-acabada. Os lingotes são cortados com comprimentos específicos e levados para venda ou para a seção de laminação para produção de produtos acabados, conforme o fluxograma da Figura 2.1.

## 2.2 Aços e Ferros Fundidos

As ligas metálicas a base de ferro são as mais utilizadas na indústria metal-mecânica, principalmente na confecção de elementos estruturais e componentes mecânicos.

Como já comentado, o Fe é um elemento abundante na crosta terrestre podendo se ligar com diversos outros elementos metálicos ou não-metálicos. O elemento de liga mais importante para as ligas ferrosas é o carbono. Dependendo da quantidade de carbono contida na liga podemos ter dois tipos diferentes de ligas metálicas ferrosas: o Aço e o Ferro Fundido. Cabe aqui lembrar que Ferro Fundido é uma liga e não o estado físico do ferro, ou seja, não significa dizer “ferro derretido” como a denominação poderia levar o leitor a pensar. Durante todo o curso, e durante toda a sua vida como profissional da área metal-mecânica, a denominação “Ferro Fundido” deve ser entendida como sendo uma liga metálica ferrosa.

A utilização destas ligas depende do conhecimento das propriedades e, conseqüentemente, da microestrutura, que são dependentes do teor de elementos de liga e condições de processamento.

### 2.2.1 As ligas metálicas ferrosas

A classificação das ligas metálicas, como toda classificação, não é capaz de abranger todas as situações possíveis. Haverá sempre situações que não se enquadrem, pois toda classificação é de certa maneira, arbitrária. Apesar das ligas ferrosas mais importantes (Aço e Ferro Fundido) serem geralmente definidas em função do teor de dois elementos químicos (ferro e carbono), na prática as mesmas não são ligas binárias. Temos sempre a presença de outros elementos químicos secundários. Estes elementos podem ser oriundos do processo de obtenção da liga ou serem deliberadamente introduzidos à liga para se obter as propriedades requeridas.

Neste curso, adotaremos a definição apresentada na Tabela 2.3.

Tabela 2.3 – Classificação geral e principais definições das ligas metálicas ferrosas.

<b>Ligas Metálicas Ferrosas</b>	<b>Aços</b> <b>Fe + C + X</b>	<b>Aço-carbono</b> – liga <b>Fe + C + X</b> onde o percentual de carbono (C) varia de 0,008 a 2,11%. Na prática, o teor de carbono raramente é maior que 1%. Neste caso, normalmente o percentual de outros elementos de liga ( <b>X</b> ) é igual a zero.
	Contendo teor de carbono (C) entre 0,008 e 2,11% X – Teor de outros elementos de liga.	<b>Aços liga</b> – liga <b>Fe + C + X</b> onde o percentual de carbono (C) varia de 0,008 a 2,11% com <u>adição deliberada</u> de outros elementos de liga (X), com o objetivo de conferir propriedades especiais aos mesmos.
	<b>Ferros Fundidos</b> <b>Liga Fe + C + X</b> contendo teor de carbono (C) entre 2,11 e 6,67% X – Teor de outros elementos de liga (normalmente Si)	<b>Cinzento</b> – caracterizado por apresentar <u>alto teor de Si</u> e microestrutura rica em <u>grafita livre</u> na forma lamelar.
		<b>Branco</b> – caracterizado por apresentar baixo teor de silício e microestrutura rica em <u>cementita (Fe<sub>3</sub>C)</u>
		<b>Maleável</b> – obtido a partir do ferro fundido (F <sup>o</sup> F <sup>o</sup> )* branco, mediante tratamento térmico de maleabilização, ou seja, transformação do Fe <sub>3</sub> C em grafita.
		<b>Nodular</b> – obtido a partir do ferro fundido cinzento, através de um tratamento no estado líquido, resultando em grafita esferoidal.

\* F<sup>o</sup>F<sup>o</sup> – Ferro Fundido

### 2.2.2 Aços

Conforme a Tabela 2.3, os aços são ligas ferro, carbono e outros elementos de liga, ou seja, Fe+C+X<sup>6</sup>. Devem ser considerado também que existe em toda liga certa quantidade de impurezas. Existe a possibilidade de que o teor de impurezas possa superar a quantidade de elementos de liga.

A liga metálica ferrosa, para ser considerada um aço deve ter percentual de carbono (%C) entre 0,008 e 2,11%<sup>7</sup>. Abaixo de 0,008% o material é considerado Ferro Puro. Se o percentual de carbono estiver acima de 2,11% a liga é chamada de Ferro Fundido.

Os aços possuem temperatura de fusão entre 1250 e 1450 °C, são maleáveis, possuem boa resistência mecânica e tenacidade. A soldabilidade, temperabilidade, usinabilidade e conformabilidade dos aços são consideradas como propriedades tecnológicas marcantes nesta liga. Apresenta densidade relativamente alta, em torno de 7,9 g/cm<sup>3</sup> (ou aproximadamente 8 kg por litro). Logo, os materiais construídos com esta liga são razoavelmente pesados.

<sup>6</sup> Existem exceções, onde temos aços em que o carbono é total ou parcialmente substituído por nitrogênio.

<sup>7</sup> Esta definição vale para aços carbono. Em aços ligados os percentuais podem variar sensivelmente.

Os aços podem ser classificados como:

- Aço-carbono (Fe+C+ X, onde X = zero ou um valor pouco significativo);
- Aço baixa liga (Fe+C+X, onde X=soma dos outros elementos de liga, X<5%);
- Aço alta liga (Fe+C+X, onde X=soma dos outros elementos de liga, X>5%).

Os aços-carbono e os baixa liga, são conhecidos comercialmente por uma classificação normalizada pela ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas). Esta classificação também leva em consideração o percentual de carbono assim como a presença de outros elementos de liga.

A classificação ABNT para aços carbono e aços baixa liga é dada da seguinte maneira:

ABNT Y<sub>1</sub>Y<sub>2</sub>XX

Y<sub>1</sub> – O primeiro algarismo diz respeito a classe dos aços. As principais classes dos aços são mostradas na Tabela 2.4

Y<sub>2</sub> – O segundo algarismo se refere à quantidade de elementos de liga, ou o número da liga. O valor apresentado por este algarismo não indica diretamente a quantidade ou o tipo de elemento de liga que o aço possui. Para se saber o que representa este valor é necessário consultar uma tabela específica.

XX – Os dois últimos algarismos referem-se ao percentual de carbono multiplicado por 100. Eventualmente é possível ter três algarismos, caso o %C seja igual ou maior que 1,0%.

Tabela 2.4 – Classificação dos aços (aços-carbono e baixa liga) segundo a ABNT

Nomenclatura ABNT	Tipos de Aço
1YXX	Aços carbono
10XX	Aço carbono comum
2YXX	Aços ao Níquel
3YXX	Aços ao Níquel e Cromo
4YXX	Aços com Molibdênio
5YXX	Aços ao Cromo
6YXX	Aços ao Cromo e Vanádio
7YXX	Aços ao Tungstênio e Cromo
8YXX	Aços ao Níquel, Cromo e Molibdênio
9YXX	Outros

Assim, um aço ABNT 1020 é um **aço carbono comum** com aproximadamente 0,2% de carbono em sua composição, sendo o restante ferro e impurezas. Já o aço ABNT 4340, é um **aço ao molibdênio** (baixa liga), com níquel entre 1,65 e 2%, cromo com 0,4 a 0,9%, molibdênio com 0,2 a 0,3% e carbono em torno de 0,4%. Um aço ABNT 52100 é um **aço ao cromo** com %C aproximadamente igual a 1,5% e percentual de carbono de aproximadamente 1,0%.

### 2.2.3 Aço-carbono

O Aço-carbono é a liga composta somente de ferro e carbono. Esta classe dos aços também pode ser subdividida em aços baixo ( $0,008 < \%C < 0,3$ ), médio ( $0,3 < \%C < 0,5$ ) e alto carbono ( $0,5 < \%C < 2,11$ ). Nesta classificação parece que os aços não estão muito bem divididos. Os aços alto carbono parecem compreender uma faixa maior de teor deste elemento químico. Isto ocorre porque na prática dificilmente se encontra aços carbono com teor maior de 1%. Além do carbono, é possível encontrar neste aço outros tipos de elementos químicos, são eles: manganês, silício, enxofre e fósforo. Estes elementos, no entanto, não são considerados elementos de liga, pois não foram adicionados propositadamente. Logo, estes elementos químicos são considerados **impurezas**.

O aço carbono é o aço que possui menor sensibilidade aos tratamentos térmicos. Estes são geralmente realizados em peças com dimensões consideradas pequenas. A resistência à tração obtida com este material não ultrapassa os 700 MPa, sem deteriorar as demais propriedades, como a tenacidade e a ductilidade. Não são aplicáveis a baixas temperaturas, possuem baixa resistência à corrosão e a oxidação a alta temperatura.

O aço carbono é muito popular na indústria metal-mecânica. Isto porque esta liga pode alterar suas propriedades consideravelmente apenas com a variação do percentual de carbono. A variação do percentual de carbono aliada aos tratamentos térmicos permite que esta liga tenha uma ampla faixa de propriedades mecânicas e tecnológicas a um custo competitivo. Com o aumento no percentual de carbono, tem-se o aumento da dureza e da resistência à tração. No entanto, tem-se, conseqüentemente, redução da ductilidade e tenacidade. A elasticidade não é consideravelmente afetada pelo percentual de carbono. Num tratamento térmico de têmpera, realizado em um aço médio carbono, a liga pode aumentar de duas a cinco vezes seu valor de dureza.

O aço, como qualquer outro material, tem suas propriedades relacionadas com a sua microestrutura. Mas o que é microestrutura? Até então, não vimos nada relacionado à microestrutura e como será nosso primeiro contato com esta denominação, vamos explicar com bastante calma.

A microestrutura está relacionada com a forma de como os diversos constituintes (fases presentes e defeitos cristalinos) do material estão organizados dentro do mesmo. A microestrutura, geralmente possui aspecto característico. Ela é uma “impressão digital” do material. Como a microestrutura apresenta morfologia (ou seja, forma) é possível então visualizá-la e identificá-la. Este procedimento é realizado mediante preparação metalográfica da peça e análise em microscópio (daí o nome microestrutura).

A microestrutura básica do aço baixo carbono é formada por ferrita isolada e ilhas de perlita. A Figura 2.6 mostra uma imagem de um aço ABNT 1020 (Aço com aprox. 0,20% de carbono) obtida com microscópio ótico.

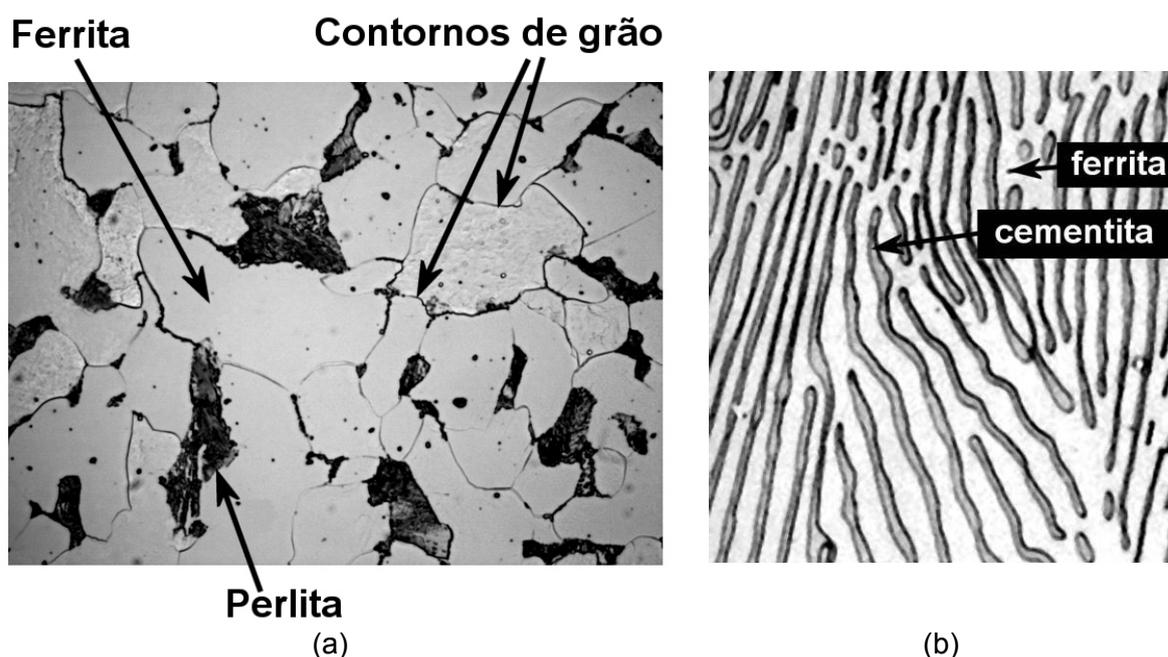


Figura 2.5 – Foto mostrando a microestrutura de um aço ABNT 1020. (a) menor ampliação, mostrando toda os microconstituintes (arquivo pessoal) e (b) grande ampliação mostrando em detalhe o grão de perlita (Callister, 2002).

Na Figura 2.6a, podemos notar (indicadas na figura) a presença de três regiões metalográficas importantes, que fazem parte da microestrutura. Temos os contornos de grãos, que formam linhas finas que delimitam grãos claros e escuros. Como já comentado na seção 1.7.2, os contornos de grão são fronteiras entre regiões com diferentes orientações cristalográficas. Podemos entender também que as regiões que estão delimitadas por estas linhas são os grãos. Se observarmos bem, veremos que nesta figura temos grão claros e grãos escuros. Os grãos claros são chamados de Ferrita isolada (ou mais corretamente: ferrita proeutetóide) e os escuros de Perlita (Figura 2.6a).

Os grãos claros, (ferrita isolada) são formados por uma única fase composta por ferro ( $Fe-\alpha$ ) e carbono em solução sólida intersticial. Neste caso, o carbono está presente com um teor máximo de 0,008%. Os grãos escuros, no entanto, não são compostos por

uma única fase, mas sim por duas. No aumento utilizado para adquirir a imagem da Figura 2.6a, não se consegue diferenciar adequadamente estas duas fases. É necessário utilizar uma lente com maior aumento para se observar, em detalhe, como é a microestrutura dos grãos escuros, chamados de **Perlita**.

A perlita é uma microestrutura formada por placas alternadas de **Ferrita (Fe- $\alpha$ )** e **Cementita (Fe<sub>3</sub>C)**<sup>8</sup>, conforme pode ser visualizado na Figura 2.6b. A ferrita (Fe- $\alpha$ ) é como já mencionado, composta por Fe + 0,008% de carbono. A cementita é um carboneto de ferro cuja fórmula química é Fe<sub>3</sub>C. Neste caso, a cementita é composta de ferro com 6,67% (em peso) de carbono. Os grãos de ferrita, por terem um teor de carbono muito baixo, possuem baixa dureza (dúcteis), já os grãos escuros (perlita) são mais duros e resistentes mecanicamente, pois dificultam a movimentação de discordâncias. Quanto maior o teor de carbono da liga, maior a quantidade de grãos escuros, ou seja, maior a quantidade de perlita. Quanto maior a quantidade de perlita mais duro e resistente (resistente à tração) é o aço. A Figura 2.7 mostra a variação da microestrutura conforme o aumento do teor de carbono do aço.

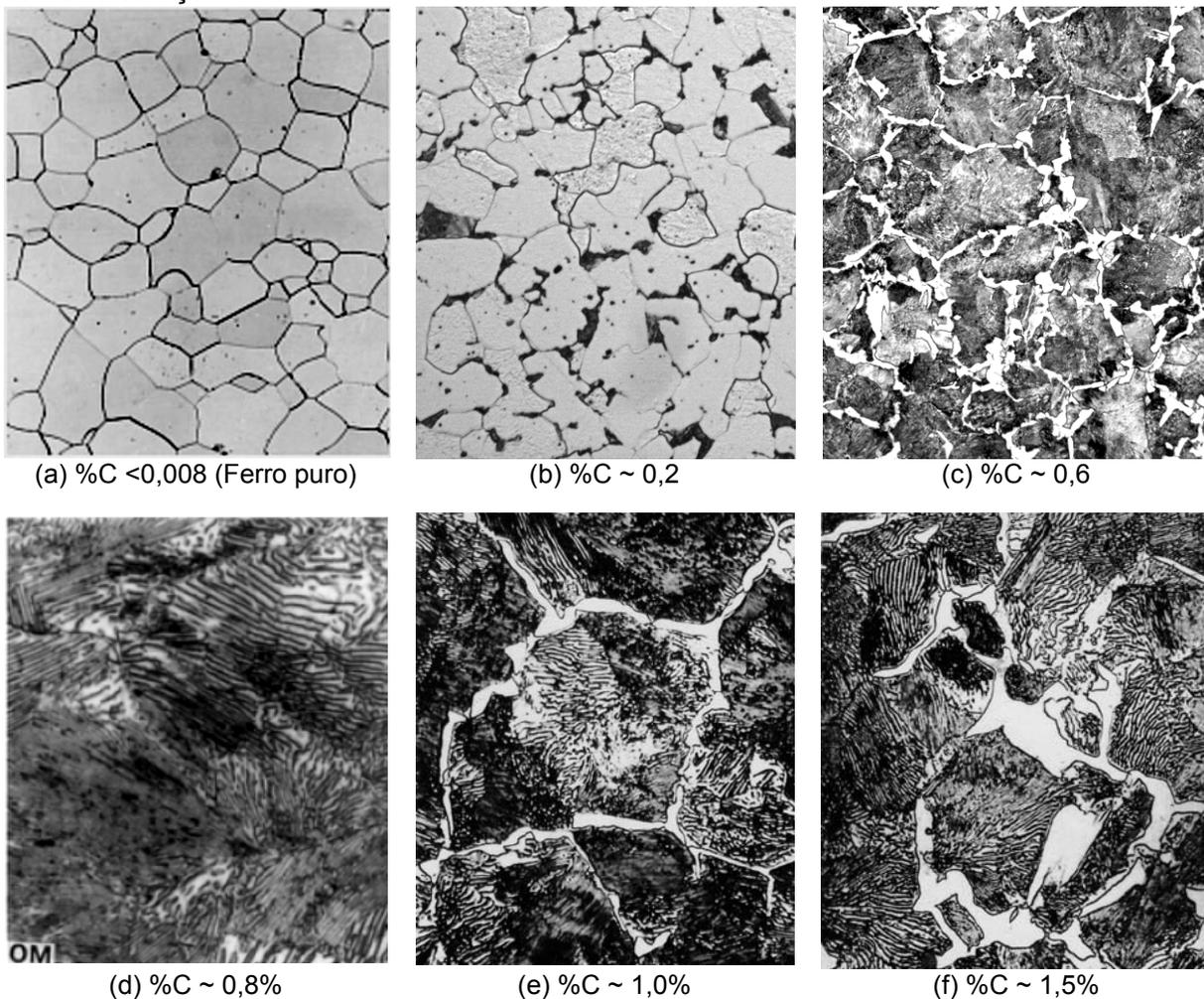


Figura 2.7 – Micrografias de vários aços ao carbono com diferentes composições químicas. (a) Ferro puro, (b) 0,2% de C, (c) 0,6% de C, (d) 0,8% de C, (e) 1,0% de C e (f) 1,5% de C.

<sup>8</sup> Grave com carinho esta informação, pois lhe será útil por toda a vida!

A microestrutura do aço varia da seguinte maneira, conforme o aumento do teor de carbono. Abaixo de 0,008% de carbono, a microestrutura é 100% ferrita. Caracterizada somente pela presença de contornos de grão (Figura 2.7a). Neste caso, podemos considerar este material como sendo Ferro puro.

Entre 0,008 e 0,8% de carbono, temos ferrita isolada e ilhas de perlita, com quantidades crescentes de perlita conforme se aumenta o teor de carbono. Nas Figuras 2.7b e 2.7c, são mostradas duas microestruturas dentro desta faixa. Uma delas com 0,2% de carbono (Figura 2.7b), sendo que esta possui grãos claros e grãos escuros (Ferrita e Perlita, respectivamente). Nota-se que, para o aço contendo 0,2% de carbono, a quantidade de grãos claros é maior que a de grãos escuros. Outra microestrutura dentro da faixa entre 0,008 e 0,8% é mostrada na Figura 2.7c, sendo um aço com 0,6% de carbono. Neste caso, podemos notar também a presença de ferrita e perlita, onde os grãos escuros (perlita) se apresentam em maior quantidade que os grãos claros (ferrita).

Com, aproximadamente 0,8% de carbono temos uma microestrutura 100% perlítica (Figura 2.7d). Neste caso não é possível visualizar os grãos claros.

Entre 0,8 e 2,11% de carbono, temos Perlita e cementita isolada (cementita proeutetóide) precipitada nos contornos de grão. Que novidade é esta? A quantidade de perlita satura a 0,8% de carbono. Acima deste teor, ocorre a formação (precipitação) de cementita ( $Fe_3C$ ) nos contornos de grão. Quanto maior o percentual acima de 0,8%C, maior a quantidade de cementita nos contornos. Isto pode ser visualizado nas Figuras 2.7e e 2.7f. Com 1,0% de carbono (Figura 2.7e) nota-se que existe uma região clara em torno dos grãos de perlita. Estas regiões possuem o aspecto muito parecido com a ferrita mostrada na Figura 2.7c. Na verdade é difícil definir com precisão se estas regiões claras são ferrita ou cementita no contorno de grão, sem se conhecer previamente a composição do aço. Para se verificar é necessário medir a microdureza (veremos isso mais adiante) desta região. A ferrita é dúctil e a cementita é dura.

A resistência mecânica dos materiais é significativamente influenciada pela sua microestrutura. Como vimos na seção 1.7.2, a deformação plástica dos materiais está relacionada à movimentação de discordâncias. O material se torna mais duro ou mais resistente à deformação se houverem barreiras para movimentação das discordâncias. É mais fácil atravessar um corredor vazio que atravessar um corredor cheio de cadeiras espalhadas, não é mesmo? O mesmo vale para os materiais. Se ele se deforma através da movimentação das discordâncias, seria razoável supor que mais duro seria este material se fosse dificultada a movimentação destas discordâncias, certo? **Sim, correto.** Existem várias barreiras para movimentação de discordâncias. Os contornos de grãos, por exemplo, são barreiras para a movimentação de discordâncias. Ela tem dificuldade para atravessá-lo. Logo, o material se torna mais duro (e mais resistente) quanto menor o tamanho dos grãos, pois teremos uma quantidade maior de contornos de grãos. A perlita também é uma barreira

para a movimentação de discordâncias. Placas alternadas de ferrita e cementita. A discordância a vê como uma seqüência de “muros” a serem transpostos. Praticamente todos os defeitos cristalinos são barreiras para a movimentação de discordâncias, até mesmo uma discordância pode atraparlar a movimentação de outras discordâncias.

Assim, quanto maior a quantidade de perlita mais duro e resistente se torna o material. Em geral, isto ocorre até percentuais em torno de 1,0% de carbono. A partir daí, notamos (Figuras 2.7e e 2.7f) que temos cementita no contorno de grão. Como a cementita é uma cerâmica ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) esta pode formar uma rede contínua ligando todos os contornos. Neste caso, pode ocorrer uma fragilização do material. Por este motivo, não encontramos com freqüência aços carbono com %C superiores a 1,0%.

## 2.2.4 Aços ligados

Conforme já mencionado nas seções anteriores, os aços ligados são classificados como baixa liga e alta liga.

Os aços baixa liga são compostos por ferro, carbono e outros elementos de liga ( $\text{Fe} + \text{C} + \text{X}$ ) desde que, a soma dos percentuais dos outros elementos de liga seja menor que 5%<sup>9</sup> (ou seja,  $\text{X} < 5\%$ ). Os aços alta liga possuem composição semelhante aos aços baixa liga, diferenciando no teor dos elementos químicos adicionais. A soma dos percentuais dos demais elementos de liga deve ser maior que 5% (ou seja,  $\text{X} > 5\%$ ).

No caso dos aços baixa liga, os elementos de liga são adicionados para melhorar algumas propriedades mecânicas ou tecnológicas dos mesmos. Estes elementos podem permanecer em solução sólida ou precipitar como partículas de segunda fase. Opa, o que isso quer dizer? Quando introduzimos elementos dentro da rede cristalina do ferro, estes podem ficar dissolvidos, ou seja, em solução sólida (substitucional ou intersticial) ou caso, não consiga ficar nem em solução sólida intersiticial nem substitucional o átomo tende a formar um composto químico diferente da matriz (precipita uma 2ª fase).

Quando um átomo entra em solução sólida (se dissolve na estrutura cristalina) este provoca, em geral, um sensível aumento da dureza e resistência mecânica. Então, qual o interesse em colocar elemento de liga (em pequena quantidade) em solução sólida? O que ocorre é que alguns elementos de liga em solução alteram a temperabilidade dos aços ou ainda a resistência química do mesmo (p. ex.: resistência à corrosão). Assim, apesar destes aços não adquirirem melhores propriedades mecânicas diretamente estes o adquirem após um tratamento de têmpera. Eles endurecem a uma profundidade muito maior que os aços-carbono ou, ainda, podem ser temperados usando uma velocidade de resfriamento menos

<sup>9</sup> O valor de 5% é arbitrário e outras literaturas podem considerar valores diferentes para definir o que é um aço baixa liga ou alta liga.

intensa (menor choque térmico), o que implica numa menor probabilidade de formação de empenamentos ou trincas. Assim, os aços baixa liga, com quantidade razoável de elementos de liga em solução, melhoram de forma significativa a resistência mecânica quando submetidos a tratamentos térmicos. Na etapa anterior ao tratamento térmico ele se assemelha a um aço carbono. Ou seja, é quase tão fácil de se processar (usinar, conformar, etc.) que um aço carbono.

Quando o elemento de liga adicionado for um formador de carboneto (ou nitreto, boreto, etc.), este não ficará dissolvido na estrutura cristalina, ou seja, não ficará em solução sólida. Neste caso, os elementos de liga se combinam com os átomos da matriz, com outros elementos de liga ou com impurezas formando compostos químicos. Estes compostos químicos formam então uma segunda fase. Nos aços, o composto químico que forma a 2ª fase é geralmente um carboneto, pois o carbono está sempre presente nos aços. Porém é comum encontrar outros compostos químicos como nítretos, sulfetos e boretos. Estes precipitados podem ter vários tipos de forma. O próprio ferro forma carbonetos e precipita ( $\text{Fe}_3\text{C}$  - cementita) na forma de placas alternada dando forma à microestrutura perlita!

Se os elementos de liga formam carbonetos, ocorre um endurecimento direto mais significativo que aquele observado para os elementos que entram em solução sólida. Isto porque estes precipitados funcionam como barreiras para a movimentação de discordâncias. No entanto, os carbonetos têm um efeito menor na temperabilidade dos aços. Logo, sua atuação é direta no aumento da resistência mecânica. Como a quantidade de elementos de liga é relativamente pequena ( $X < 5\%$ ) o aumento de resistência mecânica devido à precipitação de carbonetos é limitado. Alguns elementos como o V, Ti, Nb, entre outros, tendem a se precipitar como carbonetos a entrarem em solução sólida.

Assim sendo, nos aços baixa liga, os elementos de liga atuam como no sentido de modificar algumas propriedades (químicas, mecânicas ou tecnológicas). Os elementos de liga terão efeitos diferentes uns dos outros. Logo, a escolha do elemento químico e a quantidade desejada dependerá das propriedades requeridas, bem como da disponibilidade e do custo associado à adição do mesmo.

Algumas propriedades só são possíveis de se obter com um elemento químico específico; outras são obtidas com a combinação adequada de elementos.

Em geral, elementos químicos que se dissolvem na matriz tendem a ter um efeito maior na temperabilidade, resistência à corrosão, resistência ao calor, alteração de temperaturas de transformação, entre outros. Já os elementos de liga que formam precipitados tendem a melhorar a resistência mecânica, resistência à abrasão, aumentam a dureza a quente, inibem crescimento de grão, entre outros.

A Figura 2.8 mostra a tendência de alguns elementos de liga em formar carbonetos ou permanecer dissolvidos na estrutura cristalina (Ferrita).

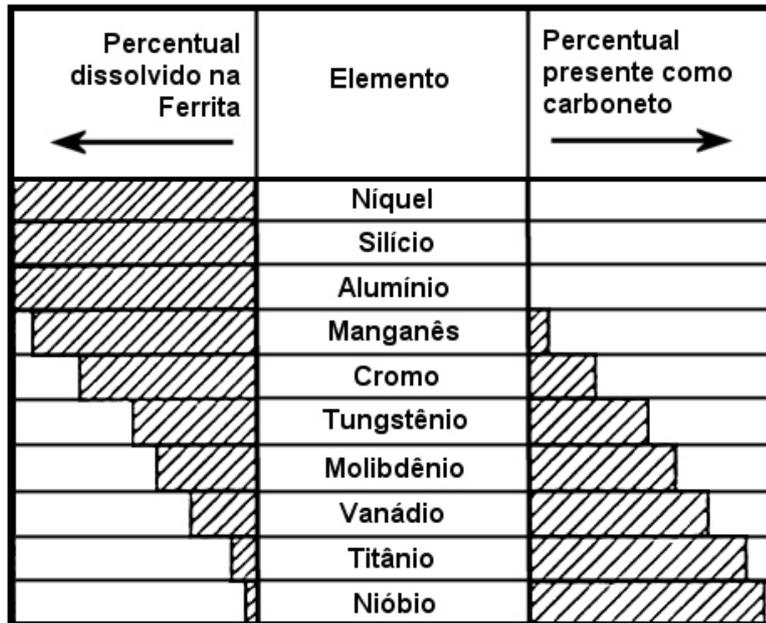


Figura 2.8 – Tendência de alguns elementos de liga em formar carbonetos ou permanecer em solução sólida.

Nesta figura podemos notar que alguns elementos de liga preferem ficar em solução sólida a formar carbonetos, como é o caso do Ni, Si e Al. Outros tanto formam carbonetos, como ficam em solução como é o caso do Cr, W e Mo. O vanádio, titânio e nióbio, como já dito são fortes formadores de carbonetos. Isto quer dizer que, na primeira oportunidade, eles sairão de solução sólida e precipitarão na forma de carbonetos.

Como já mencionado, os elementos de liga, influenciam diferentemente o comportamento dos aços. Alguns aumentam a temperabilidade, outros a resistência ao desgaste. Para se aumentar a temperabilidade é preferível que o elemento de liga permaneça em solução. No entanto, há exceções (como sempre)! O alumínio prefere estar em solução, no entanto, não aumenta significativamente a temperabilidade. Para se aumentar a resistência ao desgaste o ideal é ter carbonetos (materiais cerâmicos) que possuem maior resistência ao desgaste. Porém, como nos aços baixa liga temos relativamente uma pequena quantidade de elementos de liga ( $X < 5\%$ ), a resistência obtida não é tão alta assim.

A Tabela 2.5 mostra o efeito dos elementos de liga mais comuns adicionados aos aços em algumas propriedades dos aços.

Tabela 2.5 – Efeito dos elementos de liga nas propriedades dos aços (Brandt e Warner, 2005)

<b>Elemento de Liga</b>	<b>Efeito nos aços</b>
Carbono (C)	Aumenta dureza, resistência mecânica e ao desgaste
Cromo (Cr)	Melhora a resistência à corrosão e temperabilidade
Chumbo (Pb)	Melhora a usinabilidade
Manganês (Mn)	Aumenta resistência mecânica, temperabilidade, melhora a resposta de outros elementos de liga aos tratamentos térmicos
Alumínio (Al)	Promove a desoxidação dos aços
Níquel (Ni)	Melhora a tenacidade e resistência mecânica
Silício (Si)	Auxilia na desoxidação e melhora a temperabilidade
Tungstênio (W)	Aumenta a resistência mecânica a quente e ao desgaste
Molibdênio (Mo)	Melhora a temperabilidade e aumenta a resistência mecânica a quente
Enxofre (S)	Melhora a usinabilidade
Titânio (Ti)	Elimina a precipitação de carbonetos (de outros elementos de liga como carbonetos de cromo)
Vanádio (V)	Auxilia no refino de grão e aumenta a tenacidade
Boro (B)	Melhora a temperabilidade
Cobre (Cu)	Aumenta a resistência à corrosão e resistência mecânica
Nióbio (Nb)	Elimina a precipitação de carbonetos (similar ao Ti)
Fósforo (P)	Aumenta a resistência mecânica quando dissolvido na matriz
Telúrio (Te)	Melhora a usinabilidade
Cobalto (Co)	Aumenta a dureza e resistência ao desgaste

Os aços alta liga possuem um teor maior de elemento de liga. Eles são usados principalmente em casos que se necessite de maior resistência ao desgaste (carbonetos), maior resistência à corrosão (aços inoxidáveis) e maior resistência a altas temperaturas, mantendo a sua resistência mecânica. Em temperaturas elevadas, a utilização de aço-carbono é impraticável, pois nestas temperaturas o aço oxida muito rapidamente. Por exemplo, em temperaturas elevadas a taxa de oxidação pode chegar a 20 cm por ano. Logo, uma peça de 10 cm de espessura iria sumir em menos de um ano caso permanecesse por este período em alta temperatura.

Quando se deseja construir uma ferramenta em aço é necessário utilizar um aço diferenciado, pois este irá processar normalmente aços. No caso de uma ferramenta de corte (uma broca, por exemplo) esta irá usinar aço. Assim sendo, será aço contra aço. Este material necessitará de um conjunto de propriedades diferenciadas e não somente uma ou outra propriedade. Desta forma será necessário adicionar normalmente vários elementos de liga em quantidade relativamente grande. As propriedades requeridas a uma ferramenta normalmente são, dureza elevada com boa tenacidade, dureza a quente, resistência mecânica a quente (dureza a quente), alta temperabilidade, resistência ao desgaste, entre outros. Um único elemento de liga dificilmente fornecerá todas estas propriedades. Por este motivo é necessário adicionar vários elementos de liga.

Estes aços são também conhecidos como **aços-ferramenta**. A classificação dos aços ferramenta não se enquadra na classificação ABNT apresentada na Tabela 2.4. Estes aços são classificados conforme a Tabela 2.6.

Tabela 2.6 – Classificação dos Aços Ferramenta

<b>Tipo</b>	<b>Designação</b>
W	Temperáveis em água ( <b>Water</b> )
S	Resistente ao choque ( <b>Shock</b> )
O	Trabalho a frio – Temperável em óleo ( <b>Oil</b> )
A	Trabalho a frio – Temperável ao ar ( <b>Air</b> )
D	Trabalho a frio – Matrizes ( <b>Die</b> )
H	Trabalho a quente ( <b>Hot</b> )
C	Aço para trabalho a quente baixa liga
T	Aços rápidos ao tungstênio ( <b>Tungsten</b> )
M	Aços rápidos ao molibdênio ( <b>Molybdenum</b> )
R	Outros aços rápidos
P	Aços para molde ( <b>Plastic</b> )
L	Aços para finalidades especiais baixa liga ( <b>Low alloy</b> )
F	Aços para finalidades especiais ao cromo-tungstênio

Outra importante família de aços dentro da classe dos aços alta liga, são os aços resistentes à corrosão, ou assim chamados, **aços inoxidáveis**. Estes aços caracterizam-se por possuírem resistência à corrosão superior aos dos demais aços. A denominação “aços inoxidáveis”, não é totalmente correta, pois nestes aços tem-se a formação uma camada de óxido passiva. Além disso, é possível que ocorra a corrosão por oxidação em temperaturas mais elevadas. No entanto, esta denominação ainda é utilizada por estar já bem inserida no nosso vocabulário.

Para ser um aço inoxidável este deve ter **no mínimo** 12% de cromo **em solução sólida**. Neste caso, o cromo forma uma camada protetora constituída de óxidos. Estes óxidos são aderentes, transparentes e impermeáveis. Ele envolve toda a superfície do aço impedindo o acesso do oxigênio (e demais agentes químicos), evitando conseqüentemente a subseqüente oxidação. Devido ao fato desta película ter estas características, o aço parece não oxidar!

O aço inoxidável é, a princípio, uma liga do tipo (Fe+C+Cr+X), onde o percentual de cromo é geralmente maior que 12% e X são outros elementos químicos adicionados ao aço para melhorar outras propriedades destes. A adição de outros elementos de liga permite formar um extenso conjunto de materiais. Além do cromo outro elemento que se destaca é o níquel. Este elemento químico melhora a resistência à corrosão e algumas propriedades mecânicas.

Existem muitas variedades de tipos de aços inoxidáveis. Estes variam conforme o teor de carbono, cromo e demais elementos de liga. Geralmente, os aços inoxidáveis são agrupados segundo a sua estrutura cristalina.

- **Aços inoxidáveis ferríticos** – apresenta estrutura ferrítica (CCC) em qualquer temperatura. É ferromagnético e não endurecível por têmpera;
- **Aços inoxidáveis martensíticos** – apresenta como característica predominante a capacidade de adquirir microestrutura martensítica por têmpera, sendo este também ferromagnético;
- **Aços inoxidáveis austeníticos** – apresenta estrutura austenítica (CFC) em qualquer temperatura. Este aço é paramagnético e não endurecível por têmpera.

Os aços inoxidáveis possuem sua própria classificação segundo a ABNT (Tabela 2.7).

Os aços inoxidáveis mais utilizados são divididos basicamente em dois grandes grupos: a série 400 e 300.

A série 400 corresponde aos aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos. Estes aços são ferromagnéticos com estrutura cristalina (CCC) e compostos basicamente de Fe-C-Cr. A série 300 corresponde aos aços inoxidáveis austeníticos. Estes aços são paramagnéticos (não magnéticos) com estrutura (CFC) e compostos basicamente por Fe-C-Cr-Ni.

A diferença principal dos aços ferríticos e martensíticos é que o ultimo possui maior percentual de carbono e menor percentual de cromo. Isto para possibilitar a transformação martensítica, algo que não é possível para os aços ferríticos e austeníticos.

Todos os aços possuem em sua composição certa quantidade de manganês (Mn), silício (Si), fósforo (P) e enxofre (S).

A Tabela 2.7, mostra a classificação ABNT dos aços inoxidáveis, apresentando alguns aços das respectivas classes.

Tabela 2.7 – Exemplos de aços inoxidáveis segundo a classificação ABNT (CARBÓ, 2001).

Série	Composição química média					Classe
	%C	%Cr	%Ni	%Mo	Outros	
405	0,08	± 12,5	-	-	Al ± 0,2	Ferríticos
409	0,08	± 12,0	-	-	Ti ± 0,5	
430	0,12	± 17,0	-	-	-	
434	0,12	± 17,0	-	1,0	-	
439	0,07	± 18,0	-	-	Ti ± 0,25	
446	0,20	± 25,0	-	± 1,25	Ti ± 1,5	
410	0,15	± 12,0	-	-	-	Martensíticos
420	0,15	± 13,0	-	-	-	
440C	0,95	± 17,0	-	0,75	-	
200	0,15	± 18,0	± 5,0	-	Mn ± 8,0	Austeníticos
301	0,15	± 17,0	± 7,0	-	-	
304	0,08	± 19,0	± 10,0	-	-	
304L	0,03	± 19,0	± 10,0	-	-	
310	0,08	± 25,0	± 20,0	-	-	
316	0,08	± 17,0	± 12,0	± 3,0	-	
316L	0,03	± 17,0	± 12,0	± 3,0	-	

Como vimos, os aços inoxidáveis precisam ter 12% de cromo em solução sólida. No entanto, como podemos notar na Tabela 2.7, o percentual de cromo normalmente é maior que 12%. Por que, na prática isso ocorre? Ocorre porque, segundo a Figura 2.8 o cromo pode tanto ficar em solução como **precipitar** na forma de carbonetos. Notamos que o carbono sempre está presente nos aços inoxidáveis. Se colocarmos exatamente 12% de Cr no aço pode ocorrer que o cromo ao encontrar um átomo de carbono saia da solução sólida e precipite como um carboneto de cromo. Este processo chama-se sensitização. Se o cromo sai da solução sólida e precipita, teremos menos de 12% de cromo em solução, logo o aço deixa de ser “INOX”. O que se pode fazer na prática é adicionar cromo em excesso para que caso ocorra alguma sensitização, a quantidade de cromo em solução não fique menor que 12%. Outra alternativa é diminuir o percentual de carbono. Por este motivo alguns aços possuem um “L” após o número da série, como por exemplo 304L ou 316L. Este ele faz referência ao baixo carbono (em inglês *Low carbon*). Além do “L” podem aparecer outros sufixos, como H, F, S, A, B, C, que dizem respeito a modificações específicas na composição química dos aços inoxidáveis.

### 2.2.5 Ferro Fundido

Antes de tudo vamos esclarecer esta terminologia. Os ferros fundidos são ligas metálicas ferrosas e não ferro no estado líquido. Eles são chamados assim, pois possuem temperatura de fusão menor que a dos aços. Esta característica facilita a produção de produtos de ferro fundido a partir do processo de fabricação conhecido como Fundição. Os ferros fundidos são ligas relativamente baratas e possuem uma melhor fluidez que os aços e também por isso são preferidos para este tipo de processo de fabricação.

Os Ferros Fundidos são ligas ferrosas com teor de carbono superior a 2,11%. Pode-se considerar ferro fundido uma liga contendo somente ferro e carbono. No entanto, o silício está frequentemente presente em teores superiores ao do próprio carbono. Visto que o silício possui grande influência nesta liga, os ferros fundidos são geralmente considerados como uma liga ternária Fe-Si-C. Além disso, os ferros fundidos possuem ainda Mn, S e P. O carbono presente nestas ligas pode se encontrar dissolvido na estrutura cristalina do ferro (até 0,008%), na forma de grafita (Carbono puro) ou cementita (que é um composto de ferro e carbono - Fe<sub>3</sub>C). Existem ainda os ferros fundidos ligados, onde são adicionados outros elementos de liga (como Cr, Mo, Ti, entre outros) para melhorar suas propriedades.

Dependendo do teor de silício e da velocidade de resfriamento, tem-se o favorecimento da formação de grafita ou cementita. A grafita pode se apresentar em diferentes morfologias (forma). O mesmo ocorre com a cementita. Nos ferros fundidos com grafita, a microestrutura pode se apresentar com uma matriz similar aos aços: ferrita livre, perlita, bainita, martensita, entre outros. Dependendo do tipo de microestrutura os ferros fundidos podem ser classificados em quatro grupos principais.

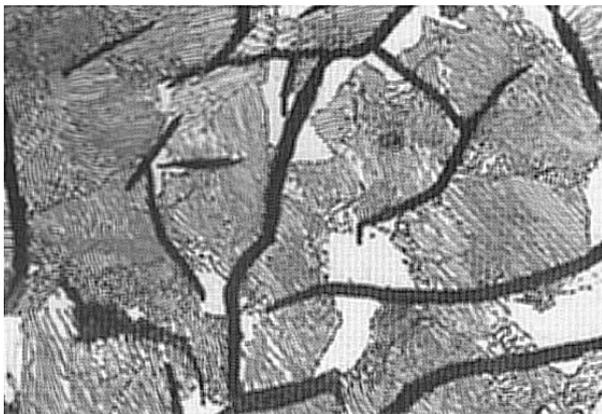
- Ferro fundido cinzento;
- Ferro fundido branco;
- Ferro fundido nodular;
- Ferro fundido maleável.

Uma análise mais detalhada das microestruturas formadas em ferro fundido (sem a presença de silício) poderia ser realizada com o auxílio do diagrama de fases. Como neste momento ainda não temos familiaridade com esta ferramenta, deixaremos esta análise para uma outra oportunidade. No momento, basta conhecer a liga e suas potencialidades.

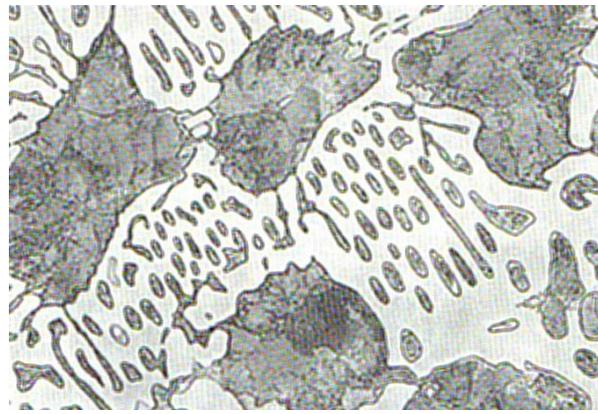
Os fatores que influenciam na microestrutura do ferro fundido são a composição química e a velocidade de resfriamento. Estes dois parâmetros irão basicamente definir o tipo de microestrutura formada e conseqüentemente o tipo de ferro fundido (cinzento, branco, nodular ou maleável).

Os elementos que mais influenciam esta liga são o carbono e o silício. Mas como é esta influência? Como vimos para o caso do aço, o limite de solubilidade do carbono na ferrita é 0,008%. Os ferros fundidos possuem teores de 2,11 a 6,67%. Logo, uma grande quantidade de carbono está presente fora da estrutura cristalina do ferro. Este carbono pode estar livre (na forma de grafita) ou na forma de cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), conforme já mencionado. Como é possível imaginar, quanto maior a quantidade de carbono na liga maior será a quantidade de grafita ou cementita no material.

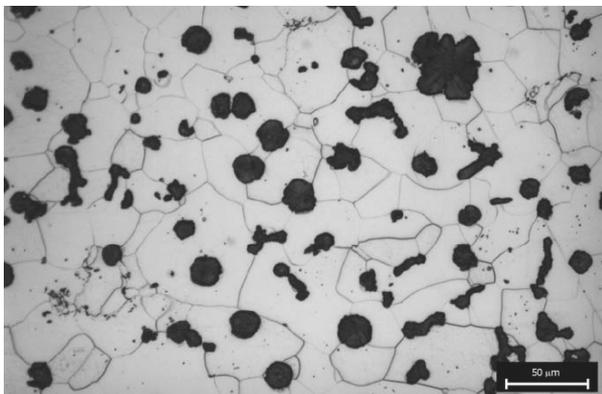
Como vimos, as diferentes microestruturas definem o tipo de ferro fundido que podemos ter. Na Figura 2.9 são mostradas as microestruturas principais dos ferros fundidos comuns.



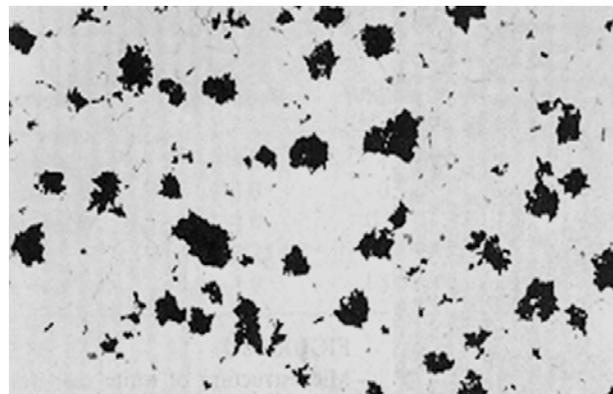
(a) Ferro fundido cinzento (matriz perlítica)



(b) Ferro fundido branco



(c) Ferro fundido nodular



(d) Ferro fundido maleável

Figura 2.9 – Microestruturas típicas dos Ferros Fundidos. (a) Branco, (b) cinzento, (c) nodular e (d) maleável.

O silício por sua vez tem dentre outros efeitos o de decompor a cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) em ferro e carbono livre, (ou seja, ferro e grafita). Assim, podemos intuir que quanto maior o teor de carbono e quanto maior o teor de silício teremos grande quantidade de grafita livre na liga. Cuidado! Isto não é totalmente verdade. Há ainda o efeito da velocidade de resfriamento a ser considerado. Além do silício (que estabiliza a grafita) podemos ter ainda o efeito do manganês, que é adicionado à liga (tanto aos aços como aos ferros fundidos) com

o objetivo de remover o enxofre da liga (dessulfurante). No entanto, o manganês estabiliza a perlita, agindo no sentido contrário do silício. Muitas vezes o manganês é adicionado proposadamente para estabilizar a perlita, sobretudo em peças fundidas volumosas.

A velocidade de resfriamento durante a solidificação da liga tem o efeito de modificar a microestrutura, dependendo do teor de silício da liga. Esta velocidade de resfriamento está intimamente ligada ao tipo de molde utilizado (molde de areia ou metálico). Se utilizado molde de areia o resfriamento é relativamente lento e se metálico o contrário. Temos que considerar também a seção transversal da peça (tamanho da peça). O núcleo de peças maiores tende a resfriar mais lentamente que as de peças menores. Peças com espessuras variadas possuem várias velocidades de resfriamento, por assim dizer.

O silício presente na liga tende a decompor a cementita em Fe e grafita. Assim sendo, dependendo da quantidade de silício e com resfriamento lento (por exemplo, em molde em areia) o ferro fundido formado é o **Ferro Fundido Cinzento** (Figura 2.9a). Este material tem este nome, pois sua fratura tem aspecto acinzentado, devido à presença da grafita na microestrutura. O ferro fundido cinzento possui elevada fluidez (no estado líquido) o que permite produzir peças com geometria complexa. Possui boa usinabilidade, baixo atrito devido à presença da grafita (lubrificante sólido), excelente amortecimento de vibrações, boa resistência à compressão, mas péssima resistência à tração, má soldabilidade e baixo custo. Este é o tipo de ferro fundido mais utilizado (cerca de 75%), sendo aplicado geralmente em fundição de blocos de motor, grandes engrenagens, máquinas agrícolas, tubulações, carcaças e suporte de máquinas (amortecimento de vibrações), entre outros.

Se o resfriamento é rápido, não há tempo para ocorrer esta decomposição, de modo que, dependendo do teor de carbono e silício, pouca ou nenhuma grafitização ocorre. Neste caso, forma-se uma microestrutura rica em cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). O material com esta microestrutura é chamado de **Ferro Fundido Branco** (Figura 2.9b). Assim como o ferro fundido cinzento, o ferro fundido branco tem este nome devido ao aspecto da fratura deste material que tem uma tonalidade mais clara e brilhosa, pois neste caso não se tem a grafita na microestrutura. Esta liga possui ótima resistência à compressão e ao desgaste (devido à cementita). É extremamente frágil, e possui péssima usinabilidade e soldabilidade. No entanto, é uma liga de baixo custo. É aplicada na produção de peças que necessitem de resistência ao atrito e compressão (barramento de torno, por exemplo), na fabricação de esferas de moinhos e rolos de laminação. No entanto devido à necessidade de elevada taxa de resfriamento esta liga não pode ser aplicada em peças de grandes dimensões.

O **Ferro Fundido Nodular (ou Dúctil)** (Figura 2.9c) é obtido de forma similar ao ferro fundido cinzento. Os constituintes presentes são também bastante similares, ou seja, o carbono está presente na forma de grafita. O que ocorre é que no momento da solidificação são adicionados ao banho líquido o que chamamos de inoculantes. Estes são responsáveis

por nuclear a grafita, fazendo com que a mesma se apresente com uma morfologia nodular. Esta liga possui alta resistência mecânica, tenacidade e ductilidade (diferentemente do ferro fundido cinzento). Possui, assim como o ferro fundido cinzento, boa usinabilidade e fluidez no estado líquido, e bom comportamento ao atrito (devido à grafita). A soldabilidade é melhorada em relação ao cinzento, mas apesar de ainda barato, possui custo maior que a do ferro fundido cinzento. Esta liga é aplicada principalmente na confecção de engrenagens e pinhões, juntas universais, virabrequins, cames, válvulas, entre outros.

O **Ferro Fundido Maleável** (Figura 2.9d) é obtido a partir do ferro fundido branco através de um tratamento térmico, chamado de Tratamento térmico de maleabilização. Neste tratamento térmico, a cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) presente no ferro fundido branco é transformada em grafita na forma de “rosetas”. Variando-se a taxa de resfriamento se consegue obter uma ampla faixa de propriedades. A liga formada possui propriedades semelhantes às do ferro fundido nodular, como alta resistência, tenacidade e ductilidade. Possui também bom comportamento ao atrito e boa usinabilidade.

## CAPÍTULO 3 – Diagramas de Fase e Diagramas TTT

Quando estudamos os materiais vimos que muitas transformações podem ocorrer, por exemplo, ao se aquecer um material ele pode fundir, ou seja, mudar do estado sólido para o estado líquido. Neste caso, podemos dizer que o material mudou de fase.

Sabemos que os materiais possuem, basicamente, três fases: sólida, líquida e gasosa. No entanto, os materiais podem ter mais de 3 fases. O ferro puro, por exemplo, possui 5 fases: Fe- $\alpha$ , Fe- $\gamma$ , Fe- $\delta$  (3 fases sólidas), ferro líquido (acima de 1536 °C) e ferro gasoso (acima de 2875 °C). Isso, nós já sabíamos. Mas, será que estas fases aparecem da mesma maneira (com a mesma temperatura) caso eu adicione elementos de liga? A resposta é, na maioria das vezes, **NÃO**. A presença das fases muda conforme o teor de elementos de liga na matriz. Agora complicou, vimos que na prática não se trabalha com ferro puro. Então aquela informação é apenas didática? Em termos sim. No entanto, é preciso saber como se comporta o material puro, para a partir daí entender o seu comportamento como material ligado. Muitos pesquisadores estudaram os diversos tipos de ligas e através de experimentos montaram uma série de diagramas para auxiliar os profissionais na previsão da presença das diferentes fases nos materiais. Estes diagramas são chamados diagramas de fase (ou diagramas de equilíbrio). Os diagramas TTT (tempo, temperatura, transformação) são diagramas bastante práticos para se prever a microestrutura formada após um tratamento térmico. O uso destes diagramas é primordial para se entender prever a microestrutura do material e o seu comportamento durante seu aquecimento e resfriamento. Assim sendo, vamos mergulhar de cabeça nos diagramas de fase e diagramas TTT para tentar aproveitar ao máximo estas magníficas ferramentas obtidas com muito suor por nossos pesquisadores.

### 3.1 Diagrama de Fase

Os diagramas de fase são representações gráficas de um sistema de ligas, por meio dos quais os estados físicos e os constituintes estruturais (fases), em suas quantidades relativas, são conhecidos em função das composições, temperaturas e normalmente sob pressão atmosférica. Estes diagramas são comumente denominados diagramas de equilíbrio, pois são determinados em condições de equilíbrio, ou seja, pressão constante, e variação muito lenta da temperatura. Outro ponto a ser ressaltado é que a fase gasosa raramente é reportada nos diagramas de fase. Logo, consideraremos somente as fases sólidas e a fase líquida do material.

O conhecimento do diagrama de fase (ou de equilíbrio) é de grande importância, pois o mesmo serve de instrumento para compreender e prever o comportamento dos metais e suas ligas nas transformações térmicas, como a solidificação, fusão, tratamentos térmicos e processos de difusão. Além disso, existe uma forte correlação entre a distribuição de fases no material (microestrutura) com as propriedades mecânicas do mesmo.

Os diagramas de fases mais estudados, e conseqüentemente, em maior disponibilidade, são os diagramas binários. Estes diagramas são construídos a partir de dois elementos químicos somente. Por exemplo, Fe e C ou Cu e Ni, ou Fe e Cr, e assim por diante. Os diagramas que consideram 3 elementos químicos são chamados diagramas ternários e são mais complicados. Neste curso, vamos nos concentrar nos diagramas binários, pois apesar de suas limitações são ferramentas importantíssimas.

Antes de começarmos a estudar os diagramas de fase, convém esclarecer o significado de algumas terminologias utilizadas neste curso.

### 3.1.1 Terminologias utilizadas no estudo dos diagramas de fase

**a) Fase** – Uma fase pode ser definida como uma porção homogênea de um material com características físicas e químicas uniformes. Todo material puro é considerado como tendo uma fase. Quando temos água pura ela é uma única fase. Se tivermos água com açúcar e todo o açúcar está dissolvido também temos uma única fase. Quando o açúcar precipita no fundo da xícara teremos então duas fases (uma líquida e outra sólida). As características físicas se diferem. O mesmo pode-se dizer se num aço temos uma parte de Ferro CCC e outra de ferro CFC. Neste caso, temos o material com duas fases.

**b) Componentes** – são elementos químicos que participam na formação de uma liga, como por exemplo, o ferro e o carbono nos aços e ferros fundidos.

**c) Equilíbrio** – é a condição de mínima energia livre de um material (como a natureza gosta) que não apresenta modificações espontâneas em suas propriedades. Numa condição de equilíbrio o material não se altera espontaneamente com o tempo.

**d) Microestrutura** – é resultado da observação direta em microscópio. Em ligas metálicas, microestrutura é caracterizada pelo número de fases presentes e pela forma como elas são distribuídas. Microestrutura envolve então quantidade de fases e forma como estas estão distribuídas (morfologia)<sup>10</sup>.

**e) Limite de solubilidade** – é a concentração máxima que um material permite dissolver um determinado soluto. Acima deste limite teremos obrigatoriamente mais que

---

<sup>10</sup> Como a microestrutura tem uma morfologia associada podemos então reconhecê-la pela sua “cara”, seu “jeitão”, enfim, seu aspecto. Existem livros que trazem uma série de fotos de microestruturas para serem comparadas com aquelas que vemos no microscópio.

uma fase, pois uma segunda fase se precipita ao extrapolar este limite. Por exemplo, quando adicionamos açúcar ao café este vai se dissolvendo. Se extrapolarmos o limite de solubilidade de açúcar no café (a uma determinada temperatura) este irá se precipitar no fundo da xícara.

### 3.1.2 Diagrama de fase isomorfo

Um diagrama de fase binário é um “mapa” que prevê as fases que se pode ter dependendo da temperatura da liga e das proporções dos dois componentes da liga. Assim, variando-se o percentual dos elementos de liga e a temperatura temos uma determinada fase em equilíbrio. Existem alguns tipos de diagramas de fase. O mais simples é o que nos mostra pelo menos duas fases (líquida e sólida). Este diagrama é chamado diagrama de fase isomorfo.

Quando um átomo pode se dissolver totalmente em outro material, independentemente da quantidade adicionada não temos um limite de solubilidade para este material. Eles são totalmente solúveis. Um exemplo deste tipo de solução é a do cobre e níquel. O cobre e o níquel se dissolvem totalmente um no outro, independentemente da proporção destes elementos químicos. Para esta situação pode-se ter um diagrama de fases (binário) onde se varia o percentual de um dos elementos na liga. Neste diagrama pode-se observar as fases formadas para uma determinada temperatura e percentual do elemento de liga adicionado. A Figura 3.1 mostra o diagrama binário de fases da liga Cu-Ni.

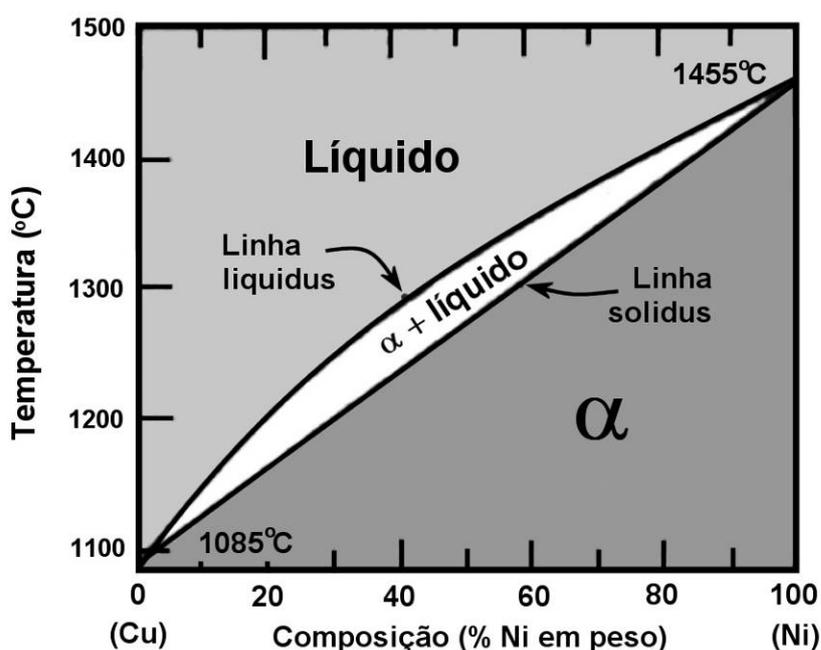


Figura 3.1 – Diagrama de fase isomorfo (ligas cobre e níquel)

No caso da Figura 3.1 temos um diagrama de fase da liga cobre-níquel. Podemos notar que este mapa é composto por dois eixos. O eixo das ordenadas (eixo Y) diz respeito à temperatura do material (neste caso, variando de 1100 a 1500 °C). O eixo das abscissas (eixo X) diz respeito à proporção dos elementos de liga. Neste caso o percentual de níquel na liga cobre-níquel.

Vamos aprender a ler o diagrama de fase? Faremos isso inicialmente com o diagrama isomorfo, pois este é mais simples e torna a tarefa mais produtiva.

Observando o diagrama, quando o percentual de Ni é igual a zero, significa dizer temos cobre puro. Quando o percentual de níquel é igual a 100% temos níquel puro. Com qualquer outro valor intermediário, teríamos uma liga Cu-Ni.

O primeiro passo é encontrar as regiões correspondentes às fases puras. No interior do diagrama podemos notar três regiões distintas. A área superior do diagrama (cinza claro) do diz respeito à fase líquida. A área inferior (cinza escuro) diz respeito a uma fase sólida chamada de alfa ( $\alpha$ ). A região estreita entre estas duas (branco) é a mistura entre as duas fases (sólido e líquido). Neste caso as fases puras são o **Líquido** e a **fase  $\alpha$** .

O segundo passo é verificar o percentual do elemento de liga (no caso níquel) correspondente e a temperatura de interesse e assim verificar qual fase teremos nesta temperatura para aquela determinada liga.

Vamos exemplificar: se considerarmos o material como sendo cobre puro, significa dizer que o percentual de Ni é igual a zero. Podemos notar que abaixo da temperatura de 1085 °C o cobre puro se apresenta no estado sólido (fase  $\alpha$ ). Acima de 1085 °C temos cobre líquido. Se tomarmos um percentual de 100% de Ni teremos níquel puro (óbvio). Abaixo de 1455 °C teremos níquel sólido (fase  $\alpha$ ) e acima desta temperatura níquel líquido. Assim, com o diagrama de fase podemos ter a temperatura de fusão dos metais puros que compõem a liga! Agora como é o comportamento da liga se tivermos 50% de Ni?

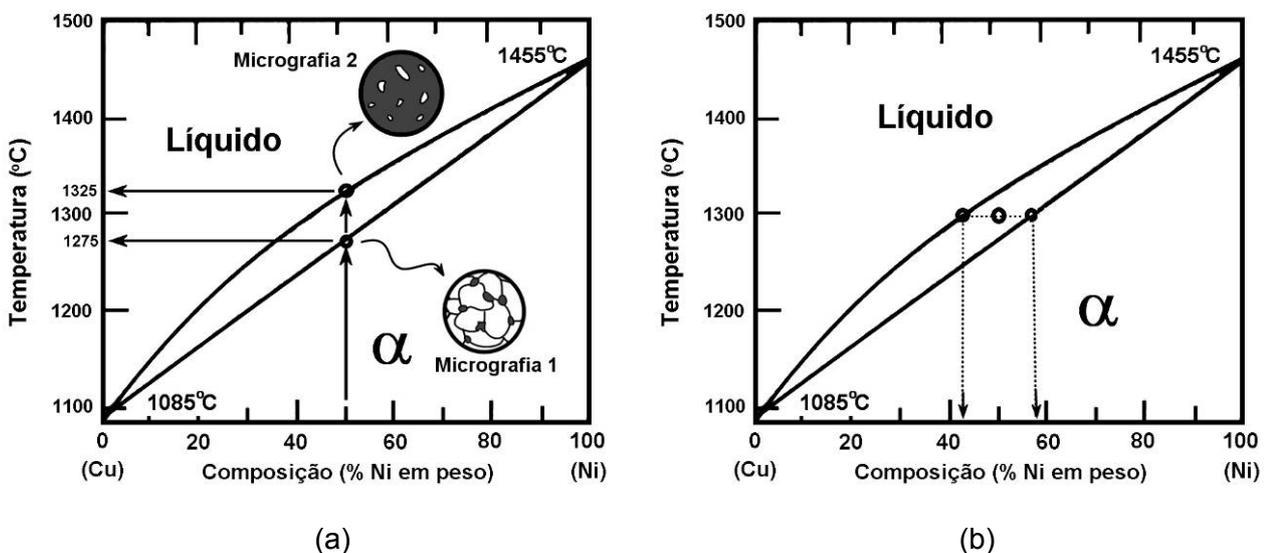


Figura 3.2 – Diagrama de fase isomorfo (ligas de cobre e níquel).

Se observarmos a Figura 3.2a (página anterior), com uma liga contendo 50% de Cu e 50% de Ni, em temperatura ambiente teremos somente a fase  $\alpha$ . Se começarmos a aquecer esta liga (seguindo a seta na Figura 3.2a), em um momento atingiremos a fronteira entre a região da fase  $\alpha$  e a da mistura entre a fase  $\alpha$  e fase líquida. Quanto o material entra nesta região (a aproximadamente 1275 °C) ele começa a se fundir. Neste caso, começam a aparecer pequenas regiões de fase líquida, como pode-se observar na “micrografia 1” mostrada na Figura 3.2a, onde temos grãos da fase alfa (branco) e núcleos de fase líquida (cinza escuro). Se não aumentarmos a temperatura teremos uma quantidade fixa de fase sólida e líquida. Mantendo-se a temperatura constante, a fase líquida não aumenta nem diminui. Lembre-se que é um diagrama de equilíbrio. Se aumentarmos paulatinamente a temperatura, a quantidade de fase líquida aumenta proporcionalmente e a de fase sólida consequentemente diminui. Ao se atingir a temperatura de aproximadamente 1325 °C todo o material passa à fase líquida. Este último estágio é representado na “micrografia 2” da Figura 3.2a, onde a quantidade de líquido (cinza escuro) é muito maior que a de alfa (branco). Logo, na região intermediária entre alfa e líquido temos então 2 fases em equilíbrio.

Quando se trata de fases puras, o teor de elemento de liga das fases é uniforme. Ou seja, todo o material tem a mesma composição química. No entanto, quando temos duas fases em equilíbrio numa determinada temperatura (como é o caso da região entre a fase alfa e líquida) o teor de elementos de liga é diferente para as duas fases. É possível descobrir esta concentração utilizando-se o diagrama de fases. Se estivermos na região intermediária entre as fases alfa e líquido, conforme mostrado na Figura 3.2b. Neste caso, quando totalmente no estado sólido (ou líquido) o material possui concentração de 50% Cu e 50% Ni. No entanto, nesta região de equilíbrio entre as duas fases a concentração de Ni (e consequentemente cobre) será diferente para as duas fases. Neste ponto, traça-se uma **linha horizontal** (chamada linha de conexão) partindo-se do ponto de interesse. Faz-se este traço até tocar uma linha de fronteira (tanto à direita quanto à esquerda) entre as diferentes fases (como mostrado na Figura 3.2b). A parte onde a linha horizontal toca na fase líquido nos fornece a concentração de Ni na fase líquida, neste caso, em torno de 42% de Ni (ou 58% Cu). Para a fase sólida (alfa) faz-se de maneira similar, conforme mostrado na Figura 3.2b. Neste caso a fase sólida possui aproximadamente 59% de Ni (ou 41% de Cu). Note que quando aumentamos a temperatura estas concentrações irão mudar. Tente fazer para outro ponto a uma temperatura maior (sempre dentro da região com duas fases).

É possível também conhecer as quantidades relativas das fases. Lembrando que no exercício anterior calculamos o **teor** (ou concentração) dos elementos de liga nas **fases**. Agora iremos calcular a quantidade de fases. Para se fazer isso vamos observar um detalhe do diagrama isomorfo Cobre e Níquel (Figura 3.3, a seguir). Note que o diagrama começa

com 20% de Ni e termina com 50%. Logo, não estamos vendo o diagrama completo. Esteja sempre atento a estes detalhes!

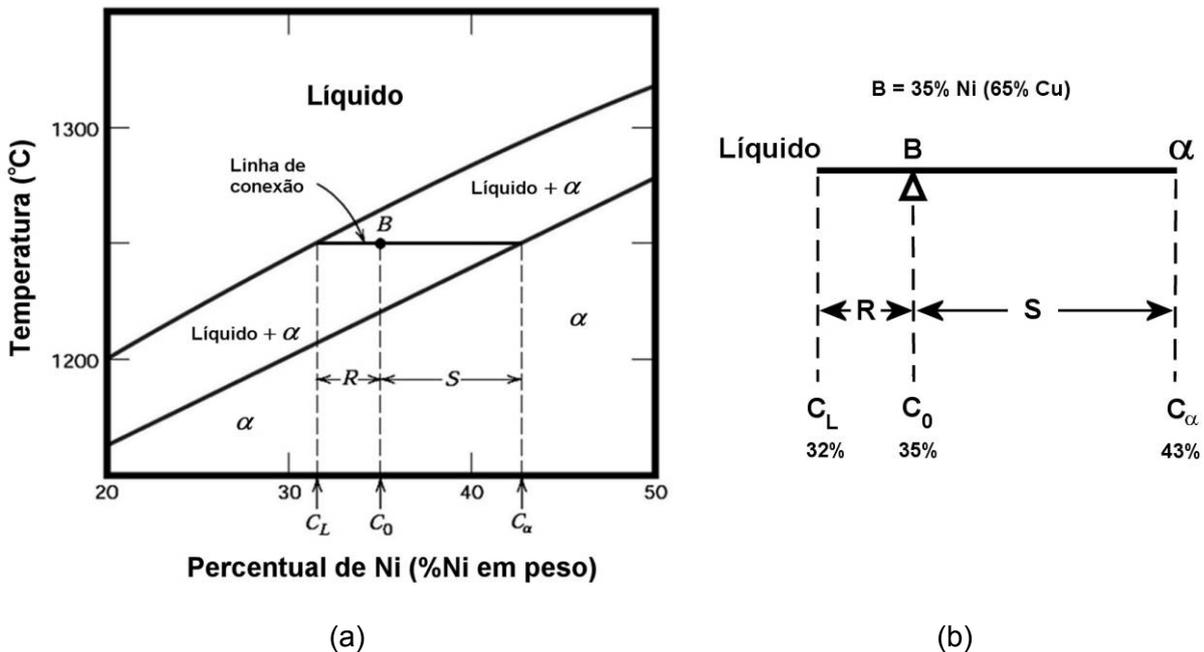


Figura 3.3 – Parte do diagrama de fase isomorfo Ni-Cu (a) e exemplo de regra da alavanca (b) para o cálculo da quantidade relativa de fases (Adaptado de Callister, 2002).

O método de cálculo da quantidade relativa das fases é denominado “regra da alavanca”. Chamaremos a concentração média da liga como “**B**” que é igual a 35% de níquel, indicado na Figura 3.3a. A regra da alavanca é mostrado na Figura 3.3 e funciona da seguinte forma: Para se saber a quantidade de Líquido deve-se dividir o trecho correspondente a “**S**” (lado oposto ao ponto que toca a linha que divide a região da fase líquida e a mistura liquido + alfa) com o trecho correspondente ao comprimento total da linha de conexão, ou seja “**R+S**”. A equação 3.1 mostra o cálculo:

$$\%_{\text{Líquido}} = \frac{S}{R + S} * 100 \quad \text{ou seja,} \quad \%_{\text{Líquido}} = \frac{C_{\alpha} - C_0}{C_{\alpha} - C_L} * 100 \quad \text{Equação (3.1)}$$

Assim,

$$\%_{\text{Líquido}} = \frac{43 - 35}{43 - 32} * 100 = 72,7\%$$

De forma análoga, podemos calcular o percentual de alfa ( $\alpha$ ). Isto se faz dividindo-se o trecho “**R**” pelo trecho “**R+S**”. A equação 3.2 mostra o cálculo:

$$\% \alpha = \frac{R}{R+S} * 100 \quad \text{ou seja,} \quad \% \alpha = \frac{C_0 - C_L}{C_\alpha - C_L} * 100 \quad \text{Equação (3.2)}$$

Assim,

$$\% \alpha = \frac{35 - 32}{43 - 32} * 100 = 27,3\%$$

Logo, com esta composição (35% de Ni) e nesta temperatura, temos 27,3% de sólido (alfa) e 73,7% de líquido. Experimente fazer para a mesma composição em temperaturas diferentes, próximo à linha *liquidus* ou *solidus*.

### 3.1.3 Diagrama de fase eutético

O diagrama de fase eutético é assim chamado, pois possui um ou mais pontos eutéticos. O ponto eutético é uma situação (prevista no diagrama de fase) onde teremos 3 fases em equilíbrio (uma líquida e duas sólidas), onde uma fase líquida se transforma em duas fases sólidas (ou duas fases sólidas se transformam em uma fase líquida).

A Figura 3.4 mostra um diagrama de fases eutético (Pb-Sn).

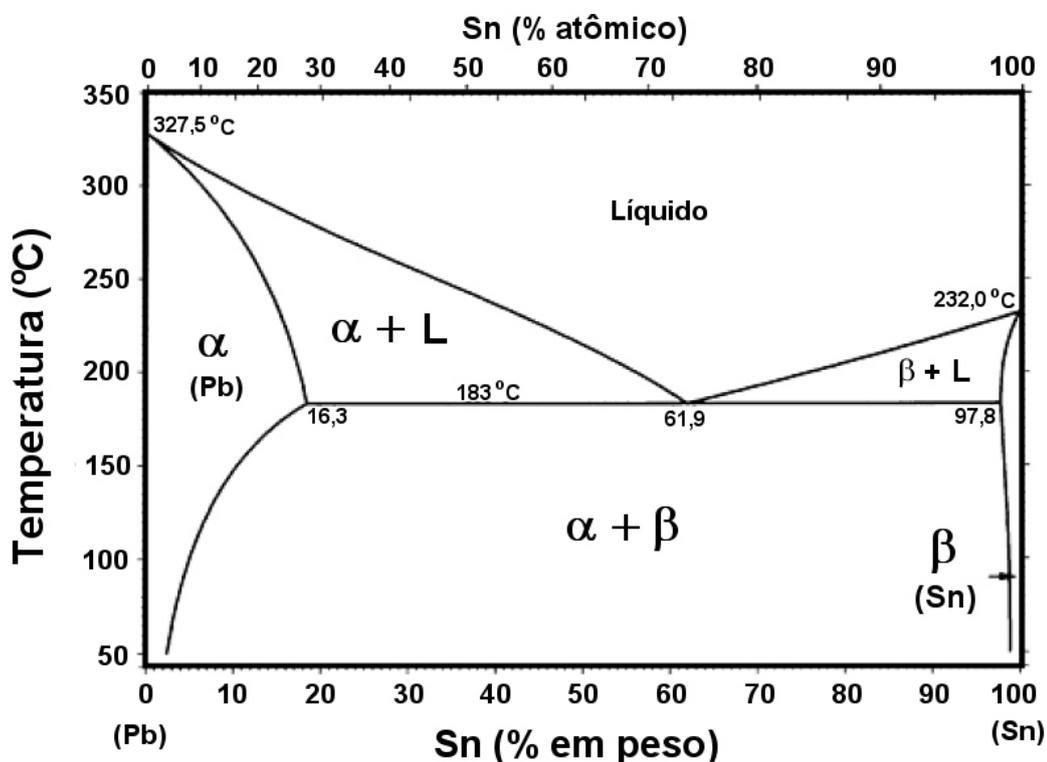


Figura 3.4 – Diagrama de fase eutético de ligas chumbo e estanho (Adaptado de ASM Metals Handbook Vol 3, 1992)

Neste diagrama podemos facilmente identificar as fases possíveis no sistema Pb-Sn. No total são três fases, duas fases sólidas e uma líquida: fase alfa ( $\alpha$ ), fase beta ( $\beta$ ) e líquido, respectivamente. O ponto eutético no diagrama da Figura 3.4 possui composição igual a 61,9% de Sn e temperatura de 183 °C. Nesta condição teremos as fases Líquido, alfa ( $\alpha$ ) e beta ( $\beta$ ) em equilíbrio.

A fase alfa ( $\alpha$ ) é uma fase rica em chumbo (Pb), pois esta está mais a esquerda no diagrama (que é crescente em Sn). A fase beta ( $\beta$ ) é rica em estanho. A fase alfa permite dissolver certa quantidade de estanho, dependendo da temperatura. Diferentemente do visto no diagrama isomorfo (Cu-Ni) onde tínhamos uma fase alfa para qualquer composição química, aqui teremos uma liga monofásica alfa com no máximo 16,3% de Sn (em peso), para a temperatura 183 °C. Quer dizer que a solubilidade depende da temperatura? A resposta é **SIM**. Assim como notamos que quando o café doce esfria, começa a precipitar partículas de açúcar no fundo da xícara, na liga Cu-Sn (e em várias outras ligas) isso também ocorre com o resfriamento. O limite de solubilidade pode ser previsto no diagrama de fase. O limite de solubilidade de Sn na fase alfa ( $\alpha$ ) é identificado como a linha que separa a fase alfa ( $\alpha$ ) da região onde se tem  $\alpha+\beta$  (abaixo de 183 °C). Notamos que o limite máximo de solubilidade de estanho (Sn) na fase alfa ( $\alpha$ ) é de 16,3% (em peso). Para a fase beta ( $\beta$ ) pode-se verificar o mesmo. Sendo o limite de solubilidade de Pb na fase ( $\beta$ ) igual a 2,2 % (resultado da subtração 100%-97,8%).

Vamos ver como ocorre a solidificação de uma liga Pb-Sn com aproximadamente 43% de estanho (e 57% Pb). A figura 3.5 mostra a evolução da solidificação.

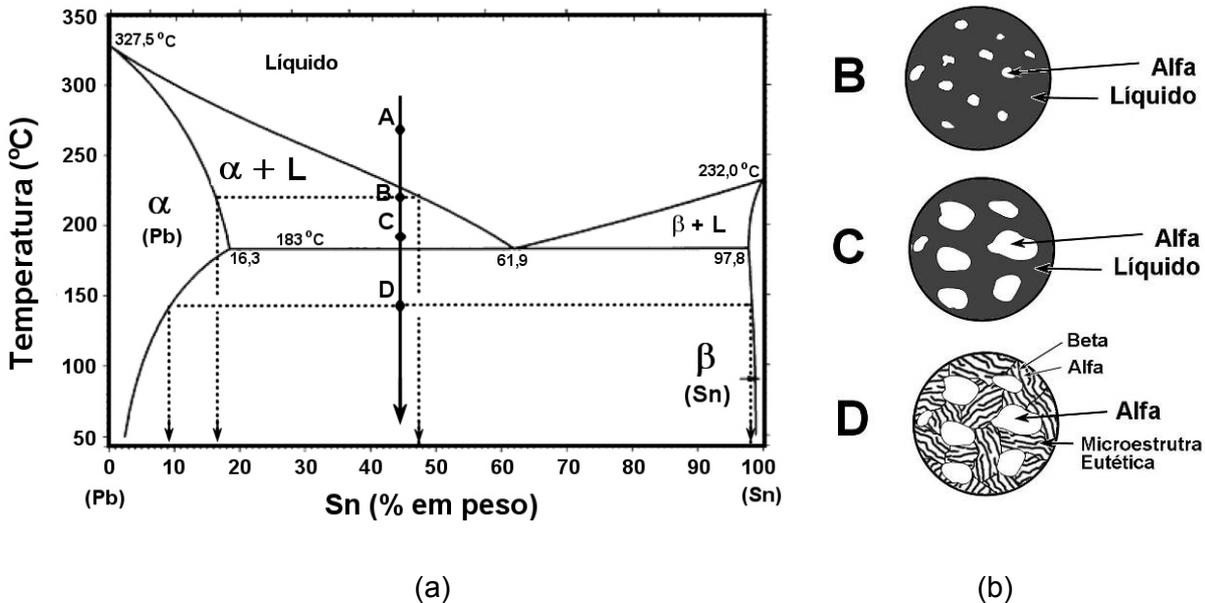


Figura 3.5 – Diagrama de fase eutético de ligas chumbo e estanho considerando o resfriamento de uma liga com aproximadamente 43% de Sn (a) e o esquema de micrografias esperadas para os pontos B, C e D (b) – Branco corresponde à alfa ( $\alpha$ ), cinza escuro, líquido e cinza claro, beta ( $\beta$ ).

No ponto “A” do diagrama (Figura 3.5a) temos então uma única fase (líquida) contendo 45% de estanho. Conforme o material esfria, atinge-se a linha *liquidus*, e neste ponto inicia-se a solidificação da fase alfa ( $\alpha$ ). Dica: acompanhe o resfriamento no diagrama, desenhando imaginariamente a linha de conexão para cada situação. No ponto “B” teremos certa quantidade de alfa ( $\alpha$ ) em meio ao líquido, como mostrado na microestrutura esquemática da Figura 3.5b, correspondente ao ponto “B”. Com a ajuda da linha de conexão podemos conhecer a composição do líquido e da fase alfa ( $\alpha$ ) nesta temperatura. O líquido tem aproximadamente 48% de estanho (Sn) e a fase alfa ( $\alpha$ ) tem aproximadamente 17% de estanho. Usando a regra da alavanca mostrada na seção anterior, calcule o percentual das fases neste caso<sup>11</sup>. Continuando o resfriamento do material, a quantidade de fase ( $\alpha$ ) aumenta. No ponto “C” teremos muito material sólido ( $\alpha$ ) e pouco líquido. Encontre também a composição química e o percentual das fases para este ponto. Com o resfriamento, atingimos a temperatura de 183 °C (temperatura do eutético). Se fizermos uma linha de conexão imediatamente acima da temperatura de 183 °C veremos que a linha toca as fases alfa ( $\alpha$ ) e líquido. Imediatamente abaixo de 183 °C a linha de conexão agora toca as fases alfa ( $\alpha$ ) e beta ( $\beta$ ). Mas, o que aconteceu com o líquido ao se resfriar abaixo desta temperatura? O líquido se transformou em alfa ( $\alpha$ ) e beta ( $\beta$ ), na forma de placas alternadas de alfa e beta (microestrutura eutética), conforme pode ser observado na Figura 3.5b, caso “D”. Temos então alfa que solidificou acima de 183 °C e alfa que solidificou logo abaixo de 183 °C (para esta composição química, liga 43% de Sn). No ponto “D” então, teremos duas fases, alfa ( $\alpha$ ) e beta ( $\beta$ ). Traçando a linha de conexão podemos obter a composição química das fases para a composição e temperatura correspondente ao ponto “D”. Neste caso, a fase alfa ( $\alpha$ ) possui aproximadamente 9% de Sn e a fase beta ( $\beta$ ) possui cerca de 97% de Sn. Calcule também o percentual das fases alfa ( $\alpha$ ) e beta ( $\beta$ ) para este ponto usando a regra da alavanca<sup>12</sup>.

Existem outros tipos de diagramas de fase binários, no entanto foram mostrados somente estes dois tipos para facilitar a aprendizagem da interpretação destas ferramentas. Cabe ao leitor buscar conhecer os demais tipos de diagramas.

### 3.1.4 Diagrama de fase Ferro-Carbono

O diagrama ferro carbono é representado através de um sistema cartesiano (assim como o isomorfo e o eutético), onde a escala de temperaturas é representada no eixo das ordenadas e o percentual de carbono (em peso) é representado no eixo das abscissas. Normalmente, na extremidade esquerda do diagrama temos ferro puro e na extremidade

<sup>11</sup> Resposta ponto “B” - % de Líquido = 83,9% e % de alfa ( $\alpha$ ) = 16,1%.

<sup>12</sup> Resposta ponto “D” - % $\alpha$  = 61,4% e % $\beta$  = 38,7%.

direita temos uma fase que contém 6,67% de C em peso, correspondente à **cementita** ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Pouco se conhece acima deste teor de carbono, sendo que, na realidade, acima de 4,5% de carbono a liga Fe-C não tem aplicação tecnológica.

A Figura 3.6 mostra a representação do diagrama de fases Fe-C.

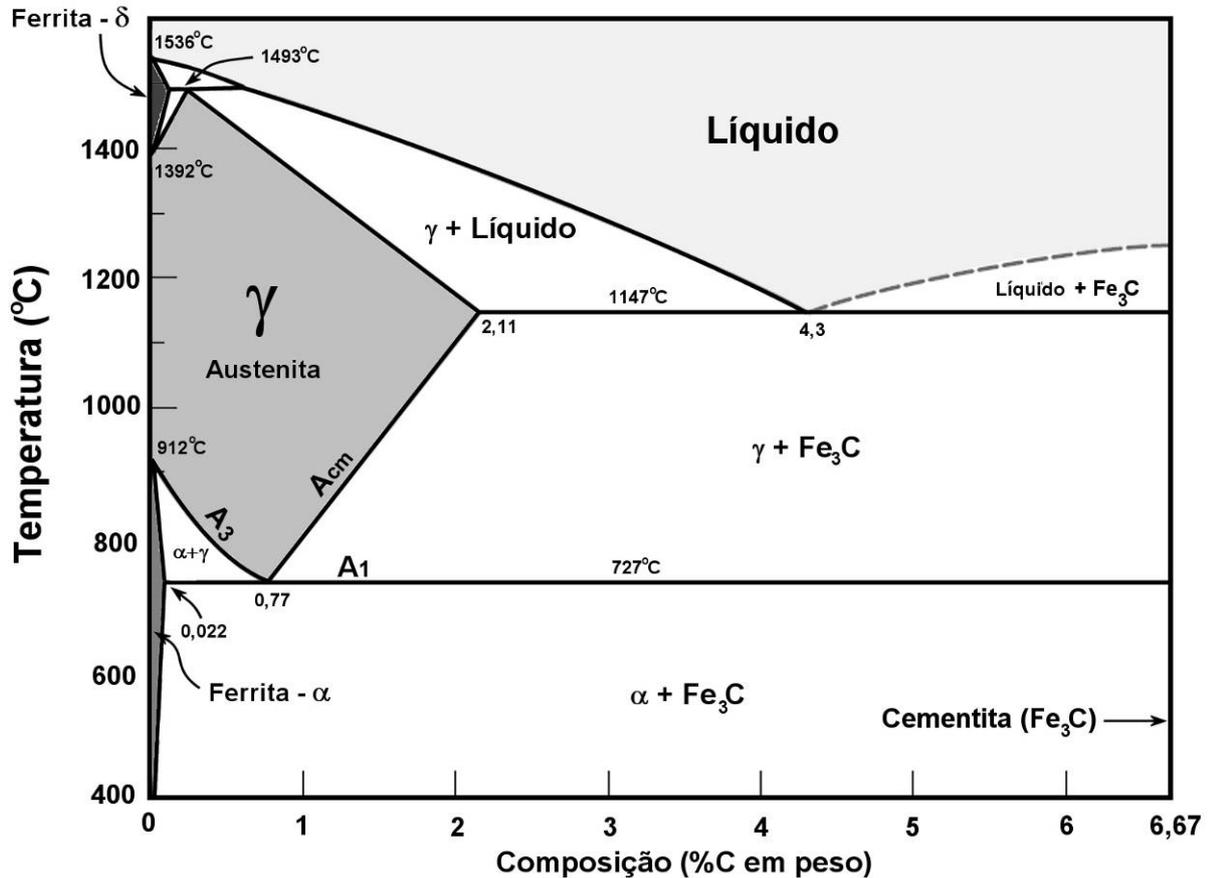


Figura 3.6 – Diagrama ferro-carbono (adaptado de Callister, 2002).

A demarcação dos pontos de transformação são feitos a partir dos pontos de transformação polimórfica do ferro puro (da fase Fe- $\alpha$ , Fe- $\gamma$  e Fe- $\delta$ ). Construindo as linhas a partir desses pontos, todos os pontos críticos obtidos, são identificados no sistema de coordenadas, formando as linhas *solidus*, *liquidus*, *solvus* e intermediárias. Podemos representar as linhas de transformações polimórficas através das linhas **A<sub>3</sub>**, **A<sub>1</sub>** e a linha **A<sub>cm</sub>**. Estas linhas indicam a transformação de Fe- $\gamma$  em Fe- $\alpha$ . O ponto “C” do diagrama, a 4,3%C e 1147 °C, corresponde a transformação **eutética**, onde um líquido se transforma em duas fases sólidas, como vimos no caso dos diagramas eutéticos. Para o caso do diagrama ferro carbono teremos uma liga ferro e carbono com 4,3%C se transformando em Fe- $\gamma$  e  $\text{Fe}_3\text{C}$ . O ponto “S” para uma liga com 0,77%C a 727 °C, temos uma fase sólida se transformando em duas outras fases sólidas. Este ponto é chamado **eutetóide**. No caso do ferro carbono é a austenita (Fe- $\gamma$ ) se transformando em Fe- $\alpha$  e  $\text{Fe}_3\text{C}$ .

Observando o diagrama ferro carbono podemos acrescentar à definição de aços e ferros fundidos a seguinte subclassificação:

Tabela 3.1 – Subclassificação das ligas metálicas ferrosas.

	<b>Classificação</b>	<b>Faixa do %C</b>
Aço	Hipoeutetóide	$0,008 < \%C < 0,77$
	Eutetóide	$\%C = 0,77$
	Hipereutetóide	$0,77 < \%C < 2,11$
Ferro Fundido	Hipoeutético	$2,11 < \%C < 4,3$
	Eutético	$\%C = 4,3$
	Hipereutético	$4,3 < \%C < 6,67$

No diagrama ferro carbono, chama-se **zona crítica** a região de transição entre a austenita e a região de ferrita + cementita. Esta região é representada no diagrama ferro carbono como a faixa de temperatura entre as linhas A1 e A3 ou A1 e Acm. Por exemplo, para o ferro puro, a zona crítica não é uma faixa de temperatura e sim uma única temperatura igual a 912 °C, Para o aço contendo 0,45%C (hipoeutetóide) a zona crítica corresponde a faixa de temperatura entre a linha A1 e A3 para esta composição que varia de aproximadamente 800 a 727 °C. Para o aço contendo 0,77%C também não teremos uma faixa de temperatura, mas somente uma única temperatura igual a 727°C. Já para um aço contendo 1% de carbono (hipereutetóide) a faixa varia de aproximadamente 780 a 727 °C.

### 3.1.5 Polimorfismo dos aços na zona crítica

As transformações que ocorrem com as ligas ferro carbono, na **zona crítica** pode ser descritas utilizando-se como exemplo um aço eutetóide, hipoeutetóide e hipereutetóide. A maneira como ocorrem estas transformações polimórficas são semelhantes para todos os aços hipoeutetóides, assim como para os eutetóides e hipereutetóides e é a microestrutura formada que caracteriza os aços nestas três sub-classes.

Vamos iniciar nossa análise num **aço eutetóide** (0,77%C). Se esta liga for aquecida acima de 727 °C e mantida nesta temperatura tempo suficiente para que todo o material seja transformado, teremos uma única fase, a austenita (Fe- $\gamma$ ), conforme mostrado na Figura 3.8a (ponto "a"). Se a seguir, o aço com esta composição química for resfriado (muito) lentamente, a uma temperatura pouco acima da temperatura eutetóide (727 °C), a sua estrutura permanecerá austenítica (CFC, Fe- $\gamma$ ). O resfriamento posterior até a transformação ligeiramente abaixo da temperatura eutetóide irá provocar a transformação da austenita nas fases previstas no diagrama de fase, ou seja, Ferrita e Cementita (Fe- $\alpha$ +Fe<sub>3</sub>C). Como o

resfriamento é realizado lentamente, a microestrutura formada é a perlita, ou seja, morfologia lamelar em forma de placas alternadas de ferrita e cementita. No caso da composição eutetóide, toda a austenita se transforma em perlita, logo a microestrutura desta liga é formada totalmente por perlita (100% perlita), conforme mostrado na Figura 3,7b.

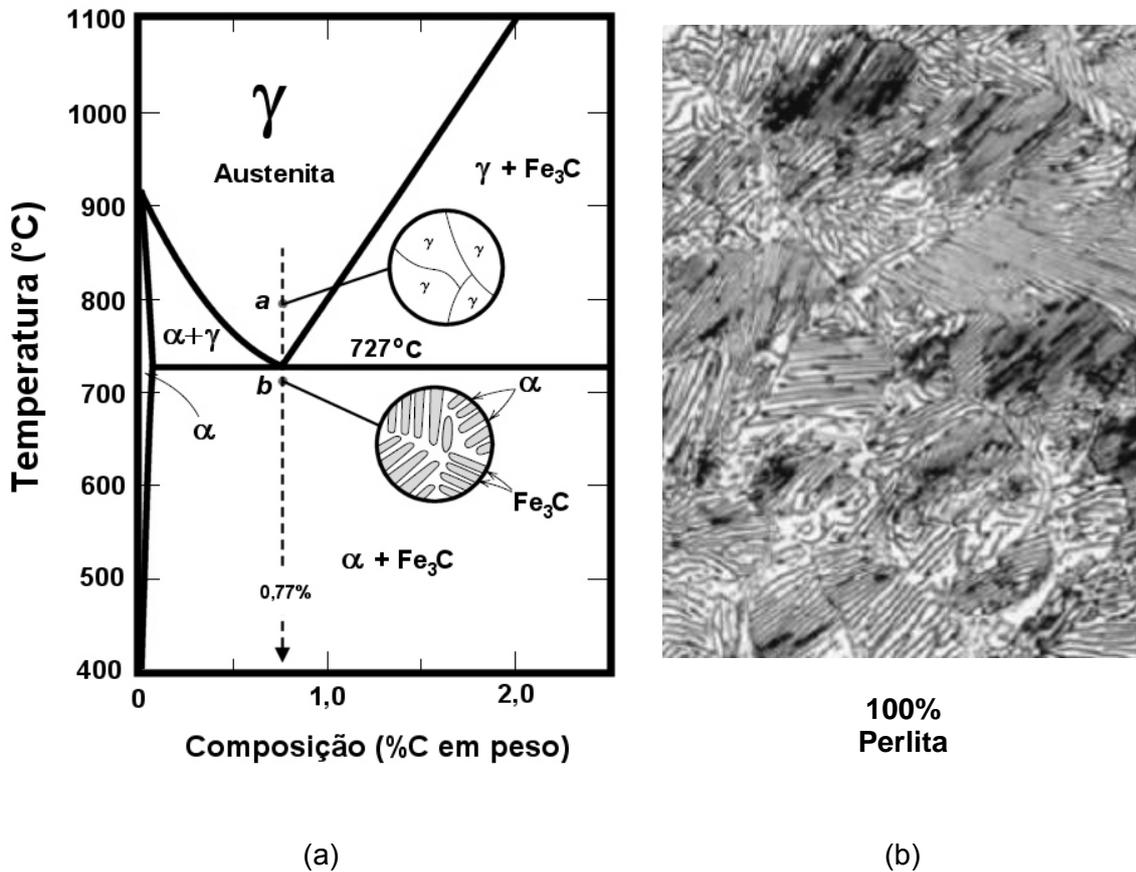


Figura 3.7 – Diagrama parcial Fe-C mostrando a transformação de um aço eutetóide, em resfriamento lento (a) e microestrutura formada por este resfriamento (b).

Quando o percentual de carbono seja menor que 0,77% teremos os aços hipoeutetóides. Vamos supor que tenhamos um aço com 0,3% de carbono e este material seja aquecido acima da linha crítica **A3**, (Figura 3.8a). Por exemplo, em torno de 900 °C, deixando tempo suficiente para que todo o material se transforme em austenita. Logo, teremos uma única fase a austenita ( $Fe-\gamma$ ). Se este material for resfriado lentamente até a temperatura assinalada com o ponto “b” na Figura 3.8a, ocorrerá a nucleação e crescimento da ferrita ( $Fe-\alpha$ ), principalmente nos contornos de grãos da austenita (pois são regiões propícias para a precipitação de partículas de segunda fase). Com o progressivo resfriamento do material do ponto “b” para o ponto “c”, a quantidade de ferrita aumentará, até que uma significativa parte da austenita seja transformada em ferrita. Esta ferrita é chamada de ferrita proeutetóide, pois ocorre a uma temperatura maior que a eutetóide. Enquanto o aço é resfriado do ponto “b” para “c”, o teor de carbono da austenita restante

umenta de aproximadamente 0,3% para cerca de 0,77% (eutetóide). Se as condições de resfriamento forem mantidas, a austenita restante se transformará toda em perlita, assim como observado para o aço eutetóide (pois a austenita resultante tem agora a composição eutetóide). Logo, como microestrutura teremos então a ferrita proeutetóide (formada a temperatura acima da eutetóide) e perlita, como mostrado na Figura 3.8b.

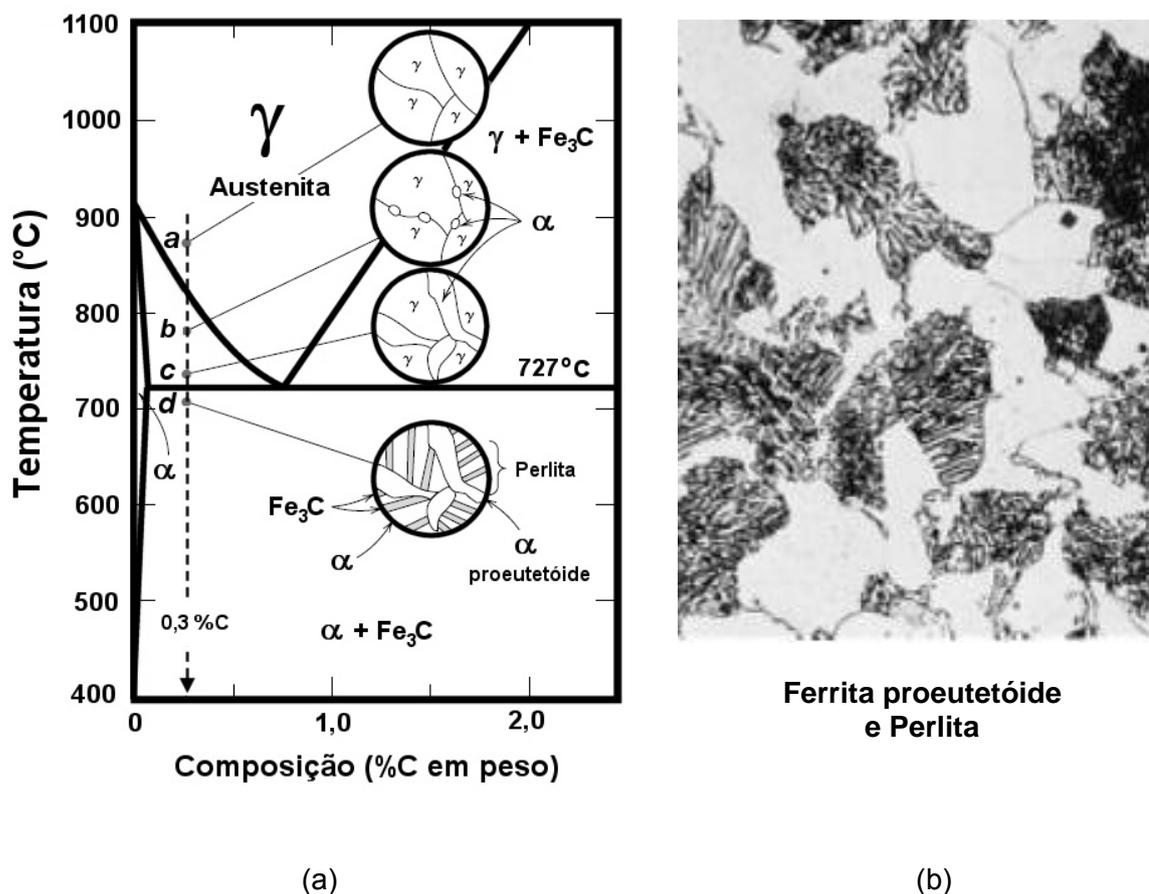


Figura 3.8 – Diagrama parcial Fe-C mostrando a transformação de um aço hipoeutetóide, em resfriamento lento (a) e microestrutura formada por este resfriamento (b).

Um aço hipoeutetóide então, possui grãos de ferrita contendo no máximo 0,008% de carbono dissolvido e ilhas de perlita contendo ferrita (também com 0,008% de carbono dissolvido) e cementita (com 6,67%C em peso).

Vamos analisar agora o caso de um aço com teor de carbono acima de 0,77%, ou seja, hipereutetóide. Por exemplo, um aço contendo 1,1% de carbono, conforme mostrado na Figura 3.9a. Se o aquecermos a uma temperatura acima da linha **Acm**, por exemplo, a 900 °C, mantendo tempo suficiente para que todo o material se transforme em austenita. Em seguida fazemos o resfriamento lento deste material e começamos a analisar as fases formadas. Notaremos que no ponto “b” (Figura 3.9a) parte da austenita se transforma em cementita, ou seja, ocorre a nucleação e crescimento desta fase (assim como a austenita se

transformou em ferrita no hipoeutetóide), principalmente nos contornos dos grãos austeníticos. Com o progressivo resfriamento, a quantidade de cementita aumenta até se aproximar da temperatura eutetóide. Esta cementita formada neste estágio é denominada cementita proeutetóide, pois se forma em temperatura acima da temperatura eutetóide. mantendo-se as condições de equilíbrio (resfriamento lento) a quantidade total de carbono na austenita restante irá variar de aproximadamente 1,0% para o ponto “b” para cerca de 0,77% para um ponto imediatamente superior a temperatura de 727 °C. Continuando o resfriamento lento até o ponto “c” situado imediatamente abaixo da temperatura eutetóide (727 °C). Neste ponto toda a austenita restante se transforma em perlita, pois esta austenita possui composição igual a um aço eutetóide. Assim, teremos as fases cementita proeutetóide e perlita. A cementita proeutetóide tenderá a se situar nos contornos de grãos. A Figura 3.9b mostra a microestrutura típica de um aço hipereutetóide.

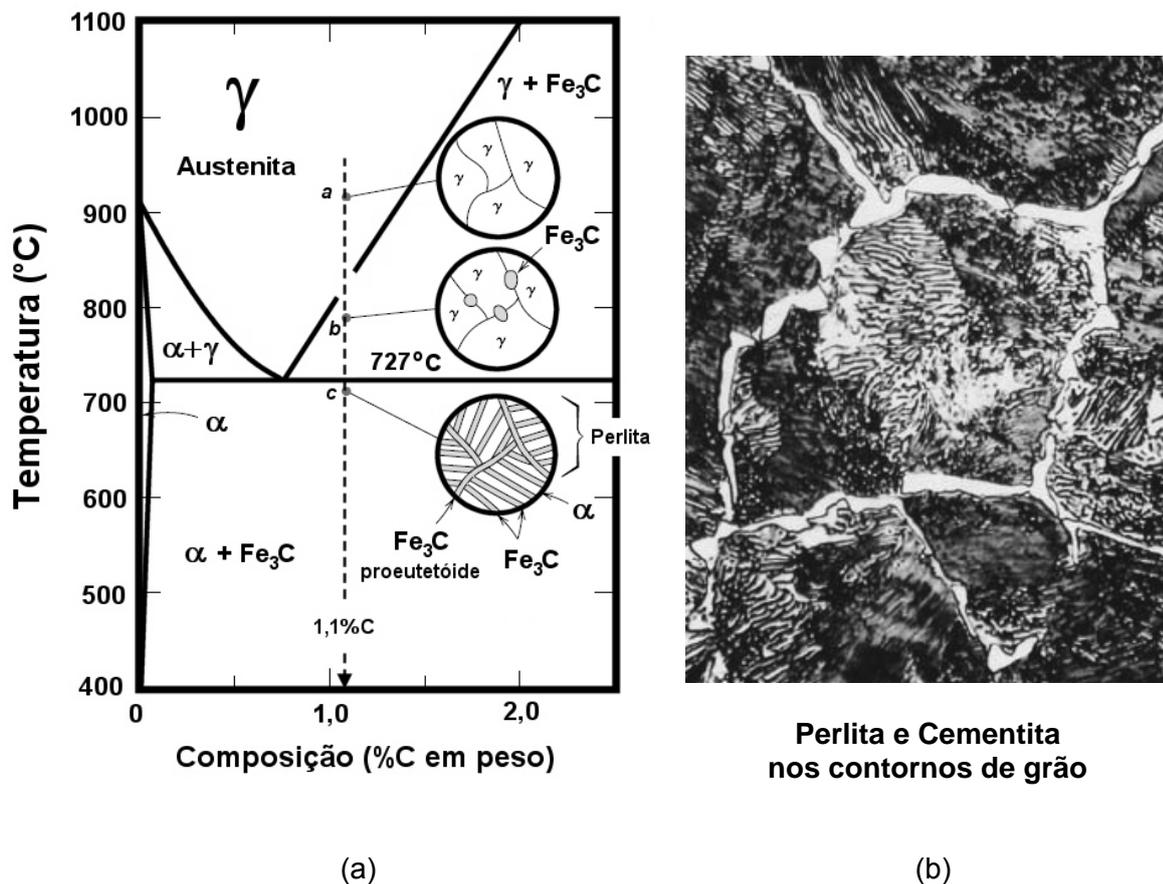


Figura 3.9 – Diagrama parcial Fe-C mostrando a transformação de um aço hipereutetóide, em resfriamento lento (a) e microestrutura formada por este resfriamento (b).

O fato de se ter cementita nos contornos de grão pode provocar uma fragilização intensa nos aços, principalmente se esta cementita formar uma rede contínua ligando os contornos de grãos. Por este motivo não é comumente observado teores de carbono acima de 1% nos aços.

## 3.2 Diagramas Tempo-Temperatura-Transformação (TTT)

Os diagramas TTT são ferramentas essenciais para o sucesso na execução de tratamentos térmicos dos materiais ferrosos. Os diagramas de fase estudados na seção anterior permitem a previsão de **fases** quando o aquecimento ou, principalmente, o resfriamento é muito lento. Por isso são chamados diagramas de equilíbrio. Já os diagramas TTT prevêem **microestruturas** em condições fora do equilíbrio.

Como a maioria dos processos que envolvem aquecimento e resfriamento ocorre com taxas não tão lento assim muitas vezes necessitamos ter em mãos também os diagramas TTT. Mas se quase todos os processos estão fora do equilíbrio, para que usar o diagrama de fase? Boa pergunta! Na prática, o diagrama de fase nos ajuda a prever as transformações que ocorrerão no material durante o aquecimento (ainda que não seja exatamente igual ao previsto pelo diagrama de fase) e quando mantemos um material numa determinada temperatura durante algum tempo, quando colocamos uma peça no forno, por exemplo. Neste ultimo caso sim o diagrama de fase irá fazer a previsão com boa precisão.

No caso de ligas metálicas ferrosas, tínhamos o diagrama Fe-C. Este diagrama permitia a verificação das transformações que a austenita apresenta durante o resfriamento muito lento (em equilíbrio), resultando nas fases ferrita e cementita (formando ferrita+perlita, 100% perlita, ou perlita + cementita no contorno de grão). A formação da ferrita e da cementita (perlita), ocorre através do rearranjo atômico e difusão do carbono dos interstícios da austenita. Estas transformações necessitam tempo para ocorrer. Se um aço for resfriado rapidamente (por exemplo, resfriando-o diretamente em água) outros microconstituintes metaestáveis irão surgir, como a bainita e a martensita, que não são previstos no diagrama de fases Fe-C.

### 3.2.1 Transformação isotérmica

Uma transformação isotérmica, como o próprio nome sugere, ocorre sem variação de temperatura (mesma temperatura). Esta transformação só é possível, pois estas não ocorrem instantaneamente, todas levam algum tempo para ocorrer. Vamos tomar como exemplo um aço eutetóide (0,77%C). Se aquecermos este a 750 °C até a temperatura se homogeneizar e der tempo para que todas as transformações ocorram, teremos toda a perlita transformada em austenita. Se esfriarmos de modo brusco o material até 600 °C e mantivermos o material nesta temperatura, teremos a transformação de austenita em perlita novamente, como previsto pelo diagrama de fases (Figura 3.6) Mas esta transformação não

ocorre instantaneamente. Existe um tempo para que a reação ocorra. Este efeito é mostrado na Figura 3.10 (conhecido como curva “S”).

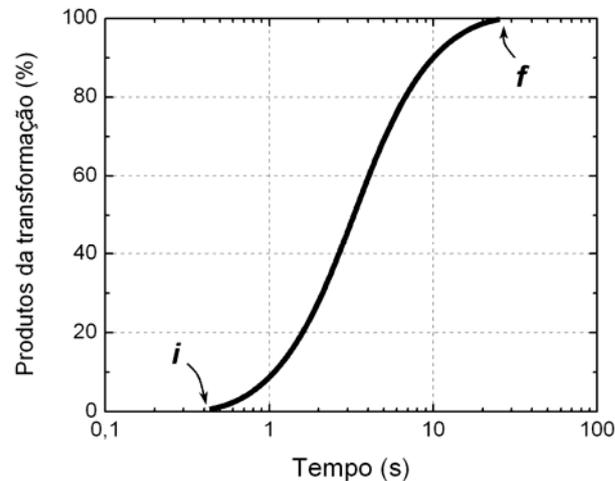


Figura 3.10 – Gráfico da transformação isotérmica de um aço eutetóide a 600 °C versus o logaritmo do tempo decorrido durante a transformação das fases (adaptado de Chiaverini, 2002).

O material permanecerá autêntico por algum tempo até que se inicie a transformação das fases ferrita e cementita (com microestrutura perlítica), sendo este indicado como início de transformação (ponto “i” da Figura 3.10). Após este período a austenita se transforma paulatinamente em perlita até que toda a austenita tenha se transformado (fim de transformação – ponto “f” da Figura 3.10).

A curva “S” não possui muita utilidade prática para nosso caso, pois ela nos serve para saber somente o início e fim da transformação da austenita para **uma composição química em uma temperatura**. Para se saber como ocorre em outra temperatura e composição é necessário construir outra curva “S” para esta determinada condição.

A obtenção destas curvas, na verdade possui maior utilidade para a construção do diagrama TTT. Isto se faz submetendo corpos de prova de um determinado material a vários ciclos de aquecimento e resfriamento a fim de se obter várias curvas S para uma ampla faixa de temperaturas. Na prática isto é realizando aquecendo-se o material acima da zona crítica (austenitização) e, em seguida, mergulhados em um banho líquido (chumbo fundido, sal fundido, etc.), a uma temperatura abaixo da linha inferior da zona crítica (linha  $A_1$ ). A temperatura é mantida para que se possam ser observados os tempos necessários para que a austenita se transforme em outros constituintes (transformação isotérmica).

No caso de um aço eutetóide, os corpos de prova austenitizados, são mergulhados bruscamente num banho de chumbo a uma temperatura específica e aí mantidos durante um tempo determinado. Quando a peça foi mergulhada no banho de chumbo o foi rápido, mas a austenita permaneceu estável (ou seja, não se transformou), mas ela tenderá a se transformar com o tempo. Decorrido o tempo desejado (ou seja tempo suficiente para que

toda a austenita tenha se transformado), os corpos são retirados do banho de chumbo. É construída a curva “S” (para se saber o tempo necessário para iniciar “i” e terminar “f” a transformação) para esta temperatura. Neste caso, as propriedades são medidas e a microestrutura analisada para verificar a transformação. Este experimento é repetido para várias temperaturas de banho (várias transformações isotérmicas). Com os dados de início de transformação (ponto “i”) e fim de transformação (ponto “f”) para várias temperaturas é construído o **diagrama TTT**. Neste diagrama, o eixo “Y” (ordenadas) é a temperatura e o eixo “X” (abscissas) é o tempo (em escala logarítmica!). As linhas dentro desta curva marcam o início e o fim das transformações. Este gráfico corresponde à curva TTT para o aço eutetóide. A escala de temperatura inicia-se geralmente a temperatura ambiente e varia até uma temperatura superior à linha  $A_1$ . O modo de se fazer a construção deste diagrama é mostrado na Figura 3.11.

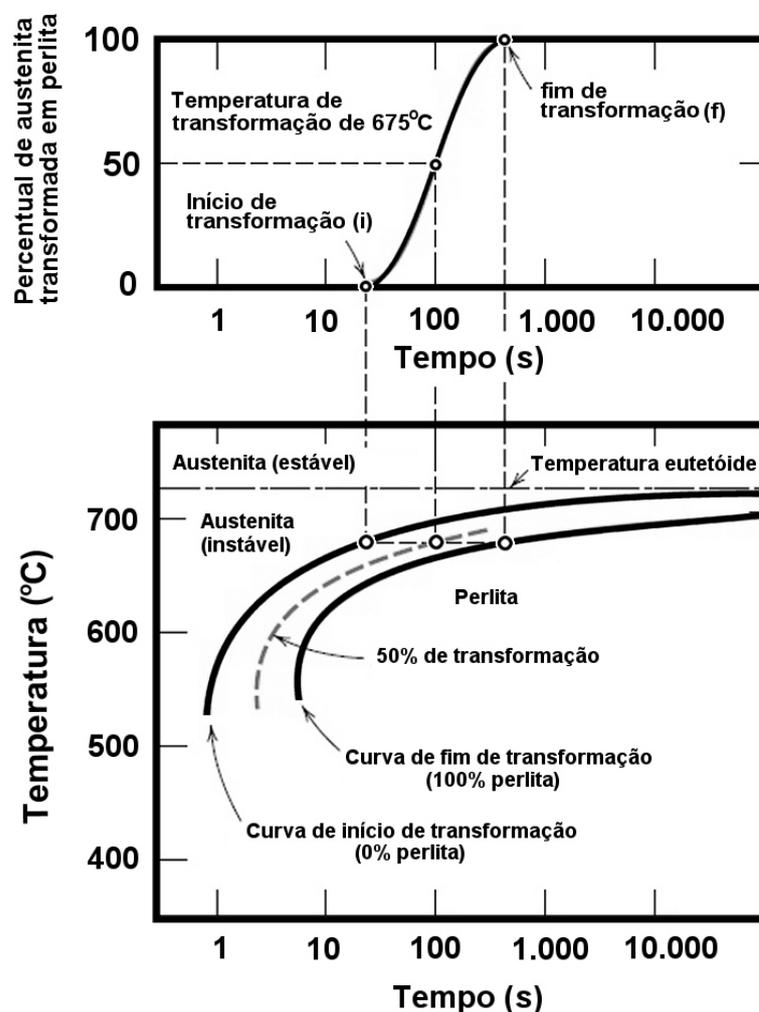


Figura 3.11 – Representação esquemática da construção do diagrama TTT (adaptado de CALLISTER, 2002).

No caso da Figura 3.11, é mostrado somente a obtenção dos tempos de transformação da austenita em ferrita (num aço eutetóide – 0,77%C) para temperatura de 675 °C. Deve-se fazer uma curva “S” para várias temperaturas com o objetivo de se montar uma curva TTT completa. A curva TTT completa para o aço carbono eutetóide é mostrado na Figura 3.12.

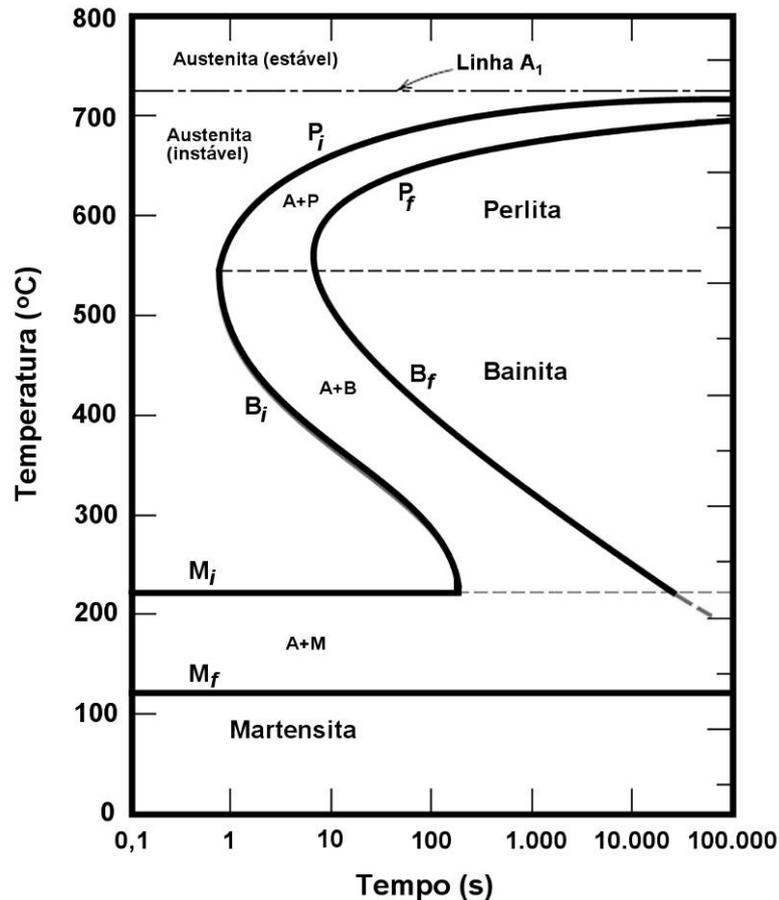


Figura 3.12 – Diagrama TTT de um aço eutetóide (modificado de SILV A e MEI, 2010 e CALLISTER, 2002).

O diagrama TTT mostrado na Figura 3.12 prevê diretamente a formação de **microestruturas** e não de **fases** como eram observados nos diagramas de equilíbrio (diagramas de fase). Lembrando que o previsto pelo diagrama de equilíbrio para a transformação da austenita em ferrita+cementita (aços eutetóides) teríamos a perlita como microestrutura formada. Neste caso, como o resfriamento é muito lento, no diagrama TTT da Figura 3.12, a curva de resfriamento poderia, partindo-se do tempo zero a uma temperatura acima da linha  $A_1$  decrescer muito lentamente sendo quase paralela à linha  $A_1$ , formando-se então a perlita.

As microestruturas previstas neste diagrama (Figura 3.12) são a **Perlita**, **Bainita** e **Martensita**. A perlita é obtida (para o caso de resfriamento isotérmico) em temperaturas

próximas à da temperatura eutética (Linha  $A_1$ ). Esta microestrutura se forma quando se faz um ciclo de transformação isotérmica correspondente à metade superior do “cotovelo” do diagrama TTT (Figura 3.12). Na prática esta microestrutura é obtida quando se faz resfriamento lento. No entanto, a perlita pode se apresentar de modo distinto se o a transformação isotérmica ocorre mais próxima ao “cotovelo” ou à linha  $A_1$ . Próximo à linha  $A_1$ , ou seja, em temperaturas mais altas teremos uma perlita grosseira, pois em alta temperatura o carbono teve oportunidade de se difundir e “engrossar” as lamelas de cementita. Na prática, a perlita grosseira é obtida com resfriamento muito lento. Se a transformação isotérmica ocorrer próximo ao “cotovelo”, ou seja, em temperatura intermediária, a perlita se apresentará refinada. Neste caso, o carbono se difunde pouco formando então lamelas mais distribuídas, ou seja, mais finas. A princípio, quanto mais fina a microestrutura, maior a quantidade de barreiras para movimentação de discordâncias, logo o material tende a ter maior resistência mecânica.

A bainita<sup>13</sup> é obtida, na maioria dos casos, por resfriamento com patamar isotérmico abaixo do “cotovelo” da curva TTT normais (entre 500 e 200 °C). A Figura 3.13a mostra a micrografia de uma bainita.

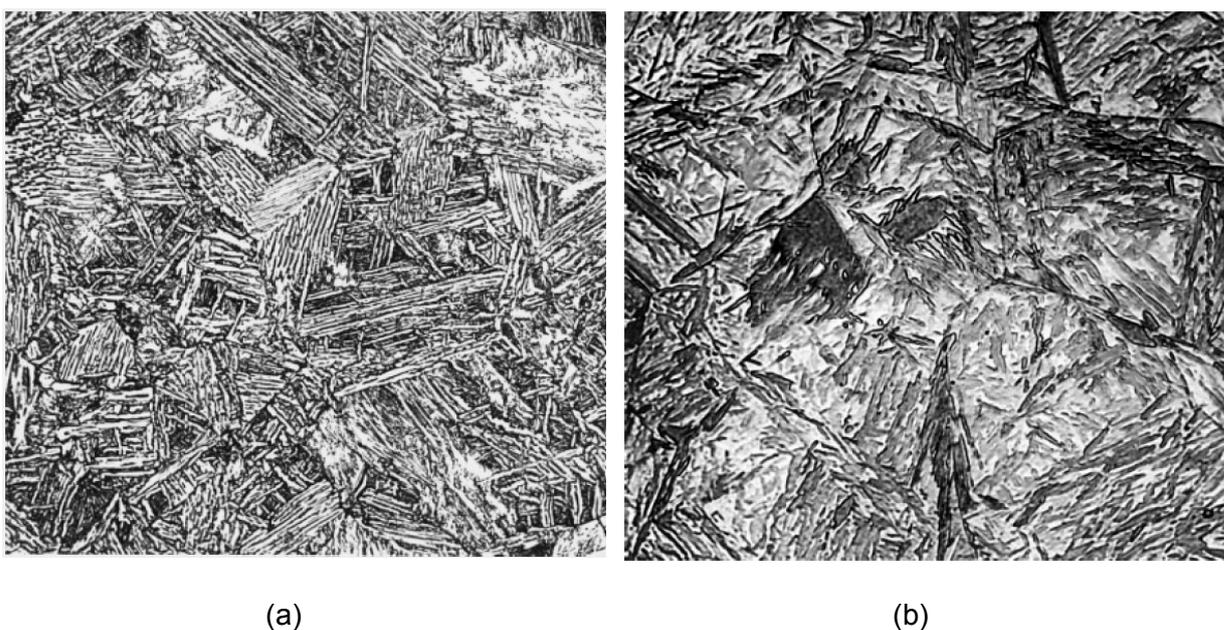


Figura 3.13 – Microestrutura típica da bainita (a) e martensita (b) em aço-carbono (Reproduzido de KUTZ (2006)).

A bainita pode ser classificada como bainita superior e bainita inferior, de acordo com a temperatura formada. A bainita superior se forma logo abaixo da faixa de formação da perlita e é composta por finas ripas de ferrita (com forma de penas) com cementita precipitada no contorno das ripas. Sua dureza é considerada moderada (40 a 45 HRC). A

<sup>13</sup> Possui este nome em homenagem ao seu descobridor: Edgar Bain.

bainita inferior forma-se próxima às temperaturas correspondentes à linha  $M_i$ . A microestrutura é composta de grandes placas e é frequentemente caracterizada como acicular (muito parecida com a martensita). Os carbonetos de bainita inferior formam-se no interior das placas e se apresentam muito mais finos que os da bainita superior. A dureza da bainita superior se aproxima muito da martensita (em torno de 50 a 60 HRC).

A martensita ocorre quando a austenita é resfriada tão rapidamente que o carbono é “aprisionado” no interior de sua estrutura, não tendo oportunidade de precipitar na forma de cementita. No entanto, a estrutura do ferro CFC com carbono dissolvido (com limite de solubilidade máximo de 2,11%C dependendo da temperatura) tende a se transformar em CCC. Para que isso ocorra é necessário que o carbono saia de solução e se precipite na forma de cementita. Com o resfriamento muito rápido esta precipitação não ocorre e a estrutura formada é uma TCC (tetragonal cúbico centrado). Seria um tipo de ferrita supersaturada de carbono. Como o carbono não cabe nos interstícios da estrutura CCC este “empurra” os átomos vizinhos distorcendo o cubo. A estrutura permanece sob estado de tensão que dificulta (e muito) a movimentação de discordâncias nesta, resultando assim, um material com dureza elevada. Das microestruturas apresentadas, a martensita é a mais dura e frágil com ductilidade praticamente nula. Sua dureza depende do percentual de carbono até em torno de 0,6% onde se tem uma saturação. Na prática, raramente se encontra martensita pura, pois esta é muito frágil e se encontra num estado de muita tensão. O que se faz é um tratamento para aliviar estas tensões (no caso, chamado de revenimento) que produz a martensita revenida. Esta microestrutura possui dureza sensivelmente superior à martensita, mas com considerável maior tenacidade. Esta apresenta precipitados de cementita em meio às placas de martensita. A dureza da martensita varia de 60 a 65 HRC e a martensita revenida de 45 a 55 HRC dependendo da temperatura de revenimento.

O diagrama TTT mostrado na Figura 3.12 corresponde ao aço carbono eutetóide (Fe-C com aprox. 0,8%C). No entanto, cada liga possui seu próprio diagrama TTT. A Figura 3.14 mostra o diagrama TTT de um aço hipoeutetóide (Figura 3.14a) e um aço hipereutetóide (Figura 3.14b).

Para o aço hipoeutetóide (Figura 3.14a), pode ser notada a presença de mais uma linha horizontal (tracejada) denominada  $A_3$ , que representa a temperatura crítica superior. Além desta linha isotérmica, observa-se também uma outra linha (de transformação) denominada  $F_i$ . Esta linha  $F_i$  indica a precipitação de ferrita a partir da austenita quando o aço entra, durante o resfriamento lento, na zona crítica (região entre  $A_3$  e  $A_1$ ). Para o aço hipereutetóide, a curva TTT difere do hipoeutetóide basicamente por dois aspectos. Temos uma linha isoterma (tracejada)  $A_{cm}$  e a curva de transformação  $C_i$ . Neste caso, a linha  $A_{cm}$  corresponde também à temperatura crítica superior. Já a linha  $C_i$  indica o início de transformação da cementita (proeutetóide) a partir da austenita quando se ultrapassa esta linha num resfriamento lento.

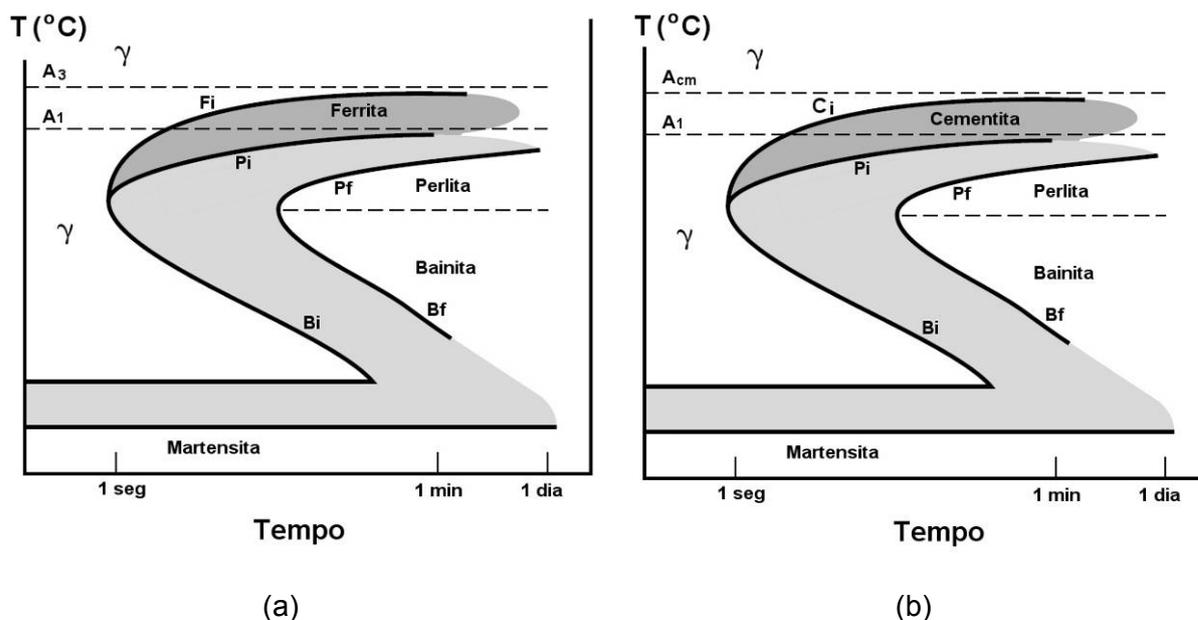


Figura 3.14 – Diagrama TTT de um aço hipoeutetóide (a) e hipereutetóide (b) (modificado de HUMEL, 2004).

Além disso, cabe ressaltar que a posição das linhas  $P_i$ ,  $P_f$ ,  $B_i$ ,  $B_f$ ,  $M_i$ ,  $M_f$ ,  $F_i$  e  $C_i$  se alteram com os percentuais de carbono. O “cotovelo” da curva TTT pode ser deslocado para esquerda ou direita. Com o aumento do teor de carbono as linhas  $M_i$  e  $M_f$  têm sua temperatura abaixada consideravelmente.

### 3.2.2 Efeito da seção da peça

A velocidade de resfriamento é afetada pela seção da peça, pois é óbvio que o núcleo de uma peça apresenta resfriamento mais lento que a sua superfície. A diferença é tanto maior quanto maior é a velocidade de resfriamento e, evidentemente, quanto maior a dimensão (ou seção) da peça. A Figura 3.15 mostra diferentes velocidades de resfriamento obtidas para diferentes meios de resfriamento, como por exemplo, ao ar, em óleo ou em água.

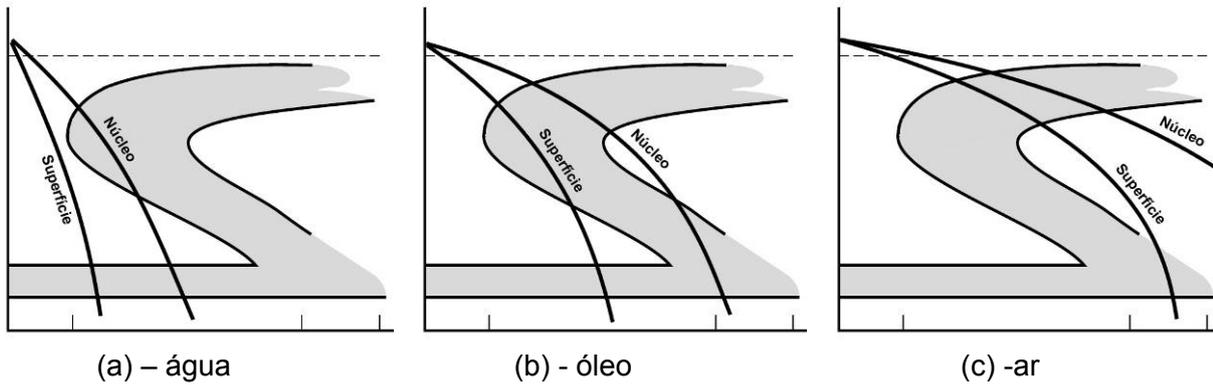


Figura 3.15 – Representação esquemática de curvas de resfriamento de uma peça sobrepostas ao diagrama TTT para diferentes tipos de meios de resfriamento: (a) água, (b) óleo e (c) ar.

No caso da Figura 3.15 podemos notar que os meios de resfriamento influenciam consideravelmente a microestrutura formada tanto na superfície quanto no núcleo. Com o resfriamento em água (Figura 3.15a), para este material, teremos a superfície com microestrutura martensítica e certa quantidade de perlita no núcleo. Observe que no núcleo haverá ainda certa quantidade de martensita, pois a linha correspondente ao fim de transformação da perlita não foi ultrapassada. No caso de resfriamento em óleo (Figura 3.15b) a peça terá em sua superfície microestrutura contendo perlita e martensita e o núcleo será totalmente perlítico (perlita fina). No caso de resfriamento ao ar (Figura 3.15c), teremos uma microestrutura totalmente perlítica, tanto na superfície quanto no núcleo.

Como já mencionado, a volume da peça (tamanho) influencia nas curvas de resfriamento. A Figura 3.16 mostra uma representação esquemática de diferentes velocidades de resfriamento para peças com dimensões distintas resfriadas no mesmo meio (óleo).

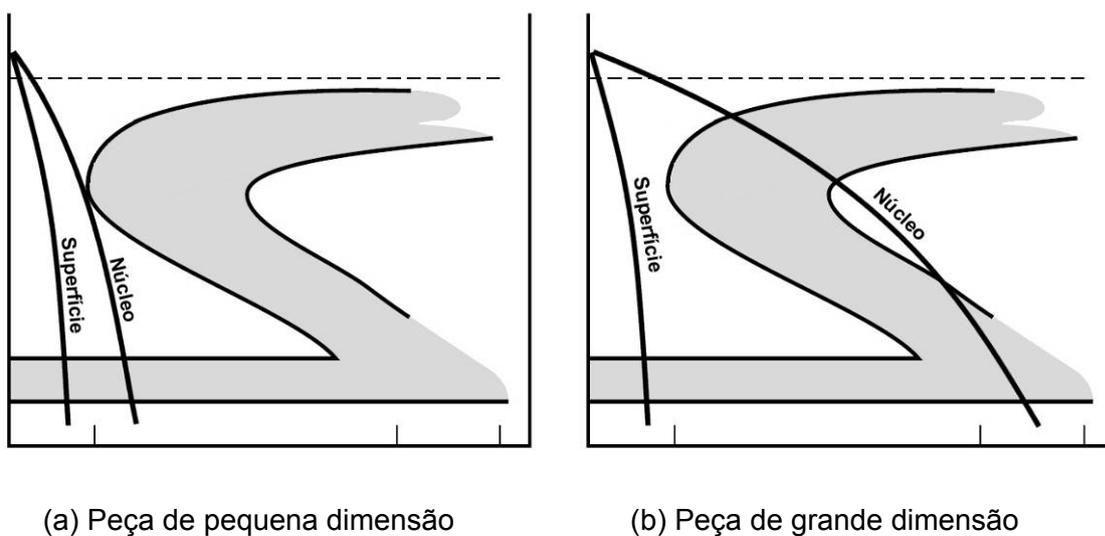


Figura 3.16 – Representação esquemática da sobreposição da curva TTT de um material com a curva de resfriamento em água de uma peça com pequenas dimensões (a) e outra com grandes dimensões (b)

Como se pode observar na Figura 3.16, com a variação da dimensão da peça a superfície não altera significativamente a velocidade de resfriamento, pois esta está em contato direto com o meio (no caso a água). Já o núcleo é resfriado por condução térmica do metal que o circunda. Logo quanto maior a quantidade de metal que circunda o núcleo, ou em outras palavras, quanto maior o volume da peça, mais lentamente este irá se resfriar. Assim, pode-se notar que é mais fácil obter martensita em peças de pequenas dimensões (Figura 3.16a) que em peças de grandes dimensões (Figura 3.16b). Para se ter martensita no núcleo de uma peça de grandes dimensões é necessário ou aumentar (e muito!) a velocidade de resfriamento (alterando-se o meio) ou utilizar um material com maior temperabilidade (com o “cotovelo” da curva deslocado para a direita), para que esta curva de resfriamento do núcleo atravessasse as linhas  $M_i$  e  $M_f$ .

### 3.2.3 Fatores que alteram a forma dos diagramas TTT

O teor de carbono altera sensivelmente a forma da curva TTT, principalmente a posição do “cotovelo”, ou seja, o tempo e a temperatura para o início e o fim das transformações. No entanto, outros fatores modificam a posição das curvas de transformação do diagrama.

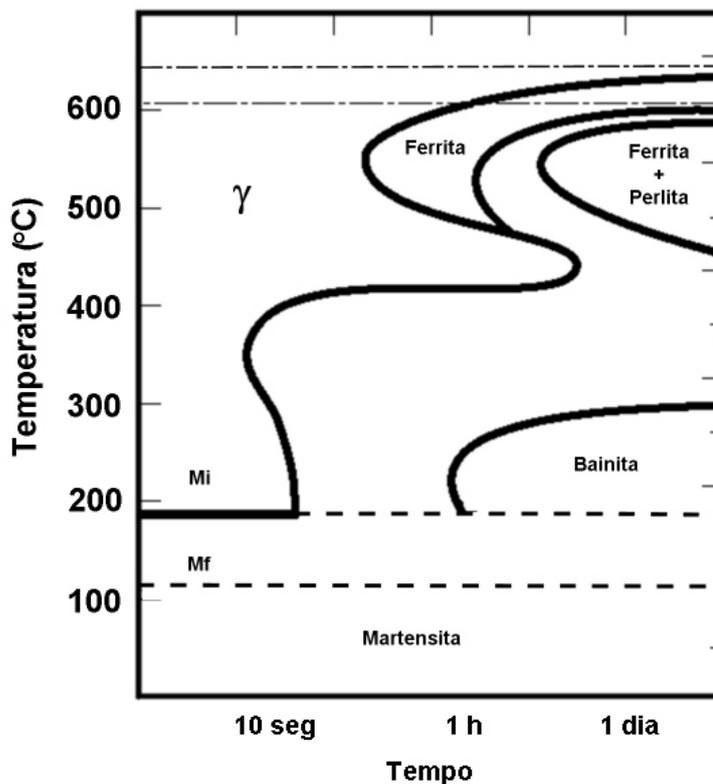


Figura 3.17– Diagrama TTT de um aço ABNT 4340 (modificado de CALLISTER, 2002)

A composição química da liga é um dos fatores mais importantes. Os elementos de liga influenciam no deslocamento do “cotovelo” da curva para a direita, no sentido de melhorar a temperabilidade dos aços, pois facilita a obtenção de martensita a velocidades de resfriamento menores. Além disso, dependendo do elemento de liga, o início e o fim da transformação de austenita pode ser “atrasado” de modo distinto. A parte da curva correspondente à perlita pode ser mais atrasada que a da bainita, isto produz uma distorção no diagrama TTT (Figura 3.17).

Esta distorção pode favorecer a formação de uma microestrutura totalmente bainítica a partir de um resfriamento contínuo, não necessitando de um patamar isotérmico como observado nos aços-carbono.

Outro fator que também influencia a posição das transformações num diagrama TTT é o tamanho de grão austenítico. Quanto maior o tamanho de grão, maior o deslocamento destas curvas para a direita. Porém a granulação grosseira da austenita traz sérias desvantagens nas propriedades mecânicas dos aços, sendo desfavorável este tipo de estrutura. A homogeneidade da austenita também influencia na forma do diagrama TTT. Quanto menos homogênea é a austenita (quanto maior a quantidade de carbonetos residuais) ou áreas localizadas ricas em carbono, mais rápido é o início da formação da perlita.

Observe que no diagrama TTT do aço ABNT 4340 da Figura 3.17 (%C=0,42; %Mn=0,78%; %Ni=1,79; %Cr=0,80; %Mo=0,33) o tempo para iniciar a formação da perlita a aproximadamente 550 °C é em torno de 1 hora, enquanto que para o aço eutetóide seria da ordem de grandeza de segundos. Isto facilitaria a obtenção de uma microestrutura totalmente martensítica. Neste caso é evidente que o aço ABNT 4330 possui temperabilidade melhor que o ABNT 1080.

## CAPÍTULO 4 – Tratamentos Térmicos e Superficiais

Neste capítulo veremos uma síntese dos principais tratamentos térmicos e tratamentos superficiais aplicados em materiais metálicos ferrosos. O procedimento utilizado na execução destes tratamentos pode ser relativamente simples, mas o entendimento do que está ocorrendo durante o tratamento é extremamente complexo necessitando de uma boa fundamentação teórica em materiais além do uso de algumas ferramentas para o sucesso na realização destas tarefas.

Até o momento, foram abortados temas isolados referente aos materiais metálicos ferrosos, como sua constituição, microestruturas, fases, estruturas cristalinas e o modo como ocorre a deformação plástica nos materiais. Além disso, aprendemos a utilizar algumas ferramentas básicas como os diagramas de fase e as curvas TTT. Neste momento, será necessário que o aluno faça a articulação destes conhecimentos para aplicá-los em algo prático, como os tratamentos térmicos (e posteriormente os ensaios mecânicos). Desta forma, caso os conhecimentos anteriormente abordados não estejam consolidados o leitor poderá ter algumas dificuldades na sequência do texto, sendo então recomendado, o resgate dos capítulos anteriores.

### 4.1 Tratamentos Térmicos

#### 4.1.1 Considerações iniciais com relação aos tratamentos térmicos

Como primeira consideração, convém ressaltar que existe uma diferença importante entre tratamento térmico e processo de fabricação. O processo de fabricação tem como objetivo principal, produzir um objeto conferindo-lhe uma forma. O tratamento térmico tem como objetivo principal alterar as propriedades mecânicas de uma determinada peça. Assim sendo, os tratamentos térmicos estão relacionados à modificação das propriedades mecânicas dos materiais sem alterar (ou sem alterar consideravelmente) sua **forma** e **composição química**. Esta modificação é obtida, na maior parte das vezes, através da alteração da microestrutura dos materiais. Logo, quando se faz um tratamento térmico, tem-se em mente alterar propriedades mecânicas, sendo que a modificação da microestrutura é somente um meio para se conseguir tal objetivo<sup>14</sup>. Muitas vezes, pode-se obter a modificação da propriedade mecânica alterando-se a microestrutura com modificação na composição química (da superfície). Obviamente, não se trata de um tratamento térmico,

---

<sup>14</sup> Assim sendo, os tratamentos térmicos têm como objetivo alterar propriedades mecânicas e não microestruturais!

pois há alteração da composição química. Estes tratamentos são então chamados de tratamentos termoquímicos e são aplicados principalmente para modificar a região superficial de um componente metálico.

Voltando aos tratamentos térmicos, podemos defini-lo da seguinte maneira:

*Tratamento térmico é um ciclo de aquecimento e resfriamento controlado com o objetivo de alterar as propriedades mecânicas de um objeto sem mudar sua forma e composição química.*

Em geral, num tratamento térmico, quando se faz a modificação da microestrutura a fim de se melhorar uma propriedade mecânica é comum ocorrer perda de outra(s) propriedade(s). Assim sendo, os tratamentos térmicos devem ser criteriosamente selecionados a fim de se ponderar as características obtidas numa determinada peça.

Algumas propriedades comumente modificadas num tratamento térmico são:

- Redução de tensões internas residuais;
- Aumento ou redução de dureza;
- Aumento da resistência mecânica;
- Aumento da ductilidade;
- Aumento da tenacidade;

Outras propriedades tecnológicas, como usinabilidade, conformabilidade, resistência ao desgaste, entre outras, podem ser melhoradas com a modificação destas propriedades.

Além disso, é interessante mencionar que os tratamentos térmicos podem ocorrer também sem a intenção do usuário. Alguns destes tratamentos podem ser consequência de um processo de fabricação, como por exemplo, uma soldagem. Querendo ou não, a região em torno do cordão de solda sofrerá um tratamento térmico e o conhecimento adequado de como isso pode ocorrer é crucial para a produção de componentes isentos de defeitos, ou com relação às medidas a serem adotadas para minimizar os efeitos negativos destes.

#### **4.1.2 Parâmetros de controle de um tratamento térmico**

Para se realizar o tratamento térmico devemos considerar que este é obtido através de um aquecimento e resfriamento controlado, ou seja, através da realização de um ciclo térmico. O ciclo térmico diz respeito às temperaturas em que o componente será submetido durante um determinado tempo (temperatura em função do tempo). Logo, um ciclo térmico pode ser montado num gráfico onde no eixo “Y” teremos a temperatura ( $T$  em  $^{\circ}\text{C}$ ), enquanto que no eixo “X” teremos o tempo ( $t$ ). A Figura 4.1 mostra um exemplo de ciclo térmico

bastante simples, onde temos somente um patamar. É possível termos várias rampas e vários patamar num único ciclo térmico.

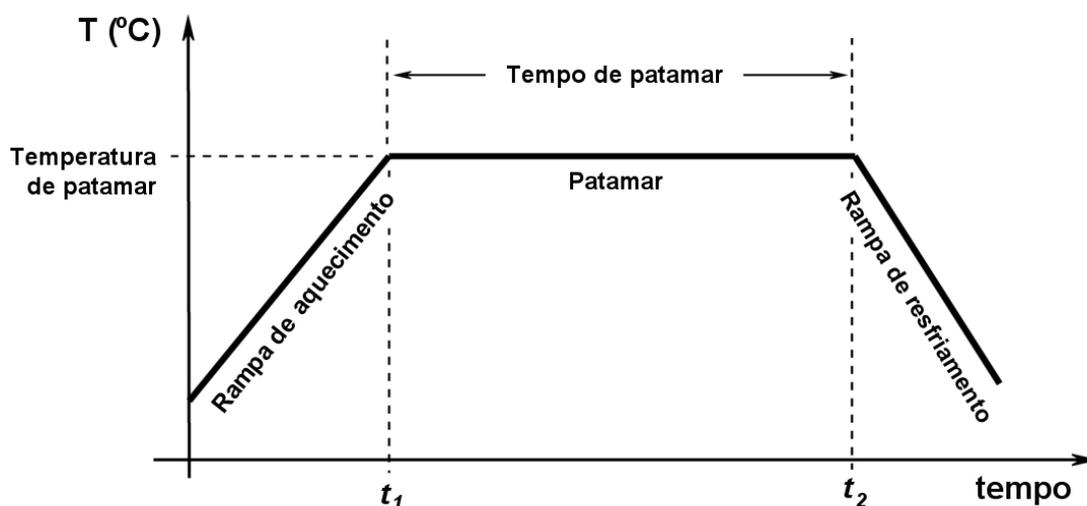


Figura 4.1 – Esquema mostrando um ciclo térmico simples.

Para se fazer um tratamento térmico é necessário construir um ciclo térmico e para se fazer um ciclo térmico como o da Figura 4.1 temos que “montar”, no mínimo, as três partes que compõem o mesmo: rampa de aquecimento, patamar e rampa de resfriamento.

Para se obter a rampa de aquecimento deve-se levar em consideração a temperatura inicial (geralmente a temperatura ambiente). Deste ponto em diante o objeto a ser tratado irá aquecer até atingir uma determinada temperatura (temperatura de patamar). Este aquecimento levará um determinado tempo ( $t_1$ ). A combinação destes corresponde à taxa de aquecimento (dada em  $^{\circ}\text{C/s}$ , por exemplo). Em geral, a inclinação desta rampa, está limitada à taxa de aquecimento máxima do forno. Quanto maior a potência do forno maior será a taxa de aquecimento possível.

Nos tratamentos térmicos, a taxa de aquecimento afetarà na taxa de transformação e dissolução dos constituintes que compõem os aços (dissolução de carbonetos, da cementita, transformação de ferrita em austenita, entre outros). Em geral as taxas de aquecimento não devem ser muito altas, pois além dos fatores de transformação e dissolução de constituintes, o material pode apresentar algum tipo de defeito, como empenamentos ou fissuras, em virtude da expansão térmica do componente e da geometria do mesmo. No entanto, estes problemas são menos importantes que àqueles observados na rampa de resfriamento.

No ciclo térmico, a região correspondente ao patamar caracteriza-se pela manutenção da temperatura por um determinado tempo. Logo, para se obter o mesmo é

necessário escolher uma temperatura (chamada de temperatura de patamar) e deixar o componente nesta temperatura por um determinado tempo (chamado de tempo de patamar). Em muitos tratamentos térmicos esta pode ser a parte do ciclo térmico mais importante. A temperatura de patamar está relacionada principalmente às transformações de fases que se deseja. Logo, a escolha da temperatura desejada é comumente obtida com o auxílio de um diagrama de fase. A temperatura de patamar está relacionada à termodinâmica (a reação irá ocorrer ou não). Por outro lado, o tempo de patamar está relacionado ao tempo em que a transformação irá ocorrer na temperatura escolhida (na cinética da reação). Neste caso, o diagrama de fase não nos fornece esta informação. O tempo de patamar é geralmente caracterizado pelo tipo de tratamento que se deseja fazer, ou é obtido consultando diagramas de transformação isotérmica.

Os tratamentos térmicos são comumente classificados em tratamentos subcríticos, intercríticos ou realizados acima da zona crítica. Vale lembrar que a zona crítica diz respeito a faixa de temperatura onde, dentro desta faixa, teremos o equilíbrio termodinâmico entre ferrita e austenita. Para os aços carbono esta zona é determinada, no diagrama de fases Fe-C, entre as linhas  $A_1$  e  $A_3$  para os aços hipoeutetóides e entre as linhas  $A_1$  e  $A_{cm}$  para os hipereutetóides. Por exemplo, num tratamento térmico subcrítico de um aço carbono não há transformação de ferrita em austenita e vice-versa.

A rampa de resfriamento, assim como a de aquecimento é caracterizada pela forma como a temperatura evolui no tempo, ou seja, o tempo que a temperatura leva para cair até a temperatura desejada. No entanto, neste caso, é considerada a taxa de resfriamento (em °C/s) a partir da temperatura de patamar. Nos tratamentos térmicos dos aços, esta etapa é considerada a mais importante, pois produz o maior tipo de modificação das propriedades mecânicas. Como vimos no capítulo anterior, diferentes velocidades de resfriamento a partir do material austenitizado produz microestruturas diferentes. Estas microestruturas modificam drasticamente a facilidade da movimentação das discordâncias, resultando numa considerável modificação do comportamento mecânico dos materiais.

A taxa de resfriamento é normalmente escolhida com base em curvas de resfriamento. Nesta apostila, por simplicidade, foram mostradas somente curvas TTT, mas existem outras, até mais adequadas que estas. As curvas TTT são na verdade curvas de transformação isotérmicas e a princípio não deveriam ser aplicadas diretamente para o resfriamento. No entanto, pode-se usá-las como uma ferramenta de orientação para se ter uma idéia da ordem de grandeza da velocidade de resfriamento. Uma ferramenta mais adequada para este fim seriam as curvas CCT (transformação em resfriamento contínuo - em inglês, *continuous-cooling-transformation*). Assim sendo, caso haja a necessidade de um controle mais rigoroso do conhecimento da microestrutura obtida com relação à velocidade de resfriamento as curva CCT deverão ser consultadas.

Além destes três parâmetros comentados, que implicam diretamente na construção do ciclo térmico, há ainda um quarto parâmetro não menos importante: a atmosfera de tratamento. A atmosfera (ou o meio<sup>15</sup>) em que é realizado o tratamento é extremamente importante, pois diz respeito ao modo como ocorre a troca de calor entre o meio e a peça. Além disso, é importante conhecer (ou controlar) a atmosfera pois a mesma deve estar em equilíbrio termodinâmico com a superfície da peça, caso contrário haverá também troca de massa além da troca de calor. Por exemplo, um aço carbono quando aquecido ao ar pode oxidar formando uma inconveniente “casca de óxido”. Além disso, nestas condições o aço pode “perder” carbono na superfície, pois este se liga com o oxigênio do ar formando CO e/ou CO<sub>2</sub>. Nesta situação ocorrerá o que chamamos de descarbonetação. Caso esta última situação seja realizada na presença de carvão, por exemplo, existe a possibilidade de não se perder carbono, ou dependendo da situação, até mesmo carbonetar a superfície da peça, pois a queima do carvão produz CO e CO<sub>2</sub> mantendo um equilíbrio entre a superfície da peça e o meio. A escolha da atmosfera é realizada geralmente seguindo-se recomendações específicas para cada tratamento. No entanto, o controle mais adequado (quando o tratamento é realizado com atmosfera controlada) pode ser realizado utilizando-se um diagrama específico para verificar o equilíbrio entre composição química da peça e da atmosfera. O diagrama comumente utilizado é o diagrama de Ellingham<sup>16</sup>.

### 4.1.3 Tratamentos térmicos típicos aplicados aos aços

Os tratamentos térmicos aplicados aos aços têm a grosso modo dois objetivos principais: aumentar dureza ou diminuir dureza. No entanto, os objetivos específicos definem o tipo de tratamento térmico a ser utilizado.

Nesta apostila vamos mencionar os tratamentos mais importantes, que podem ser agrupados em 3 grandes grupos:

- Reozimentos;
- Normalização;
- Têmperas;

Em geral, os reozimentos têm o objetivo principal de reduzir a dureza do material, as têmperas têm objetivo de aumentar a dureza enquanto que a normalização visa melhorar a tenacidade dos aços.

Os reozimentos podem ser divididos em vários tipos dependendo do seu objetivo específico, como: reozimento pleno, reozimento para alívio de tensões, para

<sup>15</sup> Em geral, os tratamentos são realizados em meio gasoso (como o ar, por exemplo). No entanto, quando o tratamento é realizado em um líquido, não faz sentido se falar em atmosfera, mas sim em “meio de tratamento”.

<sup>16</sup> Este assunto não foi explanado em maior detalhe devido à simplicidade com a qual o tema é abordado nesta apostila

recristalização, de esferoidização, para homogeneização, entre outros. As têmperas possuem também suas variações: têmpera direta, sub-zero, austêmpera e martêmpera. Já a normalização não possui variações específicas.

Como já comentamos, um dos parâmetros que caracterizam os tratamentos térmicos é a temperatura de patamar. A Figura 4.2 mostra a temperatura de patamar recomendada para os tratamentos térmicos mais comuns realizados em aços ao carbono.

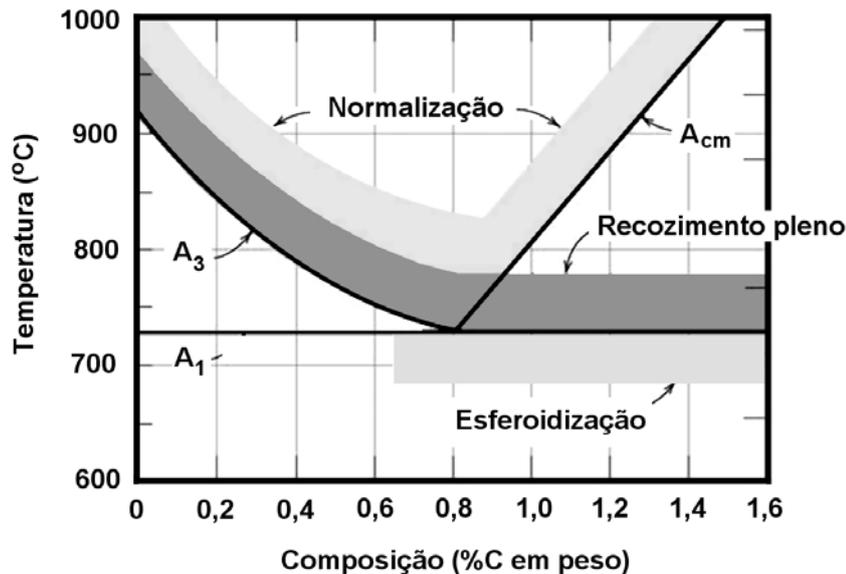


Figura 4.2 – Faixas de temperatura de patamar típica para alguns tratamentos térmicos realizados em aços carbono sobrepostas ao diagrama Fe-C (modificado de CALLISTER, 2002).

Pode-se notar que alguns tratamentos exigem a total austenitização do aço (tratamento acima da zona crítica), como é o caso da normalização e das têmperas. Outros tratamentos admitem o aquecimento na zona intercrítica (entre as linhas A<sub>1</sub> e A<sub>cm</sub>), dependendo da composição química do aço. Outros tratamentos devem ser realizados logo abaixo da zona crítica ou consideravelmente abaixo desta, como é o caso da esferoidização ou recozimento para alívio de tensões, respectivamente.

Veremos, na sequência, uma descrição mais detalhada de alguns destes tratamentos térmicos.

#### 4.1.3.1 Recozimento pleno

Os recozimentos em geral têm como propósito principal reduzir a dureza (ou aumentar ductilidade). Geralmente, com a microestrutura formada neste tratamento teremos

maior facilidade na execução de um subsequente processo de fabricação, como a usinagem ou conformação mecânica. O termo recozimento quando não acompanhado de um prefixo indica sua natureza geral, ou seja, simplesmente reduzir dureza.

O recozimento pleno tem como objetivos principais reduzir dureza e aumentar a ductilidade dos aços. Especificamente, no recozimento pleno, este objetivo é conseguido com a renovação da microestrutura. Para que isto ocorra é necessário austenitizar o aço dissolvendo os carbonetos (cementita e, eventualmente outros carbonetos). A partir daí, com o resfriamento, tem-se a obtenção de uma nova microestrutura, que no caso, deve levar a uma baixa dureza e boa ductilidade do material tratado. Como há austenitização e dissolução de carbonetos, a microestrutura que o material terá após o tratamento será independente da microestrutura antes do referido tratamento. Por exemplo, uma peça temperada e outra normalizada com mesma composição química possuem microestruturas diferentes. Se for realizado o recozimento pleno em ambas as peças (em condições idênticas) as peças terão propriedades mecânicas similares, pois terão a mesma microestrutura, não importando qual a sua microestrutura antes do tratamento.

Nos aços, para que se tenha baixa dureza e boa ductilidade a microestrutura deve possuir poucas barreiras para movimentação das discordâncias. Uma microestrutura “grosseira” nos fornece esta situação. Para os aços ao carbono, uma microestrutura grosseira significa grãos grandes e perlita grosseira (ou seja, placas alternadas de ferrita e cementita com espessura relativamente grande). Assim sendo, o recozimento pleno deve seguir um ciclo térmico que permita obter este tipo de microestrutura para o aço. A Figura 4.3 mostra esquematicamente o ciclo térmico do recozimento pleno de um aço baixo carbono.

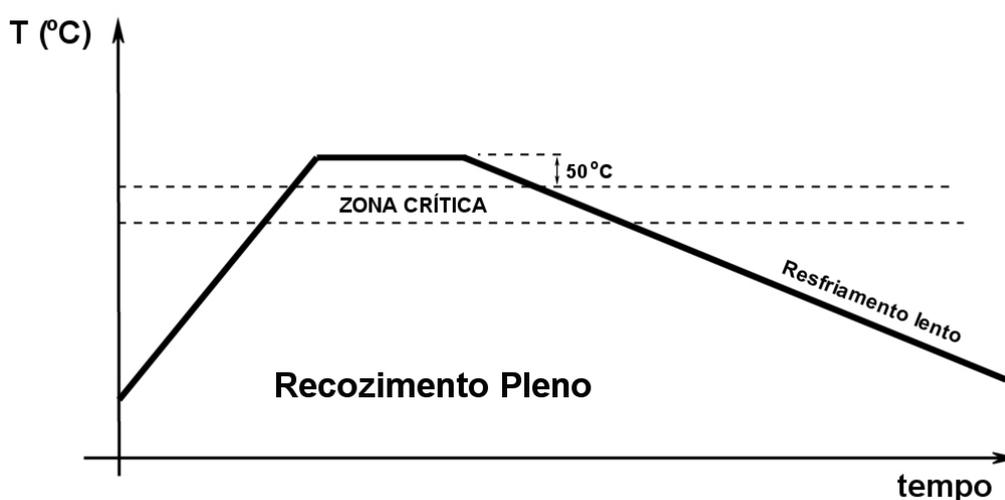


Figura 4.3 – Esquema de um ciclo térmico para o recozimento pleno de um aço baixo carbono.

A perlita se forma no resfriamento a partir do aço austenitizado. Logo, deve-se aquecer o aço acima da zona crítica ou na zona intercrítica. Conforme mostrado na Figura 4.2, os aços hipoeutetóides devem ser aquecidos acima da zona crítica. Recomenda-se aquecer aproximadamente 50 °C acima da temperatura prevista no diagrama de fase (50 °C acima da linha  $A_3$ ). Um aquecimento excessivo poderia produzir efeitos colaterais indesejados, como forte descarboentação e oxidação além de crescimento excessivo dos grãos austeníticos. Os aços hipereutetóides não são totalmente austenitizados (Figura 4.2), pois a cementita proeutetóide (nos cotornos de grão) levam muito tempo para se dissolver. A dissolução desta cementita não produz efeitos consideráveis na dureza ou ductilidade do material após o tratamento. A dissolução da perlita, no entanto, é que possui efeito significativo. Este tempo excessivo para dissolução de tais carbonetos levaria aos efeitos colaterais já citados. O tempo de patamar deve ser o mínimo necessário para que ocorra a austenitização do material e dissolução da cementita (da perlita).

Vale a pena frisar que a escolha da temperatura de patamar depende da composição química do aço. Quando se trabalha com aços comuns ao carbono esta temperatura pode ser obtida diretamente do diagrama de fase Fe-C. Para os aços ligados, a temperatura de patamar, é obtida consultando-se literatura específica.

O resfriamento deve ser tal que tenhamos a formação de grãos grandes e perlita grosseira. As curvas TTT destes aços (Figura 4.4) sugerem que o resfriamento seja muito lento para que tenhamos esta microestrutura.

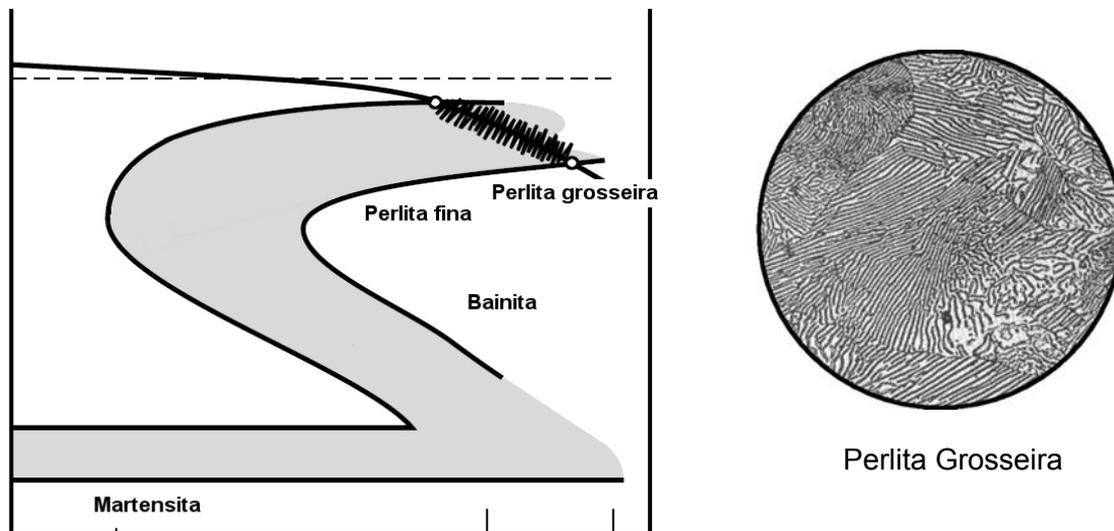


Figura 4.4 – Curva TTT de um aço eutetóide mostrando o resfriamento para se obter perlita grosseira e ao lado a micrografia da respectiva microestrutura (modificado de BRANDT e WARNER, 2005).

Na prática, para recozimento pleno de aços carbono, esta velocidade de resfriamento é conseguida desligando-se o forno deixando a peça resfriar dentro dele.

O recozimento pode ser ainda empregado para regularizar a estrutura bruta de fusão, modificar propriedades elétricas, remover gases dissolvidos na estrutura cristalina, e eliminar o efeito de quaisquer tratamentos térmicos que a peça tenha sido submetida anteriormente (como têmpera ou normalização).

#### 4.1.3.2 Recozimento para alívio de tensões

Como o próprio nome do tratamento sugere, este tem o objetivo específico de reduzir o nível de tensões internas dos materiais. Quando os aços são usinados, soldados ou deformados plasticamente, tensões internas surgem no material em virtude de deformações plásticas localizadas geradas diretamente pelo processo ou pela expansão térmica gerada por eles. Estas tensões internas podem limitar a resistência mecânica do material, ou durante uma operação de um processo de fabricação posterior a peça pode sofrer deformações importantes que podem comprometer todo o processo. Assim sendo, muitas vezes, é necessário reduzir as tensões internas destes materiais.

Este tratamento térmico é um tratamento subcrítico, ou seja, realizado abaixo da zona crítica (abaixo da linha  $A_1$ ), conforme mostrado na Figura 4.5.

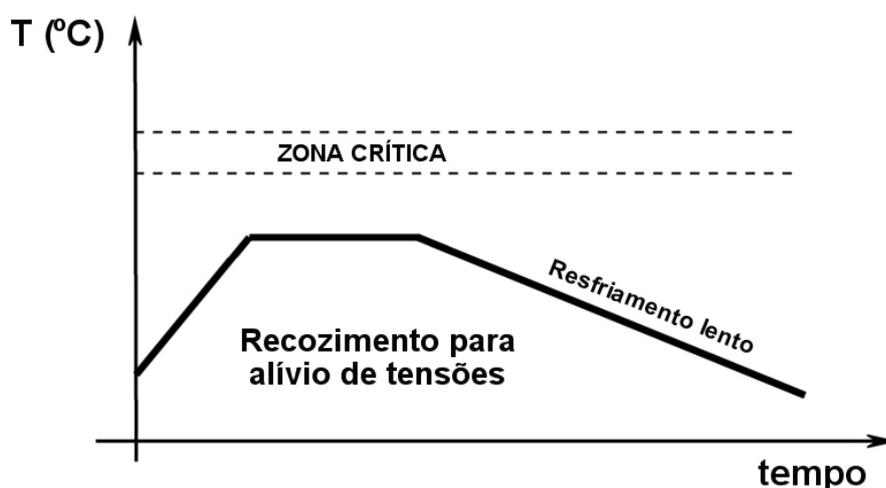


Figura 4.5 – Esquema de um ciclo térmico para o recozimento para alívio de tensões de um aço baixo carbono.

Para aços ao carbono e aços baixa liga as temperaturas típicas de tratamento giram em torno de 550 a 650 °C. Para aços alta liga estas temperaturas aumentam, e é comum realizar este tratamento a aproximadamente 600-750°C. Neste tratamento não ocorrem

transformações de fase, porém, a recristalização pode eventualmente ocorrer, dependendo no nível de deformação plástica sofrida pelo material (encruamento).

O tempo de permanência é relativamente longo. É comum o tempo de patamar girar em torno de 1 a 2 horas. Porém em alguns casos os tempos podem ser maiores (da ordem de 24 h). Uma vez que a temperatura de patamar não é muito alta, os efeitos colaterais como oxidação e descarbonetação são menos evidentes. O resfriamento é lento, porém pode ser realizado ao ar calmo sem grandes danos para a peça.

Dos tratamentos térmicos aqui discutidos, este é o único que não apresenta alteração da microestrutura. Note que haverá modificação das propriedades mecânicas, pois as tensões internas modificam algumas destas propriedades.

#### 4.1.3.3 Recozimento para recristalização

Este tratamento é realizado para corrigir a morfologia dos grãos de metais deformados plasticamente. Quando um metal é conformado a frio (deformado plasticamente a frio) sua dureza aumenta, pois com a movimentação de discordâncias outras são formadas, ocorrendo o aumento da densidade de discordâncias. Como as próprias discordâncias são barreiras para a movimentação de outras discordâncias, tem-se o aumento da dureza (decréscimo de ductilidade). Este efeito é conhecido na mecânica como endurecimento por deformação plástica ou comumente chamado de encruamento. Além disso, quando a peça é deformada plasticamente, a sua microestrutura tende a acompanhar a direção da deformação. Assim, se uma peça for “achatada”, seus grãos irão adquirir também uma morfologia “achatada”, conforme mostra a Figura 4.6.

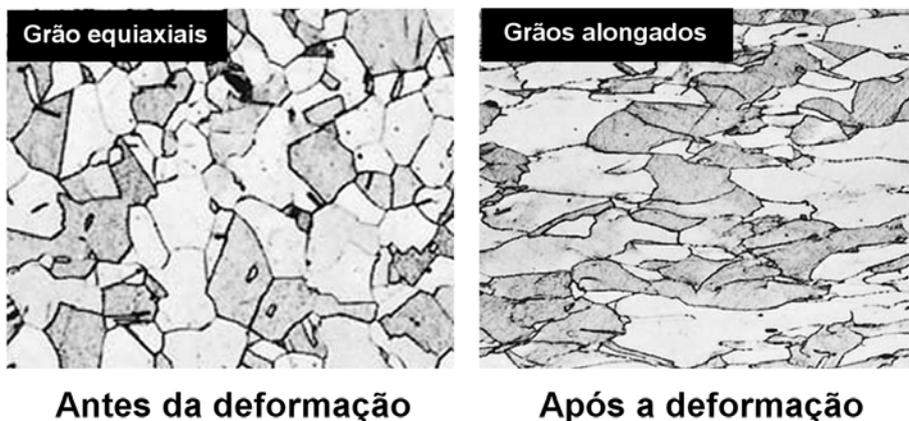


Figura 4.6 – Microestrutura de um aço antes e após a conformação mecânica. Neste caso a força foi aplicada na direção vertical, logo a peça, assim como os grãos, foram “achatados”.

Estes grãos encruados (ou seja, com maior densidade de discordâncias) possuem energia acumulada. Como a natureza tende a permanecer numa situação de baixa energia, o estado encruado não é uma situação “confortável” para o material. Este só não retorna ao seu estado menos energético (não encruado), ou seja, com menor densidade de discordâncias, pois os átomos não têm mobilidade para fazer isto. Quando este material encruado é aquecido (geralmente acima de 600 °C para os aços) a estrutura cristalina adquire mobilidade suficiente para recuperar o nível de discordâncias original. No entanto, as discordâncias não somem simplesmente por “mágica”. O caminho que a natureza encontrou para reduzir a quantidade de discordâncias é nuclear um novo grão com densidade de discordâncias menor dentro do grão encruado. Estes núcleos crescem e renovam a microestrutura formando uma microestrutura, agora com grão equiaxiais. A Figura 4.7, mostra a evolução de uma microestrutura encruada quando submetida ao recozimento por recristalização, assim como o seu efeito nas propriedades mecânicas.

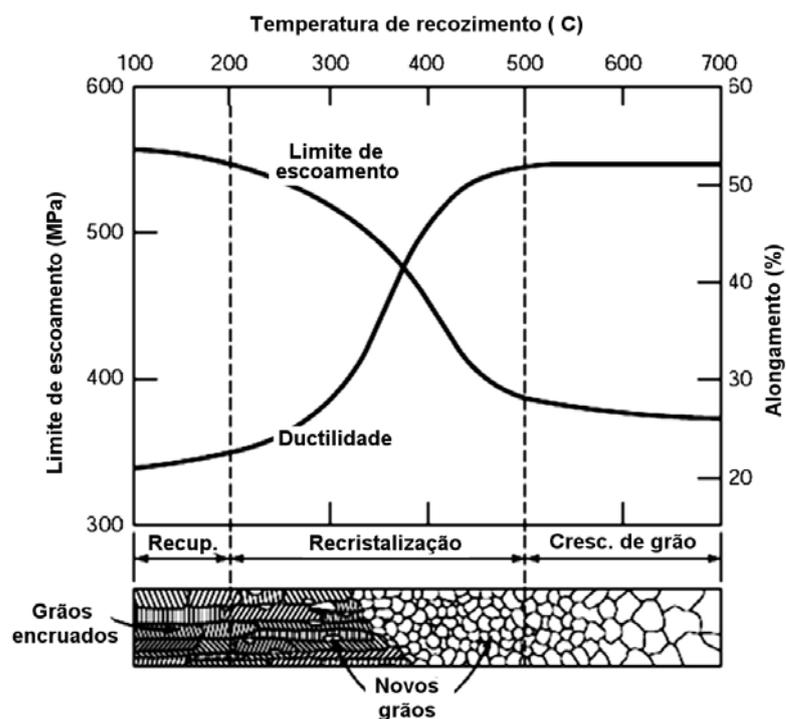


Figura 4.7 – Evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas com o recozimento de recristalização (adaptado de CALLISTER, 2002)

É interessante ressaltar que é necessário que o material esteja encruado para que a recristalização ocorra. A temperatura de patamar necessária para a recristalização depende do grau de encruamento do material. Em geral, quanto maior o seu grau de encruamento menor é a temperatura de patamar necessária para recristaliar. Isto ocorre porque o material mais encruado possui mais energia acumulada na forma de defeitos cristalinos, necessitando de menor energia (energia térmica) para iniciar o processo de recristalização.

Note também que apesar de um novo grão ter nucleado e crescido alterando a microestrutura, não houve transformação de fase. No aço, o grão de ferrita não encruado irá nuclear dentro da ferrita encruada! Logo, neste tratamento não há transformação de fase. Isto implica em dizer que podemos renovar a microestrutura sem aquecer demasiadamente a liga. Porém, é necessário deformá-la plasticamente antes do tratamento.

O tempo de patamar necessário para a completa recristalização varia de 30 a 60 minutos (para aços a uma temperatura de 650 °C). O ciclo térmico deste tratamento pode ser idêntico ao ciclo do recozimento para alívio de tensões (Figura 4.5). Vale a pena lembrar que apesar do recozimento para alívio de tensões e o recozimento de recristalização terem ciclos térmicos praticamente idênticos, o objetivo dos tratamentos são diferentes, assim como o seu resultado. Como sabemos o tratamento térmico não é caracterizado pelo ciclo térmico somente. O que vale é o seu objetivo.

Logo, o objetivo principal do recozimento para recristalização diminuir dureza e aumentar a ductilidade de materiais endurecidos por deformação plástica. Isto é feito através da nucleação de grãos recristalizados a partir de grãos encruados.

#### 4.1.3.4 Recozimento de Esferoidização

O recozimento de esferoidização, ou também conhecido como tratamento de coalescimento, visa diminuir a dureza e aumentar a ductilidade de aços com alto percentual de carbono. Em geral, a microestrutura de aços com elevado teor de carbono é composta por uma quantidade significativa de carbonetos. No caso do aço carbono, estes carbonetos são basicamente carbonetos de ferro, ou seja, a cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Já vimos que, dependendo da quantidade de carbono no aço, podemos ter cementita na forma de placas que dispostas de forma alternada com a ferrita forma as ilhas de perlita. Caso o aço (aço carbono) tenha %C maior que 0,77% a cementita também se precipitará no contorno de grão (cementita proeutetóide).

Quando se deseja diminuir dureza ou aumentar a ductilidade destes aços, o recozimento pleno pode não atender às expectativas. Isto porque teremos como resultado do tratamento térmico uma microestrutura de perlita grosseira (e cementita no contorno de grão). Porém como há grande quantidade de perlita o aço ainda se comportará com relativa baixa ductilidade.

O recozimento para esferoidização transforma as placas de cementita (presentes na perlita) em esferas. Como resultado há maior continuidade da ferrita, o que facilita a movimentação de discordâncias. Esta transformação é conseguida levando-se em consideração que a forma esférica de um precipitado é a mais estável. A cementita se forma normalmente como placas, pois a dinâmica da transformação induz a esta morfologia. No

entanto, se houver possibilidade de difusão do carbono e tempo para que isto ocorra as placas de cementita se transformarão em precipitados esféricos. A Figura 4.8 a seguir mostra a transformação das placas de cementita em cementita esferoidal (Figura 4.8a), assim como uma micrografia (Figura 4.8b) da microestrutura resultante (esferoidita).

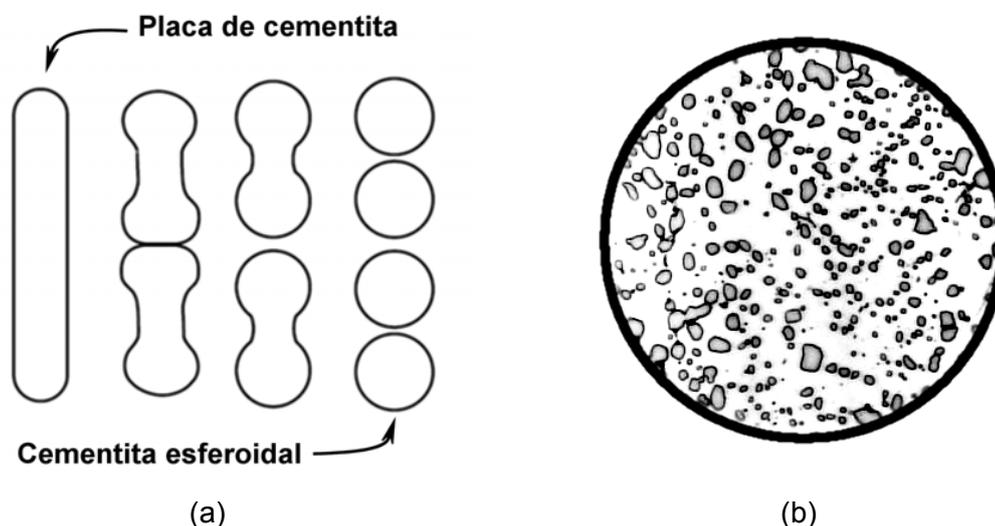


Figura 4.8 – a) Representação esquemática da transformação de uma placa de cementita em precipitados esféricos durante o recozimento de esferoidização (TOTTEN, 2007) e b) microestrutura correspondente à esferoidização (CALLISTER, 2002).

Para que este fenômeno ocorra é necessário ocorrer a difusão de carbono. Para facilitar a difusão do carbono, convém aquecer o aço a uma temperatura maior possível mantendo-a o máximo possível. Na prática, o ciclo térmico do recozimento para esferoidização é realizado de maneira a se ter a temperatura de patamar imediatamente abaixo da temperatura crítica mandendo-a por várias horas (dezenas de horas). A Figura 4.9 mostra um desenho esquemático do ciclo térmico de um recozimento para esferoidização.

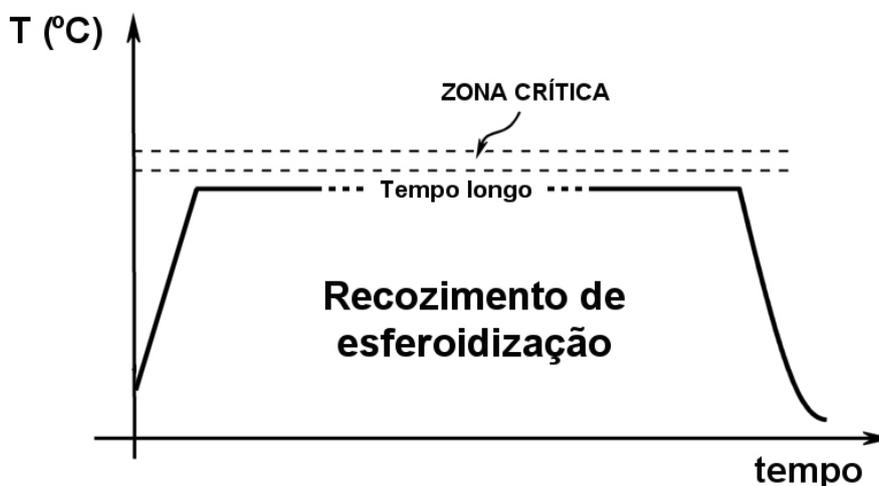


Figura 4.9 – Esquema de um ciclo térmico para recozimento de esferoidização de um aço carbono.

#### 4.1.3.5 Normalização

A normalização é um tratamento térmico similar ao recozimento pleno. A diferença principal para o tratamento de recozimento pleno é, além de seus objetivos, a forma de resfriamento, que é realizado mais rapidamente.

De maneira um pouco diferente que os demais tratamentos térmicos, este tratamento tem seus objetivos focados mais na microestrutura que nas propriedades mecânicas. Como seu próprio nome sugere, ele é um tratamento usado para “normalizar”, ou seja, uniformizar. Neste caso, uniformizar a microestrutura. Claro que fazendo isso tem-se também a alteração de propriedades mecânicas. Com a normalização tem-se o **refino de microestrutura**. Este pode ser utilizado para remover a microestrutura grosseira de peças metálicas provenientes do processo de fundição. Este tratamento pode ser aplicado com o mesmo propósito em peças provenientes do processo de conformação mecânica como a laminação e forjamento. O fato de se refinar a microestrutura faz com que os carbonetos tornem-se menos volumosos facilitando sua dissolução em um tratamento térmico. Por este motivo, a normalização é também aplicada como tratamento prévio à têmpera e revenido.

Nos aços carbono a microestrutura refinada produzida é constituída por grãos pequenos de ferrita e perlita refinada, ou seja, placas alternadas de ferrita e cementita com espessura mínima. Esta microestrutura leva a um aumento da dureza e resistência mecânica (quando comparado ao estado recozido), pois há maior quantidade de barreiras para movimentação de discordâncias sem, no entanto, reduzir significativamente sua plasticidade. Este efeito leva a um aumento de tenacidade. Assim, a normalização tem como objetivo focado nas propriedades mecânicas aumentar a tenacidade dos materiais metálicos. A microestrutura obtida na normalização é conseguida fazendo-se a austenitização do aço. Isto implica dizer que, assim como no recozimento pleno, a microestrutura é renovada. O resultado do tratamento não depende (ou depende pouco) da microestrutura presente antes do tratamento.

O ciclo térmico da normalização consiste no aquecimento do aço acima da zona crítica (aproximadamente 50 °C acima da linha  $A_3$  ou  $A_{cm}$  para aços hipoeutetóides e hipereutetóides, respectivamente). O tempo de patamar deve ser suficiente para total dissolução dos carbonetos e total austenitização do aço. A rampa de resfriamento é obtida fazendo-se um resfriamento moderado. A Figura 4.10 mostra um desenho esquemático do ciclo térmico da normalização.

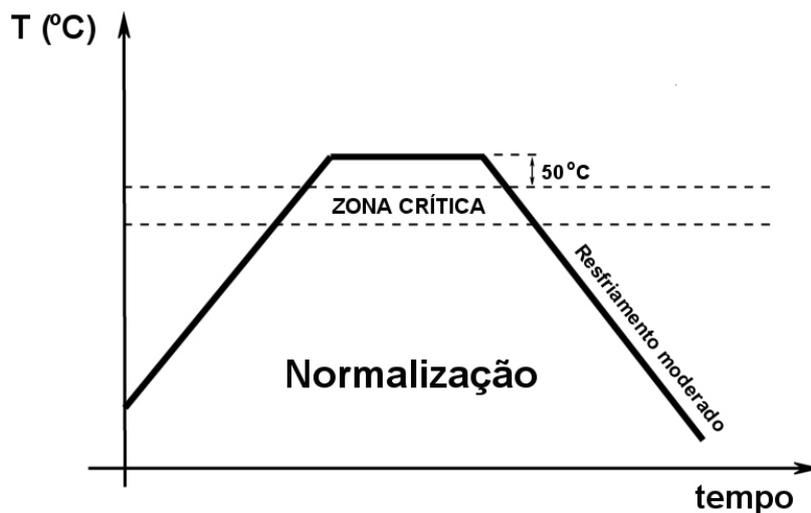


Figura 4.10 – Esquema de um ciclo térmico para a normalização de um aço carbono.

Este deve ser tal que se tenha a formação de perlita refinada. Para isso, deve-se realizar o arrefecimento da peça de maneira moderada. A taxa de resfriamento necessária para se ter a microestrutura desejada pode ser estimada observando-se o diagrama TTT do aço a ser tratado. A Figura 4.11 mostra a curva de resfriamento de um tratamento de normalização sobreposta a uma curva TTT de um aço ABNT 1080. Ao lado desta curva é mostrada a microestrutura de um aço ABNT 1045 obtida a partir de um tratamento de normalização.

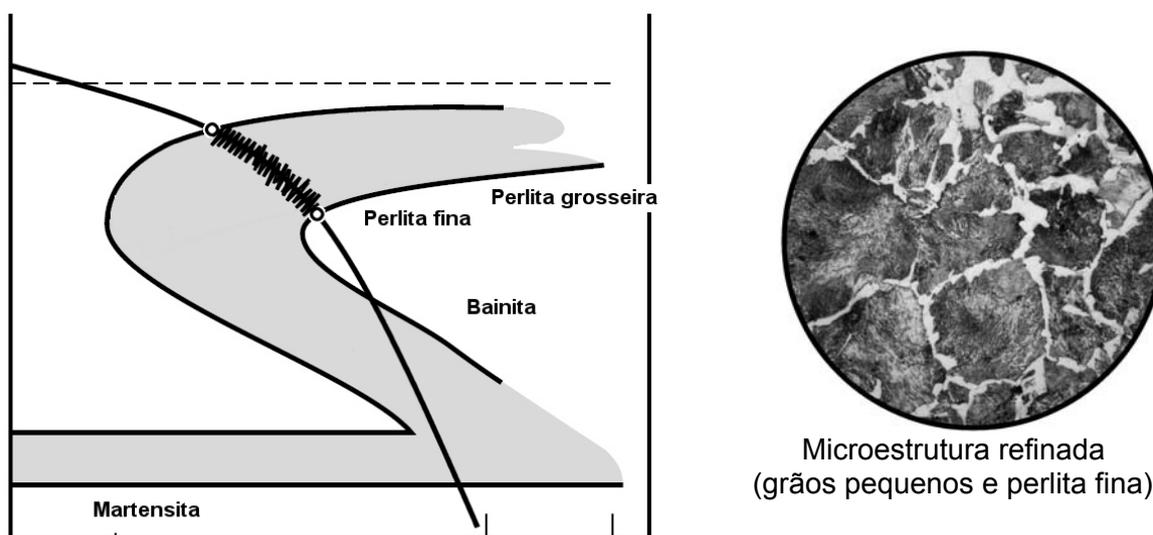


Figura 4.11 – Curva TTT de um aço ABNT 1080 mostrando o resfriamento para se obter microestrutura refinada e ao lado a micrografia de um aço ABNT 1045.

Nos aços carbono este resfriamento moderado é geralmente obtido retirando-se a peça do forno deixando-a resfriar em ar calmo.

#### 4.1.3.6 Têmpera direta

Antes de explanar sobre o tratamento de têmpera direta especificamente, é interessante esclarecer alguns conceitos que estão presentes em praticamente todas as variações dos tratamentos de têmpera.

O tratamento térmico de têmpera possui como objetivos principais o aumento de dureza e de resistência mecânica. Este aumento de dureza é conseguido através da modificação drástica da microestrutura do aço. Na maioria das variações da têmpera, a microestrutura obtida é a martensita. Em alguns casos é possível atingir este objetivo com a microestrutura bainítica.

Como já visto no capítulo referente às curvas TTT (Capítulo 3), a martensita é obtida aquecendo-se o aço acima da zona crítica e resfriando rápido o suficiente para não cruzar o cotovelo da curva TTT. Apesar da curva TTT indicar a taxa de resfriamento necessária para formar tal microestrutura, ela não fornece informações a respeito do que ocorre no interior do material para que esta microestrutura se forme.

Para que a martensita se forme é necessário que o aço tenha uma quantidade de carbono mínima na sua composição. Os aços carbono comum, em condições normais, a temperatura ambiente, apresentam as seguintes fases: ferrita e cementita (Estas fases podem estar distribuídas na forma de placas alternadas de ferrita e cementita (a perlita). A cementita é um composto químico formado por átomos de ferro e carbono na proporção 3:1, respectivamente ( $Fe_3C$ ). A ferrita é uma fase de composta por átomos de Ferro com estrutura cristalina CCC (cúbico de corpo centrado). No entanto, esta fase admite certa quantidade de carbono dissolvido (esta quantidade depende da temperatura). Na temperatura ambiente, a ferrita ( $Fe-\alpha$  - CCC) consegue dissolver no até 0,008% de carbono. Ou seja, quase nada!!!. Assim sendo, um aço ABNT 1045 terá aproximadamente 0,45% de carbono na sua composição. Destes 0,45%C somente 0,008% estarão dissolvidos na ferrita. Os demais 0,442% estarão precipitados, na forma de cementita ( $Fe_3C$ ). Ao aumentar a temperatura, a distância média entre os átomos de ferro na estrutura cristalina aumenta, e a esta se torna mais “folgada” permitindo dissolver uma quantidade sensivelmente maior de carbono. A quantidade máxima de carbono que a ferrita ( $Fe-\alpha$ ) consegue dissolver é a 727 °C, dissolvendo aproximadamente 0,022 %C (três vezes mais que a temperatura ambiente). No entanto, isto ainda é muito pouco. Nesta situação, o aço ABNT 1045 terá ainda 0,428 %C precipitado na forma de cementita.

Acima de 727°C, a ferrita começa a se transformar em austenita. A austenita ( $Fe-\gamma$ ) é a fase do ferro com estrutura cristalina CFC (cúbico de face centrada). Apesar de mais compacta, a austenita possui interstícios maiores que a ferrita, permitindo a acomodação dos átomos de carbono. Em conseqüência disso, a austenita permite dissolver uma quantidade bem maior de carbono que a ferrita. A 727°C a austenita permite dissolver 0,77%

de carbono (35x mais que a ferrita na mesma temperatura). Assim sendo, um aço ABNT 1045 (com aproximadamente 0,45%C) com fase austenítica terá todo o seu carbono dissolvido (e neste caso, sobraria “lugar” para mais carbono ainda). Desta maneira, ao aquecer o aço ABNT 1045 a uma temperatura acima da zona crítica (total austenitização), a cementita precipitada irá se “desfazer” e o carbono que fazia parte da sua composição irá se dissolver na austenita. Logo, teremos uma única fase: a austenita (Fe- $\gamma$ ), como previsto no diagrama de fases Fe-C. Vale lembrar que é necessário algum tempo para que isto ocorra, porém, na prática isto não corresponde a um tempo muito longo. Em geral, poucos minutos são suficientes para a dissolução do carbono na austenita.

Se este aço com fase austenítica (CFC) com grande quantidade de carbono dissolvido for resfriado lentamente, a fase austenítica se transformará na fase ferrítica (CCC). Como esta última fase não permite acomodar tal quantidade de carbono este é expulso e a sua precipitação ocorrerá como cementita (Fe<sub>3</sub>C) na forma de placas entre regiões ferríticas (Figura 4.12).

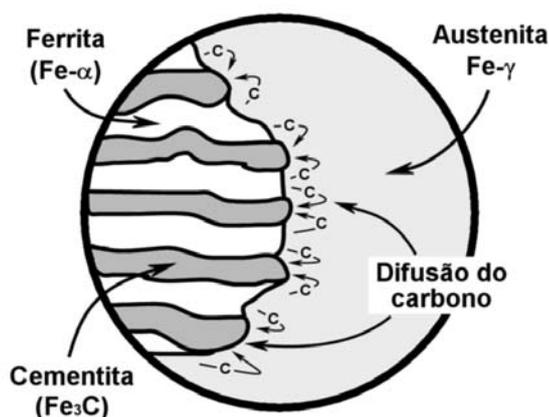


Figura 4.12 – Formação da perlita (placas alternadas de ferrita e cementita) a partir do resfriamento lento da austenita de um aço carbono (em escala micrométrica).

No entanto, se o resfriamento for realizado rápido o suficiente para que o carbono não consiga “escapar” da estrutura cristalina, o mesmo não precipitará. Então, para onde irá o carbono, se não há tempo para “escapar” e a fase ferrítica não tem espaço para acomodá-lo dissolvido? O que ocorre é que a estrutura “tenta” se tornar CCC, mas como há carbono nos interstícios a estrutura acaba se tornando uma estrutura CCC “distorcida”. Esta estrutura é conhecida como TCC (tetragonal de corpo centrado). Esta estrutura possui rede cristalina muito (muito mesmo!) tensionada e distorcida. A presença desta estrutura cristalina sob forte tensão (e distorção) dificulta em muito a movimentação de discordâncias, levando a um significativo aumento de dureza e resistência mecânica. Por outro lado, a tenacidade do material cai drasticamente. O esquema da transformação de fases (estruturas cristalinas) para formação da martensita (estrutura TCC) é mostrado na Figura 4.13, a seguir.

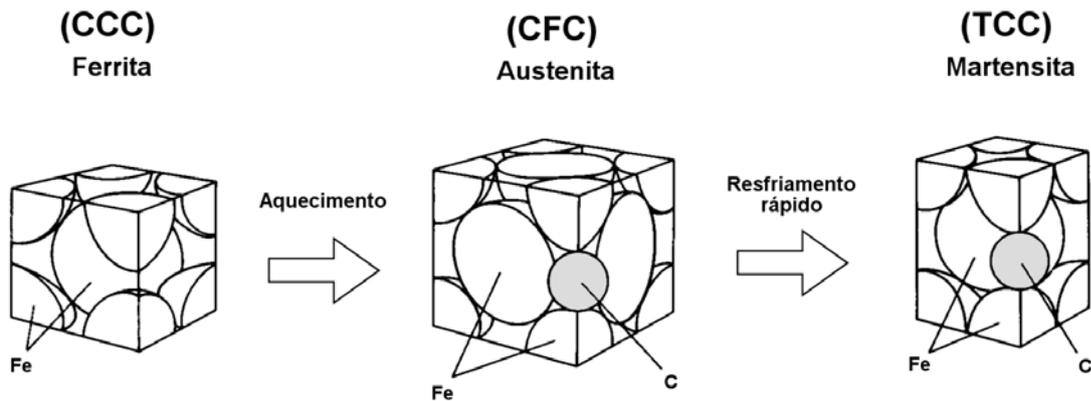


Figura 4.13 – Esquema da estrutura cristalina do ferro durante a transformação CFC para CCC com carbono dissolvido para a obtenção de estrutura TCC correspondente à martensita.

A microestrutura correspondente a esta estrutura cristalina é conhecida como **martensita**. A martensita nada mais é que uma solução supersaturada de carbono, uma vez que esta poderia ser encarada como ferrita com quantidade de carbono dissolvido muito acima do seu limite de solubilidade. A micrografia correspondente à martensita é mostrada no Capítulo 3, Figura 3.13b.

A dureza da martensita depende da quantidade de carbono presente na composição química do aço. Obviamente, quanto maior a quantidade de carbono aprisionada, maior a distorção causada pelo mesmo quando temperado. No entanto, a dependência da dureza com a quantidade de carbono não é proporcional. A Figura 4.14 (página seguinte) mostra a variação da dureza de um aço com a quantidade de carbono após o tratamento de têmpera.

Esta variação ocorre basicamente por dois fatores. Quando o percentual de carbono é muito pequeno, não se obtém uma microestrutura totalmente martensítica. Haverá sempre uma mistura de martensita e ferrita, por mais rápido que seja o resfriamento. Logo, a dureza requerida num tratamento de têmpera não será obtida. Normalmente o teor de carbono mínimo necessário para formar 100% de martensita é aproximadamente 0,35 %C. Logo, aços baixo carbono (%C < 0,35) não são temperáveis. Acima deste valor, a dureza da martensita aumenta, pois uma maior quantidade de carbono dissolvido na martensita provoca maior tensão interna (distorção na rede cristalina) com conseqüente aumento de dureza. Este aumento de dureza com o teor de carbono é significativo de 0,35 até 0,6 %C. Acima deste valor há uma saturação na capacidade de distorcer a rede cristalina com o aumento do teor de carbono, sendo assim, o efeito do aumento de carbono não é tão significativo.

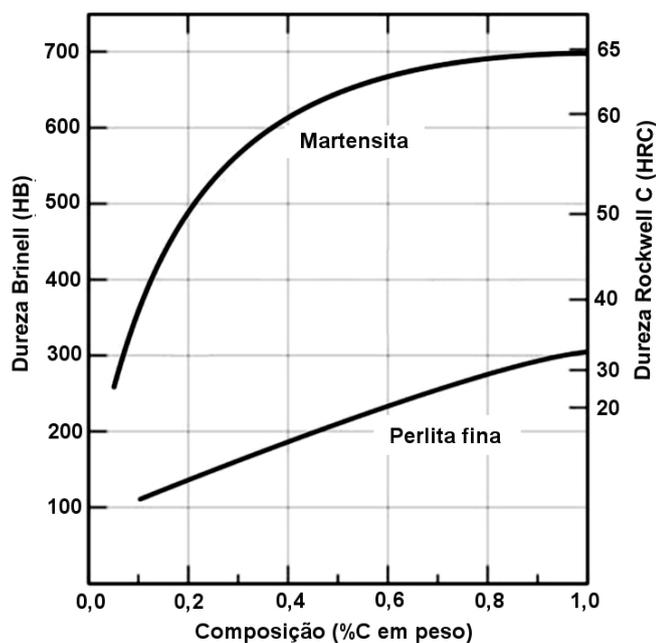


Figura 4.14 – Variação da dureza da martensita com o percentual de carbono presente no aço (modificado de CALLISTER, 2002).

Na martensita, como o carbono produz uma forte distorção na rede cristalina, o nível de tensão interna é muito elevado. Se estas tensões internas superarem o limite de escoamento do material este poderá “empenar”. Em casos extremos, se o nível de tensões internas superarem o limite de resistência do material este poderá se romper (formar trincas ou fissuras). Neste caso, convém, após a têmpera, efetuar um tratamento que reduz este nível de tensão interna. Este tratamento é conhecido como revenimento (ou revenido) e será discutido em uma seção específica após a explanação dos tratamentos de têmpera.

As variações do processo de têmpera estão relacionadas à forma de se obter a martensita, ou eventualmente a bainita<sup>17</sup>. Os diferentes modos de se obter estas microestruturas estão diretamente relacionados com o modo como o material é resfriado. Uma das variações mais simples é conhecida como têmpera direta. Ela é assim chamada, pois o resfriamento é realizado de forma contínua a partir da temperatura de austenitização (temperatura de patamar) até a temperatura ambiente.

O ciclo térmico da têmpera direta consiste no aquecimento do aço acima da zona crítica (aproximadamente 50 °C acima da linha  $A_3$  ou  $A_{cm}$  para aços carbono hipoeutetóides e hipereutetóides, respectivamente). O tempo de patamar deve ser suficiente para total dissolução dos carbonetos e total austenitização do aço. A rampa de resfriamento é obtida fazendo-se um resfriamento rápido. A Figura 4.15 mostra um desenho esquemático do ciclo térmico da têmpera direta.

<sup>17</sup> Uma explanação a respeito da Bainita será realizada quando for comentado sobre a austêmpera.

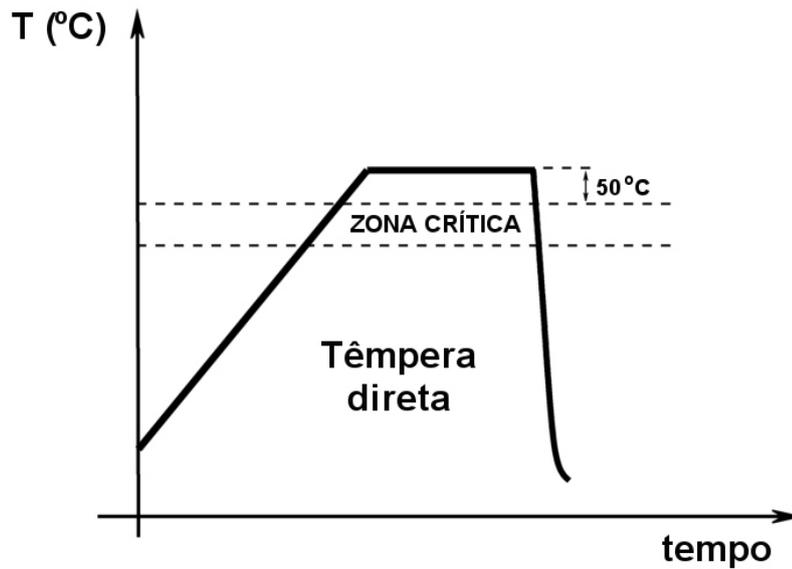


Figura 4.15 – Esquema de um ciclo térmico para a têmpera direta de um aço carbono.

Na têmpera direta, o resfriamento deve ser rápido o suficiente para não permitir a precipitação de cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). A velocidade de resfriamento na têmpera direta está relacionada à composição química do material. Os elementos de liga podem influenciar na facilidade ou dificuldade da precipitação de carbonetos. Alguns elementos químicos fazem com que ocorra um retardamento na precipitação. Isto faz com que se consiga temperar aços utilizando velocidades de resfriamentos menores.

O diagrama TTT nos fornece uma idéia da velocidade de resfriamento necessária para a têmpera de uma liga. O importante é resfriar de modo a evitar o cruzamento da linha de resfriamento com o cotovelo da curva TTT da referida liga.

A Figura 4.16 mostra a curva de resfriamento de um tratamento de têmpera direta sobreposta a uma curva TTT de um aço ABNT 1080. Ao lado desta curva é mostrada a microestrutura de um aço ABNT 1045 obtida a partir de um tratamento de normalização.

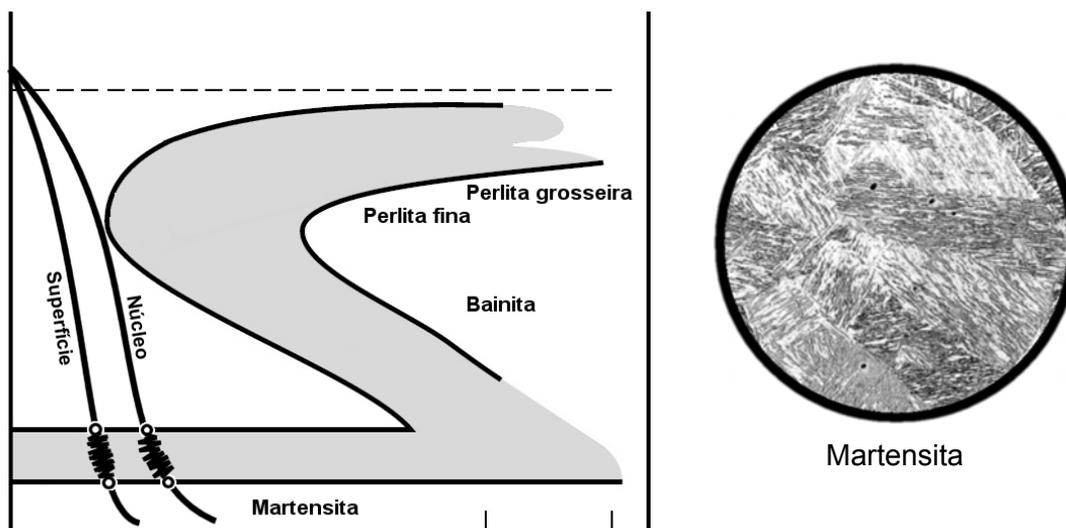


Figura 4.16 – Curva TTT de um aço ABNT 1080 mostrando o resfriamento para se obter a martensita num tratamento de têmpera direta e ao lado a micrografia da martensita obtida.

Pode-se notar que, diferentemente das curvas mostradas até então, é apresentada duas curvas de resfriamento: uma referente à superfície e outra ao núcleo. Isto porque como este resfriamento é obtido com alta taxa de resfriamento a diferença de velocidade de resfriamento da superfície em contato com o meio arrefecedor e o núcleo relativamente longe do meio de resfriamento é mais evidente (conforme já explicado no capítulo 3). Assim sendo, na têmpera direta, normalmente a superfície e o núcleo transformam em tempos diferentes. Como a transformação de fase está associada à variação de volume, existe a formação de tensões internas provenientes desta variação. Num tempo “x” a superfície já transformou e mudou de volume, enquanto isso o núcleo ainda está quente e não transformou para martensita permanecendo com seu volume original. Quando finalmente o núcleo transforma, tensões internas já foram geradas em virtude desta variação de volume do material. É comum chamar estas tensões de tensões térmicas. Logo, a peça temperada possui dois tipos de tensões internas: a) tensão interna intrínseca da martensita e b) tensão interna de origem térmica. Dependendo do nível de tensão interna a peça poderá se deformar ou até mesmo trincar. Em peças de pequena espessura este efeito é menos importante, pois a diferença de temperatura da superfície e do núcleo é menor. Aços com maior temperabilidade (cotovelo da curva mais à direita) também têm este problema minimizado, pois a taxa de resfriamento necessária para formar martensita no núcleo será menor. Com taxa de resfriamento menor, a diferença entre as curvas de resfriamento da superfície e do núcleo serão menores, tornando o aço menos suscetível à empenamentos ou trincamentos durante o tratamento de têmpera direta.

As tensões internas intrínsecas da martensita podem ser reduzidas com o revenimento já as tensões internas de origem térmica não se consegue evitar na têmpera direta. Logo temos que conviver com esta situação se for usar este tipo de tratamento

térmico. Outro tipo de tratamento de têmpera poderá ser utilizado caso se deseje evitar as tensões de origem térmica.

A têmpera direta pode ser realizada em vários meios de resfriamento, dependendo da necessidade, ou seja, quão rápido deverá ser o resfriamento para que se consiga “vencer” o cotovelo da curva TTT do referido aço.

Existem diversos meios de resfriamento, os mais comuns são: água, salmoura, óleo e ar. Cada meio de resfriamento tem capacidade de extrair mais ou menos calor do aço que é mergulhado neste. Destes, em ordem decrescente de severidade temos: salmoura, água, óleo e ar. Além disso, a taxa de resfriamento também depende da circulação do meio. Podemos ter o meio de resfriamento calmo ou sob agitação (leve, forte ou violenta). Quanto maior a agitação do meio maior a taxa de remoção de calor, ou seja, maior a severidade do meio. Existe um índice de severidade ( $H$ ) do meio de têmpera. Quanto maior o valor de  $H$  maior a severidade do resfriamento do meio. A tabela 4.1 mostra este índice para alguns meios sob diferentes condições de agitação.

Tabela 4.1 – Índice de severidade do meio de têmpera ( $H$ ) para vários meios.

Agitação do meio	Ar	Óleo	Água	Salmoura
Sem circulação	0,02	0,25 – 0,30	0,9 – 1,0	2
Circulação suave	-	0,30 – 0,35	1,0 – 1,1	2,0 – 2,2
Circulação moderada	-	0,35 – 0,40	1,2 – 1,3	-
Circulação moderada-forte	-	0,4 – 0,5	1,4 – 1,5	-
Circulação forte	0,05	0,5 – 0,8	1,6 – 2,0	-
Circulação violenta	-	0,8 – 1,1	4	5

#### 4.1.3.7 Têmpera subzero

A têmpera subzero é geralmente realizada em aços ligados. Apesar do nome se referir a uma temperatura abaixo de 0 °C, não é necessariamente verdade (porém é muito freqüente). O que ocorre é que o meio arrefecimento é mantido abaixo da temperatura ambiente.

Mas por que o material precisaria ser resfriado abaixo da temperatura ambiente? Seria para ter maior taxa de resfriamento para “vencer” o cotovelo da curva TTT? A princípio, **não**. O que ocorre é que ao se ter elementos de ligas nos aços, a curva TTT é alterada. Em geral observamos somente o cotovelo da curva TTT. Com os elementos de liga, em geral, o cotovelo da curva TTT desloca-se para direita, correspondendo a um

aumento da temperabilidade do aço. Porém os elementos de liga não alteram somente as curvas  $P_i$ ,  $P_f$ ,  $B_i$  e  $B_f$ . Elas modificam também as curvas de início de transformação da austenita em martensita ( $M_i$ ) e fim de transformação da austenita em martensita ( $M_f$ ). Como esta parte da curva é formada por duas linhas horizontais, a modificação<sup>18</sup> ocorre no sentido de alterar a temperatura correspondente à linha  $M_i$  e  $M_f$ . Ambas podem diminuir de temperatura ou aumentar de temperatura. Ainda, é possível que elas se aproximem ou se afastem. Tudo isto depende dos elementos químicos presentes no aço. Os metais em solução sólida, com exceção do alumínio e o cobalto, tendem a diminuir a temperatura  $M_i$  e  $M_f$  dos aços. Porém, o carbono e o nitrogênio têm um efeito mais pronunciado que os demais elementos de liga na modificação das temperaturas  $M_i$  e  $M_f$  dos aços. A Figura 4.17 mostra a variação das linhas  $M_i$  e  $M_f$  com a variação do %C na composição de um aço.

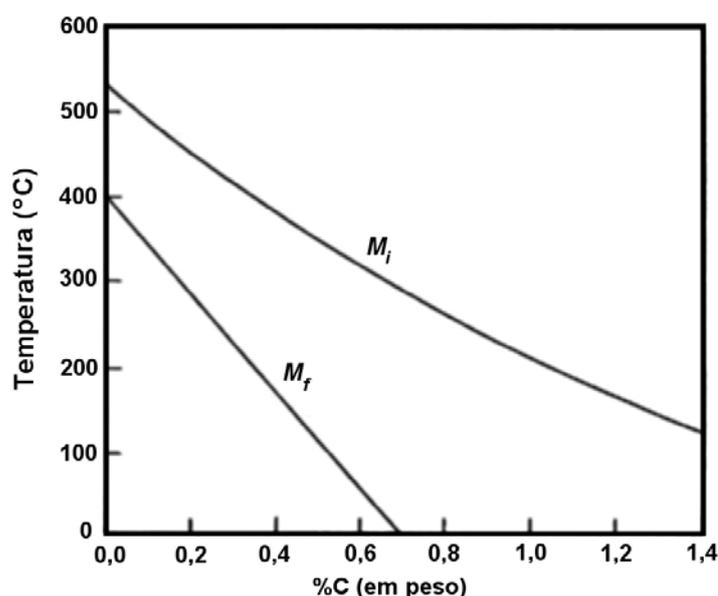


Figura 4.17 – Variação das temperaturas das linhas  $M_i$  e  $M_f$  nos aços em função do %C na composição química do aço (modificado de Bhadeshia e Honeycombe, 2006).

Esta redução da temperatura  $M_i$  e  $M_f$  têm efeitos importantes na têmpera dos aços. Por exemplo, se tivermos uma situação onde, por exemplo, o percentual de carbono é igual a 1,0% (fazendo referência à Figura 4.17). A temperatura  $M_i$  da curva TTT estará a aproximadamente 200 °C enquanto que a  $M_f$  estará abaixo da temperatura ambiente. Se a têmpera direta for realizada em água para este aço, o que ocorrerá? A Figura 4.18 mostra a curva TTT correspondente ilustrando esta situação.

<sup>18</sup> Cabe ressaltar que esta “modificação” diz respeito à variação de elementos de liga nos aços.

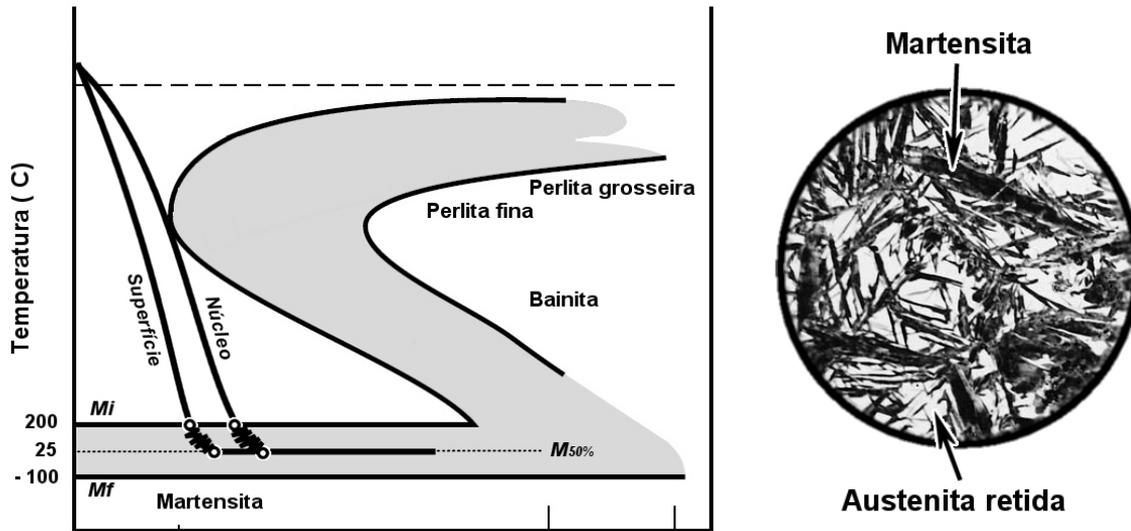


Figura 4.18 – Curva TTT de um aço onde a linha  $M_f$  se encontra abaixo da temperatura ambiente e microestrutura resultante com 50% martensita e 50% austenita retida.

Neste caso, como a água estava a temperatura ambiente, o metal foi resfriado até esta temperatura. No entanto, a composição do aço fez com que as temperaturas  $M_i$  e  $M_f$  fossem deslocadas. Neste caso  $M_i$  com temperatura aproximadamente igual a 200 °C e  $M_f$  igual a -100 °C. Supondo que a temperatura ambiente é 25 °C, a curva de resfriamento cruza a linha  $M_i$  e pára à temperatura ambiente. Neste caso somente 50% da austenita se transformou. O restante da austenita não se transformou. A microestrutura resultante é mostrada ao lado da curva TTT da Figura 4.18. Tem-se martensita (alta dureza) e austenita (baixa dureza) numa proporção de aproximadamente 50% cada uma. Geralmente isto implica em problemas para a peça. O primeiro deles é que se tem uma mistura de microestruturas (dura e macia), fazendo com que o aço não tenha a dureza ou resistência mecânica requerida. Outro ponto é que esta austenita residual pode eventualmente se transformar quando a peça está em serviço (induzida por tensão, deformação ou até mesmo temperatura). Se a martensita se transformar durante o uso da peça as suas propriedades mecânicas irão se alterar, tornando o seu comportamento imprevisível.

A solução para este caso é realizar a têmpera subzero. Este tratamento requer um meio líquido ou gasoso com temperatura abaixo de zero. Normalmente gelo seco, névoa de nitrogênio líquido ou até mesmo nitrogênio líquido. A peça normalmente não é resfriada diretamente neste meio, pois ele não fornece eficientemente o arrefecimento necessário para “vencer” o cotovelo da curva TTT. Se mergulhássemos uma peça a 900 °C em nitrogênio líquido teríamos uma violenta formação de nitrogênio gasoso em volta da peça o que prejudicaria a remoção de calor da mesma. Por este motivo, a peça é inserida no meio subzero após um prévio tratamento de têmpera realizado num meio que possibilite “vencer” o cotovelo da curva TTT.

O ciclo térmico correspondente ao tratamento de têmpera direta é mostrado na Figura 4.19 abaixo.

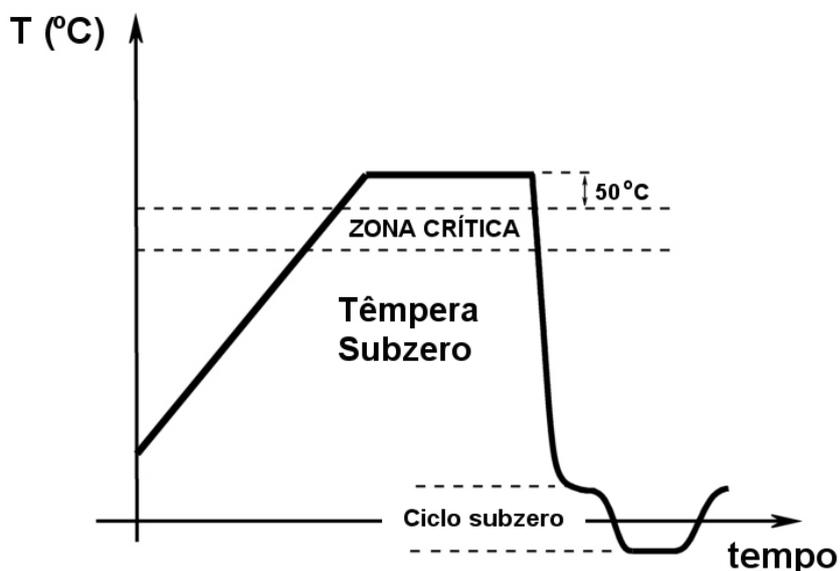


Figura 4.19 – Esquema de um ciclo térmico para a têmpera subzero de um aço carbono.

Pode-se notar que o ciclo do tratamento térmico da têmpera subzero é muito similar ao do tratamento de têmpera direta. O que difere é o que foi chamado na Figura 4.19 de “ciclo subzero”. Vale a pena observar que após o material ser submetido a temperaturas abaixo de zero ele é removido do meio de resfriamento, retornando a temperatura ambiente.

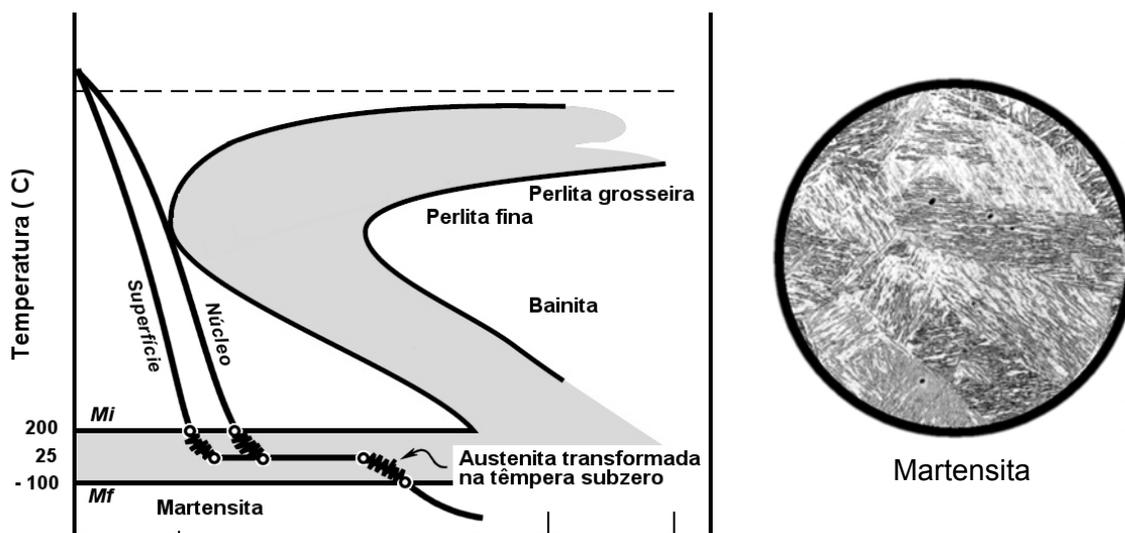


Figura 4.20 – Curva de resfriamento de um tratamento de têmpera subzero sobreposta a um diagrama TTT e respectiva microestrutura formada.

O ciclo de resfriamento mencionado pode ser analisado melhor se observarmos a curva de resfriamento sobreposta a um diagrama TTT do referido aço, conforme mostrado na Figura 4.20 (página anterior). Observe também que neste caso tem-se a formação de uma microestrutura totalmente martensítica.

Neste caso a martensita se formou em duas etapas. Na primeira, onde o resfriamento foi efetuado a partir da temperatura de austenitização. Logo em seguida, foi realizado a têmpera subzero e a austenita que não havia transformado na primeira etapa se transforma em martensita na segunda etapa. Vale a pena ressaltar que, neste caso, a têmpera subzero não necessita de um “choque térmico”, pois o material já “venceu” o cotovelo da curva TTT. Logo pode ser usado um meio frio o suficiente para que o material resfrie até a temperatura desejada sem, no entanto, ter uma capacidade exagerada de troca de calor. Nesta situação a névoa de nitrogênio líquido ou de gelo seco pode ser suficiente para formar a martensita.

#### 4.1.3.8 Martêmpera

A martêmpera, assim como a têmpera subzero, é uma variação do tratamento de têmpera. Sua característica é obter uma microestrutura martensítica com menor risco de empenamentos ou trincamentos das peças. Este efeito é possível devido ao fato do tratamento produzir uma quantidade menor de tensões internas, principalmente as tensões de origem térmica.

O ciclo térmico do tratamento de martêmpera é similar ao tratamento de têmpera direta. A diferença se encontra na forma de realizar seu resfriamento. O ciclo compreende duas etapas. Uma primeira etapa que consiste no resfriamento rápido até uma determinada temperatura (logo acima da temperatura de início da transformação da austenita em martensita  $M_i$ ). Esta temperatura é mantida por um tempo (relativamente pequeno) e em seguida, o material é resfriado até a temperatura ambiente. O ciclo térmico da martêmpera é mostrado na Figura 4.21.

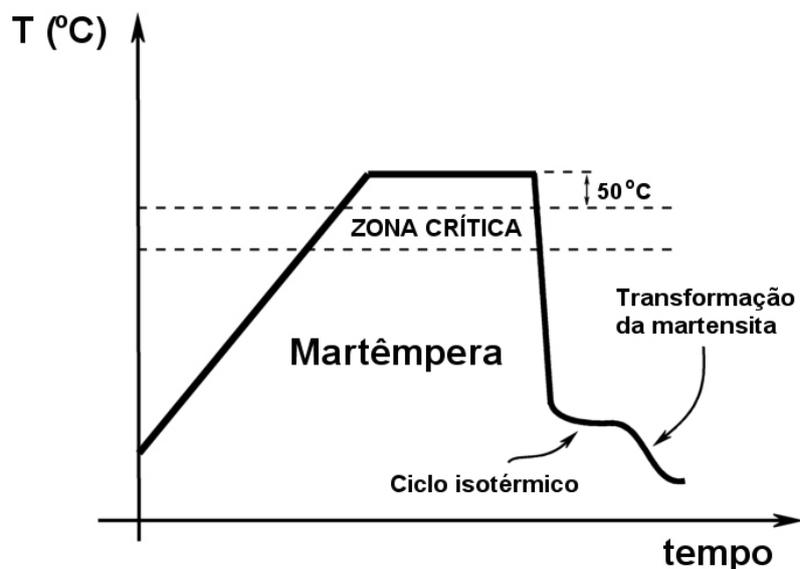


Figura 4.21– Esquema de um ciclo térmico para a martêmpera de um aço carbono.

Este tipo de tratamento térmico é um pouco mais complicado de ser realizado, pois necessita de dois meios de resfriamento. Em geral o primeiro meio deve ser capaz de resfriar o núcleo da peça de modo a evitar o cotovelo da curva TTT do aço. Em geral os meios líquidos possuem maior capacidade de troca de calor. O patamar deste “ciclo isotérmico” (conforme Figura 4.21) é dado pela temperatura do meio intermediário. Em geral, a temperatura deste meio se encontra na faixa de 200 a 400 °C. Esta temperatura é difícil de ser obtida com os meios normais de resfriamento como água e óleo. Neste caso, é necessário usar um líquido que seja estável nesta temperatura. Normalmente se utiliza ou metais fundidos ou mais comumente sais fundidos. Estes sais são especiais para este tipo de tratamento. Seleciona-se o tipo de sal dependendo da temperatura desejada.

O resfriamento feito no meio intermediário é realizado rápido o suficiente para que o núcleo da peça resfrie de forma tal a evitar o cotovelo da curva TTT do referido aço sem, no entanto, cruzar a linha  $M_i$ . O que se faz é uma “parada” para equalizar as temperaturas da superfície e do núcleo. Depois de vencido o cotovelo da curva TTT do aço e equalizadas as temperaturas do núcleo e superfície, o aço é subsequentemente resfriado para cruzar as linhas  $M_i$  e  $M_f$  do diagrama TTT. A Figura 4.22 (próxima página) mostra a curva de resfriamento da martêmpera sobreposta a uma curva TTT.

Este último resfriamento é realizado de forma mais branda fazendo com que as temperaturas do núcleo e da superfície não sejam tão diferentes. Isto faz com que o nível de tensão interna do aço seja minimizado.

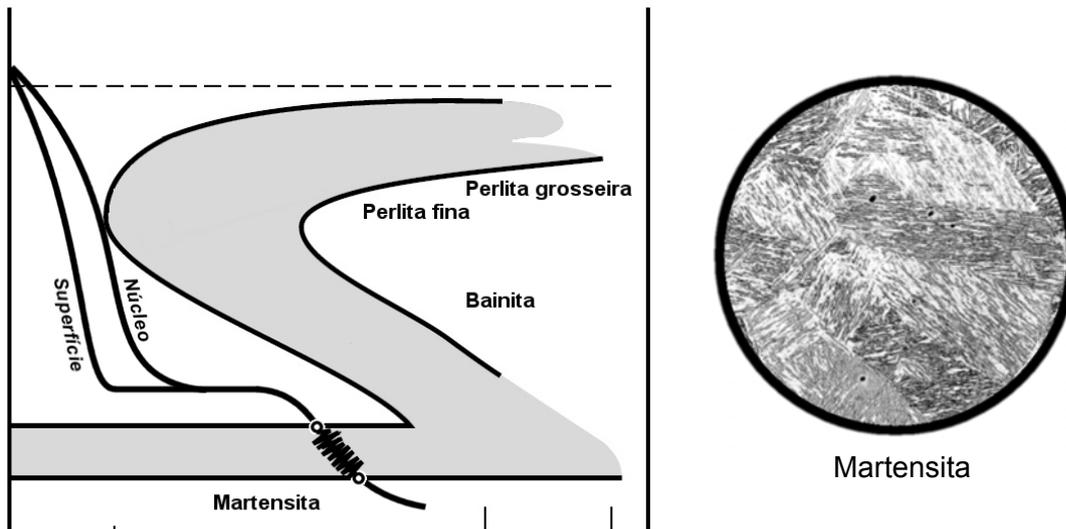


Figura 4.22 Curva de resfriamento de um tratamento de martêmpera sobreposta a um diagrama TTT e respectiva microestrutura formada.

Vale a pena lembrar que as tensões internas provenientes dos tratamentos de têmpera são atribuídas à distorção da rede cristalina (intrínseco à martensita) e de origem térmica devido às diferentes temperaturas entre núcleo e superfície.

#### 4.1.3.9 Austêmpera

A austêmpera também é uma variação do tratamento de têmpera. Das variações apresentadas do tratamento de têmpera este tratamento é o que possui maior diferença em termos metalúrgicos. A austêmpera tem como característica a obtenção da **microestrutura bainítica** como meio para aumentar a dureza e a resistência mecânica.

A bainita possui uma dureza menor que a martensita, porém sua tenacidade é bem maior. Caso se obtenha uma martensita com a mesma dureza de uma bainita (no caso uma martensita revenida para ajustar a dureza para ser igual a de uma bainita) a bainita terá (para mesma dureza) valores de tenacidade consideravelmente maiores.

A Tabela 4.2 mostra uma comparação entre dureza de um aço 1095 onde foi realizado três tratamentos distintos: têmpera direta seguido de revenido, martêmpera seguido de revenido e austêmpera. Os tratamentos foram realizados de tal forma a obter a mesma dureza para os três casos. A energia absorvida por impacto nos fornece uma idéia de tenacidade. Quanto maior a energia absorvida no impacto, maior a tenacidade. O alongamento está associado à ductilidade do material.

Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas do aço 1095 submetido a três diferentes tratamentos térmicos (ASM Metals Handbook, Vol 8).

Tratamento	Dureza HRC	Energia absorvida por impacto (joules)	Alongamento (%)
Tempera direta e revenido	53	16	0
Martêmpera e revenido	53	38	0
Austêmpera	52	61	11

Observando a Tabela 4.2 pode-se notar que o material temperado em tempera direta e revenido para se ter dureza em torno de 53 HRC possui uma tenacidade relativamente pequena (16 J) e praticamente nenhuma ductilidade (alongamento igual a zero). Já a martêmpera possui maior tenacidade, porém a ductilidade também é muito baixa. A diferença em tenacidade nos dois casos é associada ao nível de tensões internas no material. Na austêmpera, as tensões internas de origem térmica foram minimizadas. Já o material austemperado possui, para dureza similar (52 HRC) possui tenacidade consideravelmente maior assim como ductilidade. Isto ocorre devido a basicamente dois fatores. A transformação de austenita em bainita ocorre num ciclo isotérmico, logo praticamente não há formação de tensões internas de origem térmica. Outro fator é que como não há formação de martensita não se tem as tensões internas intrínsecas desta microestrutura. Como a bainita é formada por ferrita ( $Fe-\alpha$ ) e precipitados de cementita ( $Fe_3C$ ), existe possibilidade de movimentação de discordâncias, logo o metal apresenta alguma ductilidade. A bainita não é uma solução supersaturada de carbono como é a martensita. A bainita é formada basicamente por ferrita ( $Fe-\alpha$ ) e precipitados de cementita ( $Fe_3C$ ). Porém esta cementita não se precipita na forma de placas alternadas, pois como esta é obtida a uma temperatura relativamente baixa, os átomos de carbono não têm oportunidade de se difundirem e formarem um grande aglomerado. O que ocorre é a precipitação de finos carbonetos. A forma como ocorre esta precipitação fornece ao aço uma dureza relativamente elevada sem os inconvenientes das tensões (ou distorções) oriundas da transformação martensítica.

O tratamento térmico de austêmpera é realizado de maneira similar ao tratamento de martêmpera. É necessário um meio intermediário para resfriar o aço rápido o suficiente para evitar o cruzamento com o cotovelo da curva TTT. Logo, no ciclo térmico deste tratamento, tem-se a rampa de resfriamento com um patamar isotérmico na temperatura em que se deseja formar a bainita, conforme mostrado na Figura 4.23.

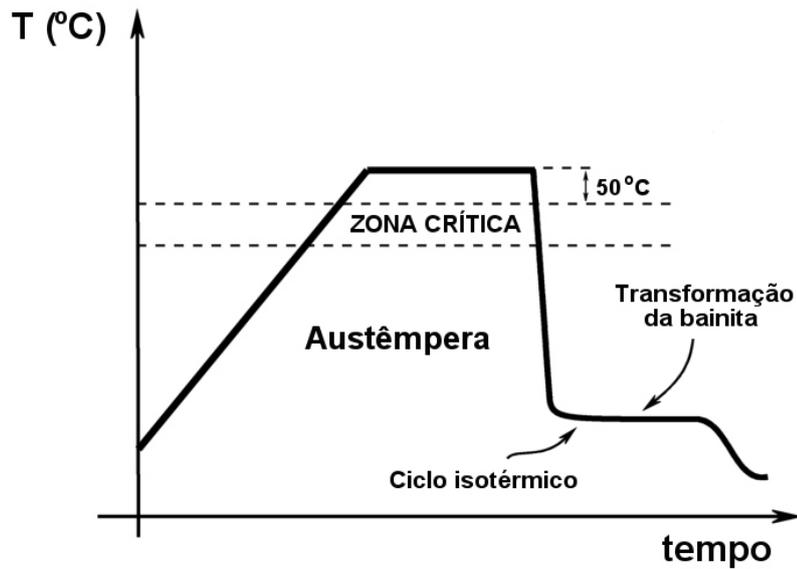


Figura 4.23– Esquema de um ciclo térmico para a austêmpera de um aço carbono.

O tempo de patamar do ciclo isotérmico pode ser definido pelo diagrama TTT do referido aço, conforme mostrado na Figura 4.24.

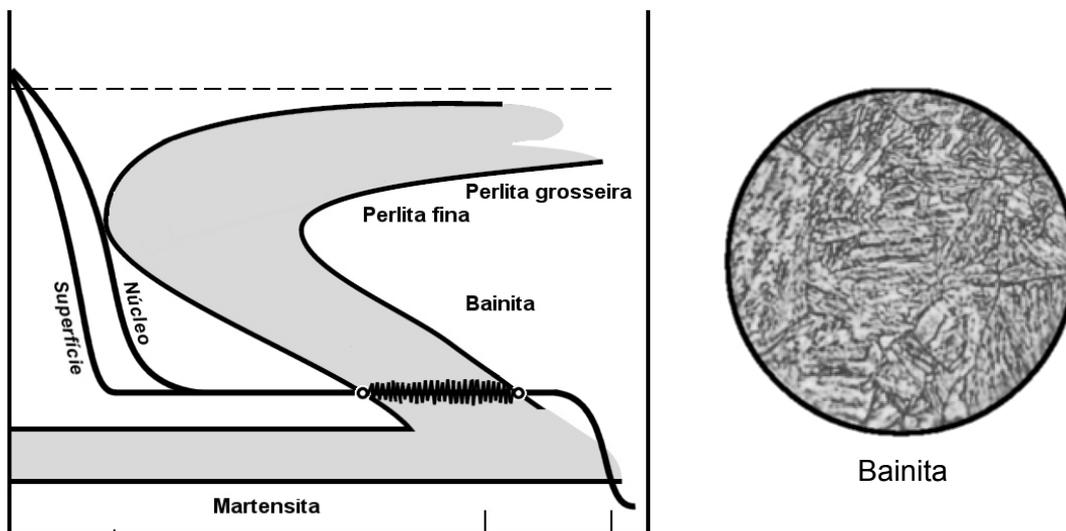


Figura 4.24 Curva de resfriamento de um tratamento de austêmpera sobreposta a um diagrama TTT e respectiva microestrutura formada.

A diferença entre o tratamento de martêmpera para o de austêmpera é que o material é deixado no meio intermediário por tempo suficiente para que a curva cruze as linhas  $B_i$  e  $B_f$  do diagrama TTT. Após toda a austenita se transformar em bainita, o aço é resfriado, geralmente ao ar, até a temperatura ambiente.

Outra vantagem associada a este tratamento é que como a transformação ocorre num ciclo isotérmico não existe diferença de temperatura entre núcleo e superfície da peça, o que minimiza a formação de tensões internas de origem térmica.

Outra característica deste tratamento é que como a microestrutura formada é ferrita e precipitados de cementita, não há necessidade de executar o revenimento após o tratamento, como ocorre em todas as outras variações dos tratamentos de têmpera.

Dependendo da temperatura na qual é realizada a austêmpera, é possível formar diferentes tipos de bainita. Existem basicamente 2 tipos de bainita: Bainita superior e bainita inferior. A bainita superior é obtida cruzando-se as linhas  $B_s$  e  $B_f$  da curva TTT a uma temperatura maior (mais próxima da região correspondente à perlita). A bainita inferior se forma a temperaturas menores. A princípio quanto maior a temperatura de formação da bainita menor será a dureza resultante da microestrutura formada. Logo, pode-se controlar a dureza a ser obtida no tratamento de austêmpera controlando-se a temperatura de patamar do ciclo isotérmico de transformação da bainita.

Em geral o custo da austêmpera é maior que somente a têmpera direta, pois há a necessidade de um meio de arrefecimento intermediário (geralmente sal fundido). Porém como não há necessidade de se realizar o revenimento o custo total do processo passa a ser competitivo, principalmente em produção automatizada.

#### 4.1.3.10 Revenimento

A martensita formada durante a maioria dos tratamentos de têmpera (exceto na austêmpera) é geralmente muito frágil para ser utilizada para a maioria das aplicações dos aços tratados termicamente. Peças deixadas nesta condição correm grande risco de trincar ou empenar (exceto quando o %C é muito baixo). O revenimento é um tratamento térmico aplicado em aços logo após o endurecimento realizado pelos tratamentos de têmpera com a finalidade de diminuir a dureza e, o mais importante, aumentar a tenacidade do material com microestrutura martensítica. O revenimento (ou revenido) é realizado num ciclo com temperatura de patamar subcrítico, compreendido geralmente entre 160 a 650 °C, dependendo da finalidade e do tipo de aço a ser tratado.

Como já foi mencionado, a martensita é uma solução supersaturada de carbono. Ela é obtida pelo resfriamento rápido o suficiente para “aprisionar” o carbono nos interstícios da rede cristalina, acima (muito acima) do seu limite de solubilidade. Ao aquecer o aço com estrutura martensítica os átomos de carbono “aprisionados” na rede cristalina têm maior mobilidade para precipitar (ou seja, “escapar da armadilha”). Esta precipitação pode ser associada à difusão do átomo de carbono na rede e à “reunião” deste com outros átomos de carbono, formando precipitados maiores e mais estáveis. Quanto maior a temperatura ou

tempo do tratamento, maior a oportunidade para que isto ocorra, levando a um maior relaxamento da estrutura cristalina e conseqüentemente a uma redução de dureza e aumento de tenacidade.

De uma forma geral, a precipitação durante o revenido ocorre da seguinte maneira:

- 1) **até 250 °C** ocorre a precipitação de finos carbonetos do tipo  $\epsilon$  (carboneto rico em carbono com estrutura HCP). Nesta condição a quantidade de carbono na martensita é reduzida a aproximadamente 0,3%.
- 2) **entre 230-280 °C** ocorre a decomposição da austenita retida ferrita e cementita com características de bainita;
- 3) **entre 160-400 °C** ocorre precipitação e crescimento de cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Os carbonetos do tipo  $\epsilon$  se dissociam formando cementita;
- 4) **entre 400-700 °C** crescimento e arredondamento da cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) precipitada.

A precipitação de carboneto tipo  $\epsilon$ , em aços com alto teor de carbono, pode levar a um aumento de dureza pelo mecanismo de endurecimento por precipitação ou endurecimento secundário. Então, para estes aços, é possível com o tratamento de revenimento, aumentar a tenacidade sem necessariamente diminuir a dureza (ou diminuir em menor proporção). Isto porque a perda de dureza causada pela saída do carbono em solução da martensita é compensada pela precipitação de finos carbonetos tipo  $\epsilon$  na matriz. No entanto, nem sempre que há precipitação de carbonetos tipo  $\epsilon$  haverá aumento significativo de dureza. Estes carbonetos precisam estar finamente dispersos em quantidade significativamente grande.

A Figura 4.25 mostra o ciclo térmico de um revenimento simples.

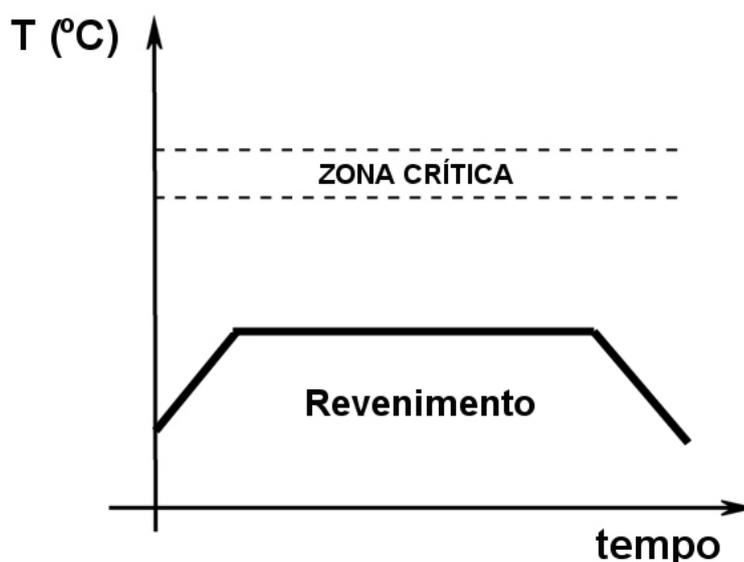


Figura 4.25– Esquema de um ciclo térmico para o revenimento de um aço carbono.

Como já foi dito, o principal objetivo do revenimento é aumentar a tenacidade do material temperado (quando forma martensita). No entanto, existe outro objetivo importante no revenimento que é o ajuste de dureza. Ao receber um projeto de fabricação, geralmente é especificada a faixa de dureza que se pretende para uma determinada peça. Porém, não é possível controlar diretamente a dureza do material através da formação de martensita assim como na obtenção da bainita. Geralmente, se obtém dureza máxima (em função do %C da liga) no tratamento de têmpera. O que se faz é ajustar a dureza para valores menores que aqueles obtidos na têmpera através da seleção adequada da temperatura de revenido ou do tempo de revenimento. Faz-se isto consultando tabelas ou gráficos específicos para cada tipo de aço no qual é informada a faixa de dureza a ser obtida no revenimento a uma determinada temperatura e tempo.

A Figura 4.26 mostra um exemplo de um gráfico de revenimento onde pode-se obter uma orientação qualitativa do tempo e temperatura necessários para atingir uma determinada dureza no material temperado.

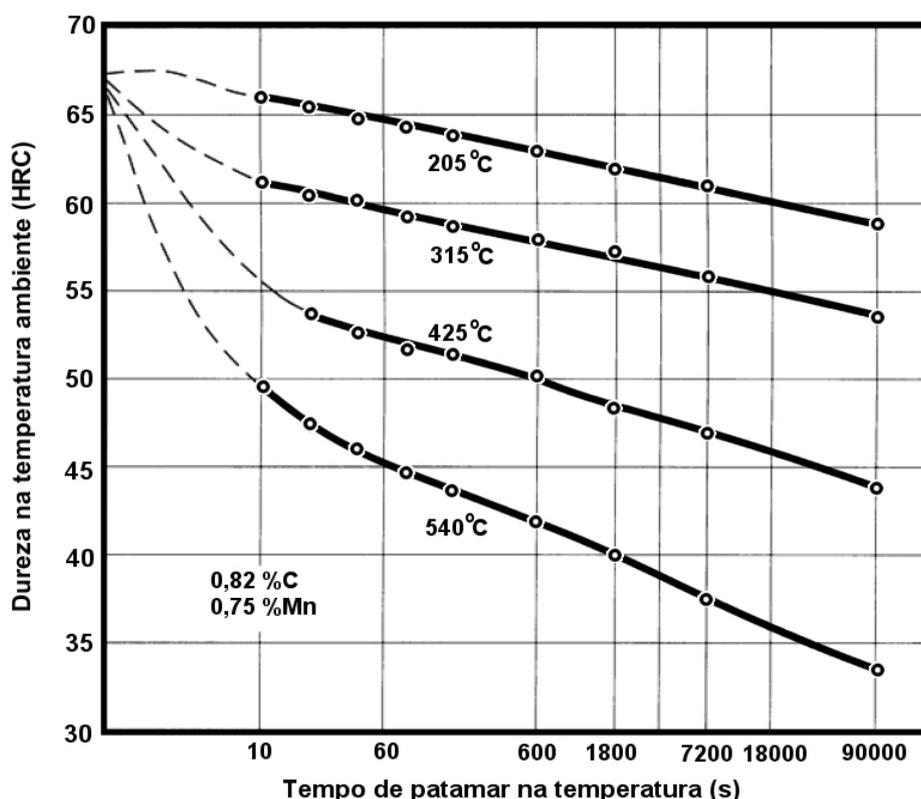


Figura 4.26– Esquema de um ciclo térmico para o revenimento de um aço carbono (ASM Metals Handbook, Vol 4, 1991).

Muitas vezes existe a necessidade de se fazer um duplo revenimento (ou revenimento múltiplo). Isto porque durante o revenimento ocorre o alívio de tensões e precipitação de carbonetos na austenita retida (em aços que possuem a linha  $M_f$  abaixo da temperatura ambiente). Desta forma, a austenita retida perde certa quantidade de carbono

aumentando conseqüentemente a temperatura da linha  $M_f$  para níveis acima da temperatura ambiente. Ocorre que ao resfriarmos o aço no revenimento poderá ocorrer a formação de martensita a partir desta austenita retida. Esta última martensita formada no resfriamento do revenimento possui baixa tenacidade. Logo, é necessário realizar um segundo revenimento para aliviar as tensões desta nova martensita.

Outro efeito que pode ocorrer no revenimento é o que é conhecido como fragilidade do revenido. Para os aços carbono e aços baixa liga, o aumento da temperatura de revenimento até 200°C provoca um aumento de ductilidade. No entanto, se o aço for revenido entre 260 e 315°C este apresentará menor resistência ao choque do que se for revenido a 150°C, ou seja, ocorre fragilização do aço. Outra faixa em que ocorre fragilização é entre 450 e 600°C, para aços com níquel e cromo.

#### 4.1.4 Temperabilidade dos aços

A temperabilidade (ou endurecibilidade) está relacionada à profundidade (da superfície em direção ao núcleo) em que a peça foi endurecida num tratamento de têmpera. Este aumento de dureza a uma determinada profundidade está relacionado à formação da martensita.

Durante a têmpera, a região da peça que entra em contato direto com o meio de arrefecimento é a superfície. Logo, a superfície é resfriada diretamente pela troca de calor com o meio no qual está sendo resfriado. Já o núcleo da peça não está em contato direto com o meio arrefecedor. O núcleo é resfriado pela condução de calor induzida pelo resfriamento da superfície. Ou seja, a superfície esfria primeiro e o núcleo é resfriado em seguida. Assim sendo, a superfície terá sempre uma taxa de resfriamento maior. Se a taxa de resfriamento do núcleo não for suficientemente rápida para evitar o cotovelo da curva TTT do aço, a martensita não irá se formar. Este efeito caracteriza uma profundidade endurecida, ou seja, uma profundidade em que a martensita se formou. A partir desta profundidade, o material naquela região não foi resfriado rápido o suficiente para aprisionar o carbono e formar a martensita.

A partir desta idéia tem-se a construção do conceito de temperabilidade. Um aço que tem maior temperabilidade consegue formar martensita a uma profundidade maior que um aço com menor temperabilidade considerando que ambos têm as mesmas dimensões e foram resfriados com a mesma taxa de resfriamento. A Figura 4.27 ilustra esta situação.

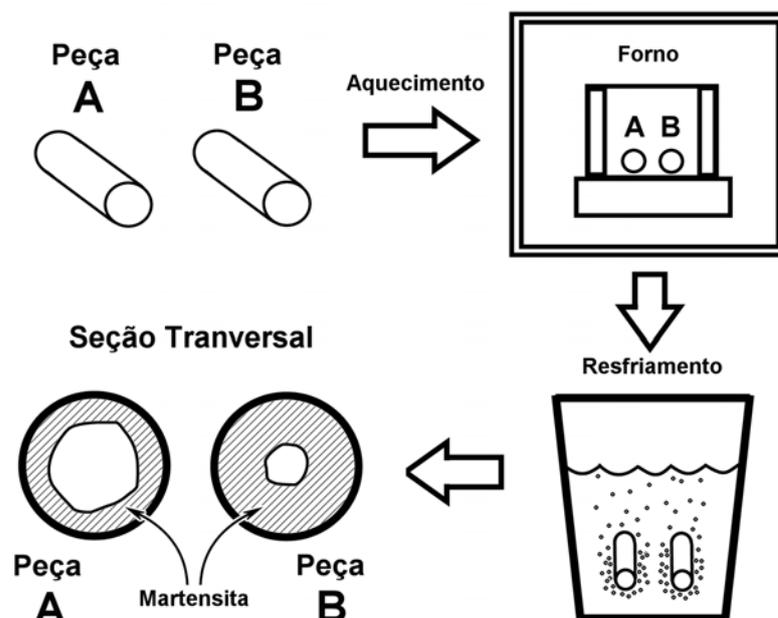


Figura 4.27– Tempera de aços com diferentes temperabilidades, onde a peça B é produzida a partir de um aço com maior temperabilidade que o aço da peça A

Isto ocorre com a peça produzida com aço de maior temperabilidade (peça B) porque existe algo neste aço que faz com que o carbono tenha maior dificuldade para “escapar” da estrutura cristalina, favorecendo a produção de martensita mesmo em taxas de resfriamento menores.

Os métodos utilizados para avaliar a temperabilidade dos aços são:

- Taxa de resfriamento crítico;
- Ensaio Grossmann;
- Ensaio Jominy.

#### 4.1.4.1 Taxa de resfriamento crítico

Este método diz respeito à taxa de resfriamento que pode ser utilizada para que toda a estrutura obtida seja martensítica. É um método simples e pode ser usado diretamente na curva TTT (ou ainda melhor na CCT). Com o aumento da temperabilidade de um aço, tem-se que o cotovelo da curva TTT está mais deslocado para a direita. Logo, a posição do cotovelo da curva TTT nos leva a deduzir a taxa de resfriamento mínima (crítica) para que o núcleo da peça forme a martensita. No entanto, este método é mais qualitativo do que verdadeiramente aplicado em projeto ou na confecção de uma peça. Isto porque é difícil conhecermos ao certo a curva de resfriamento do núcleo da peça. O máximo que

conseguimos ter é uma vaga idéia da taxa de resfriamento do núcleo. Este método seria mais aplicado para se ter uma noção da ordem de grandeza da severidade do resfriamento que necessitamos impor para que a peça tempere por completo.

Por estes motivos, foram desenvolvidos outros métodos mais simples como os ensaios Grossmann e Jominy.

#### 4.1.4.2 Ensaio Grossmann

O ensaio Grossmann é realizado resfriando uma série de barras cilíndricas de diâmetros crescentes, a partir da temperatura de austenitização dos aços. Este resfriamento é realizado em condições controladas.

Após a têmpera, as barras são seccionadas e é feita a medição do centro das barras. Este valor é anotado num gráfico que relaciona a dureza do centro *versus* o seu diâmetro (Conforme a Figura 4.28).

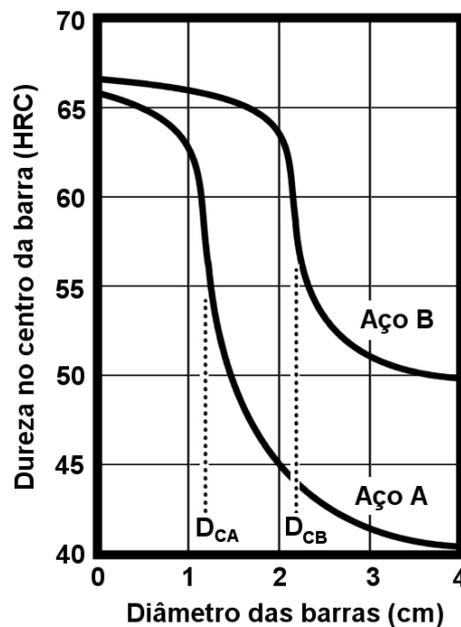


Figura 4.28– Curva esquemática do ensaio Grossmann (Silva e Mei, 2010).

Na região onde ocorre a inflexão da curva, é definido o **diâmetro crítico ( $D_C$ )**. Este ponto é considerado como a transição entre a região martensítica e a região com perlita e ferrita (com menor dureza).

Assim, se um aço A apresenta um diâmetro crítico ( $D_C$ ) de 1,2 cm e um outro aço B apresenta  $D_C = 2,1$  cm significa que o aço B tem maior temperabilidade que o aço A.

#### 4.1.4.3 Ensaio Jominy

Uma das limitações do ensaio Grossmann é que, para se determinar o diâmetro crítico, é necessário ter uma série de barras com diâmetros diferentes. Uma alternativa a este ensaio foi apresentada por Jominy. Este ensaio utiliza uma barra de 1" de diâmetro por 4" de comprimento. A barra é austenitizada e em seguida resfriada por um jato de água em condições padronizadas, conforme mostrado na Figura 4.29.

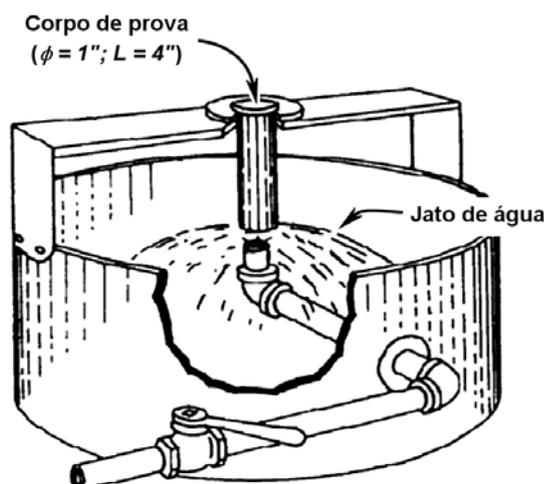


Figura 4.29– Esquema da realização da têmpera no Ensaio Jominy

Após resfriada a peça, faz-se, longitudinalmente uma trilha retificada e mede-se a dureza a partir da extremidade resfriada (conforme mostrado na Figura 4.30).

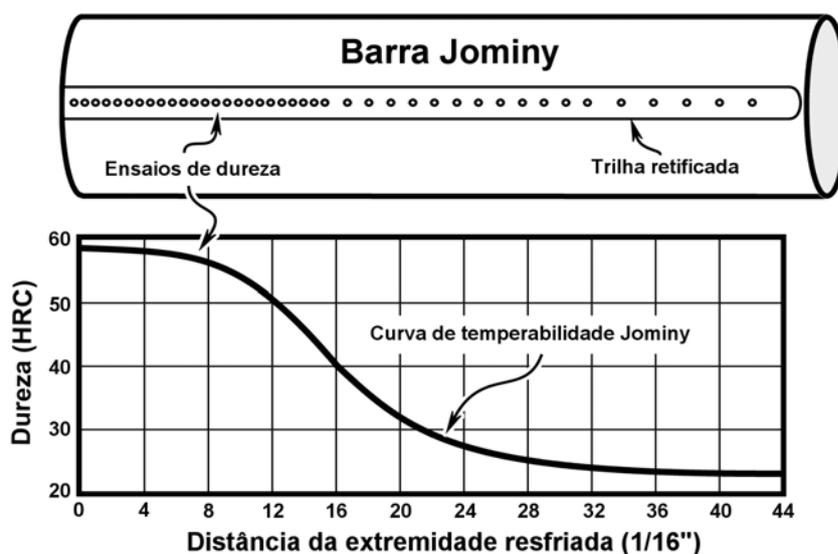


Figura 4.30– Construção da curva de temperabilidade Jominy.

O jato de água entra em contato somente com o topo da amostra. Ou seja, somente o topo da amostra é resfriado pelo contato com a água. Se pensarmos na seção transversal da amostra conforme vamos nos afastando do topo menor é a taxa de resfriamento, pois estamos cada vez mais longe do meio de arrefecimento.

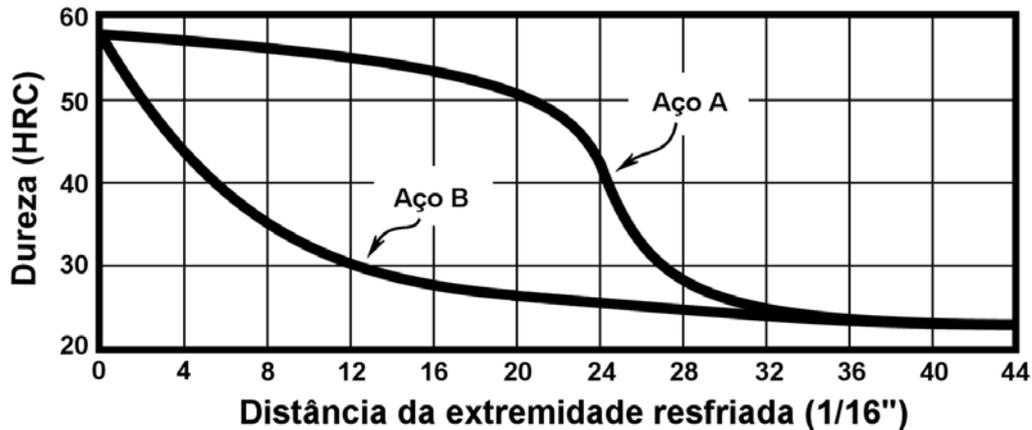


Figura 4.29– Curvas Jominy para dois aços: A e B.

Comparando-se a curva Jominy de dois aços (A e B) com temperabilidades diferentes (Figura 4.29), podemos perceber que apesar de ambos terem a mesma dureza no topo (58 HRC) o aço A tem maior profundidade endurecida no tratamento que o aço B. Assim sendo, o aço A tem uma maior capacidade de transformar a austenita em martensita para uma taxa de resfriamento menor, ou seja, o aço A tem maior temperabilidade que o aço B.

## 4.2 Tratamentos Superficiais

Os tratamentos superficiais são empregados quando se deseja alterar as características dos materiais somente na superfície. Muitas vezes deseja-se ter uma superfície com características diferentes da do núcleo da peça, por exemplo, dureza elevada na superfície e tenacidade elevada no núcleo. Outras vezes, é mais fácil e/ou mais barato fazer a modificação somente na superfície do material para viabilizar o seu uso. Isto faz com que os tratamentos superficiais sejam empregados em uma série de componentes mecânicos, em especial aqueles produzidos a partir do aço.

Em termos de tratamentos superficiais, podemos dividi-los em três grandes grupos: a) deposição, b) tratamentos térmicos superficiais e c) tratamentos termoquímicos.

### 4.2.1 Deposição

O tratamento de deposição trata simplesmente da deposição de uma camada de material diferente do material de base. Os aços podem receber depósitos de materiais compreendidos em todas as classes, ou seja, pode-se ter depósitos de materiais metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos.

Em geral, considera-se deposição quando a camada adicionada se adere à superfície sem ocorrer significativa diluição (quantidade diluída em relação ao volume depositado), ou seja, a camada não se mistura com o metal de base. Estas camadas são adicionadas com o intuito de se alterar as propriedades mecânicas da superfície (em especial a resistência ao desgaste e fadiga), modificar a resistência química (resistência à corrosão) da peça ou modificar a tensão superficial (superfície hidrofóbica, oleofóbica ou hidrofílica, oleofílica, entre outros).

O processo de deposição depende fundamentalmente do material que está sendo depositado assim como do material de base. Existem inúmeras formas de se depositar materiais sobre os aços. Os materiais mais comumente depositados sobre a superfície de aços ao carbono são materiais poliméricos (tintas)<sup>19</sup>. Estas podem ser aplicadas por imersão do metal no material ou pela aplicação do material sobre a superfície do aço.

A deposição de metais também é muito comum. A mais utilizada é o revestimento com zinco (zincagem), porém, é freqüente a deposição de estanho, cromo e níquel ou de aços ligados (por ex.: aço inox). Os metais podem ser adicionados por imersão, soldagem, evaporação e condensação do metal sobre a peça, por PVD (*physical vapor deposition*), CVD (*chemical vapor deposition*), por um processo eletroquímico (galvanização), entre outros.

A aplicação de camadas cerâmicas não é muito comum, porém pode ser utilizada principalmente para aumentar a resistência ao desgaste da peça (especialmente aplicada em materiais que se deseja melhorar a resistência ao riscamento). Os materiais cerâmicos geralmente depositados sobre as peças são nitretos, carbonetos e óxidos (principalmente de silício). Estes materiais são normalmente aplicados por processos que utilizam a tecnologia de plasma (PVD ou CVD).

A grande característica da deposição é que o material de base praticamente não sofre alteração composicional e microestrutural. O que ocorre é a adição de uma camada com características diferentes do material de base. Esta camada é geralmente menor que décimos de milímetros. Em alguns casos pode-se ter camadas micrométricas ou até mesmo nanométricas. As características mais importantes no que se refere ao controle da durabilidade da camada é a compatibilidade química entre a camada depositada e o

---

<sup>19</sup> A pintura metálica é um exemplo de depósito de material compósito (tinta: polímero; partículas metálicas: metal)

material de base assim como a adesão da camada sobre a peça. Quanto maior for a aderência da camada melhor será o comportamento do conjunto.

## 4.2.2 Tratamento térmico superficial

Teoricamente qualquer tratamento térmico pode ser aplicado superficialmente. Porém quando se fala em tratamento térmico superficial é muito comum se referir à têmpera superficial, pois é o tratamento térmico superficial mais utilizado (se não o único). Então nesta apostila iremos considerar somente a têmpera superficial como tratamento térmico superficial.

Como a sua própria denominação sugere, a têmpera superficial é um tratamento de têmpera convencional que é aplicada apenas na região superficial da peça.

Muitas vezes, é interessante produzir peças com alta dureza superficial com um núcleo que tenha uma dureza mais baixa e, conseqüentemente, maior tenacidade. O desgaste dos materiais ocorre na superfície, logo, quando o desgaste for uma solicitação importante no componente mecânico, a dureza elevada tende a ser requerida, porém, somente na superfície. O exemplo clássico desta situação é uma engrenagem. Neste componente, é interessante ter a superfície dos dentes da engrenagem com elevada dureza, para suportar o carregamento mecânico localizado (contato entre os dentes) e o desgaste causado pelos seus movimentos relativos. No entanto, é necessário que o núcleo do dente da engrenagem tenha tenacidade suficiente para suportar vibrações ou sobrecargas. Logo, o dente da engrenagem necessita de propriedades mecânicas antagônicas: dureza e tenacidade. Esta demanda pode ser atendida por um tratamento térmico superficial.

### 4.2.2.1 Têmpera superficial por indução

Na têmpera realizada por indução, o aquecimento da peça é obtido por indução eletromagnética através do uso de bobinas apropriadas. Nestas bobinas, circula corrente alternada gerando, em torno destas, um campo eletromagnético em sua volta. Quando se posiciona uma peça de aço neste campo este induz uma corrente elétrica na peça (corrente parasita). Esta corrente elétrica produz aquecimento por efeito Joule.

A profundidade da região aquecida depende da frequência utilizada (quanto maior a frequência menor a região aquecida) Dependendo da geometria da peça ou da região que

se deseja aquecer podem-se utilizar espiras com formato diversos, conforme mostrado na Figura 4.30.

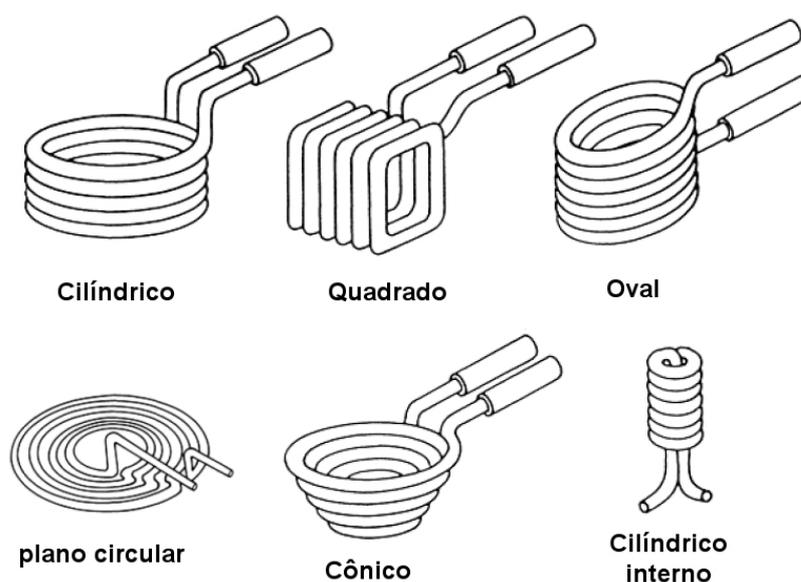


Figura 4.30– Exemplos de diferentes tipos de espiras para o aquecimento indutivo, em função da região a ser aquecida (ASM Metals Handbook, Vol 4, 1991).

O tempo de aquecimento na têmpera por indução é bastante curto, de 1 a 10 segundos. Este tempo deve ser o menor possível para não causar o superaquecimento da peça, o que poderia levar ao aparecimento de trincas.

O resfriamento da peça pode ser feito com a imersão em um tanque com o líquido de arrefecimento, ou com o uso de spray arrefecedor adequadamente posicionado para o subsequente resfriamento logo após o aquecimento por indução.

#### 4.2.2.2 Têmpera superficial por chama

Este tratamento térmico visa austenitizar somente a região superficial aquecendo o aço através da combustão de gases, tais como propano, acetileno, gás natural, entre outros.

Para uma produção em menor escala, a têmpera por chama é mais econômica, pois utiliza equipamentos de menor custo (porém, o custo da manutenção é maior). Outro fator a ser considerado é que a têmpera por chama pode ser aplicada a peças de grandes dimensões mais facilmente que a têmpera por indução.

Os queimadores utilizados para o aquecimento podem ter formatos variados conforme a geometria da peça a ser tratada. A Figura 4.31 mostra alguns exemplos.

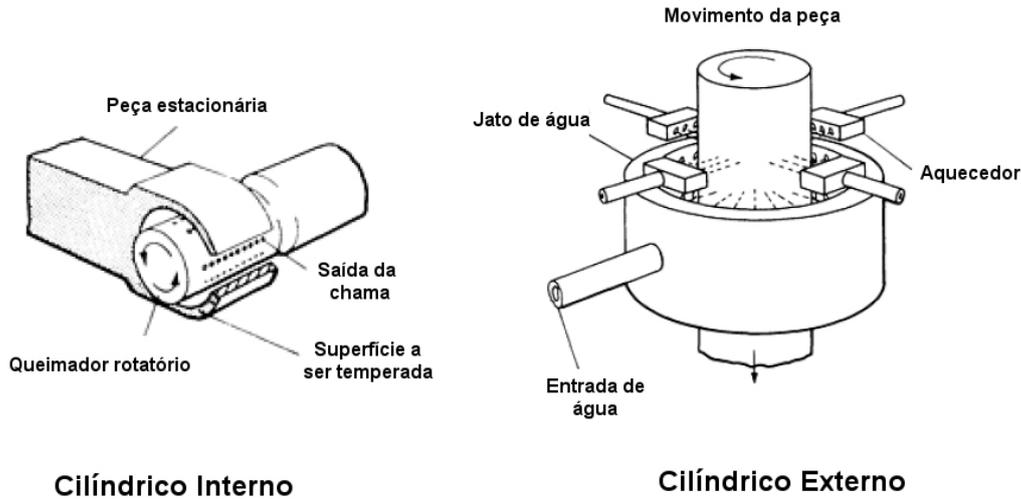


Figura 4.31– Exemplos de diferentes tipos de queimadores para o aquecimento por chama, em função da região a ser aquecida (ASM Metals Handbook, Vol 4, 1991).

Os aços comumente aplicados para a têmpera por chama são aços carbono e aços baixa liga.

### 4.2.3 Tratamentos termoquímicos

Os tratamentos termoquímicos são tratamentos que visam, na sua grande maioria, modificar as propriedades superficiais através da alteração química desta região. Esta alteração química é realizada normalmente em temperaturas elevadas a fim de possibilitar a difusão de átomos e a formação de compostos químicos na região superficial da peça.

Para isso, é necessário submeter a peça a uma temperatura relativamente elevada em um meio rico (com maior potencial químico que a peça) em elementos químicos que se deseja inserir na peça.

Existem vários tratamentos termoquímicos, dentre eles a cementação, nitretação, boretação e carbonitretação. Destes tratamentos, os mais importantes são os de cementação e de nitretação.

A seguir será apresentado aspectos gerais dos tratamentos termoquímicos de cementação e de nitretação.

### 4.2.3.1 Cementação

A cementação é o tratamento termoquímico mais comumente usado na indústria. Este tratamento visa enriquecer a superfície da peça com carbono a uma profundidade de poucos milímetros (ou vários décimos de milímetros).

Este tratamento é realizado colocando-se a peça num meio rico em carbono fazendo o seu aquecimento a temperaturas acima da zona crítica do aço. Isto porque abaixo da zona crítica o aço tem fase Fe- $\alpha$  com estrutura cristalina (CCC) que possui solubilidade limitada de carbono. Acima da zona crítica tem-se a fase Fe- $\gamma$  (CFC) com solubilidade muito maior. A peça é deixada por um determinado tempo dentro deste meio rico em carbono para que este elemento de liga dissolva e difunda para o interior da peça. Em geral, este tratamento possui tempo de patamar de algumas horas.

Ao se retirar a peça do meio e resfriá-la lentamente ocorre a formação de grande quantidade de perlita na superfície. Se o resfriamento for realizado de modo similar a uma têmpera, haverá a formação de martensita na superfície.

A Figura 4.32 mostra a seção transversal (macrografia) de uma engrenagem cementada.

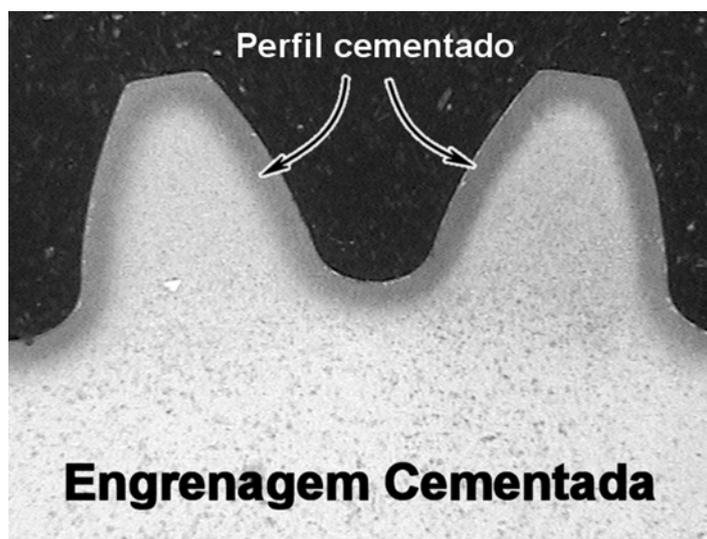


Figura 4.32– Macrografia de uma engrenagem cementada.

Neste caso, a engrenagem de aço baixo carbono (p. ex.: ABNT 1020) ou de aço baixa liga com baixo carbono (p. ex.: ABNT 4320 ou ABNT 8620) é usinada com relativa facilidade, pois tem baixa dureza devido ao baixo %C. Após realizada a confecção da geometria do componente, faz-se o tratamento de cementação para aumentar a dureza da superfície.

Assim como na têmpera superficial, esta situação nos fornece elevada dureza na superfície e elevada tenacidade no núcleo. A vantagem frente à têmpera superficial é que

tem-se um melhor controle da profundidade endurecida, pois controla-se a difusão do carbono que ocorre lentamente (e por conseqüência é mais fácil de se controlar). Além disso, na têmpera superficial tem-se a necessidade de %C relativamente alto para que a têmpera seja efetiva, logo a usinabilidade será a princípio pior que no aço para cementação.

O meio de cementação pode ser sólido, líquido ou gasoso. Por exemplo, grafite (sólido), cianeto (líquido) e metano (gasoso). Em geral este meio em contato com a peça aquecida, sofre decomposição do carbono e posterior difusão para o interior da peça. A escolha do meio de cementação está ligada à profundidade enriquecida para um determinado tempo de tratamento, bem como à questões de produtividade e questões ambientais.

#### 4.2.3.2 Nitretação

A nitretação é um tratamento termoquímico que vem ganhando cada vez mais espaço em aplicações industriais.

A grande característica da nitretação é a formação de um composto químico duro na superfície. Estes compostos químicos são nitretos que são muito mais duros que o aço. A formação deste composto depende da difusão de átomos de nitrogênio para o interior da peça. Além disso, é necessário que o nitrogênio se ligue a átomos da matriz (ferro) ou de outros elementos de liga (cromo, titânio, vanádio, molibdênio, etc.) para a formação de nitretos. Em geral, forma-se uma camada pura de nitretos na superfície. Esta camada é normalmente muito fina, na ordem de poucos micrometros e sensivelmente mais dura que a de um aço temperado. Trata-se então de uma camada cerâmica de elevada dureza que se forma na superfície da peça. Esta situação é útil quando se deseja aumentar a resistência à abrasão da peça, pois tem-se uma camada consideravelmente mais dura que o núcleo.

Diferentemente da cementação, na nitretação não basta inserir a peça num meio rico em nitrogênio. É necessário que o nitrogênio se dissocie para que possa difundir nos interstícios. Em geral é necessário utilizar um meio em que o nitrogênio se dissocie na temperatura de tratamento (540 – 570 °C) que é consideravelmente menor que o da cementação (850-900 °C).

O meio mais utilizado é a amônia (NH<sub>3</sub>) para a nitretação gasosa. A nitretação líquida é geralmente realizada com o uso de cianetos. Um processo que vem sendo muito utilizado é a nitretação por plasma, utilizando-se o gás nitrogênio (N<sub>2</sub>) como meio nitretante. Neste caso, cabe ao plasma o papel de dissociar o nitrogênio, tendo-se um melhor controle do processo como um todo.

A Figura 4.33 mostra a micrografia de uma camada nitretada em um aço baixo carbono (ABNT 1020).

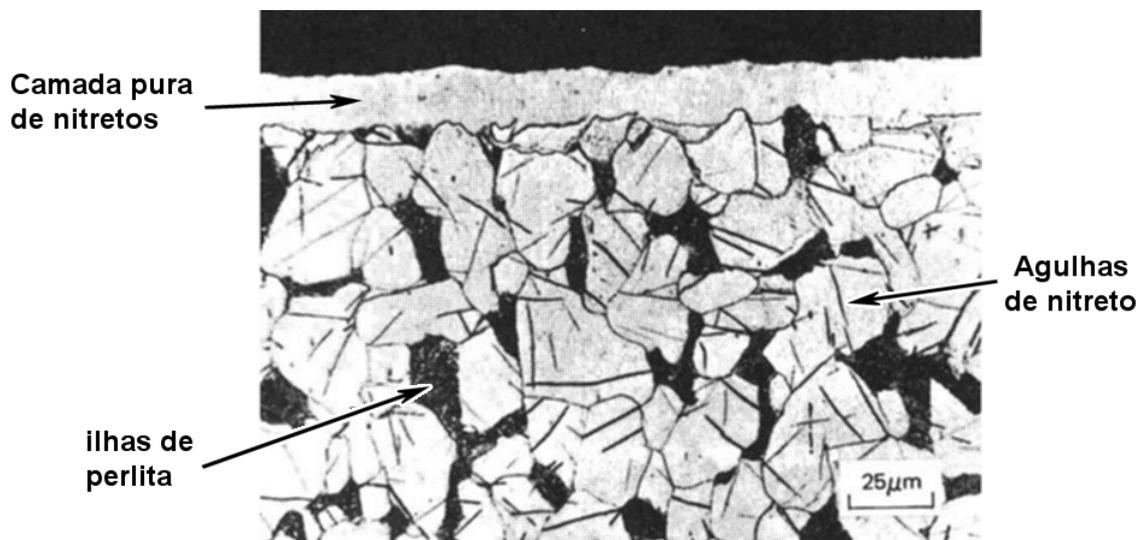


Figura 4.33– Micrografia de uma peça nitretada (ASM Metals Handbook, Vol 4, 1991).

Na parte superior da Figura 4.33 tem-se a camada pura de nitretos. Esta camada possui dureza na ordem de 65 a 70 HRC (alta dureza e baixa tenacidade). Neste caso, tal camada se estende a uma profundidade de aproximadamente 20  $\mu\text{m}$ . Abaixo desta camada, tem-se a presença de ilhas de perlita (característico de um aço baixo carbono) e a presença de agulhas distribuídas nos grãos de ferrita. Estas agulhas também são de nitretos (similares ao da camada pura de nitretos). Esta região com agulhas de nitretos se estende a uma profundidade da ordem de décimos de milímetros. Esta região de agulhas de nitretos é chamada de “camada de difusão”.

## CAPÍTULO 5 – Ensaio Mecânicos

### 5.1 Considerações iniciais sobre os ensaios mecânicos

A determinação das propriedades mecânicas de um material é interessante do ponto de vista científico e tecnológico. Muitas vezes, nos deparamos com determinadas situações onde é necessário conhecer estas propriedades para se poder realizar a correta seleção de um material ou o dimensionamento de uma peça baseando-se nas propriedades mecânicas do material. Além disso, determinar as propriedades mecânicas de um material pode ser útil no contexto do controle de qualidade. Quando adquirimos um material para a fabricação de algum componente gostaríamos de saber se este material possui realmente as propriedades especificadas. Além dos pontos já citados, os ensaios mecânicos podem ainda ser úteis para se fazer a comparação de materiais distintos. Em resumo, as propriedades mecânicas dos materiais definem (ou pelo menos nos levam a supor) como os materiais irão se comportar em determinadas situações.

Mas como podemos quantificar, ou seja, “medir” estas propriedades mecânicas? As propriedades mecânicas podem ser quantificadas através da realização de procedimentos sistematizados que chamamos de **Ensaio Mecânico**. No entanto, nem sempre os ensaios mecânicos fornecem um elemento numérico como resultado. Os ensaios mecânicos podem responder de forma qualitativa orientando o operador no que diz respeito às propriedades mecânicas do material ensaiado.

Existem diversas maneiras de se avaliar as propriedades mecânicas dos materiais. Muitas delas necessitam de ensaios complexos, outras de ensaios simples, mas o que é comum entre elas é a metodologia aplicada. Para se ter um resultado confiável, seja ele realizado no Brasil, ou em qualquer parte do planeta, tanto os corpos de prova, quanto os procedimentos devem seguir uma determinada normalização. No Brasil os ensaios mecânicos são realizados seguindo-se normas específicas da ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas).

Os ensaios mecânicos podem ser classificados em destrutivos e não-destrutivos. No primeiro caso, temos os resultados a partir de um procedimento que promove a ruptura ou a inutilização do material testado. No caso dos ensaios não-destrutivos a integridade do material é mantida após o ensaio. Podemos citar como exemplo de ensaios destrutivos os ensaios de tração, impacto, dobramento, flexão, torção, fadiga, fluência, compressão, dureza<sup>20</sup>, entre outros. Os ensaios não destrutivos são os de ultrassom, raios X, partículas magnéticas, líquidos penetrantes, tomografia, entre outros.

---

<sup>20</sup> Apesar de não necessariamente destruir ou inutilizar o corpo de prova, o ensaio de dureza é classificado como ensaio destrutivo.

No decorrer deste capítulo veremos de forma bastante sucinta alguns destes ensaios mecânicos e a interpretação de seus resultados.

## 5.2 Ensaio de Tração

O ensaio de tração é um teste realizado em uma peça submetida a um esforço de tração que a deforma até a ruptura do material. A força aplicada e o alongamento do material podem ser medidos e, a partir destes dados, podemos obter uma série de informações a cerca dos materiais ensaiados.

Por mais estranho que possa parecer, o ensaio de tração não é realizado somente para se conhecer a resistência que o material oferece a um esforço de tração. Os resultados obtidos a partir deste ensaio nos permitem obter informações (dentro de certos limites) do comportamento do material em situações diferentes daquelas usadas no ensaio de tração, estando o material sob efeito de solicitações diferentes daquelas realizadas durante o teste<sup>21</sup>. Este é um dos motivos pelo qual o ensaio de tração se faz bastante popular.

Toda peça que o projetista dimensiona utilizando um determinado material deve levar em consideração um valor limite que este material suporta, dependendo da necessidade do projeto. Por exemplo, se for usado o limite de escoamento como critério para o dimensionamento, devemos projetar a peça para trabalhar com esforços sempre abaixo do limite de escoamento. Isto se obtém dimensionando-se uma peça com um tamanho suficiente para que a força aplicada se distribua em uma área suficientemente grande, garantindo uma tensão (força dividido pela área da seção transversal) menor que a tensão admissível pelo projeto. Mas de onde o projetista obtém este valor de tensão admissível? De maneira geral nós tomamos este valor de tabelas de referência. As tabelas de referência, no entanto, foram construídas a partir de valores obtidos com ensaios mecânicos. No caso do limite de escoamento o ensaio realizado foi o de tração.

### 5.2.1 Tensão e deformação na Tração

No ensaio de tração um corpo de prova, com dimensões normalizadas, é deformado por tração por meio da aplicação de força crescente. Esta força aplicada aumenta paulatinamente e o ensaio cessa no momento da ruptura do material. A velocidade de afastamento das garras que prendem a peça é relativamente baixa: na ordem de milímetros

---

<sup>21</sup> Não cabe entrar em maiores detalhes, mas isto é possível devido ao mecanismo de deformação plástica sofrido pelo material durante a tração (deformação por cisalhamento – movimentação de discordâncias) que ocorre em outros tipos de solicitações mecânicas.

por minuto. Neste alongamento, o material sofre diferentes tipos de deformações que vale a pena ressaltar: **deformação elástica** e **deformação plástica**. Em geral, quando uma força é aplicada sobre um determinado material, este se deforma, primeiramente, de maneira elástica. Se nesta situação for removida a carga aplicada o material retorna ao seu tamanho original recuperando a deformação sofrida. A isto chamamos de **recuperação elástica**. Se a força exceder o limite elástico do material este passa a se deformar plasticamente, caracterizando uma deformação permanente, no entanto, ao se remover a força que deformou o material, é observada uma recuperação elástica equivalente. O que ocorre é que a recuperação não é suficiente para fazer com que o material retorne ao seu tamanho original.

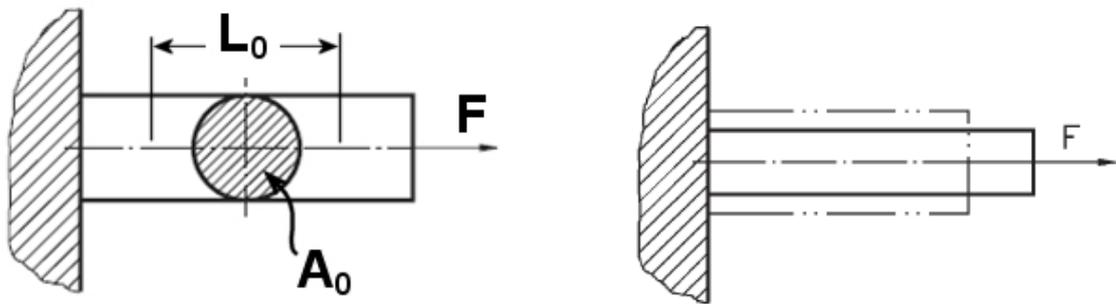


Figura 5.1 – Direção das deformações com relação à direção de aplicação da carga em um ensaio de tração.

A força aplicada ao material ensaiado é distribuída na sua seção transversal. A esta distribuição da força chamamos de tensão. Considerando uma barra metálica cilíndrica de seção transversal uniforme, “ $A_0$ ”, onde é marcada uma distância “ $L_0$ ”, ao longo de seu comprimento (Figura 5.1a). Se esta barra é submetida a uma única força de tração “ $F$ ” aplicada axialmente à barra (conforme Figura 5.1a), a tensão média de tração “ $\sigma$ ” produzida na barra é dada por:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (\text{Eq. 5.1})$$

Com a aplicação da tensão “ $\sigma$ ” a barra sofre uma deformação denominada “ $\varepsilon$ ”. A carga “ $F$ ” produz um alongamento (ou aumento do comprimento inicial “ $L_0$ ”) camada aqui de “ $\Delta L$ ”. A deformação de um corpo durante o ensaio de tração pode ser escrito como:

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (\text{Eq. 5.2})$$

Verifica-se que a tensão tem a dimensão de força por unidade de área (p. exemplo  $N/mm^2$ , ou seja, MPa) e a deformação é uma grandeza adimensional (pode ser denotada em % se o valor obtido na equação (5.2) for multiplicado por 100).

Como já vimos, quando um determinado material é submetido a um carregamento este sofre deformações. No entanto, esta deformação ocorre em várias direções. Se tomarmos como exemplo uma barra presa em uma das extremidades e aplicarmos uma força de tração em outra extremidade (Figura 5.1b). A barra sofrerá uma deformação na direção de aplicação da força (deformação axial) fazendo com que a barra aumente de comprimento. Ao mesmo tempo outra deformação ocorre na direção transversal (deformação transversal) no sentido de diminuir o diâmetro da barra.

Neste caso, a deformação é dita uniforme, ou seja, todo o material sofreu alongamento e ao mesmo tempo todo o material sofreu redução de diâmetro. Em alguns casos, no entanto, é possível que o material sofra deformações localizadas. Nós iremos observar que estas duas situações ocorrem durante um ensaio de tração.

## 5.2.2 Equipamento e corpos de prova de um ensaio de tração

O ensaio de tração é realizado, geralmente, utilizando-se uma máquina universal, que é assim denominada por ser utilizada em diversos tipos de ensaios. A Figura 5.2 mostra um desenho esquemático de uma máquina universal utilizada na realização de ensaios de tração (Figura 5.2a).

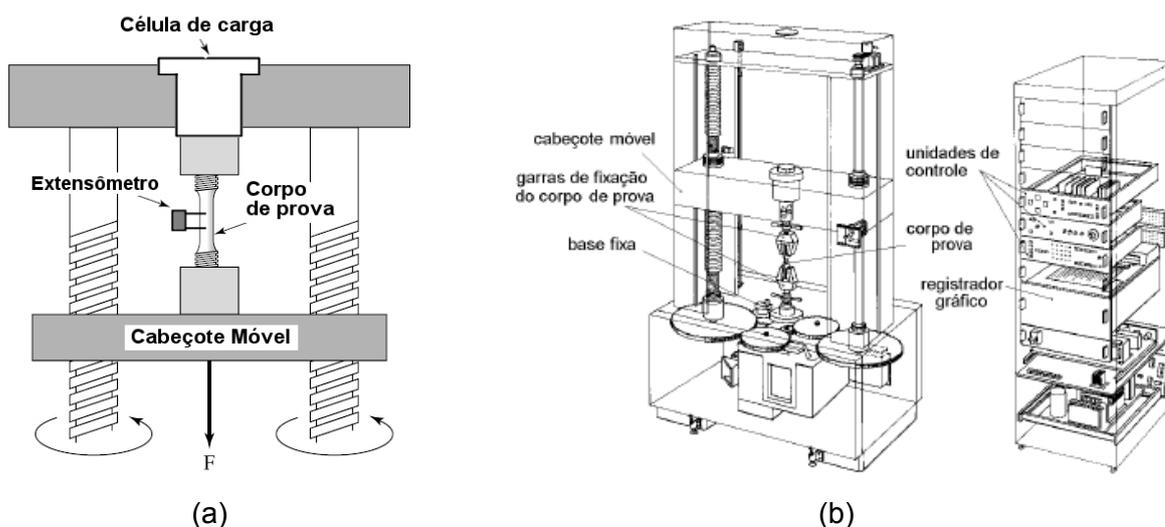


Figura 5.2 – Máquina de ensaio universal preparada para testes de tração (a) desenho esquemático (Hummel, 2004) e (b) desenho mostrando detalhes construtivos (Telecurso 2000).

A aplicação da força pode ser realizada de várias formas (acionamento mecânico, hidráulico, etc.). No acionamento mecânico, a força é aplicada através do deslocamento do cabeçote móvel acoplado às colunas através de um fuso (parafuso sem-fim). Este fuso é acionado por engrenagens acopladas a um motor (Figura 5.2b). No acionamento hidráulico, a força é aplicada através da transferência de óleo hidráulico, realizada por uma bomba, para um cilindro hidráulico. A pressão do óleo atuando sobre a área útil do cilindro transfere a força ao cabeçote móvel.

Uma extremidade do corpo de prova é fixada no cabeçote móvel e a outra é fixada numa célula de carga (usada para medir a força aplicada) que é fixada no cabeçote fixo. Sempre que possível, convém fixar um extensômetro na parte útil do corpo de prova com a finalidade de se medir a deformação do corpo de prova conforme a carga é aplicada.

Com o acionamento da máquina, o cabeçote móvel é direcionado para baixo (ou para cima, dependendo da máquina), fazendo com que haja a aplicação de uma força de tração no corpo de prova (força axial ao corpo de prova). O valor da força aplicada a cada momento pode ser monitorado pela célula de carga (sensor de força). Ao mesmo tempo é registrado o valor de deformação do material através dos extensômetros. Os valores extraídos do ensaio de tração são: força aplicada e alongamento do corpo de prova.

Como já dito, o ensaio de tração é realizado, sempre que possível, em corpos de prova com dimensões normalizadas. Usualmente utilizam-se corpos de prova de seção circular ou de seção retangular, dependendo da forma e do tamanho do produto acabado do qual foram retirados (Figura 5.3). Em particular, corpos de prova retirados de placas, chapas ou lâminas têm seção retangular, com a espessura igual à espessura do material de origem.

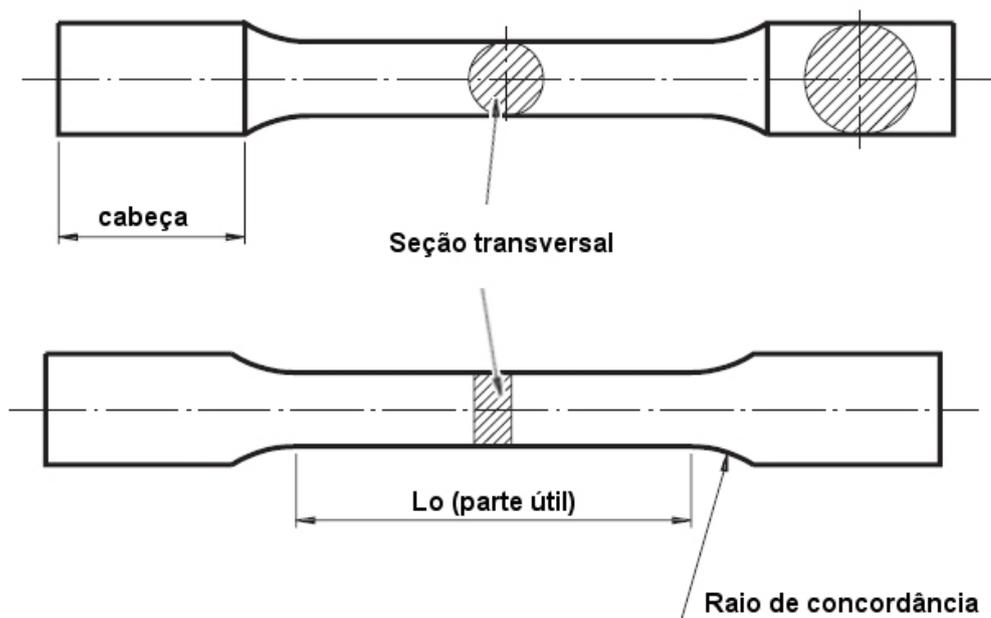


Figura 5.3– Corpos de prova para ensaio de tração (adaptado de Souza, 1974).

A parte útil do corpo de prova ( $L_0$ ) é a região onde efetivamente é realizada a avaliação das propriedades mecânicas do material. A parte da cabeça são regiões com dimensões superiores às da parte útil (para garantir que a ruptura não ocorra nesta região). Esta parte serve para promover a fixação do corpo de prova na máquina de ensaio de modo que a força de tração atuante seja axial. Os tipos mais comuns de fixação dos corpos de prova são: cunha, rosca ou flange (Figura 5.4).

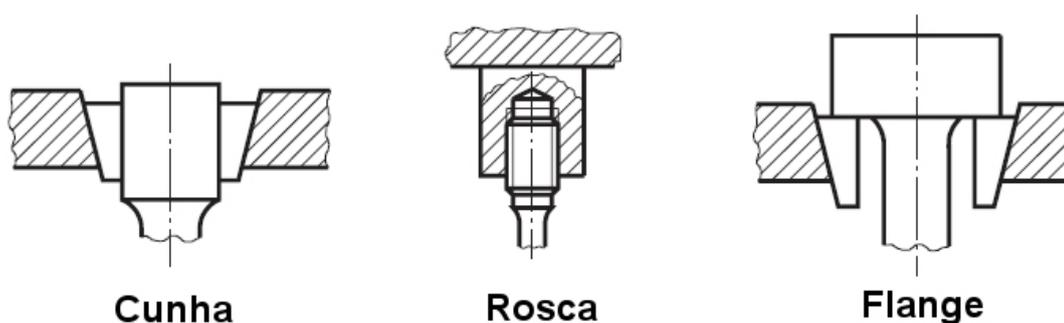


Figura 5.4– Tipos de fixação do corpo de prova de tração na máquina de ensaio.

Por acordo internacional, sempre que possível um corpo de prova deve ter 10 mm de diâmetro e 50 mm de comprimento inicial ( $L_0$ ). Não sendo possível a retirada de um corpo de prova deste tipo, deve-se adotar um corpo de prova com dimensões proporcionais a esta.

### 5.2.3 Condução de um ensaio de tração

Antes de se efetuar o ensaio é necessário fazer-se a marcação do corpo de prova com traços transversais no seu comprimento útil<sup>22</sup>. Faz-se então a medição do diâmetro em pelo menos duas seções do comprimento útil do corpo de prova para a obtenção da área da seção transversal inicial ( $A_0$ ). Faz-se também a medição do comprimento inicial ( $L_0$ ) entre as linhas (previamente marcadas) mais distantes. O ensaio de tração é realizado posicionando-se o corpo de prova nas garras, dependendo do tipo da máquina de ensaio. Após este procedimento, faz-se a aplicação da carga de tração sobre o corpo de prova de modo crescente. A carga aplicada cresce paulatinamente de modo que a taxa de deslocamento relativo entre as garras da máquina seja lento (50 a 500 mm/min). O ensaio pode ser realizado tanto em temperaturas muito baixas como em temperaturas altas, no entanto, para a maioria das aplicações, o ensaio é realizado a temperatura ambiente.

<sup>22</sup> Num corpo de prova com comprimento útil de 50 mm é recomendado efetuar marcações de 5 em 5 milímetros.

Durante o ensaio é registrado o valor da força aplicada e do alongamento correspondente do corpo de prova quando usado extensômetro. Quando não se dispõe de um extensômetro é possível fazer a avaliação através do deslocamento das garras, mas considerando que a máquina e todos os dispositivos de acoplamento sofrerão algum tipo de deformação, estes dados poderão ter um desvio do valor real, sendo utilizado somente em caráter qualitativo. Deste resultado é possível obter uma curva de **força x alongamento**.

Para se ter o valor de tensão é necessário dividir o valor da força pela área inicial ( $A_0$ ), conforme a Eq. 5.1. De modo similar, a deformação é obtida utilizando-se a Eq. 5.2, ou seja, dividindo-se o alongamento pelo comprimento inicial ( $L_0$ ). O resultado que nos interessa é como varia a tensão em função da deformação do material ou vice-versa. Mas, como devemos proceder para ter uma idéia de como isso ocorre? É simples, basta construir um gráfico no plano cartesiano, com valores de tensão no eixo das ordenadas (eixo "Y") e os valores de deformação para os eixos das abscissas (eixo "X"). Como resultado, teremos uma curva similar àquela apresentada na Figura 5.5.

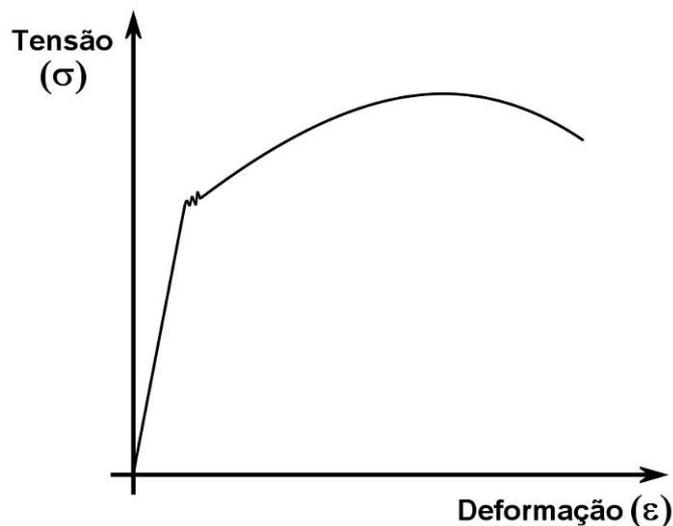


Figura 5.5 – Curva tensão-deformação<sup>23</sup> típica de um aço com baixo teor de carbono.

A tensão ( $\sigma$ ) é dada geralmente em  $N/mm^2$  ou MPa (força / área) e a deformação ( $\epsilon$ ) é dada em mm/mm (alongamento/comprimento inicial) ou em percentual deformado (%). Esta curva, que é a relação entre a deformação sofrida pelo material e a tensão aplicada ao mesmo, mostra que o material se comporta de modo distinto com o aumento da tensão (ou da deformação).

<sup>23</sup> Trata-se geralmente da curva convencional tensão-deformação. A curva real é distinta no campo plástico, pois há deformação radial da peça levando à diminuição do diâmetro, tendo-se redução da área da seção transversal. A curva convencional é construída a partir da área da seção transversal inicial ( $A_0$ ).

### 5.2.4 Análise da curva tensão-deformação

A curva tensão-deformação apresentada na Figura 5.5, mostra a evolução da tensão em relação à deformação. Com carga igual a zero, temos tensão igual a zero, logo a curva parte da origem. Neste caso, teremos deformação nula, pois quando não há força aplicada o material não se deforma. Com a aplicação de uma pequena força (o material sente a tensão) o corpo de prova sofre certa deformação. Este comportamento é representado pela região descrita como uma reta (região I) no gráfico tensão-deformação (Figura 5.6).

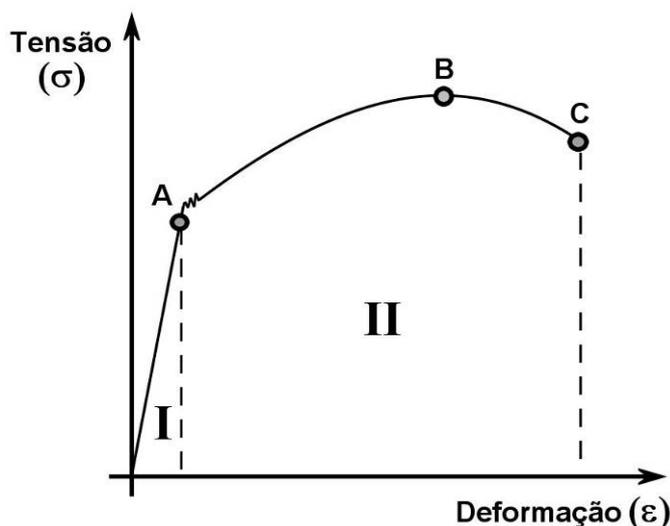


Figura 5.6 – Esquema de uma curva tensão-deformação hipotética.

Até certo limite, um aumento de tensão representará um aumento proporcional de deformação (da origem até o ponto A na curva da Figura 5.6). Esta região é chamada de **campo elástico** (Região I). Com tensões superiores ao limite do campo elástico o material inicia um comportamento não proporcional (ou não linear) onde um aumento de tensão produz uma deformação não proporcional até sua ruptura (ponto C). Esta região é chamada de **campo plástico** (Região II).

Com a curva tensão-deformação podemos obter uma série de informações sobre o material ensaiado. Estas informações podem ser utilizadas diretamente em projeto, outras são utilizadas de forma a orientar o interessado com relação ao comportamento mecânico do material. Vamos citar algumas informações que podem ser obtidas:

1. Tensão de escoamento do material ( $\sigma_e$ );
2. Limite de resistência ou tensão máxima suportada ( $\sigma_R$  ou  $\sigma_{MAX}$ );
3. Rigidez (ou elasticidade) do material (módulo de elasticidade - E);

4. Plasticidade do material ( $\epsilon$ );
5. Tenacidade do material para força aplicada em baixa velocidade;

Existem outras informações que podem ser obtidas da curva, mas estas serão descritas no texto quando as informações acima forem explicadas mais detalhadamente.

#### 5.2.4.1 Tensão de escoamento do material ( $\sigma_e$ )

Da parte da curva onde temos proporcionalidade entre tensão-deformação (região I da Figura 5.7 a seguir) podemos ter informações do comportamento elástico do material, por exemplo, saber dizer o quão elástico (ou rígido) é um material.

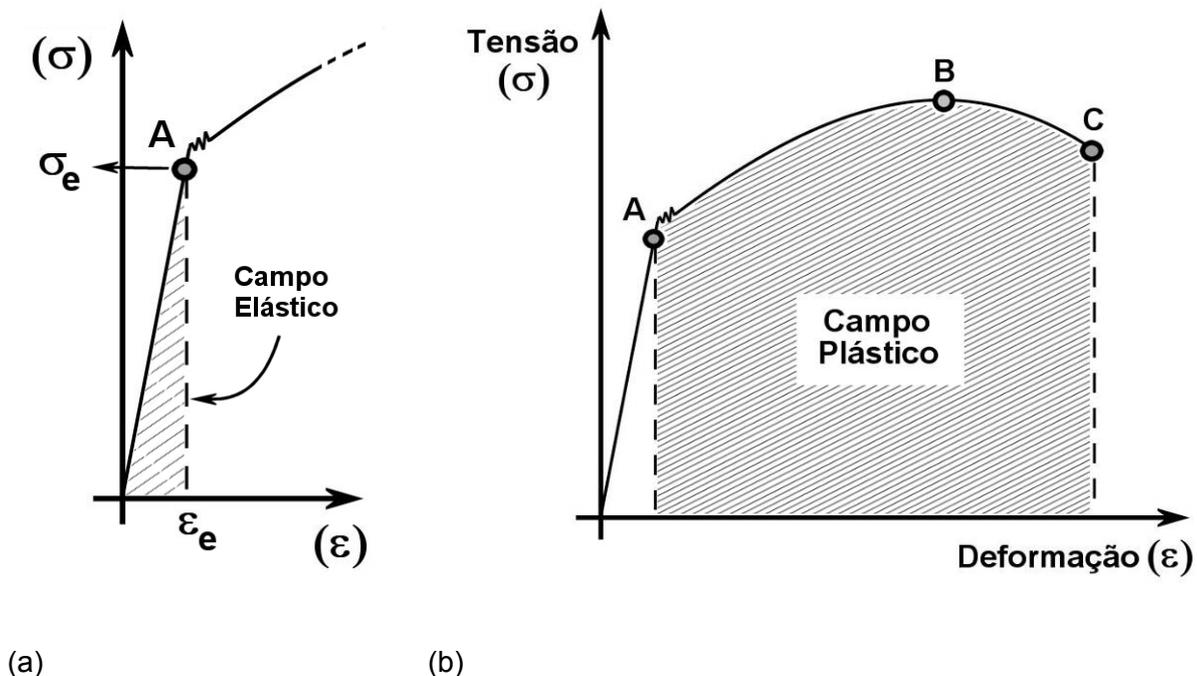


Figura 5.7 – Detalhe da curva tensão-deformação. (a) evidenciando o campo elástico e (b) evidenciando o campo plástico.

A informação assinalada pelo ponto A da curva diz respeito a um importante valor levado em consideração como critério de projeto de componentes mecânicos. Existem vários valores muito próximos em torno deste ponto. Neste curso, com intuito de simplificar a análise, estes pontos (limite elástico, limite de proporcionalidade e limite de escoamento<sup>24</sup>) serão tratados como sendo o mesmo e serão aqui chamados de limite elástico ou

<sup>24</sup> Caso queira maiores detalhes a respeito destes valores consulte o livro Souza, S.A. Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos, Ed USP 1974,

simplesmente de tensão de escoamento ( $\sigma_e$ ). Assim sendo, o valor de tensão de escoamento do material é obtido através do ponto A, onde há a mudança de comportamento da curva: de uma linha reta (linear) para uma curva (não-linear).

Observe na Figura 5.7 que ao atingirmos a tensão de escoamento deste material (Ponto A) o mesmo sofreu certa deformação ( $\epsilon_e$ ). Esta deformação é a deformação elástica. Se a força for removida o material recuperará sua dimensão original, ou seja, esta deformação será anulada.

O material se comporta desta maneira neste campo, pois a tensão aplicada não é suficiente para romper a ligação entre os átomos. Ao aplicar a força os átomos se deslocam sensivelmente, mas não rompem suas ligações. A soma de milhões (bilhões ou trilhões) de pequenos deslocamentos entre todos os átomos do corpo de prova faz com que haja um macro deslocamento mensurável. No entanto, quando a força é removida a força de ligação entre os átomos atua no sentido de trazer os átomos de volta a sua posição original e assim a peça recupera sua dimensão original.

#### 5.2.4.2 Limite de resistência ou tensão máxima ( $\sigma_R$ ou $\sigma_{MAX}$ )

Observe a curva tensão-deformação da Figura 5.7b da seção anterior. Se aumentarmos a tensão para valores maiores que o ponto A o material entrará no campo plástico. No campo plástico ocorre movimentação de discordâncias, ou seja, a deformação passa a ter uma componente definitiva, pois as ligações químicas entre os átomos foram rompidas e refeitas com outros átomos. Cabe ressaltar que apesar de haver deformação plástica ela não é a única atuante, ainda existe uma componente elástica atuando.

Nesta situação o material se alonga através de um processo de quebra de ligações químicas e restabelecimento das mesmas com outros átomos, ou seja, movimentação de discordâncias, até que ocorra a ruptura do material. Como já foi dito, a deformação plástica produz encruamento do material (que é o endurecimento por deformação plástica). Este encruamento torna o material mais resistente à tração. Por isso, com o aumento da deformação o material necessita de maior tensão para continuar a se deformar (Parte ascendente da curva – do ponto A até o ponto B – Figura 4.7b).

Observando a Figura 4.8, podemos notar como varia a geometria do corpo de prova com o andamento do ensaio de tração sob a ótica da curva-tensão deformação.

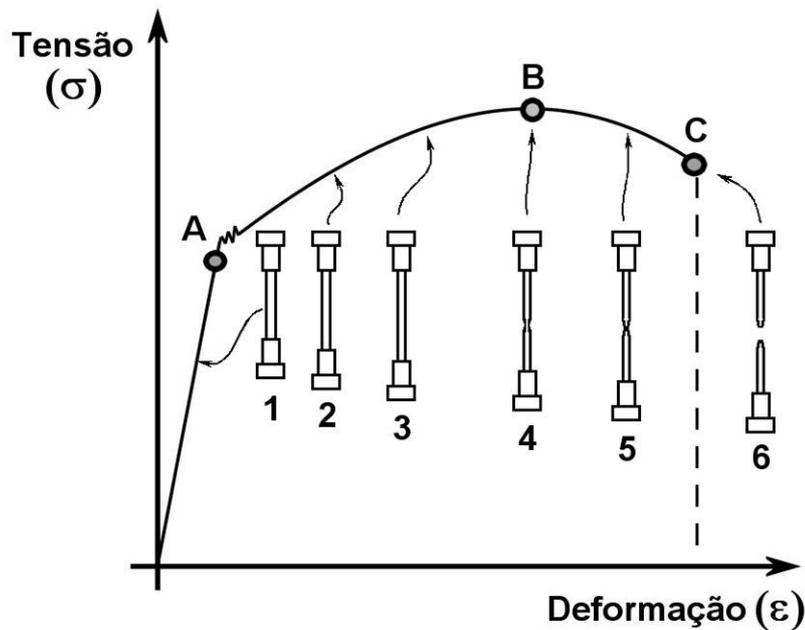


Figura 5.8 – Variação da geometria do corpo de prova com o andamento do ensaio de tração (exemplo válido para um material que se possui capacidade de se deformar plasticamente).

No campo elástico o material se alonga uniformemente em todo o seu comprimento (não somente no comprimento útil). A partir do ponto “A”, o material começa a se deformar plasticamente. No ponto 2 da Figura 5.8 o material se deforma plasticamente de forma uniforme, ou seja, na parte útil do corpo de prova o material se alonga no comprimento e reduz sua seção transversal de maneira uniforme em todo o comprimento útil. O restante do corpo de prova sofre somente deformação elástica. Com o andamento do ensaio (ponto 3) o material se alonga ainda mais tendo seu diâmetro diminuído uniformemente em todo o comprimento útil. Quando a curva atinge um valor máximo (ponto 4) ocorre o que chamamos de **estricção**. A estricção é a redução localizada da seção transversal do corpo de prova. Quando ocorre esta situação o material passa a se deformar principalmente nesta região (ponto 5). Logo, será nesta região que ocorrerá a ruptura do corpo de prova (ponto 6) com o andamento do ensaio.

Este ponto cabe uma melhor explicação, pois a curva tensão-deformação pode trazer alguns erros de interpretação devido a uma incoerência que a mesma possui. A lógica diz que para o material deveria se romper com a maior tensão aplicada, mas a curva tensão-deformação apresentada até o momento indica um comportamento diferente. Se analisarmos com atenção chegaremos a conclusão que a curva está tecnicamente incorreta. Esta curva é a que chamamos de curva tensão-deformação convencional. Na curva tensão-deformação real a tensão aumenta até a ruptura, de forma mais coerente. Isto se deve ao fato de se medir a força e dividi-la pela área da seção transversal inicial ( $A_0$ ). No entanto a área da seção transversal muda com o andamento do ensaio (conforme vimos na

Figura 5.8), e na curva tensão-deformação convencional isto não é levado em consideração. Porém, apesar de tecnicamente incorreta, a curva convencional nos dá mais informações que a curva real. Isto porque quando a curva atinge o máximo é possível identificar o momento da **estricção**, algo que não é possível de ser observado na curva real.

Quando ocorre a estricção o material reduz muito sua seção transversal, ou seja, mantendo-se a força a tensão irá aumentar. Isto é suficiente para que o material continue a se deformar mesmo sem um aumento de força. Se reduzirmos a força numa taxa menor que a redução de área da seção transversal, a tensão continuará aumentando e o material continuará a se deformar.

Logo, pela curva convencional, não obtemos tecnicamente a tensão de ruptura, pois não conseguimos medi-la. Conseguimos obter na verdade a tensão máxima ( $\sigma_{MAX}$ ), que na maioria das vezes é tratada como limite de resistência ( $\sigma_R$ ). Mesmo que pareça estranho, para projeto isto é bom. Na verdade, nosso “limite” é a formação da estricção. Caso apareça a estricção na peça ela estará condenada, pois a partir daí ela não terá mais sua resistência mecânica original. Por isso é melhor usar a tensão máxima como critério.

Outra consideração a ser feita com relação ao campo plástico é quanto ao encruamento do material. Se aplicarmos uma tensão acima da tensão de escoamento, mas abaixo da tensão máxima (Ponto P da curva tensão deformação da Figura 5.9b) sabemos que ocorrerá deformação plástica e conseqüentemente encruamento do material.

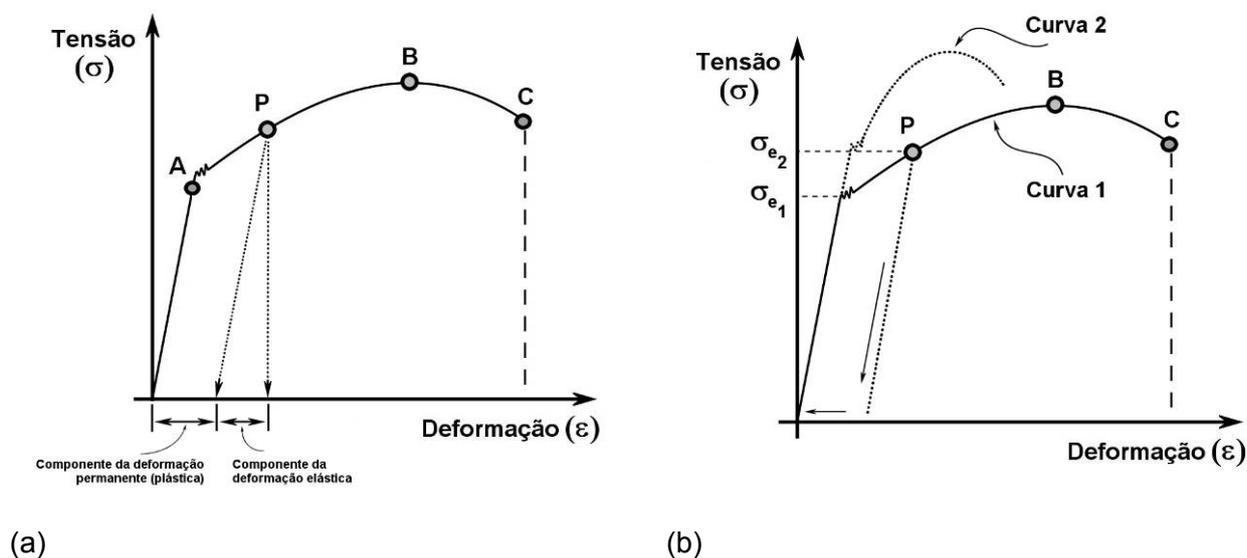


Figura 5.9 – Curvas tensão-deformação. (a) detalhe da recuperação elástica e deformação permanente do material deformado até o ponto “P”. (b) detalhe do acréscimo em tensão de escoamento quando o material é deformado até o ponto “P”.

Como já mencionado, o encruamento é o endurecimento por deformação plástica causado pelo aumento da densidade de discordâncias. Se a partir daí retirarmos a carga o material irá diminuir de comprimento, mas não irá recuperar totalmente seu comprimento

original. Isto ocorre porque enquanto estávamos aplicando a tensão (Ponto P – Figura 5.9b) o material se encontrava sob uma determinada deformação que incluía deformação plástica e elástica. Ao se remover a carga, a deformação elástica foi anulada, restando somente a componente plástica residual. A curva tensão-deformação pode prever quanto será esta deformação. Basta traçar uma reta paralela à reta correspondente ao campo elástico do material até atingir a tensão igual a zero. Neste ponto teremos o valor de deformação permanente residual que teremos se aplicar tensão até o ponto P da curva 5.9b.

### 5.2.4.3 Módulo de elasticidade ou módulo de rigidez do material (E)

Já foi comentado nos capítulos anteriores que a rigidez do material não tem nada haver com a dureza do mesmo. Dureza é a resistência à deformação plástica localizada enquanto que a rigidez (ou elasticidade) está relacionada à capacidade de se deformar elasticamente quando uma força é aplicada no material dentro do campo elástico. A rigidez pode ser tratada como algo análogo à constante elástica de uma mola.

Na curva tensão-deformação é possível estimar a rigidez de um material observando a região correspondente ao campo elástico obtendo-se o módulo de elasticidade (E) do material. Esta propriedade está intimamente ligada à inclinação da curva no campo elástico e pode ser facilmente obtida através da tangente do ângulo que a curva faz em relação ao eixo “X” (eixo das abscissas), conforme mostrado na Figura 5.10.

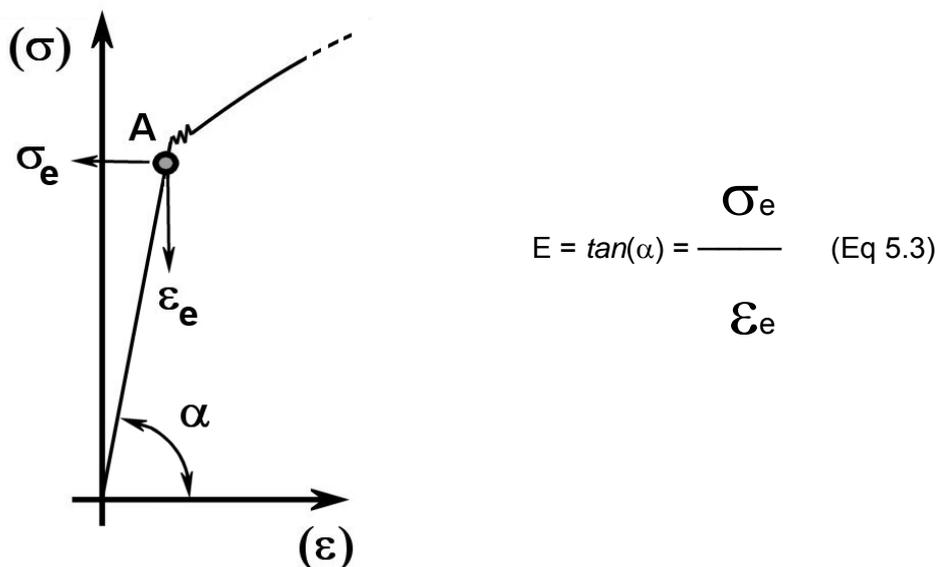


Figura 5.10 – Curvas tensão-deformação indicando como obter o módulo de elasticidade de um material através do ensaio de tração

Como o módulo de elasticidade é obtido dividindo-se a tensão (em MPa) pela deformação (adimensional) sua unidade será dada em MPa assim como a tensão.

Como já comentado, o módulo de elasticidade ( $E$ ) dá uma idéia da elasticidade do material. No entanto, não devemos confundir módulo de elasticidade com elasticidade. Quanto maior o valor do módulo de elasticidade de um material menor será sua elasticidade. O módulo de elasticidade aumenta com o aumento da inclinação da reta da curva tensão-deformação (ou seja, com o aumento de  $\alpha$ ). Logo, um material que é muito elástico terá um módulo de elasticidade pequeno, ou seja, com uma inclinação da reta pequena (ângulo  $\alpha$  pequeno). Já um material rígido terá a reta da curva tensão-deformação muito inclinada (ângulo  $\alpha$  grande). Qualitativamente podemos utilizar esta informação para comparar a elasticidade de diversos materiais conforme ilustrado na Figura 5.11.

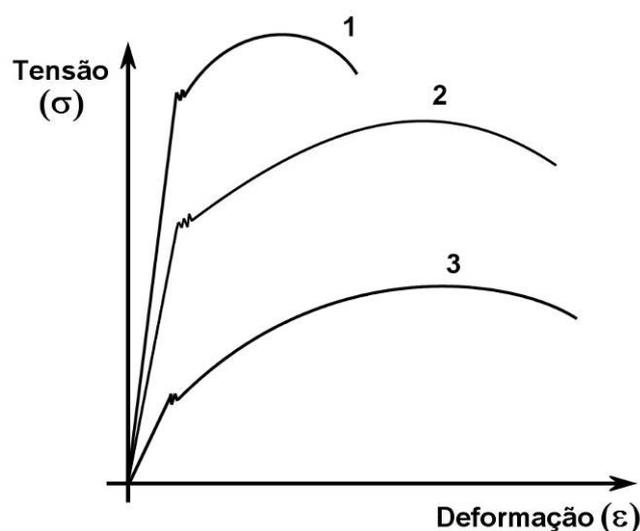


Figura 5.11 – Curva tensão-deformação para materiais com módulo de elasticidade diferentes.

O material 1 é mais rígido que o material 2, que é mais rígido que o material 3. Da mesma forma, podemos afirmar que o material 3 é mais elástico que o material 2 e 1. A rigidez e a elasticidade dos três materiais são diferentes, pois a inclinação da reta (na curva tensão-deformação) dos respectivos materiais são diferentes. Vale a pena ressaltar que os três materiais atingem aproximadamente o mesmo valor de alongamento quando chegam ao limite de escoamento (foi desenhado propositalmente para exemplificar). Ou seja os três materiais possuem a mesma capacidade de se alongar (variação de comprimento) antes de se deformar permanentemente, apesar de terem elasticidade (rigidez) diferentes.

Outro aspecto interessante do módulo de elasticidade ( $E$ ) é que esta é uma propriedade relacionada à força de ligação química entre os átomos. Como essas forças são constantes para cada estrutura cristalina do material o módulo de elasticidade é uma das propriedades mais constantes na mecânica. Depende basicamente da liga, da estrutura

cristalina do mesmo ou da temperatura. Pode parecer estranho, mas a rigidez (ou elasticidade) está mais relacionada ao ponto de fusão da liga (que também está diretamente relacionada à força de ligação dos átomos) do que com a dureza do mesmo, que como foi colocado no início da seção não tem praticamente nada haver com a rigidez do material. Além disso, o módulo de elasticidade diminui com a temperatura (ou seja, o material fica mais elástico em temperaturas maiores).

#### 5.2.4.4 Plasticidade do material ( $\epsilon$ )

O valor de plasticidade obtido no ensaio de tração é um dado mais utilizado para fins de orientação do que aplicável diretamente. Este dado nos fornece um parâmetro de comparação entre materiais com comportamento mecânico diferentes. A plasticidade está relacionada com a capacidade que o material consegue se deformar até a sua ruptura. Esta propriedade pode ser obtida no ensaio de tração observando-se a curva tensão-deformação, com relação ao valor de deformação máxima do material ( $\epsilon_u$ ), conforme mostrado na Figura 5.12, abaixo.

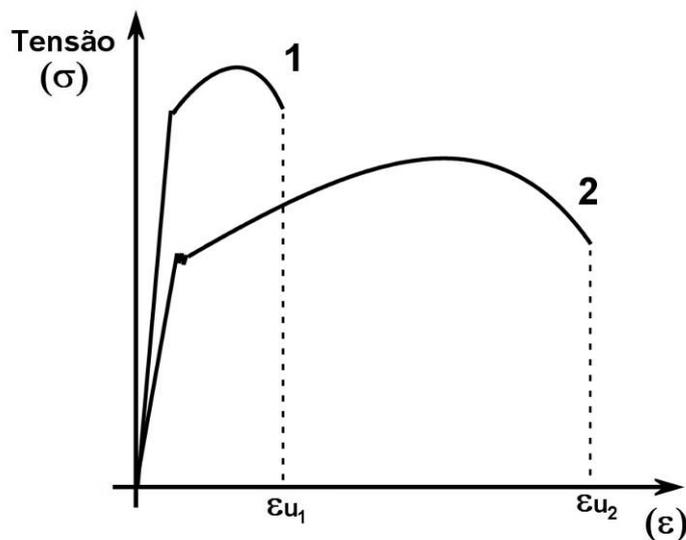


Figura 5.12 – Avaliação da plasticidade do material a partir do valor de deformação total ( $\epsilon_u$ )

Pode-se observar na Figura 5.12 que o material 1 possui uma plasticidade muito menor que o material 2.

#### 5.2.4.5 Tenacidade com baixa velocidade de aplicação da força

A tenacidade está relacionada com a energia necessária para romper um material. Mas como podemos fazer para obter valor de energia do ensaio de tração? Não parece simples, mas podemos estimar a tenacidade para a condição do ensaio (ou seja, em baixa velocidade de aplicação da carga) usando a curva tensão-deformação. Sabemos que a curva tensão deformação foi obtida de valores de força e deslocamento. A tensão foi obtida dividindo-se a força pela área da seção transversal e a deformação dividindo-se o alongamento pelo comprimento inicial do corpo de prova. Assim a curva tensão-deformação tem a mesma forma da curva força-alongamento. A energia é uma medida em joules (J) que pode ser dada pelo produto da força e deslocamento como newton\*metro (N.m). Se calcularmos a área sob a curva tensão-deformação (ou força-deslocamento que possui a mesma forma) pode-se ter uma estimativa da tenacidade. Isto porque a área sob a curva é o produto da força aplicada e do alongamento sofrido pelo material, o que corresponde a energia gasta até a ruptura do material.

A Figura 5.13 mostra dois materiais com comportamento mecânico diferentes, ressaltando a diferença de tenacidade entre ambos.

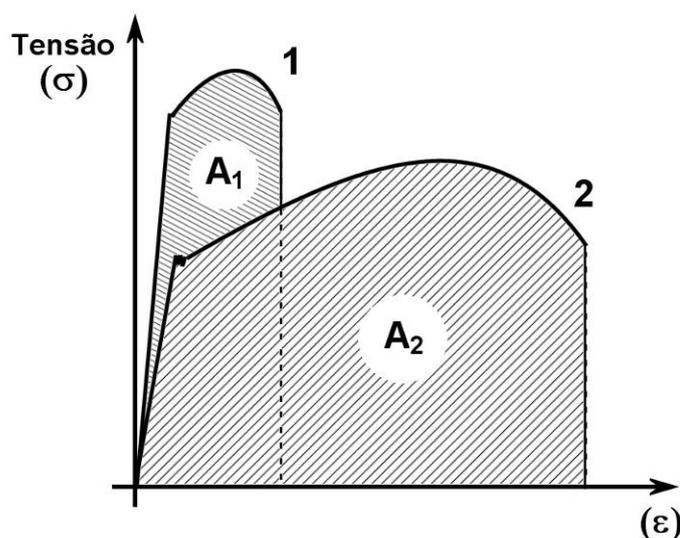


Figura 5.13 – Avaliação da plasticidade do material a partir do valor de deformação total ( $\epsilon_u$ )

No caso o material 2 possui maior tenacidade que o material 1, pois a área sob a curva tensão-deformação 2 é maior que a curva 1.

Cabe ressaltar que este valor de tenacidade é uma estimativa e nos fornece uma informação mais de orientação ao comparar materiais diferentes do que um valor diretamente aplicado em projeto. No entanto, é interessante ter conhecimento quanto a este

tipo de avaliação, pois é um modo rápido e fácil de se estimar a tenacidade de materiais utilizando um ensaio mecânico simples.

### 5.2.5 Fratura dos corpos de prova no ensaio de tração

Macroscopicamente, uma fratura pode ser classificada como dúctil ou frágil. O limite entre os dois tipos de fratura não é bem definido e existe uma intersecção entre as duas classes. Existem alguns mecanismos de fratura. Estes mecanismos se referem basicamente à formação de vazios internos ou à forma como a trinca se propaga no material. Se analisarmos a propagação da trinca, podemos dizer que se ela se propagar seguindo os contornos de grão podemos dizer que se trata de uma fratura intergranular. Se a fratura se propagar por dentro dos grãos a fratura é transgranular. Em geral estes dois tipos de fraturas são do tipo frágil. Neste tipo de fratura há pouca (ou nenhuma) deformação plástica no material.

Quando o material se rompe de forma dúctil ocorre uma extensa deformação plástica. Um metal com boa ductilidade, quando rompido por tração, apresenta estrição e esta região tende a ser bem extensa, caracterizando-se como uma região cônica. Na ponta desta região cônica é comum se ter uma região plana fibrosa (transversal ao eixo do corpo de prova). Na fratura frágil, a região cônica não é observada.

A Figura 5.14 mostra um esquema com tipos diferentes de fraturas.

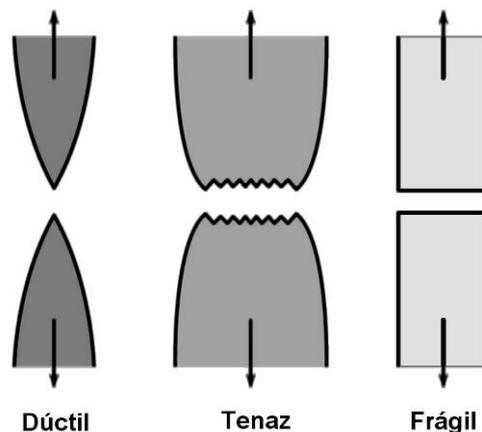


Figura 5.14 – Esquema mostrando exemplos da geometria da região fraturada de corpos de prova para material dúctil, tenaz e frágil (Adaptado de Callister, 2002)

Assim sendo, a observação do corpo de prova pode nos dar indícios do comportamento mecânico do material. Isto é especialmente útil quando analisamos um

material que falhou em uso. Por exemplo, uma barra de aço que sustentava um peso e se rompeu por sobrecarga. Poderíamos tirar algumas conclusões já numa primeira análise visual observando a região fraturada.

### 5.3 Ensaio de Dureza

Talvez a dureza seja a propriedade mecânica dos materiais que os todos têm certa afinidade. Praticamente todos têm uma idéia e saberia dar exemplos de um material duro ou de um material de baixa dureza. Nós saberíamos, ainda que precariamente, comparar a dureza de materiais diferentes, mesmo sem conhecer-los. Por ser muito comum no nosso dia-a-dia, mesmo fora da área da mecânica, é uma propriedade que temos certa “experiência”. Porém, se neste exato momento fosse pedido a você que escrevesse num papel a definição de dureza, acredito que teríamos alguma hesitação ou dificuldade. A dureza de um material por não ser uma grandeza física absoluta e sim comparativa, é um pouco difícil de se definir. Pelo mesmo motivo existem várias definições para dureza:

- Resistência à penetração;
- Resistência à abrasão;
- Resistência ao risco;
- Resistência ao corte;

Como existem várias, e todas estão de certa forma corretas, podemos escolher uma a critério do professor. Na área de materiais e mecânica parece mais completa e se enquadra melhor no uso técnico e científico a seguinte definição:

**“Dureza é a resistência que o material oferece à deformação plástica localizada”**

A dureza é comparativa, mas fazer uma comparação qualitativa pouco interesse terá na área da mecânica, principalmente na seleção de materiais para projetos ou no controle de qualidade dos materiais. Logo, precisamos associar um número a esta comparação, ou seja, quantificar. A verificação da dureza dos materiais se processa através do que chamamos de Ensaio de Dureza. Todo ensaio é realizado através de procedimentos normalizados (padronizados) onde se verifica a “comparação” da dureza medida no objeto com valores tabelados conforme critérios estabelecidos (penetração, risco ou choque).

Os ensaios por penetração e por choque são os mais utilizados na área da mecânica sendo o por penetração o mais utilizado. Existem vários métodos cada qual com suas vantagens e limitações (Mohs, Brinell, Rockwell, Vickers, Knoop, Shore, entre outros). Veremos a seguir os mais importantes.

### 5.3.1 Escala de dureza Mohs

A primeira tentativa de quantificar dureza de forma padronizada foi realizada em 1822 pelo mineralogista alemão *Friederich Mohs* com 10 minerais de diferentes durezas existentes na crosta terrestre. Ele atribuiu valores de 1 a 10 a estes materiais-padrões, ordenados numa escala crescente do grau 1 ao 10 de acordo com sua capacidade de riscar ou ser riscado. A tabela 5.1 mostra a escala Mohs com os minerais-padrões e algumas características.

Tabela 5.1 – Escala Mohs (1822).

Valor	Mineral	Característica
1	Talco	Pode ser facilmente riscado com a unha
2	Gipsita	Pode ser riscado com a unha com certa dificuldade
3	Calcita	Pode ser riscado com uma moeda de cobre
4	Fluorita	Pode ser riscado com uma faca de cozinha
5	Apatita	É riscada com dificuldade por uma faca de cozinha
6	Feldspato	Pode ser riscado com uma liga de aço ferramenta
7	Quartzo	Capaz de riscar o vidro
8	Topázio	Capaz de riscar o quartzo
9	Safira	Capaz de riscar o topázio
10	Diamante	Mineral mais duro que existe

Esta escala é interessante, pois a sua amplitude é bastante grande, ou seja, compreende materiais extremamente moles até o material mais duro conhecido. Porém como esta grande escala é dividida somente em 10 unidades, sua resolução é muito ruim. No caso de mineralogia, ou no caso de se fazer comparações de materiais com durezas muito diferentes ela pode ser útil, Porém, esta escala não é conveniente para os metais porque a maioria deles apresenta dureza Mohs entre 4 e 8, onde pequenas diferenças não são acusadas por tal método. Por exemplo, um aço dúctil corresponde a uma dureza de 6 Mohs, a mesma dureza de um aço temperado.

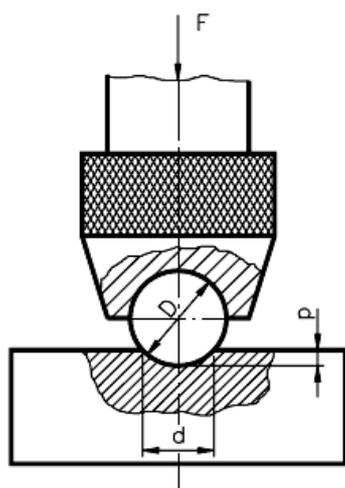
As limitações da escala Mohs levaram ao desenvolvimento de outros métodos de determinação de dureza, principalmente devido à necessidade da área da mecânica em se trabalhar com metais.

### 5.3.2 Escala de dureza Brinell

O sueco Johan August Brinell em 1900 divulgou seu método de quantificar a dureza dos materiais. Este ensaio consiste em comprimir lentamente uma esfera de aço temperado de diâmetro  $D$ , sobre uma superfície plana, polida e limpa de um metal, por meio de uma carga  $F$ , durante um tempo  $t$  e que produz uma impressão permanente com o formato de uma calota esférica com diâmetro  $d$ .

A verificação é feita medindo-se o diâmetro  $d$  da calota esférica (geralmente com auxílio de uma lupa graduada). O valor deste diâmetro deve ser tomado como a média de duas leituras feitas a  $90^\circ$  uma da outra.

A dureza Brinell é representada pelas letras **HB** (*Hardness Brinell*, em inglês). Ela é definida como a razão entre a carga aplicada e a área de contato, ou seja, a área da calota esférica ( $HB = F / A_c$ ). No entanto, devido à dificuldade de se medir a calota esférica ela pode ser estimada conhecendo-se o diâmetro da esfera ( $D$ ) e da calota esférica tendo-se a relação mostrada na Figura 5.15.



$$HB = \frac{2F}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

Figura 5.15 – Esquema do ensaio de dureza Brinell e fórmula utilizada para a obtenção do resultado.

A unidade  $\text{kgf/mm}^2$  (ou MPa no SI) deveria ser colocada sempre como unidade do valor de dureza (algumas vezes é apresentado assim) muitas vezes é substituída pelo símbolo HB.

O ensaio padronizado, proposto por Brinell, é realizado com carga igual a 3.000 kgf e esfera de aço (geralmente ABNT 52100 temperado) de 10 mm de diâmetro. O tempo de aplicação da carga varia de 15 a 60 segundos (tempo menores para materiais mais duros).

Estas características fizeram da escala Brinell muito popular, pois é relativamente fácil aplicar a referida carga e a esfera é fácil de encontrar no comércio, não necessitando de equipamentos específicos para a medição deste tipo de dureza.

Podem-se ter alguns inconvenientes em usar uma esfera destas dimensões, pois além de danificar a peça a mesma pode não ter espessura suficiente para ser ensaiada com confiabilidade. Por esta razão, cargas diferentes podem ser utilizadas com certa confiabilidade, desde que se observem algumas condições:

A carga será determinada de tal modo que o diâmetro de impressão  $d$  se situe no intervalo de 0,25 a 0,5 do diâmetro da esfera ( $D$ ). Para obter um diâmetro de impressão dentro do intervalo citado, deve-se manter constante a relação entre a carga ( $F$ ) e o quadrado do diâmetro da esfera ( $D^2$ ), ou seja: ( $F/D^2$ ) que é conhecido como fator de carga.

Para padronizar o ensaio, foram fixados valores de carga de acordo com a faixa de dureza e do tipo de material. A tabela 5.2 mostra os principais fatores de carga utilizados.

Tabela 5.2 – Fator de carga para materiais diferentes

$F/D^2$	30	10	5	2,5
Dureza Brinell	90 a 415	30 a 140	15 a 70	até 30
Materiais	Aços e ferros fundidos	Cobre, alumínio e suas ligas mais duras	Cobre, alumínio e suas ligas menos duras	Chumbo, estanho, antimônio

O diâmetro da esfera é determinado em função da espessura do corpo de prova ensaiado. A espessura mínima é indicada em normas técnicas. No caso da norma brasileira a espessura mínima deve ser **17 vezes** a profundidade da calota.

A tabela 5.3 mostra os diâmetros de esfera mais usados, e os valores da carga para cada caso em função do fator de carga escolhido.

Tabela 5.3 – Diâmetros de esfera e carga para cada caso em função do fator de carga<sup>25</sup>

D (mm)	F (kgf) = 30 D <sup>2</sup>	F (kgf) = 10 D <sup>2</sup>	F (kgf) = 5 D <sup>2</sup>	F (kgf) = 2,5 D <sup>2</sup>
2,5	187,5	62,5	31,25	15,625
5	750	250	125	62,5
10	3000	1000	500	250

O ensaio Brinell é usado especialmente para metais não ferrosos, ferro fundido, aço, produtos siderúrgicos em geral e peças não temperadas. É largamente empregado pela facilidade de aplicação, pois, como já mencionado, pode ser efetuado em qualquer máquina à compressão. Para facilitar ainda mais seu emprego pode-se realizar ensaios Brinell

<sup>25</sup> Os valores da carga foram determinados em função das relações entre  $F$  e  $D^2$  p.ex.:  $F/D^2 = 30 \rightarrow F = 30D^2$

usando-se máquinas Rockwell e uma tabela que forneça a dureza Brinell em função da leitura na escala B, ou seja, em função da profundidade de impressão. Outra vantagem interessante desta escala de dureza é que, devido ao tamanho relativamente grande da impressão, tem-se uma boa média da dureza do material com uma única impressão. Logo, poucas medidas são necessárias para obter um valor confiável de dureza.

Muito foi dito com relação às vantagens desta escala de dureza. Porém esta possui algumas limitações. Seu uso é limitado pela esfera empregada. Usando-se esferas de aço temperado só é possível medir dureza até 500 HB, pois durezas superiores poderiam danificar a esfera. Além disso, a medida do diâmetro da calota esférica é realizada pelo operador utilizando-se métodos muitas vezes não confiáveis. Então o resultado de dureza é fortemente dependente da habilidade do operador. Outro fator importante é que o tamanho da esfera pode danificar permanentemente a peça impedindo o seu uso após o teste.

### 5.3.3 Escala de dureza Rockwell

A escala Brinell é muito interessante para vários casos, mas como vimos possui algumas limitações consideráveis, principalmente quando se trabalha com tratamentos térmicos. Teremos dificuldades em medir um aço temperado na escala Brinell.

Tentando superar algumas destas limitações a medição de dureza foi se desenvolvendo ao longo dos anos. Em 1922, Rockwell apresentou um método de ensaio que permitia avaliar com boa resolução materiais de diversas durezas, desde materiais de baixa dureza até os mais duros. No entanto, este método possui também suas limitações, que veremos a seguir.

O ensaio Rockwell é hoje o método mais utilizado no mundo inteiro, devido à rapidez, facilidade de execução, isenção de erros humanos, tamanho da impressão pequena e boa sensibilidade (resolução).

O método desenvolvido por Rockwell leva em consideração a carga aplicada e a profundidade atingida por um penetrador em um corpo a ser ensaiado. O fato de escolher a profundidade como parâmetro de análise trouxe algumas facilidades, pois ela pode ser facilmente detectada pelo deslocamento do penetrador (também chamado de indentador) sobre a peça. Isto faz com que seja possível acoplar o penetrador num mecanismo acoplado a um mostrador indicando a profundidade deslocada. Assim não há a necessidade de se medir o “tamanho” da marca produzida pelo penetrador. A indicação seria dada pela própria máquina o que tornaria o ensaio mais rápido e confiável.

Porém alguns problemas surgiram em se medir a profundidade e não o diâmetro da marca. O problema principal é aonde o indentador irá se assentar quando tocar a peça. Este será o ponto de partida do ensaio (ponto zero).

Como sabemos, na prática, não existe peça lisa. A peça possui sempre uma determinada rugosidade. Esta pode interferir no ensaio. Vamos supor a seguinte situação: Se na primeira medição (Medição 1) o indentador se assentar sobre uma asperidade (pequena elevação da rugosidade da peça) e numa segunda medição (Medição 2) o indentador se assentar num pequeno vale na peça, teremos valores diferentes de dureza para a mesma peça. A Figura 5.16 ilustra esta situação.

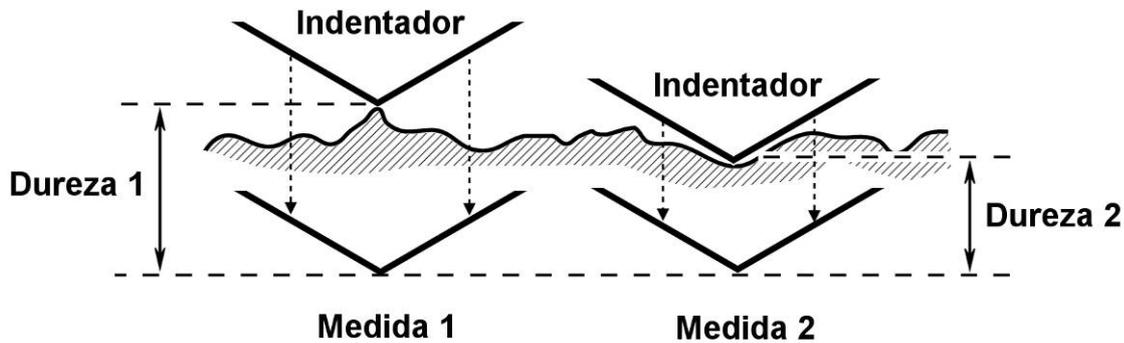


Figura 5.16 – Esquema mostrando a penetração do indentador assentado em duas regiões diferentes da peça resultando em valores diferentes de dureza.

Observando a Figura 5.16, notamos que na medida 1 a penetração foi maior. Isto porque o indentador está assentado sobre uma pequena asperidade que na menor carga irá se deformar completamente. Como esta pequena elevação oferece pouca resistência à penetração do material o indentador irá se desocar um percurso maior do que se não estivesse nesta posição. Como resultado disso teremos um valor irreal de dureza, ou seja a dureza medida é menor que a real.

Assim sendo, este método está susceptível a erros devido ao posicionamento (assentamento) do penetrador. Rockwell observou este problema e incluiu no seu método a aplicação de uma pré-carga. Esta pré-carga minimiza estes erros, pois ela proporciona um melhor assentamento do indentador. Desta forma o “zero” da medição será independente do posicionamento do penetrador.

Por conta desta característica o ensaio deve ser realizado em equipamento específico para tal. Este equipamento é chamado de Durômetro Rockwell. Neste equipamento a pré-carga é aplicada avançando a peça sobre o penetrador manualmente. Este equipamento possui um mostrador conforme ilustrado na Figura 5.17. Este mostrador possui duas escalas uma externa (preta) e outra interna (vermelha). Além disso, há no centro um pequeno ponteiro que serve para auxiliar na aplicação da pré-carga.

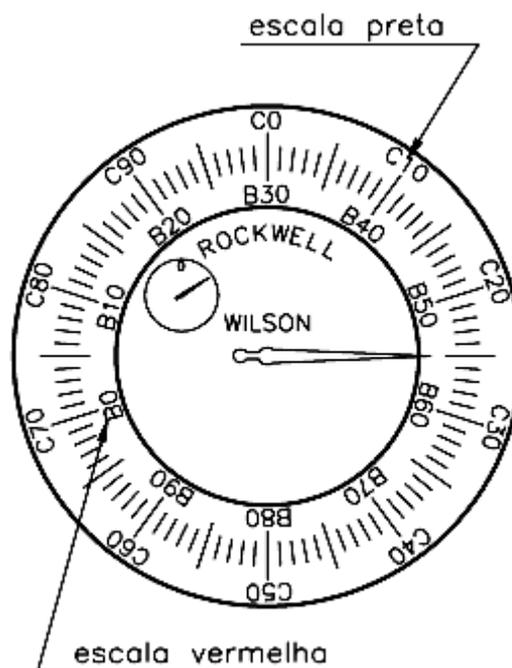


Figura 5.17 – Mostrador analógico típico de um durômetro Rockwell (Fonte: Telecurso 2000).

A condução básica de um ensaio de dureza Rockwell é realizada através das seguintes etapas:

1. Faz-se a seleção da carga a ser aplicada (no equipamento);
2. Faz-se o posicionamento do indentador na máquina;
3. Faz-se o posicionamento da peça e a aproximação da mesma ao indentador;
4. Aplica-se uma pré-carga (10 kgf) manualmente observando o ponteiro pequeno no mostrador (Figura 5.17) até que o mesmo atinja o ponto vermelho;
5. Aplica-se a carga selecionada ensaio evitando tocar na máquina ou na mesa;
6. Aguarda-se o mostrador parar;
7. Mantém-se a carga por um tempo “ $t$ ” (aproximadamente 10 segundos);
8. Retira-se a carga e faz-se a leitura diretamente no mostrador da máquina.

Devemos lembrar que a leitura é realizada sem a aplicação da carga. Ou seja, a dureza é tomada sem a componente elástica da deformação. Enquanto o ponteiro está parado com a carga aplicada temos a penetração considerando a deformação plástica e elástica. Após retirarmos a carga temos a recuperação elástica<sup>26</sup>. Logo, os de dureza obtidos no mostrador (Figura 5.17) do equipamento referem-se à penetração do indentador descontada a recuperação elástica.

<sup>26</sup> Lembre-se que a definição de dureza é a resistência que o material oferece à deformação plástica localizada.

O método Rockwell possui várias escalas. Estas escalas são usadas conforme o tipo de penetrador e a carga aplicada. Neste método temos dois tipos de penetradores: **Cone de diamante** (cone com 120° de conicidade) e **esfera de aço temperada**.

Existem basicamente dois tipos de equipamentos para o ensaio: Máquina padrão e máquinas precisas. A primeira mede a dureza Rockwell normal enquanto a segunda serve para a Rockwell superficial.

Como já mencionado a escala Rockwell mede uma grande faixa de valores de dureza. No entanto, para se conseguir isso, é necessário utilizar penetradores e cargas distintas. Cada conjunto caracteriza uma escala diferente e estas escalas não se relacionam. Um material ensaiado numa escala só pode ser comparado a outro material ensaiado na mesma escala.

Nos ensaios de dureza Rockwell normal utiliza-se pré-carga de 10 kgf e a carga pode ser de 60, 100 ou 150 kgf. Já na dureza Rockwell superficial a pré-carga é de 3 kgf e a carga de 15, 30 ou 45 kgf<sup>27</sup>. A Tabela 5.4 e mostra as escalas Rockwell normal mais utilizadas:

Tabela 5.4 – Escala de dureza Rockwell normal e aplicações.

Escala	Cor da escala	Carga	Penetrador	Faixa de utilização	Campo de aplicação
A	Preta	60	Cone diamante	20 a 88 HRA	Carbonetos, folhas de aço com fina camada endurecida
C	Preta	150	Cone diamante	20 a 70 HRC	Aço, titânio, aços com camada endurecida profunda
D	Preta	100	Cone diamante	40 a 77 HRD	Chapas finas de aço com média camada endurecida
B	Vermelha	100	Esf. de aço 1,5875 mm	20 a 100 HRB	Ligas de cobre, ligas de alumínio, ferro fundido maleável
E	Vermelha	100	Esf. de aço 3,175 mm	70 a 100 HRE	Ferro fundido cinzento, ligas de alumínio e de magnésio
F	Vermelha	60	Esf. de aço 1,5875 mm	60 a 100 HRF	Ligas de cobre recozidas, folhas finas de metais de baixa dureza
G	Vermelha	150	Esf. de aço 1,5875 mm	30 a 94 HRG	Ferro fundido maleável, ligas de cobre-níquel-zinco e cobre-níquel
H	Vermelha	60	Esf. de aço 3,175 mm	80 a 100 HRH	Alumínio, zinco e chumbo
K	Vermelha	150	Esf. de aço 3,175 mm	40 a 100 HRK	Metais de mancais e outros com baixíssima dureza ou finos

A dureza Rockwell é simbolizada por HR (*Hardness Rockwell* em inglês) seguido da escala utilizada (por exemplo: HRC). Este método tem como vantagens a facilidade e

<sup>27</sup> Por simplificação, não serão apresentadas as escalas Rockwell superficial, cabendo ao leitor uma pesquisa em outra fonte caso haja interesse (sugestão: SOUZA, S.A. Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos teóricos e práticos. 5ª ed. São Paulo: Ed Blucher, (1983) 286p).

rapidez na execução do ensaio, pois o resultado é lido diretamente no mostrador do equipamento. Pelo mesmo motivo, ele minimiza a influência do operador na avaliação da dureza. O método possui boa resolução, tendo sensibilidade para verificar pequenas variações de dureza. Por usar um penetrador pequeno em muitas vezes não inviabiliza o uso da peça após o ensaio. O equipamento é robusto com um custo relativamente baixo, ideal para o “chão de fábrica” onde o treinamento para o seu uso é mínimo.

No entanto, como nada é perfeito, o método possui algumas limitações. É necessário um equipamento específico para utilizar o método. Devido ao fato do uso de penetradores pequenos é necessário realizar um número maior de indentações para se ter uma boa média da dureza do material. Apesar de poder medir uma ampla faixa de dureza o método o faz em várias escalas não sendo possível comparar resultados obtidos em escalas diferentes.

#### 5.3.4 Escala de dureza Vickers

Devido às limitações dos métodos anteriormente apresentados, outras técnicas foram desenvolvidas para aperfeiçoar a avaliação da dureza dos materiais. Neste contexto, Smith e Sandland em 1925 trabalharam para desenvolver um novo método o ensaio Vickers. A dureza Vickers possui este nome devido ao fabricante do equipamento (Vickers-Armstrong) utilizado para realizar o ensaio e não pelos inventores da técnica.

A dureza Vickers baseia-se na resistência que o material oferece à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de  $136^\circ$  (Figura 5.18a), sob uma determinada carga (a princípio uma carga qualquer).

A dureza Vickers é denotada pelo símbolo HV (*Hardness Vickers*, em inglês) e é dado pelo quociente da carga aplicada ( $F$ ) e a área da impressão ( $A$ ). Este método leva em consideração a relação ideal entre tamanho do penetrador e da marca. Por usar um penetrador de diamante, tem-se a possibilidade de medir praticamente qualquer valor de dureza, desde materiais de baixíssima dureza até os de altíssima dureza. Isto é possível, pois, além de usar o material mais duro conhecido como indentador, o método permite a aplicação de qualquer valor de carga. O que interessa é a relação ( $F/A$ ). Logo, para materiais moles, pode-se aplicar uma força menor para se ter uma marca com tamanho ideal para se efetuar a medição. Para materiais muito duros, pode-se fazer o inverso: aplicar uma carga maior para se ter um tamanho razoável da impressão.

No entanto, a área da impressão ( $A$ ) é difícil de se obter diretamente através do equipamento. Esta pode ser obtida por meio de um dispositivo acoplado à máquina que projeta e amplifica a impressão obtida num visor da máquina. Com este visor (e com o tamanho da indentação ampliada) é possível medir com confiabilidade o tamanho das

diagonais  $d_1$  e  $d_2$  formada pelos vértices opostos da base da pirâmide, conforme mostrado na Figura 5.18b.

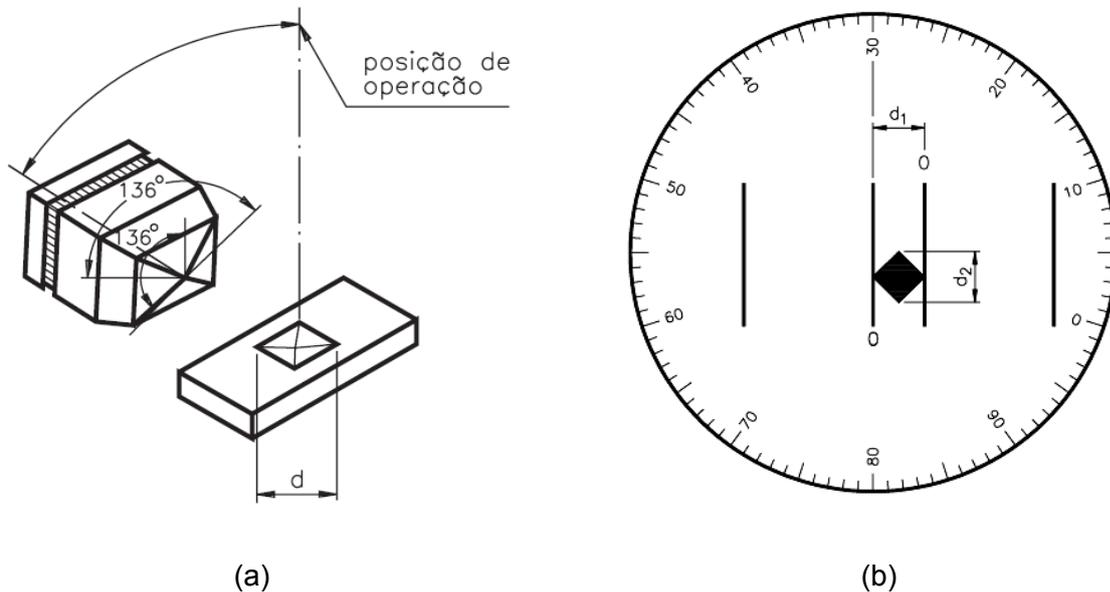


Figura 5.18 – Partes do equipamento Vickers. (a) indentador Vickers: pirâmide de base quadrada com ângulo entre as faces de 136°. (b) Mostrador típico de um durômetro Vickers (Fonte: Telecurso 2000).

Conhecendo as medidas das diagonais, é possível calcular a área ( $A$ ) da marca deixada pela pirâmide de base quadrada, utilizando a fórmula:

$$A = \frac{d^2}{2 \operatorname{sen}\left(\frac{136}{2}\right)} \quad (\text{Eq. 5.5})$$

Fazendo as devidas simplificações teremos a seguinte expressão:

$$HV = \frac{1,8544 F}{d^2} \quad (\text{Eq. 5.6})$$

Nesta fórmula a força deve ser dada em kgf e do “ $d$ ” é a média das diagonais ( $d_1$  e  $d_2$ ) devendo ser expresso em milímetros.

A dureza Vickers é representada pelo valor de dureza, seguido do símbolo HV e de um número que indica o valor da carga aplicada (por exemplo, 297,5 HV 10). O tempo de aplicação da carga varia de 10 a 15 segundos. Pode-se também representar no valor de dureza o tempo de aplicação da carga, por exemplo: 450 HV 30/10. Neste caso, a dureza Vickers é igual a 450, a carga igual a 30 kgf e o tempo de aplicação da carga é igual a 10 segundos.

O método Vickers permite a aplicação de qualquer carga. No entanto, é difícil (caro) ter um equipamento que possa aplicar qualquer carga. É comum encontrarmos um conjunto de cargas possíveis de serem aplicadas pelo equipamento. Por uma questão de padronização, as cargas recomendadas são: 1, 2, 3, 4, 5, 10, 20, 30, 40, 60, 80, 100 e 120 kgf. Existem equipamentos que permitem a aplicação de cargas menores que 1 kgf. Quando a carga aplicada é menor que 1 kgf diz-se que o ensaio se trata de um ensaio de **Microdureza Vickers**.

Esta situação é bastante interessante, pois o método permite a aplicação de cargas muito baixas (até 0,005 kgf). Este tipo de carga geralmente forma uma impressão microscópica. Esta impressão só é possível de se ver num microscópio. Em geral é necessário um equipamento específico para se medir microdureza Vickers: um microdurômetro Vickers. Existem duas possibilidades: a) acoplar um durômetro a um microscópio ou b) acoplar um microscópio a um durômetro. Em geral ter um durômetro com um microscópio acoplado é a situação mais comum. Em ambas as situações, é necessário preparar a amostra metalograficamente para que seja possível observá-la no microscópio. Este tipo de equipamento permite ainda ajustar uma “mira” para que se faça a indentação num ponto específico. Logo, podemos escolher medir a dureza em regiões bem específicas dentro do material. Assim sendo, pode-se medir dureza especificamente dos microconstituintes (ferrita proeutetóide, cementita, carbonetos, inclusões, entre outras).

A Figura 5.19 mostra a medição de microdureza em microconstituintes distintos, evidenciando o tamanho da marca distinto para cada região indentada.

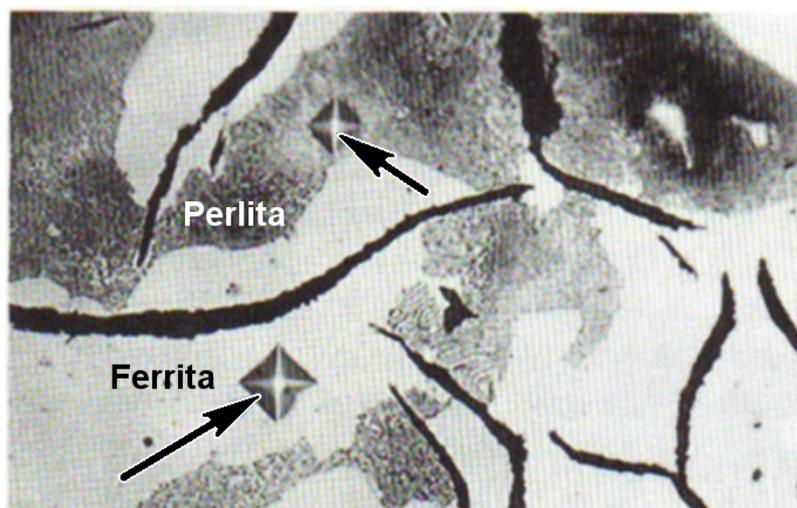


Figura 5.19 – Microestrutura com marcas de microdureza Vickers. (BRANDT e WARNER, 2005)

Assim sendo, este método tem como vantagens uma escala contínua de dureza, permitindo medir todos os valores de dureza numa única escala. Os tamanhos das impressões são geralmente pequenos, na maioria das vezes, não inviabilizando o seu uso

posterior. O ensaio aplica-se para materiais de qualquer espessura, servindo também para durezas superficiais. Além disso, permite a medição de dureza na escala micrométrica (microdureza). No entanto, a medição do tamanho da marca depende do operador, podendo ser uma importante fonte de erros. A máquina é mais cara, pois possui este projetor e amplificador da imagem da indentação. Além disso, a máquina necessita ser constantemente aferida, pois qualquer erro na velocidade de aplicação da força provoca erros importantes.

## 5.4 Ensaio de Impacto

Os ensaios mecânicos mencionados até então, avaliam o corpo de prova aplicando-se uma carga em baixa velocidade (ensaio estático). No entanto, o material pode se comportar de modo distinto quando a carga é aplicada em velocidades maiores (ensaio dinâmico). Esta mudança de comportamento está relacionada à movimentação de discordâncias (que está ligada diretamente ao comportamento mecânico dos materiais).

Dependendo da velocidade de aplicação da carga o corpo de prova ensaiado pode sofrer uma fratura dúctil ou uma fratura frágil. Logo, por mais estranho que possa parecer, ser dúctil ou ser frágil não é uma propriedade do material somente!!! Depende de outros fatores, depende do sistema em que o mesmo está submetido!!!

O leitor poderia se perguntar neste momento: para que saber se o material terá um comportamento frágil ou dúctil na fratura se, geralmente, o que eu quero é que este não se rompa? O que interessa é que o mesmo não se rompa! Não é mesmo?

Por isso, vale a pena tecer algumas considerações sobre falha antes de entrarmos no ensaio de impacto.

Quando se projeta um componente, um objeto, um equipamento ou uma estrutura, leva-se em consideração alguns critérios. Em elementos de máquina, normalmente adota-se o limite de escoamento (com um fator de segurança) como critério para o dimensionamento. Ou seja, o projetista dimensiona o elemento para que este trabalhe sempre abaixo do limite de escoamento. Neste caso admite-se somente uma deformação elástica quando o mesmo está submetido a uma determinada carga. No entanto, não é possível ter certeza que este elemento trabalhará sempre sob as condições impostas no projeto. Vamos ilustrar uma situação: Ao se projetar uma cadeira, o projetista dimensiona seus pés pensando no peso máximo suportado pela mesma, adicionando a ela um coeficiente de segurança, por exemplo, 100 kg de peso máximo suportado. Esta faixa de utilização deve ser informada para o usuário. Vamos supor que o projetista utilizou um coeficiente de segurança de 1,2, ou seja, a cadeira suportaria no máximo 120 kg. O que aconteceria se alguém de 150 kg sentasse sobre a cadeira? Se o projeto fosse feito levando-se em consideração somente o

limite de escoamento, não é possível ter certeza de como a cadeira iria se comportar. Alguém poderia dizer, ela irá falhar!!! Mas como será esta falha? Esta resposta o projetista deveria saber responder, ou pelo menos, ter uma idéia de como. Imagine uma cadeira feita com pés de vidro. Parece absurdo? Mas se dimensionássemos seus pés considerando o “limite de escoamento” do vidro assim como fizemos anteriormente. Até 100 kg a cadeira suportaria, não é mesmo? Provavelmente o leitor ficaria temeroso em sentar nesta cadeira. O que o leitor tem em mente é a forma como o vidro falha, que é diferente da forma como falha um aço. A cadeira feita com pés de aço iria falhar quando sobrecarregada, porém esta falha seria provavelmente do tipo dúctil, enquanto que a cadeira com pés de vidro iria falhar de forma frágil. Na cadeira com pés de aço, a falha ocorreria lentamente, os pés começariam a se deformar plasticamente (entortar), e talvez uma ruptura ocorresse. Quando a falha ocorre lentamente, há tempo para minimizar os prejuízos. O cidadão que estaria utilizando a cadeira acima do especificado teria tempo para se levantar enquanto seus pés entortavam. Já no caso da cadeira com pés de vidro, a fratura frágil ocorre rapidamente. Não há aviso, assim sendo, não há tempo para que alguma ação seja tomada antes do pior. Provavelmente as conseqüências seriam piores com a falha na cadeira com pés de vidro do que na cadeira com pés de aço. Lembre-se que enquanto estávamos trabalhando dentro da especificação tudo estaria bem. O problema é quando algo sai fora do especificado!!!

Logo, é importante conhecer como se comporta o material durante sua falha. Uma falha com comportamento dúctil é preferível a uma falha com comportamento frágil. Isto porque, como já comentado, a primeira nos dá um “aviso” e uma medida corretiva poderá ser tomada. Em geral a fratura frágil está ligada a falhas catastróficas.

Como já foi comentado, a comportamento da fratura ser dúctil ou frágil, não depende somente do material e sim das situações onde o mesmo está submetido. Um material pode falhar de forma dúctil ou de forma frágil dependendo da velocidade de aplicação da carga.

O material tende a se fraturar de modo frágil com o aumento da velocidade de aplicação da carga. Isto ocorre, pois as discordâncias levam algum tempo para se mover, com pouco tempo disponível é mais fácil ocorrer a fratura que a deformação plástica (movimentação de discordâncias). Geralmente quando queremos quebrar coisas o fazemos com um impacto. Outro fator importante é a temperatura. Em geral os materiais se rompem de forma frágil em temperaturas menores. É mais fácil remover chiclete do cabelo colocando-se gelo sobre o mesmo. Alguns materiais fragilizam mais (muito mais) que outros em temperaturas menores. Outro fator importante é se no material já existe uma falha, como uma trinca. Um material previamente trincado pode se comportar como frágil, o que poderia não ocorrer se o mesmo não estivesse com este defeito.

Por estes motivos muitas vezes é necessário realizar um ensaio dinâmico em condições severas para conhecer o comportamento do material em situações extremas. Conhecendo este comportamento o projetista poderá selecionar o material mais adequado

para a situação em que será utilizado o mesmo. Além disso, o objeto de projeto terá maior segurança na sua utilização, mesmo que o mesmo seja utilizado inadequadamente o algo não previsto ocorra com o mesmo.

Resumindo, um material dúctil pode se romper sem deformação plástica apreciável, quando as condições abaixo estiverem presentes:

- Velocidade de aplicação da carga suficientemente alta;
- Temperatura de aplicação da carga suficientemente baixa;
- Presença de uma trinca ou entalhe.

Alguns materiais são mais ou menos afetados por estas condições. A susceptibilidade à estas situações são chamadas respectivamente de **sensibilidade à velocidade, temperatura e entalhe**.

Assim sendo, o ensaio de impacto como objetivos, fornecer ao projetista algum conhecimento com relação à fratura dos materiais quando submetidos a situações severas. Este ensaio é utilizado para medir a tendência de um metal de se comportar de maneira frágil.

O comportamento frágil ou dúctil no impacto está diretamente relacionado à tenacidade (ao impacto) do material. Só para lembrar, a tenacidade está relacionada à energia necessária para romper um material. Logo, a medida a ser obtida num ensaio de impacto se refere à ENERGIA gasta para ROMPER o material.

Existem diversos tipos de ensaios de impacto. Os mais conhecidos são os Ensaio Charpy e Izod. Estes dois ensaios diferem basicamente no formato do corpo de prova e na forma como os mesmos são posicionados. Por simplificação, nesta apostila será comentado somente sobre o ensaio Charpy.

O ensaio Charpy utiliza o golpe de um martelo (peso) pendular. A Figura 5.20 mostra um esquema do ensaio Charpy. O pêndulo é levantado a uma certa altura ( $h$ ), onde adquire energia potencial ( $E_p=m.g.h$ ), onde  $m$  é a massa do martelo e  $g$  é a aceleração da gravidade. O pêndulo é deixado cair e no caminho o mesmo encontra o corpo de prova, que se rompe. A sua trajetória continua até certa altura ( $h'$ ) que é menor que a altura inicial, pois parte da energia foi utilizada para romper o corpo de prova. Com a altura que o martelo atingiu após romper o corpo de prova é possível obter a energia após a ruptura ( $E'_p=m.g.h'$ ). A diferença entre a energia antes e após a ruptura nos dá a energia gasta para romper o material, exatamente o que queremos saber.

Nesta máquina não é necessário medir a altura inicial e final, pois o equipamento é provido com um mostrador que indica diretamente o valor de energia obtido durante a fratura.

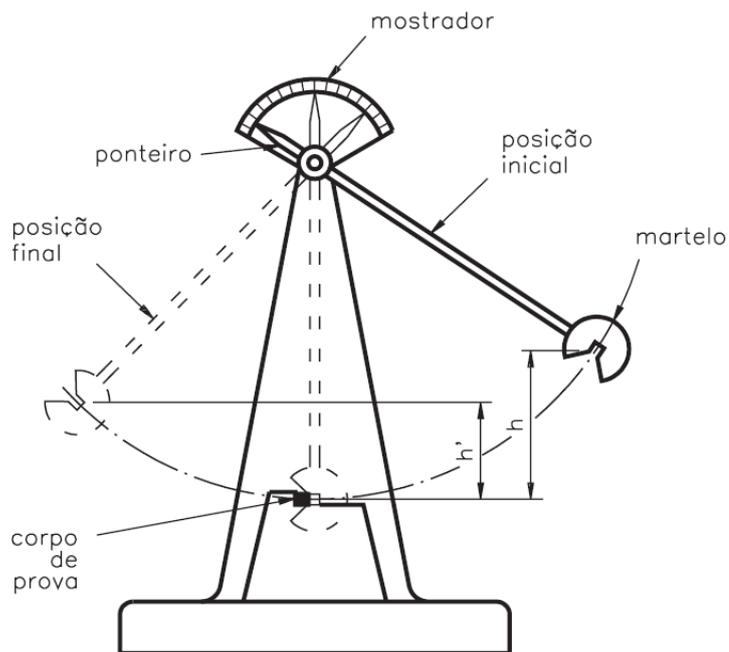


Figura 5.20 – Esquema de um equipamento para ensaio de impacto (Telecurso, 2000).

O ensaio Charpy utiliza um corpo de prova padronizado e, geralmente, provido de um entalhe para localizar sua ruptura e produzir um efeito semelhante a de uma trinca. Logo, este ensaio é duplamente severo. Rompe-se o material com alta velocidade considerando que o mesmo já tenha algo parecido com uma trinca. Alguns tipos de materiais não necessitam de entalhe. Os corpos de prova são normalizados segundo a norma americana E-22 da ASTM. Os corpos de prova Charpy compreendem três subtipos (A, B e C) de acordo com a severidade do entalhe, conforme mostra Figura 5.21

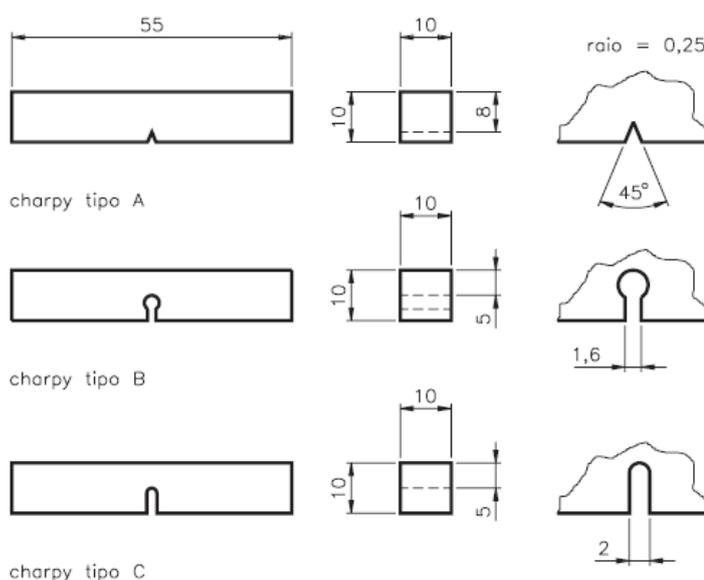


Figura 5.21 – Corpos de prova utilizados no ensaio de impacto Charpy (Telecurso, 2000).

Quando a queda do martelo não provoca a ruptura do corpo de prova, o ensaio deve ser repetido com outro tipo de corpo de prova, ou outra condição de ensaio (maior altura ou maior massa do martelo).

A energia é um valor relativo e serve apenas para comparar resultados obtidos nas mesmas condições de ensaio. Por este motivo, os resultados deste ensaio não são utilizados em cálculos de projeto. Para que o ensaio tenha certa confiabilidade o ideal é realizar pelo menos três testes nas mesmas condições.

Até o momento tudo que foi comentado foi para um ensaio em temperatura ambiente. No entanto, é interessante realizar o ensaio em várias temperaturas para se conhecer o comportamento do material nestas condições, principalmente em temperaturas baixas, onde a fragilidade do material tende a aumentar (dependendo da sensibilidade à temperatura do mesmo).

Ao se ensaiar materiais em temperaturas diferentes, é possível construir um gráfico, relacionando a energia absorvida na fratura e a temperatura do ensaio, conforme mostrado na figura 5.22.

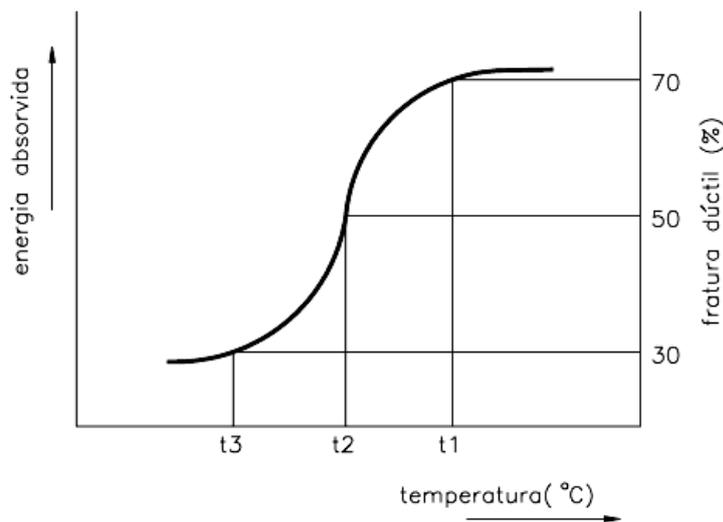


Figura 5.22 – Gráfico energia absorvida no ensaio de impacto versus temperatura do ensaio (Telecurso, 2000).

Alguns materiais apresentam um decréscimo abrupto de energia absorvida no impacto (entre ponto t3 e t1, na Figura 5.22). Numa temperatura acima de t1 o material se comportará como dúctil, enquanto que abaixo da temperatura t3 o material se comportará como frágil (material entalhado sob carga em alta velocidade). Esta transição pode ser abrupta ou suave sendo geralmente chamada de temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF). Esta temperatura de transição pode ser afetada por alguns fatores, como

tratamento térmico, tamanho de grãos, encruamento, presença de impurezas, elementos de liga, processos de fabricação, região onde foi retirado o corpo de prova, entre outros.

Como estes fatores podem alterar a posição (temperatura) na qual ocorre a transição dúctil-frágil, o projetista deve estar atento para verificar os processos e tratamentos que o material será submetido e verificar se isto não acarretará alteração do comportamento do material durante sua utilização.

## REFERÊNCIAS

- ASHBY, M. F., **Materials Selection in Mechanical Design**, 2<sup>nd</sup> ed. Oxford: Butterworth Heinemann (2000) 513p.
- ASHBY, M. F., JONES, D. R. H.; **Engenharia de Materiais Vol 1: uma introdução a propriedades, aplicações e projeto**. Rio de Janeiro: Elsevier (2007) 371p.
- ASHBY, M. F., JONES, D. R. H.; **Engenharia de Materiais Vol 2: uma introdução, aplicações e projeto**. Rio de Janeiro: Elsevier (2007) 436p.
- ASM METALS HANDBOOK, **Alloy phase diagrams**, Vol 3 (1998) 1741p.
- ASM METALS HANDBOOK, **Heat Treatment**, Vol 4 (1991) 2173p.
- ASM METALS HANDBOOK, **Metallography and Microstructures**, Vol. 9 (2004) 2733p.
- BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K., **Steels: Microstructure and Properties**. 3rd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann (2006) 344p.
- BRANDES, E. A.; BROOK, G. B. **Smithells metals reference book**. 7th ed. Oxford: Butterworth Heinemann (1992) 1v. (várias paginações).
- BRANDT, D. A., WARNER, J. C., **Metallurgy Fundamentals**, New York: Goodheart (2005) 301p.
- CABRÓ, H. M., **Aço Inoxidável: Aplicações e especificação**. Apostila do Núcleo Inox Acesita (2001) 48p.
- CALLISTER Jr, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução**, Rio de Janeiro: LTC S.A. (2002) 589p.
- CANEVAROLO Jr, S. V. **Ciência dos Polímeros: Um texto básico para tecnólogos e engenheiros**, 2ª.Ed. São Carlos: Artliber (2006) 280p.
- CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**, 5ª ed. São Paulo: ABM (1984) 518p
- CHIAVERINI, V. **Tratamentos Térmicos das Ligas Metálicas**, São Paulo: ABM (2003), 272p.
- CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica Vol. I: Estrutura e propriedades das ligas metálicas**, 2ª Ed. São Paulo: McGraw-Hill (1986) 266p.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**, revisão técnica André Luiz V. da costa e Silva, 4ª ed. São Paulo: Editora Blucher (2008) 652p.
- DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**, London: McGraw-Hill (1988), 751p.
- FRM. Telecurso 2000...
- GESSER, W.L. **Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos**, São Paulo: Editora Blucher (2009) 336p.
- GONÇALVES, F. J. F., MARTINS, M. **Introdução à Tecnologia dos Materiais**, Apostila didática (2001) 103p.
- HABASHI, F. **Handbook of Extrative Metallurgy**, Vol. 3. Precious metals, refractory metals, scattered metals, reactive metals, rare earth metals. Weinheim: Wiley (1997) 288p
- HUMMEL, R. E. **Understanding materials science**, 2<sup>nd</sup> ed. (2004) 453p
- KUTZ, M **Mechanical Engineers Handbook: Materials and Mechanical Design**, 3<sup>rd</sup> ed. Hoboken: John Wiley & Sons (2006). 1350p.

- LLEWELLYN, D. T.; HUDD, R. C., **Steels: Metallurgy and applications**, Oxford: Butterworth Heinemann (2000) 389p.
- LOSEKANN, C. R. **Tecnologia de Materiais**, Apostila Unidade 1, (2003)
- McNIEL, I., **An encyclopedia of the history of technology**, London: Routledge (2002) 1062p.
- MOURÃO et al. **Introdução à Siderurgia** São Paulo: ABM (2007) 428p
- PADILHA, F. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e propriedades**, Hemmus: Curitiba (2000) 343p.
- PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase transformations in metals and alloys**, CRC Press (2004) 514p.
- SCOTT, D. A. **Metallography and microstructure of ancient and history metals**, Getty Trust Publications (1991).
- SILVA, A. L. V. C, MEI P. R. **Aços e ligas especiais** 3ª ed. São Paulo: Blucher (2010), 646p.
- SILVER, B. L. **A escalada da ciência**; Florianópolis: Ed da UFSC (2003) 772p
- SMITH, W. F.; **Structure and Properties of Engineering Alloys**, 2<sup>nd</sup> Ed. New York: McGraw-Hill (1993), 630p.
- SOUZA, S.A. **Composição química dos aços**. São Paulo: Editora Blucher (1989) 134p.
- SOUZA, S.A. **Ensaio Mecânico de Materiais Metálicos: Fundamentos e aspectos práticos**. 5ª Ed. São Paulo: Editora Blucher, (1982) 286p.
- THELNING, K-E. **Steel and its heat treatment**. 2<sup>nd</sup> Ed. London: Butterworths (1984) 678p.
- TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatments: Metallurgy and Technologies**, 2<sup>nd</sup> Ed. ed. CRC (2007) 820p.
- UNTERWEISER, P.M., BOYER, H.E., KUBBS, J.J. **Heat treater's guide: Standard practices and procedures for steel**, ASM (1985) 493p.
- VAN VLACK, L. H., **Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais**, Rio de Janeiro: Campus (1994) 567p.