

---

# FUNDIÇÃO ANALÍTICA

SOLIDIFICAÇÃO, ALIMENTAÇÃO E  
ENCHIMENTO DE PEÇAS



**CLEBER LESSA**

COLEÇÃO  
DE LIVROS  
abm

**Blucher**

 **abm**  
Associação Brasileira de  
Metalurgia, Materiais e Mineração

Cleber R. de Lima Lessa

# FUNDIÇÃO ANALÍTICA

SOLIDIFICAÇÃO, ALIMENTAÇÃO E  
ENCHIMENTO DE PEÇAS

*Fundição analítica – solidificação, alimentação e enchimento de peças*

© 2025 Cleber R. de Lima Lessa

Editora Edgard Blücher Ltda.

*Publisher* Edgard Blücher

*Editor* Eduardo Blücher

*Coordenador editorial* Rafael Fulanetti

*Coordenadora de produção* Ana Cristina Garcia

*Produção editorial* Helena Miranda e Juliana M. Horie

*Diagramação* Roberta Pereira de Paula

*Preparação de texto* Sérgio Nascimento

*Revisão de texto* Mariana Góis

*Capa* Laércio Flenic

*Imagem da capa* iStock photo

# Blucher

Rua Pedroso Alvarenga, 1245, 4º andar  
04531-934 – São Paulo – SP – Brasil  
Tel.: 55 11 3078-5366

**contato@blucher.com.br**

**www.blucher.com.br**

Segundo o Novo Acordo Ortográfico, conforme 6. ed.  
do *Vocabulário Ortográfico da Língua Portuguesa*,  
Academia Brasileira de Letras, julho de 2021.

É proibida a reprodução total ou parcial por quaisquer  
meios sem autorização escrita da editora.

Todos os direitos reservados pela Editora Edgard Blücher Ltda.

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)

Heytor Diniz Teixeira, CRB-8/10570

L638f Lessa, Cleber R. de Lima

Fundição analítica : solidificação, alimentação  
e enchimento de peças / Cleber R. de Lima Lessa. –  
São Paulo : Blucher, 2025.

408 p. : il. (Coleção de livros ABM)

Bibliografia

ISBN 978-85-212-2555-3 (impresso)

ISBN 978-85-212-2553-9 (eletrônico – PDF)

ISBN 978-85-212-2554-6 (eletrônico – Epub)

1. Metalurgia. 2. Materiais metálicos. 3. Processo  
de solidificação. 3. Fundição. 4. Fundição de metais.  
5. Metais – Processo de solidificação. 6. Moldagem  
(Fundição). I. Título. II. Série.

CDU 669

Índice para catálogo sistemático:

1. Metalurgia

CDU 669

## Apresentação da coleção de livros ABM

A Coleção de Livros ABM em Metalurgia, Materiais e Mineração, criada em 2005, tem por principais objetivos suprir lacunas de conhecimentos e estimular o desenvolvimento de pessoas.

De forma a ter uma abordagem mais didática, a coleção foi segmentada em quatro séries:

Livros de referência – apresentam-se como materiais para consulta rápida de informações úteis, gerais ou focalizadas em um determinado campo do conhecimento, abrangendo, normalmente, tabelas, estatísticas, definições, exemplos, históricos e outros tipos de conteúdo.

Obras de difusão – têm o propósito de levar a notícia e o conhecimento até o leitor comum, familiarizando-o com a natureza do progresso científico e tecnológico, bem como apresentar implicações econômicas, sociais e políticas, em uma sociedade exposta a constantes mudanças.

Livros de atualização – fornecem ao leitor mais experiente a abordagem de assuntos especializados que complementam o conhecimento técnico-científico, além de atualização sobre os progressos nas áreas de metalurgia, materiais e mineração.

Livros-texto – destinam-se a leitores iniciantes ou que queiram se aprofundar no assunto, abordando temas de Fundamentos, Matérias-primas e Processos, Produtos e Aplicações e Gestão, seguindo uma sequência lógica de assunto e grau progressivo de dificuldade, compatíveis com a finalidade didática do livro.

O livro *Fundição analítica: solidificação, alimentação e enchimento de peças* é fruto de mais uma parceria entre ABM e Editora Blucher, e vem enriquecer a Coleção de Livros, contribuindo com a série Livros-texto.



*Valdomiro Roman da Silva*  
Diretor de Operações

Dedico este livro a todos os alunos que tive, aos que tenho e aos que terei.  
Os que tive e os que tenho, pois são eles quem mais me provocaram  
e provocam com suas perguntas, suas dúvidas.  
Com isso, me estimulam em busca das respostas.  
Torna-se um ciclo virtuoso obter conhecimento e passá-lo adiante.  
Aos que terei, pelo simples fato de que espero que esse aprendizado  
se multiplique e se eternize na busca pelo conhecimento.



## Agradecimentos

Seria quase um vazio existencial para mim ousar ir adiante com esta obra sem expressar minha gratidão a todas as pessoas que, direta ou indiretamente, contribuíram para que ela se tornasse realidade. Muito obrigado a todos vocês que estão aqui, lendo e compartilhando conhecimento.

Mas preciso urgentemente expressar, para o meu bem-estar subjetivo, um breve e especial agradecimento às pessoas que alicerçam o que existe de mais belo e imensurável no fundo de minha existência. Menciono aquele sentimento que arde sem doer, cujas pupilas dos meus olhos, que são filhos do carbono numa existência finita e breve, em contato com ele, se dilatam com o pulsar impávido do coração. Refiro-me aos quatro pilares da minha vida: minha avó (em memória), minha mãe, minha esposa e minha filha.

Peço, então, licença para registrar, nesse ínterim do fluxo de minha história, que nada somos sem o amor e menos ainda sem as pessoas que nos cativam. Que o poeta esteja certo ao dizer que esse amor cativante e recíproco, guia de minhas mais nobres realizações, seja eterno e que, subjugando a existência, permaneça na essência do infinito.

O autor

# Introdução

A proposta principal deste livro é a de mostrar de forma simplificada os conceitos fundamentais de solidificação dos materiais metálicos e da metalurgia aplicada no projeto de alimentação e enchimento das peças fundidas. Quando necessário, um aprofundamento técnico será implementado para desenvolver o raciocínio analítico ao ponto de o(a) leitor(a) ser capacitado para ter soluções práticas e simplórias na busca de desenvolver o setor de fundição regional e nacional.

Portanto, esse olhar mais analítico se trata de uma nova abordagem de assuntos já consagrados no setor de fundição, com adição do ponto de vista científico e tecnológico aplicados para trazer soluções reais com o intuito de aumentar a produção de forma eficiente e, por consequência, trazer mais recursos financeiros para buscar a pesquisa aplicada na indústria, pois todo o conteúdo aqui disponibilizado se trata de conceitos teóricos aplicados, que trouxeram resultados satisfatórios conforme as evidências práticas e científicas alicerçadas em investigadores que vão desde Wlodawer, conhecidíssimo dos fundidores, até os doutores Stefanescu e Campbell, que são mais recentes.

O livro foi dividido em cinco partes, sendo a primeira mais teórica e fundamental e as demais partes do livro, mais práticas.

A Parte 1 – Fundamentos da solidificação para a fundição – traz os conceitos fundamentais que orbitam a solidificação dos metais dentro do molde, cuja cavidade interna com o formato da peça irá influenciar na sua qualidade final. Inegavelmente, o tipo de liga e sua composição também irão contribuir antes, durante e após o processo de solidificação.

A Parte 2 – Análise de projetos para a alimentação de peças fundidas – se apoia nos conhecimentos da parte anterior para indicar possibilidades de projetar a alimentação que melhor se adapte à peça que irá ser produzida.

Na Parte 3 – Análise sistemática do enchimento de peças fundidas – serão exploradas as diversas formas de configurar as geometrias dos sistemas de enchimento.

Já na Parte 4 – Aplicação – o próprio título é autoexplicativo, pois se trata da aplicação do que foi visto nas partes anteriores, mas com uma abordagem inovadora desenvolvida pelo autor, chamada *metodologia padrão ouro* (MPO), que consiste em realizar análises comparativas dentro das melhores perspectivas.

Por fim, a Parte 5 – Fundição eficiente – regra 80/20 – traz uma abordagem científica para se alcançar a eficiência na produção das peças fundidas.

Indica-se que o(a) leitor(a) simplesmente verifique no sumário aqueles assuntos que mais lhe fascinam e comece a explorar todo o conhecimento aqui trazido.

O autor.

# Conteúdo

<b>PARTE 1 – Fundamentos da solidificação para a fundição .....</b>	<b>17</b>
<b>1. Solidificação analítica.....</b>	<b>19</b>
1.1 A interface de crescimento ( $I_{S/L}$ ) .....	25
1.2 Cone de solidificação e gradiente térmico [G] .....	38
1.3 Classificação das ligas conforme a interface de crescimento ( $I_{S/L}$ ) .....	46
1.4 Solidificação pastosa ou em camada espessa.....	51
1.5 Formação das isothermas.....	54
1.6 A influência das isothermas na formação de rechupes .....	57
<b>PARTE 2 – Análise de projetos para a alimentação de peças fundidas.....</b>	<b>81</b>
<b>2. Introdução ao projeto de enchimento de peças fundidas.....</b>	<b>83</b>
2.1 Rendimento metálico e retorno.....	84
2.2 Definições espaciais e de material.....	85
<b>3. Análise matemática para transferência de calor por condução.....</b>	<b>91</b>
3.1 Definições .....	91

<b>4. O módulo térmico</b> .....	<b>95</b>
4.1 Módulo de resfriamento e a relação com o tempo .....	98
4.2 Cálculos de módulos e comparações .....	100
4.3 Placa infinita ( $P_{\infty}$ ) e barra infinita .....	105
4.4 Cálculo do módulo para algumas formas .....	112
4.5 método de Heuvers .....	121
<b>5. A alimentação das peças fundidas</b> .....	<b>127</b>
5.1 Massalote (montante) .....	127
<b>6. Peça aceitável x refugo</b> .....	<b>129</b>
<b>7. Diretrizes da alimentação eficiente para peças</b> .....	<b>131</b>
7.1 Requisito térmico da alimentação (RTA) .....	131
7.2 Requisito volumétrico da alimentação (RVA) .....	134
7.3 Requisito da distância de alimentação (RDA) .....	139
7.4 Localização e quantidades de alimentadores .....	142
7.5 Recursos de apoio na alimentação .....	154
7.6 A influência dos vazios .....	155
7.7 Prevenção da perda de calor (luva isolante) .....	155
7.8 Turbinando a energia (luva ou pó exotérmico) .....	156
7.9 Dimensionamento das luvas .....	158
7.10 Resfriar com maestria .....	159
7.11 A cunha atmosférica – análise da casca sólida .....	166
7.12 Projetos de massalotes – tipos e dimensionamentos .....	169
7.13 Regras para a utilização dos massalotes .....	195
7.14 Outras possíveis geometrias de massalotes .....	196
<b>8. Junções</b> .....	<b>199</b>
8.1 Tipos de junções .....	200
8.2 Como identificar uma junção .....	201
8.3 Cálculo das junções .....	204
8.4 Cálculo das junções entre placas infinitas equivalentes .....	208
<b>PARTE 3 – Análise sistemática do enchimento de peças fundidas</b> .....	<b>211</b>
<b>9. Reatividade e formação de óxidos</b> .....	<b>213</b>
9.1 Os três chefões ( $O_2$ , $N_2$ e $H_2$ ) .....	214

9.2	Possíveis formas de minimizar problemas com gases .....	215
9.3	O diagrama de Ellingham.....	217
9.4	Análise de óxidos de algumas ligas.....	221
9.5	A oxidação e os sistemas de enchimento .....	227
<b>10.</b>	<b>Projetos dos sistemas de enchimento.....</b>	<b>231</b>
10.1	O raio como aliado .....	233
10.2	Sistemas de enchimento.....	233
10.3	Canais de enchimento e suas funções.....	234
10.4	Noções sobre a mecânica dos fluidos .....	236
10.5	Fundamentos do teorema de Bernoulli na fundição .....	240
10.6	Copo ou funil e bacias vazadoras .....	246
10.7	O canal de descida .....	249
10.8	O canal de distribuição .....	258
10.9	O canal de ataque.....	259
10.10	A turbulência e o número de Reynolds.....	264
10.11	Utilizando o $R_e$ para um canal de distribuição $A_b$ ideal .....	273
10.12	Relação das áreas de seção $A_d$ , $A_b$ e $A_a$ .....	274
10.14	Altura metalostática e a velocidade da entrada do líquido .....	300
10.15	Determinação do tempo de enchimento .....	304
<b>PARTE 4 – Aplicação.....</b>		<b>321</b>
<b>11.</b>	<b>Metodologia padrão ouro para os projetos de peças fundidas .....</b>	<b>323</b>
<b>12.</b>	<b>Peça didática. Análise MPO completa com memória de cálculos .....</b>	<b>325</b>
12.1	MPO #1. Características mecânicas, físicas e químicas.....	326
12.2	MPO #2. Análise inicial da geometria .....	326
12.3	MPO #3. Imagem tridimensional e os módulos .....	329
12.4	MPO #4. Análise da alimentação.....	331
12.5	Módulo de resfriamento .....	331
12.6	Dimensionamento do massalote – RTA .....	333
12.7	Dimensionamento do massalote – RVA.....	335
12.8	Requisito da distância de alimentação (RDA).....	337
12.9	Dimensionamento do pescoço .....	340
12.10	Massa (W) do metal.....	344
12.11	MPO #5. Caixa de fundição – Razão de peças/caixa .....	344
12.12	Contração – o acréscimo na construção do modelo.....	345

12.13	MPO #6. Enchimento .....	346
12.14	Tempo estimado do resfriamento até <i>liquidus</i> .....	346
12.15	Relação das áreas de seção $A_d$ , $A_b$ e $A_a$ .....	348
12.16	Cálculo das áreas das seções dos canais .....	349
12.17	Simulação.....	352
12.18	MPO #7. Registro, dados e comunicação.....	359
12.19	Considerações finais sobre o MPO.....	361
<b>PARTE 5 – Fundição eficiente – regra 80/20 .....</b>		<b>363</b>
13.	<b>O início de tudo – Análise do projeto e geometrias da peça .....</b>	<b>365</b>
13.1	Conhecimento aplicado na análise do projeto.....	365
13.2	Sobre as geometrias .....	366
14.	<b>Trate bem o seu metal.....</b>	<b>373</b>
14.1	Análise térmica – Tratamento dos ferros fundidos grafiticos .....	374
15.	<b>A turbulência.....</b>	<b>379</b>
16.	<b>A mão dos operadores .....</b>	<b>381</b>
17.	<b>Recomendações para os canais.....</b>	<b>383</b>
17.1	Sobre os sistemas de canais .....	383
17.2	Posicionamento da cavidade e dos ataques.....	384
18	<b>Fundição 4.0 .....</b>	<b>387</b>
<b>Considerações finais .....</b>		<b>391</b>
<b>Referências.....</b>		<b>393</b>
<b>Índice remissivo .....</b>		<b>397</b>

# PARTE 1

## Fundamentos da solidificação para a fundição

O conceito de *solidificação analítica*, cunhado por este autor, surgiu da intenção de oferecer uma abordagem analítica da solidificação de maneira acessível, combinando a perspectiva teórica com demonstrações matemáticas para uma compreensão prática mais eficaz. Acesse o QR Code e assista a um vídeo feito especialmente para você, leitor/leitora.

Boas-vindas!

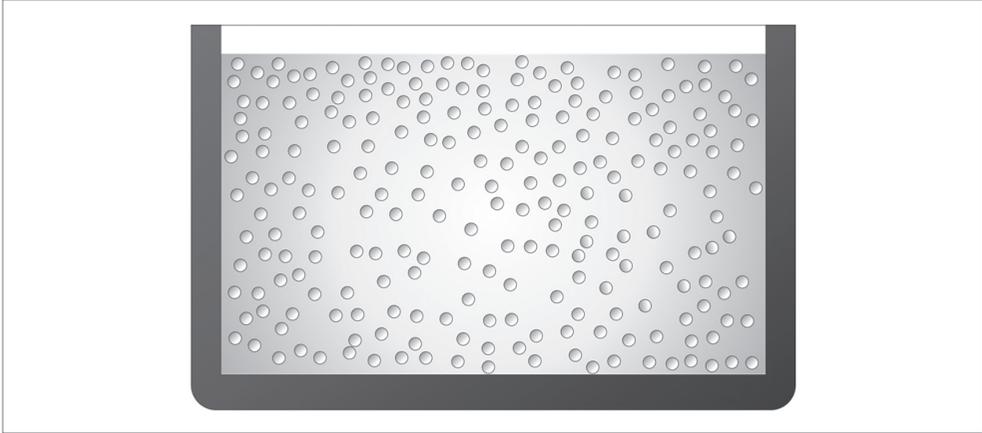


# CAPÍTULO 1

## Solidificação analítica

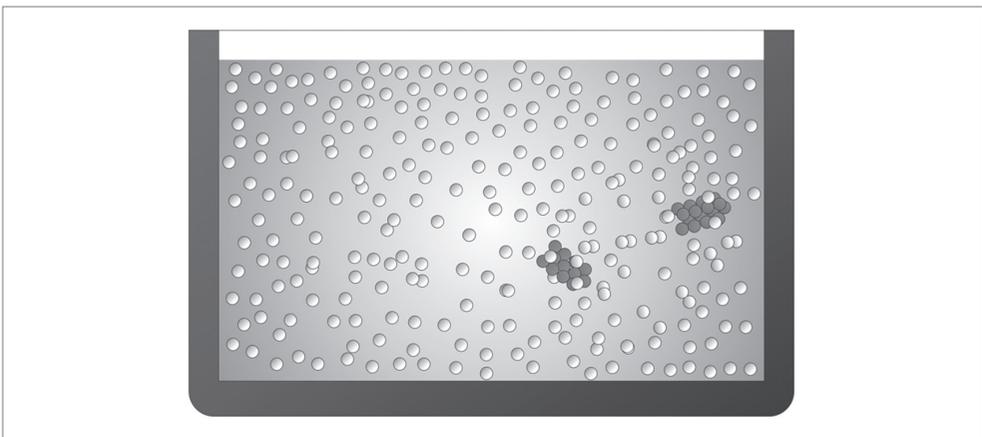
Esta seção é necessária para introduzir o entendimento da solidificação; por isso, a explicação será didática e simplificada de forma proposital, com o intuito de trazer uma primeira impressão mental mais amigável. Portanto, trata-se de uma introdução simplista. Posteriormente, o assunto será aprofundado na medida em que o leitor tenha mais conhecimentos prévios.

Ao introduzir o assunto solidificação, é feito o convite para que se imagine o estado líquido como o lugar no qual os átomos estão se movimentando de forma totalmente aleatória dentro de algum espaço confinado, num forno ou numa panela de fundição, por exemplo. Fica o convite para que imagine um “caldo de átomos” desordenados, ou seja, a palavra *caldo* é utilizada por lembrar “líquido”, que poderia ser imaginado também como uma “sopa de átomos” (Figura 1.1). É dito que o estado líquido é exatamente quando os átomos, por possuírem bastante energia devido ao aquecimento, se locomovem livremente.



**Figura 1.1** Representação do caldo de átomos dentro de um molde. Imagine os átomos, que seriam as esferas/bolinhas, movimentando-se livremente.

Ao se vazarem o conteúdo da panela num molde qualquer, a temperatura tenderá a diminuir ou, melhor dizendo, a energia começará a diminuir, isto é, quando se começa a baixar a temperatura, esse movimento atômico tende a diminuir na mesma proporção. Até que se chega num certo ponto onde a energia diminui de tal forma que a agitação atômica diminui, que os átomos começam a fazer ligações entre eles. Ficam mais “calmos”, ou menos agitados, e, por isso, mais propícios a fazerem ligações estáveis entre si (Figura 1.2).



**Figura 1.2** Átomos mais calmos começando a se aglomerar, ou seja, a fazer ligações entre si. São os chamados embriões.

Esse ponto em que a energia diminuiu e causou a formação do aglomerado é o ponto de solidificação. Portanto, a movimentação dos átomos permanece, porém com menor mobilidade por estarem ligados quimicamente entre eles. É a chamada “ligação de curto alcance”. É no ponto de solidificação que começam a se estabelecer os embriões, que são os aglomerados de átomos que ainda não atingiram o raio crítico para a nucleação.

Aqui faz-se um parágrafo para trazer conhecimento que deveria ser prévio. O raio crítico é uma definição da teoria de solidificação clássica. Existe toda uma demonstração matemática que leva em consideração a energia livre de Gibbs para sua demonstração. Existem livros que trazem essa demonstração e que estão referenciados na bibliografia. Para o propósito do presente livro, que tem um viés mais prático, optou-se por considerar que o raio crítico é o tamanho necessário para que esse aglomerado de átomos, ou embriões, se torne um núcleo estável durante a solidificação. Caso queira aprender sobre a comprovação matemática, fica o convite para verificar alguns vídeos preparados exclusivamente com o propósito de esclarecer essas informações, que estão nos QR codes a seguir.



**Vídeo explicativo 1.1** Demonstração matemática sobre a formação do raio crítico de uma solidificação homogênea.



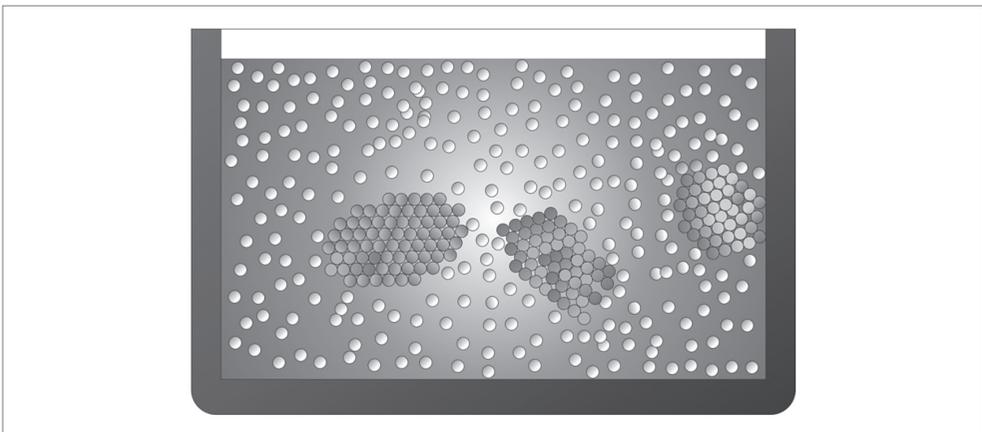
**Vídeo explicativo 1.2** Explicação da matemática por trás da formação do raio crítico de uma solidificação heterogênea.

Voltando ao assunto principal, enquanto não se atinge o raio crítico, esses embriões ainda podem se desfazer (Figura 1.3).



**Figura 1.3** Átomos continuam se aglomerando aos embriões. Alguns átomos se desprendem, enquanto outros se ligam aos embriões.

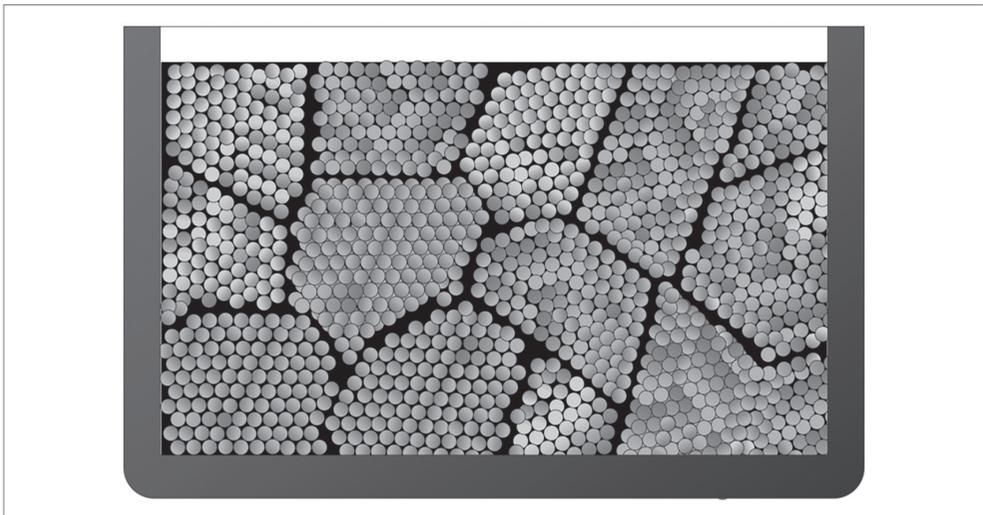
Porém, quando uma quantidade suficiente de átomos aglomerados forma camadas e mais camadas tendendo a ter um formato de uma cebola com um certo volume e área superficial, ou seja, com o formato de uma esfera (por isso possui um raio), ao atingir esse raio crítico então se tornará um núcleo estável (Figura 1.4).



**Figura 1.4** Núcleos estáveis em meio ao caldo de átomos.

Esse fenômeno se chama nucleação de uma fase sólida imersa no caldo de átomos. É importante ter em mente que ocorre a formação de vários núcleos ao mesmo tempo. O núcleo, por se encontrar estável, atrai mais e mais átomos e por isso continua crescendo.

Até finalmente exaurir totalmente o caldo de átomos que estavam cheios de energia (metal líquido) ao mesmo tempo em que foi crescendo o grão conforme os átomos foram se agrupando. Na Figura 1.5 também é possível perceber o contorno entre os núcleos que foram crescendo até o seu limite máximo possível. Esse contorno é o chamado contorno de grão.



**Figura 1.5** Núcleos que atingiram seu tamanho máximo e que estão limitados com os seus contornos de grão.

Ao final da solidificação, serão formadas as microestruturas com seus respectivos contornos de grão. Do ponto de vista macroestrutural, será formada a estrutura chamada bruta de fusão, que em geral tem o aspecto demonstrado na Figura 1.6, e possui as zonas: coquilhada, colunar e equiaxial.



**Figura 1.6** Macroestrutura bruta de fusão com suas respectivas zonas. 1. Zona coquilhada: região de contato direto com o molde (coquilha), a qual apresenta granulometria bem fina, de orientação randômica (microequiaxial). 2. Zona colunar: região que cresce de modo alinhado, em geral na direção do fluxo de calor, com grãos grandes e alongados. 3. Zona equiaxial: zona de grãos equiaxiais com dimensões superiores aos da zona coquilhada.

Portanto, após utilizar a imaginação, fica mais fácil internalizar a teoria da solidificação, fenômeno que ocorre em duas etapas sucessivas: a nucleação e posterior crescimento da nova fase no estado sólido em meio ao estado líquido anterior. Ou seja, o termo *nucleação* se refere ao modo pelo qual a fase sólida surge de forma estável no interior da fase líquida, sob a forma de pequenos núcleos cristalinos. Já o termo *crescimento* refere-se simplesmente ao modo pelo qual esses núcleos crescem sob a forma de cristais ou grãos cristalinos. Esse crescimento se dá à custa do líquido circundante desse núcleo para formar os grãos ou células. Dessa forma, a nucleação, ou mais precisamente a quantidade de núcleos formados, determinará o tamanho dos grãos.

Essa é uma informação importante e por isso merece um parágrafo à parte. O raciocínio é simples: quanto mais núcleos se formam com seu contorno, menor será o tamanho do grão. Isso porque possuem uma grande quantidade de núcleos; portanto, logo eles começarão a se encontrar e ocorrerá uma restrição ao seu crescimento devido ao núcleo vizinho estar compartilhando do mesmo caldo de átomos.

Na prática, observa-se isso quando se colocam nucleantes no banho, que é o caldo de átomos. Por outro lado, quanto menos núcleos se formam com seu contorno, maior será o tamanho do grão, pois terá mais caldo de átomos disponível

para “beber” e mais espaço para crescer antes de se chocar contra o outro núcleo que é vizinho.

É importante salientar que a velocidade de crescimento, determinada principalmente pelo gradiente térmico, a constituição da liga e as condições de nucleação do líquido determinarão a forma de frente de crescimento e, conseqüentemente, a forma dos grãos. Para se aprofundar nessa compreensão, primeiro será visitada a interface de crescimento.

Por fim, uma peça metálica é um amontoado de átomos numa estrutura cristalina organizada na medida do possível, sendo esta a responsável pelas características de propriedades mecânicas, elétricas e químicas. Para finalizar, assista ao Vídeo explicativo 1.3, que irá expandir sua mente quanto ao entendimento da ciência dos materiais.



**Vídeo explicativo 1.3** Amontoado de átomos numa estrutura cristalina organizada.

## 1.1 A INTERFACE DE CRESCIMENTO ( $I_{S/L}$ )

A interface de crescimento ( $I_{S/L}$ ), que também pode ser chamada de frente de solidificação, é o local exato que divide o metal que está no estado sólido e o metal que está no estado líquido.

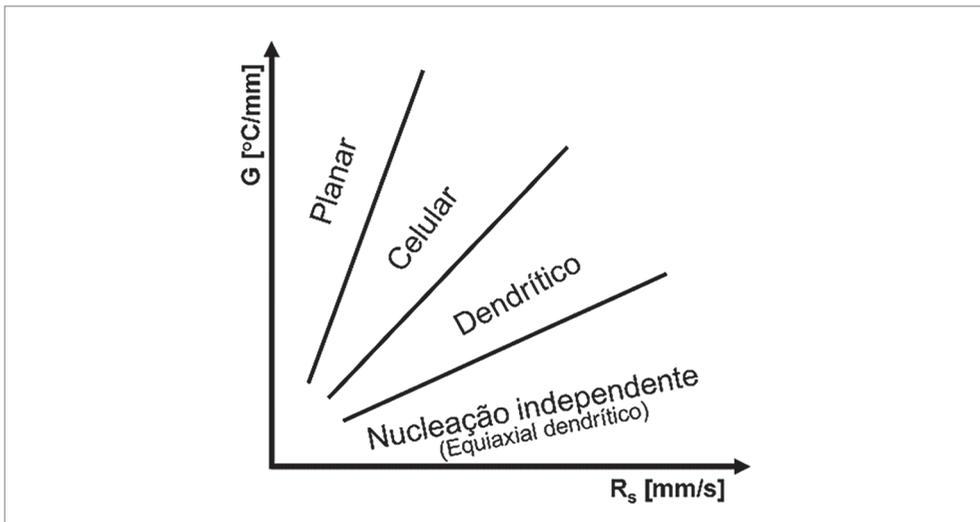
O formato da interface de crescimento é o modo pelo qual ocorre o crescimento dos cristais sólidos em direção ao líquido, apresentando-se algumas formas. Uma delas é a  $I_{S/L}$  lisa, que pode ocorrer com crescimento planar ou com crescimento celular. Outra forma é com a  $I_{S/L}$  difusa, ou seja, com a possível existência de interface rugosa; em outras palavras, com protuberâncias, entre o sólido e o líquido. Nesse caso podem ocorrer o crescimento colunar dendrítico ou o crescimento com nucleação independente equiaxial dendrítica.

Para compreender os fenômenos que ocorrem na Interface de crescimento ( $I_{S/L}$ ), ao longo deste capítulo serão trazidos esclarecimentos sobre os seguintes tópicos:

- Gradiente térmico ( $G$ ).
- Velocidade de crescimento ( $R_s$ ).

- Composição química das ligas.<sup>1</sup>
- Difusão no líquido.

As condições térmicas, ou seja, o gradiente térmico ( $G$ ), é uma das variáveis, conforme pode ser verificado na Figura 1.7, que controla o tipo de interface de crescimento, que vai variar de acordo com o tipo de liga. Outra variável é a velocidade de crescimento  $R_s$ .



**Figura 1.7** Gráfico que mostra a correlação entre o gradiente térmico ( $G$ ) e a velocidade de crescimento  $R_s$  para determinar o formato da interface de crescimento ( $I_{S/L}$ ).

A Figura 1.7 mostra exatamente que, se o gradiente térmico for alto, enquanto a velocidade de crescimento for baixa, ocorre a  $I_{S/L}$  planar ou a  $I_{S/L}$  celular. Ao passo que, se a velocidade de crescimento for alta, ou o gradiente térmico for baixo, ocorrerão a  $I_{S/L}$  colunar dendrítica e/ou a nucleação independente equiaxial dendrítica.

A composição química das ligas também influencia no tipo da interface  $I_{S/L}$ . As interfaces lisas são geralmente encontradas em peças fundidas com metais puros ou em ligas com composições eutéticas, que solidificam em uma temperatura bem determinada. Nesse momento, qualquer protuberância eventualmente formada tende a ser refundida devido à maior temperatura do líquido pontual.

1 No estado pastoso, tanto o sólido presente quanto o líquido têm composições químicas diferentes, previstas em diagramas de fases e explicadas em parte com o coeficiente de partição  $[k]$ .

Quando as peças são fundidas com ligas de composições não eutécticas, a solidificação ocorre em temperaturas indeterminadas, ou seja, em um intervalo de temperatura dito “intervalo de solidificação”. Dentro desse intervalo de solidificação (entre a temperatura *liquidus* e a temperatura *solidus*) coexistem núcleos de fase sólida dentro do líquido num estado que se costuma chamar de pastoso. O termo “pastoso” é usado então para caracterizar uma suspensão de cristais sólidos no líquido. Durante a solidificação de uma liga, a extensão da zona pastosa será tanto maior quanto maior for o intervalo de solidificação, ou em termos práticos uma maior distância entre a temperatura *liquidus* e a temperatura *solidus*.

No estado pastoso, tanto a fase sólida presente quanto o líquido têm composições químicas diferentes, previstas em diagramas de fases e explicadas em parte com o coeficiente de partição.

### 1.1.1 Coeficiente de partição (k)

Também conhecido como coeficiente de distribuição de soluto, esse coeficiente define como o(s) soluto(s) da liga se particiona(m) ou se distribui(em) entre o líquido e o sólido. Em termos práticos, o coeficiente de partição (k) mede a tendência à segregação. Este coeficiente k geralmente tem um valor menor que 1 ( $k < 1$ ), embora o leitor precise estar ciente da existência de casos menos comuns, mas importantes, em que k é maior que 1 ( $k > 1$ ). Por exemplo,  $k = 0,10$  significa na prática que o primeiro sólido formado ( $C_s$ ) tem apenas 10% da concentração do soluto em relação à composição do fundido original ( $C_L$ ). O primeiro sólido a aparecer é, portanto, geralmente mais puro.

$$k = C_s/C_L$$

É fácil analisar a equação anterior, pois quando k está próximo de 1, o que quer dizer que  $C_s \approx C_L$ , significa na prática que o material tem pouca tendência à segregação. Quando k é um valor pequeno,  $C_s \neq C_L$ , tende a ser um elemento de liga particionado e quanto mais diferente for, maior o particionamento. Na Tabela 1.1 é possível verificar o k dos elementos químicos em relação ao ferro.

**Tabela 1.1** Valores de k dos elementos em relação ao ferro

Elemento	Al	Cr	W	Co	V	Mn	Mo	Ni	Si	Cu	H	N	Ti	C	P	B	O	S
k	Fe $\delta$	0,92	0,95	0,95	0,90	0,90	0,84	0,80	0,80	0,66	0,56	0,32	0,28	0,14	0,13	0,05	0,02	0,02
	Fe $\gamma$	-	0,85	0,50	0,95	-	0,95	0,60	0,95	0,50	0,88	0,45	0,54	0,07	0,36	0,06	0,05	0,02
1-k	Fe $\delta$	0,08	0,05	0,05	0,10	0,10	0,16	0,20	0,20	0,34	0,44	0,68	0,72	0,86	0,87	0,95	0,98	0,98
	Fe $\gamma$	-	0,15	0,50	0,05	-	0,05	0,40	0,05	0,50	0,12	0,55	0,46	0,93	0,64	0,94	0,95	0,98

Como visto, os elementos mais segregáveis no ferro delta ( $\text{Fe}\delta$ ) ( $k < 1$ ) são: S, B, P, C, Ti, e os gases  $\text{O}_2$ ,  $\text{N}_2$  e  $\text{H}_2$  (três chefões). Enquanto Al, Cr, W, Co, V, Mn, Mo, Ni possuem baixa tendência à segregação, ou seja,  $k$  está próximo de 1 ( $k \approx 1$ ). Outra conclusão interessante da tabela é que, por exemplo, o  $\text{N}_2$  é mais segregável no  $\text{Fe}\delta$  ( $k = ,028$ ) do que no ferro gama ( $\text{Fe}\gamma$ ) ( $k = ,054$ ).

Pare um tempo aqui para analisar os demais elementos.

### 1.1.2 A estabilidade da interface ( $l_{s/L}$ )

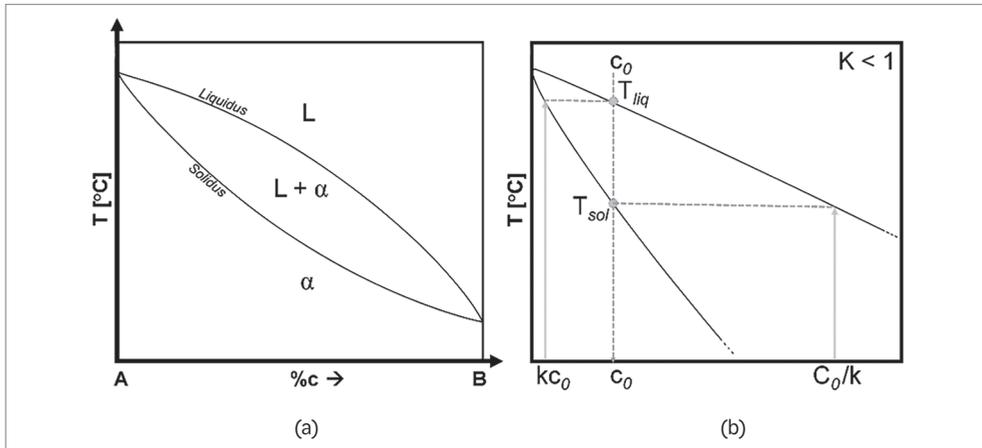
Para prosseguir, é importante verificar os seguintes conceitos químicos: componentes, solução, liga, solvente e soluto.

- *Componentes*: são os elementos químicos, por exemplo: Al, Cu, Fe, C etc.
- *Solução*: é uma mistura entre dois ou mais componentes. No caso dos metais, essa mistura é feita no estado líquido (altas temperaturas), para depois se manter misturada no estado sólido (temperatura ambiente).
- *Liga*: é uma solução metálica, ou seja, uma mistura para produzir metais.
- *Solvente*: é o componente majoritário numa solução, ou seja, aquele que se tem em maior quantidade. Outra definição seria: “aquele componente dentro de uma solução que dissolve o soluto”.
- *Soluto*: é o componente minoritário numa solução, ou seja, aparece em menor quantidade. Outra definição seria: “aqueles componentes dentro de uma solução que são dissolvidos pelo solvente”.

De posse das definições supracitadas, imagine uma liga entre dois componentes A e B, totalmente miscíveis entre si. Quando ocorre essa miscibilidade total, ou seja, A e B se misturam 100%, acaba formando uma liga com uma única fase sólida, isto é, monofásica. Essa única fase é chamada de alfa ( $\alpha$ ), conforme pode ser visto na Figura 1.8(a).

Ao se fazer um recorte da parte superior à esquerda da Figura 1.8a, que pode ser verificada na Figura 1.8b, é possível destacar mais algumas informações. Quando se tem essa configuração em que as linhas *liquidus* e *solidus* se encontram no diagrama na parte superior à esquerda, é característica do coeficiente de distribuição de soluto menor que 1 ( $k < 1$ ), que é o coeficiente de partição.

Observe a Figura 1.8b e perceba que ao possuir um líquido de uma composição inicial  $C_0$  da liga A-B, quando ocorre o cruzamento com a linha *liquidus* ( $T_{liq}$ ) representa a temperatura na qual o líquido começa a solidificar e o processo se completa quando se atinge a temperatura *solidus* ( $T_{sol}$ ).

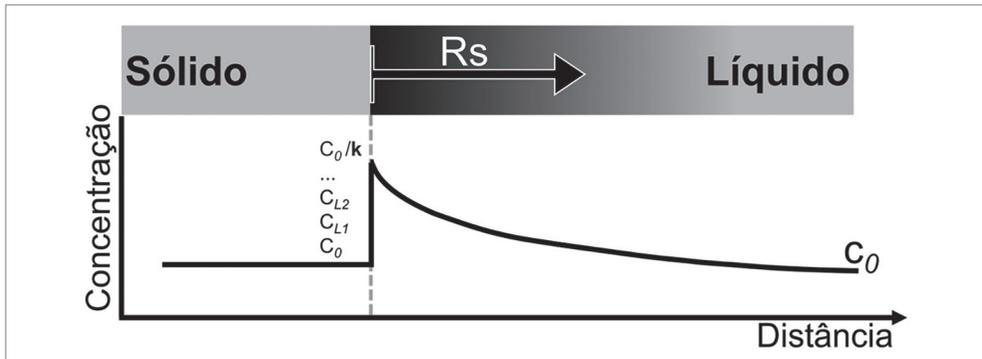


**Figura 1.8** (a) Diagrama monofásico esquemático, onde %c significa a composição química de B, que está aumentando seu teor (%) da esquerda para a direita; (b) é uma parte do diagrama monofásico para fins de explicação.

Um destaque importante é que, caso essa solidificação ocorra em condições de equilíbrio, será exatamente no cruzamento com a linha *liquidus* ( $T_{liq}$ ) que a completará. Ao passo que, se forem estabelecidas condições fora do equilíbrio, a solidificação total será em temperaturas abaixo da linha *solidus*.

Seguindo nas consequências da solidificação, tanto a composição do sólido quanto a do líquido que se formam à temperatura  $T_{liq}$  diferem da composição original da solução  $C_0$  e essa diferença é dada por  $kC_0$ , sendo a composição da fase sólida e  $C_0/k$  a composição do líquido remanescente.

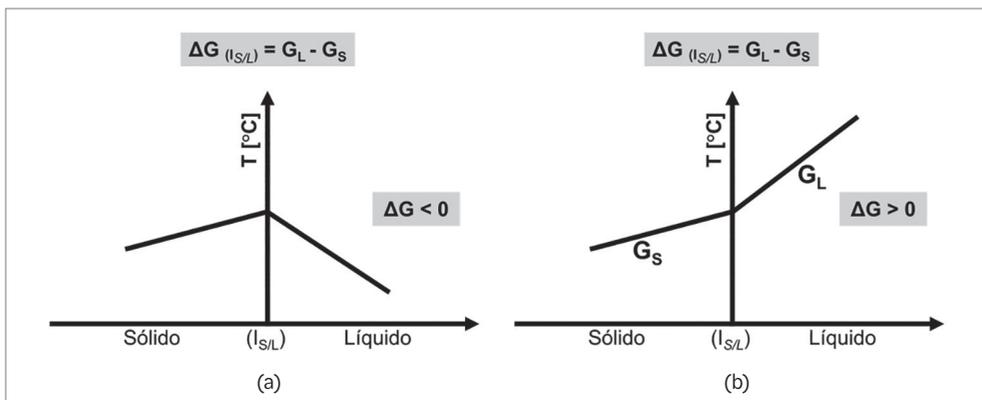
Preste muita atenção aqui, provavelmente você terá de ler esse parágrafo mais de uma vez. Caso  $k$  seja menor que 1 ( $k < 1$ ), o elemento B, que é o soluto dessa liga A-B, tem sua concentração menor que  $C_0$  na fase sólida que se formou, e o teor do soluto em excesso é então rejeitado na interface sólido/líquido ( $I_{S/L}$ ). Esse acúmulo de soluto exige, em contrapartida, que ocorra uma difusão (movimentação atômica) no líquido para que haja continuidade do crescimento, mas vai depender de vários fatores; entre eles, a velocidade de crescimento  $R_s$ , que pode influenciar no tempo necessário para a difusão. Supondo que o tempo seja insuficiente para que ocorra a difusão desse soluto excedente do líquido para o sólido, logo ele se acumulará junto à interface sólido/líquido ( $I_{S/L}$ ). Então, esse soluto em excesso formará um perfil de concentração do soluto que tem sua concentração máxima, sendo  $C_0/k$  localizada exatamente junto ao líquido da interface  $I_{S/L}$  e que vai diminuindo progressivamente ( $C_0/k, \dots, C_{L2}, C_{L1}, C_0$ ) até a concentração original do líquido  $C_0$ . Esse último parágrafo está esquematizado na Figura 1.9, tendo a concentração correlacionada com a distância. Veja o gráfico e leia novamente o parágrafo.



**Figura 1.9** Esquematizado acúmulo de soluto que se forma na interface de crescimento ( $l_{s/l}$ ) e o seu perfil de concentração máxima  $C_0/k$  com posterior diminuição em concentração de  $C_0/k$  até  $C_0$ .

O acúmulo de soluto no líquido corresponderá a uma diminuição local da temperatura nesse líquido, conforme mostrado na Figura 1.10a. Em ligas, a exemplo da A-B anterior, é comum formar esse gradiente negativo ( $\Delta G < 0$ ) (Figura 1.10a), que dependerá do formato da peça, composição da liga, extração de calor do molde, condutibilidade térmica da liga, entre outras questões, que também pode formar um gradiente negativo.

As condições que provocam uma distribuição de soluto mais eficiente podem, entretanto, exigir uma mudança na forma da interface sólido/líquido, a qual depende também da remoção efetiva de calor latente liberado na transformação. No caso de metais puros, um gradiente térmico positivo ( $\Delta G > 0$  – Figura 1.10b) no líquido junto à interface propicia a sua manutenção como sendo plana.



**Figura 1.10** Gráfico que mostra a correlação entre a temperatura  $T$  [°C] e a variação do gradiente térmico  $\Delta G$ .

O caso da Figura 1.10b é, na verdade, o que ocorreria normalmente se fosse levada em consideração apenas a extração de calor pelo molde, que normalmente tem a temperatura mais baixa na interface metal/molde do que no seio do líquido, pois o principal mecanismo de resfriamento é por meio desse molde, que possui a cavidade com o metal fundido. Em resumo, o crescimento se inicia na parede do molde, que normalmente está com uma temperatura inferior do que a temperatura do líquido.

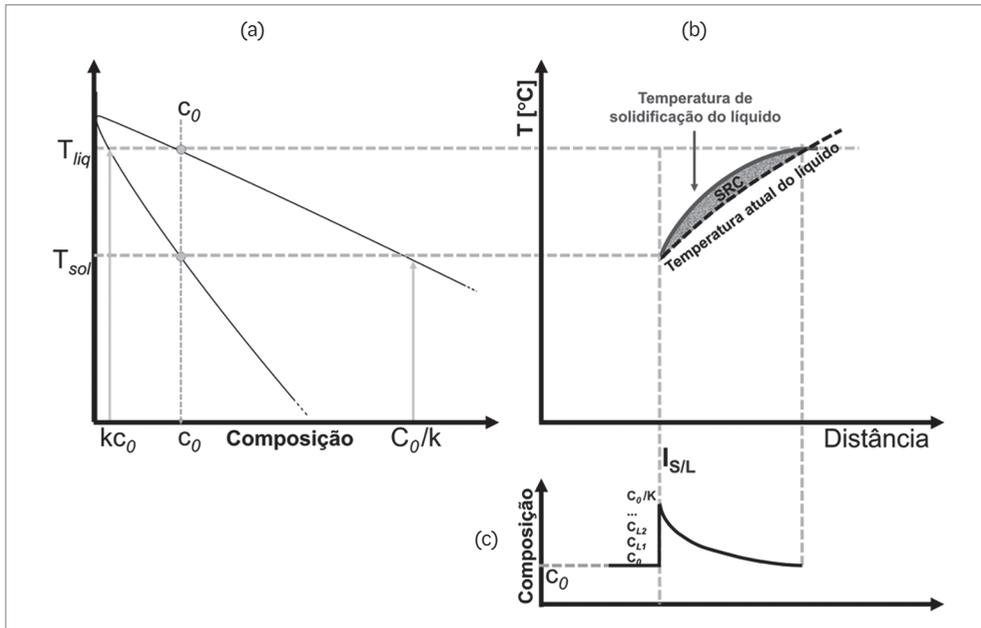
No caso de gradiente térmico negativo ( $\Delta G < 0$ ), o calor é extraído por meio do líquido na frente de solidificação. Imagine agora a quantidade de fenômenos que estão acontecendo no mesmo momento nessa interface  $I_{S/L}$ . Possivelmente estará ocorrendo:

- Difusão e interdifusão entre todos os elementos presentes.
- Troca de calor entre o estado líquido e o sólido.
- Aglomeração de átomos e quebra de aglomerados.
- Solute em excesso rejeitado na interface sólido/líquido ( $I_{S/L}$ ).
- $kC_0$  da fase sólida e  $C_0/k$  da composição do líquido remanescente.

A ideia é que seja percebida a complexidade de uma solidificação. Quando uma região da interface sólido/líquido ( $I_{S/L}$ ) se equilibra diante dos fenômenos e consegue avançar no sentido de solidificar, encontra uma zona de líquido possuindo uma temperatura menor que a sua própria temperatura de fusão (em função da segregação de soluto) e graças a isso esse sólido terá o seu crescimento favorecido. Por consequência, a interface em desenvolvimento tenderá a formar uma série de protuberâncias longas. Além disso, qualquer saliência na superfície lateral dessas protuberâncias terá seu crescimento favorecido da mesma forma, dando origem tanto a braços secundários quanto a braços terciários e assim por diante. A morfologia do sólido formado é denominada de dendrítica.

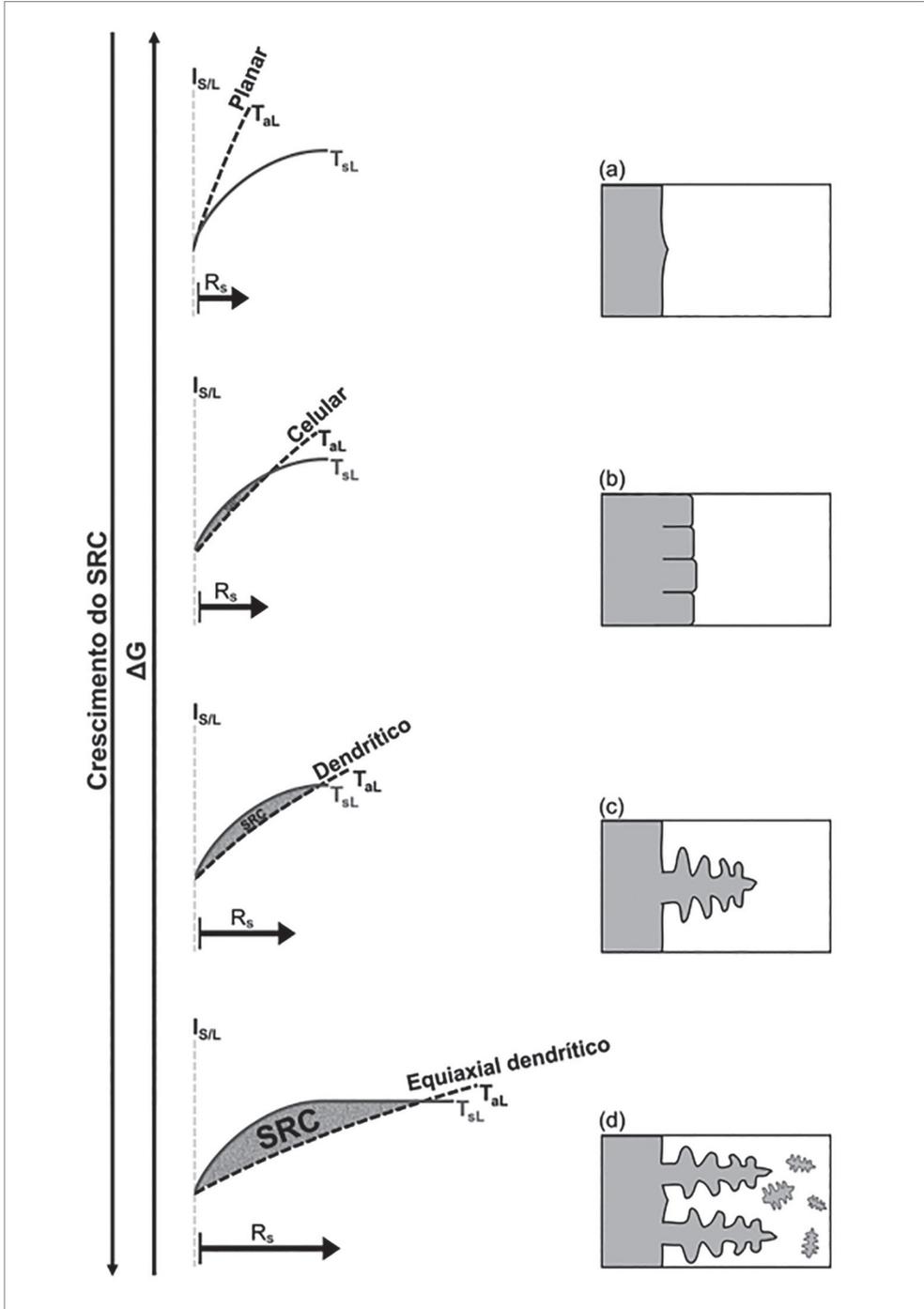
Aqui existe a primeira janela de possibilidades para que o fundidor possa controlar alguns parâmetros durante todos esses acontecimentos. Um deles seria poder atuar na forma da interface ( $I_{S/L}$ ), pois depende, entre outras coisas, da magnitude de sua velocidade de deslocamento ( $R_s$ ) e, conforme já mencionado e ligado nas Figuras 1.7 a 1.9 e trazido novamente na Figura 1.11, depende também do gradiente térmico ( $\Delta G$ ) demonstrado na Figura 1.10. Abaixo de uma velocidade de crescimento ( $R_s$ ) crítica, estabelece-se uma interface plana. Acima dessa velocidade de crescimento ( $R_s$ ) crítica, a  $I_{S/L}$  começa a ficar instável e isso implica o chamado superesfriamento constitucional (SRC) (Figura 1.11b).

Se o leitor está acompanhando o raciocínio até o momento, na figura a seguir estão conectados os últimos parágrafos para demonstrar a formação do superesfriamento constitucional, que servirá de base para posteriormente explicar melhor as formas das possíveis interfaces  $I_{S/L}$ .



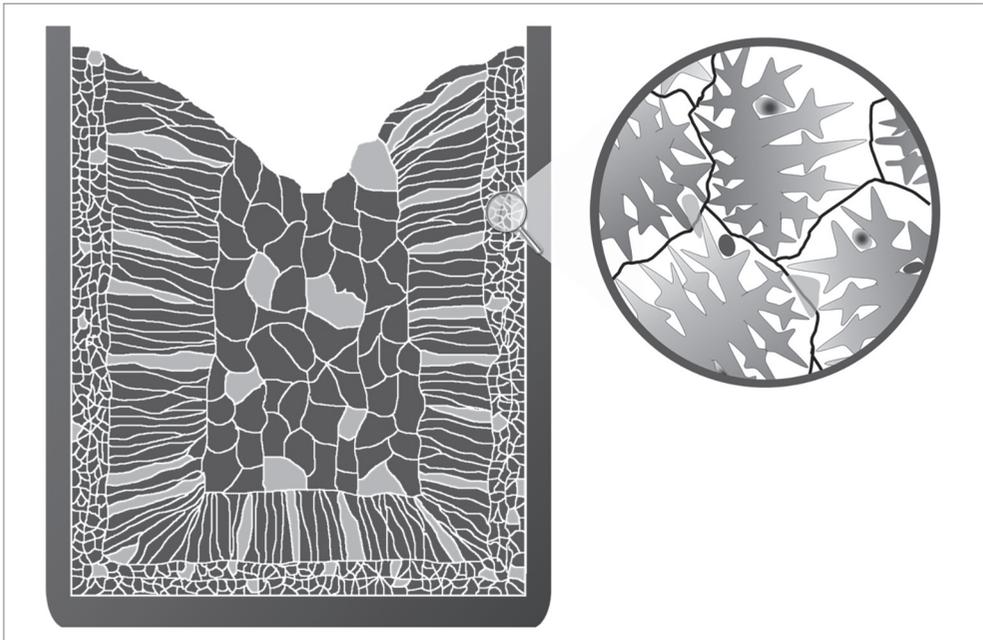
**Figura 1.11** (a) Seja uma liga com uma composição química  $C_0$ , que possui um  $\sum k_i = k$ . Esse  $k$  irá formar uma fase sólida  $kC_0$ , que irá redistribuir parte do soluto na frente de solidificação (c), ou seja, na interface  $I_{S/L}$ . (b) Devido a isso, esse acúmulo de soluto  $C_0/k$  fará com que a temperatura atual do líquido ( $T_{al}$ ) seja menor que a temperatura de solidificação do líquido ( $T_{sl}$ ), que será o superesfriamento constitucional (SRC).

Agora, fica mais fácil relacionar o gradiente térmico ( $\Delta G$ ) e a velocidade de crescimento ( $R_s$ ) para entender as formas da interface  $I_{S/L}$ , explicadas esquematicamente na Figura 1.12. Trata-se de uma relação  $\Delta G/R_s$  entre a *temperatura atual do líquido* ( $T_{al}$ ) e a *temperatura de solidificação do líquido* ( $T_{sl}$ ), onde ambas, a  $T_{al}$  e a  $T_{sl}$ , variam seus ângulos na Figura 1.12 quando ocorrem modificações entre o  $\Delta G$  e a  $R_s$ , que, por sua vez, implicam um maior ou menor superesfriamento constitucional (SRC), formando (a) interface lisa, com crescimento planar, ou (b) interface lisa com crescimento celular, ou (c) interface difusa com crescimento dendrítico, ou (d) interface difusa com crescimento equiaxial dendrítico + nucleação independente.



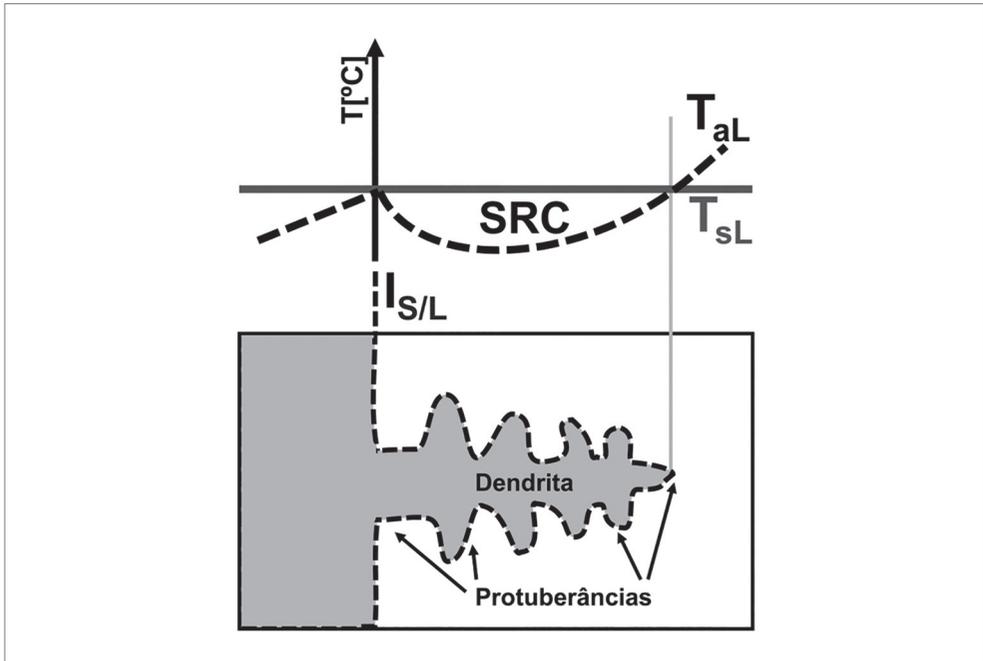
**Figura 1.12** Formatos da interface ( $I_{s/L}$ ), conforme relação  $\Delta G/R_s$  entre a temperatura atual do líquido ( $T_{aL}$ ) e a temperatura de solidificação do líquido ( $T_{sL}$ ). Interface lisa com crescimento (a) planar, ou (b) celular. Interface difusa com crescimento (c) dendrítico, ou (d) equiaxial dendrítico + nucleação independente.

Nesse momento, antes de continuar com os estudos referentes à interface sólido/líquido ( $I_{S/L}$ ), é importante se situar um pouco mais sobre a dendrita. No Capítulo 1, ao se introduzir o conceito de solidificação por meio do dispositivo didático chamado de “caldo” ou “sopa de átomos”, ao final foi mostrado que quando os átomos se aglomeram num núcleo estável após atingir o raio crítico continuam crescendo até esgotar o metal líquido e/ou até se chocarem contra outro núcleo em crescimento. Vale lembrar que esse processo resulta na formação de microestruturas com contornos de grão. Agora, dando um passo a mais no entendimento, na verdade o crescimento se dá com a nucleação e o crescimento de dendritas que atingiram o raio crítico. O restante do raciocínio permanece, ou seja, mais átomos são atraídos para sustentar esse crescimento. Então, quando se verifica a microestrutura por trás do grão, encontra-se a dendrita como se fosse uma estrutura óssea que o sustenta, que pode ser vista na Figura 1.13.



**Figura 1.13** Desenho mostrando as zonas e em aumento as dendritas contida nos grãos.

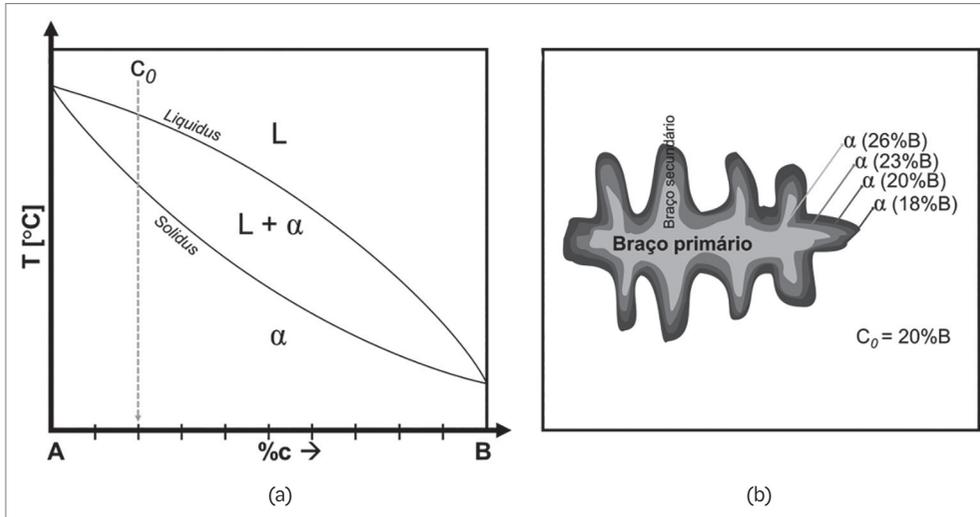
Seguindo com o conteúdo, outra maneira de verificar a região da interface sólido/líquido ( $I_{S/L}$ ) que está se solidificando e avança contra o líquido formando protuberâncias longas de forma dendrítica está demonstrada na Figura 1.14.



**Figura 1.14** Desenho esquemático de uma dendrita se formando com suas protuberâncias devido ao superesfriamento constitucional (SRC).

Como está ficando cada vez mais perceptível, o crescimento ocorre com a formação de camadas de átomos que vão se anexando. A dependência da difusão (movimentação atômica) pode acarretar no chamado *coring*, isto é, são camadas com concentrações diferentes umas das outras, sendo formadas durante a solidificação.

Para exemplificar, supondo uma liga A-B com 20%B e 80%A, ou seja,  $C_0 = 20\%$  (Figura 1.15a). Ao final da solidificação poderá formar uma dendrita com camadas de concentração diferentes, como descrito anteriormente, com essa variação de concentração, conforme demonstrado na Figura 1.15b.



**Figura 1.15** (a) Uma liga A-B com 20%B e 80%A, ou seja,  $C_0 = 20\%$ . (b) Desenho esquemático da formação do *coring* ou *zoneamento*, que são camadas com concentrações diferentes umas das outras, formadas durante a solidificação.

O *coring* pode acontecer em qualquer liga e vai depender sobretudo da composição, da difusão e do tempo de solidificação. É normal o material, ao se solidificar, rejeitar as suas impurezas, que são segregadas para os contornos dos grãos, fato esse também conhecido como *zoneamento*, pois vai diluindo o efeito da segregação entre as zonas ou camadas de concentração diferentes, como visto esquematicamente na figura já citada.

Recapitulando para fixar na mente... Na prática, a maioria das solidificações ocorrem fora do equilíbrio e, de fato, acontece o que se chama de redistribuição do soluto, com um acúmulo de soluto junto à  $I_{S/L}$ , que causa uma redução da temperatura *liquidus*, permitindo que, com gradiente térmico negativo ( $\Delta G < 0$ ), se criem as condições de um superesfriamento local, chamado de superesfriamento constitucional (SRC), que favorece o crescimento das protuberâncias na interface.

Ainda para ficar bem claro, a causa deste superesfriamento SRC reside na rejeição e distribuição do soluto pela fase sólida, que conseqüentemente enriquece a fase líquida com o soluto rejeitado junto à interface  $I_{S/L}$ . Perceba que isso faz com que ocorra a mudança da composição química na fase líquida e o motivo pelo qual diminui localmente a temperatura.

A rejeição de soluto também é conhecida como segregação, que nada mais é do que uma rejeição de átomos dos elementos químicos, geralmente dos solutos, com menor afinidade química em relação ao solvente.

Assim fica mais simples perceber o porquê da interface difusa, que ocorre pelas condições mencionadas de crescimento das protuberâncias. Portanto, esse crescimento dendrítico (Figura 1.14b) ocorrerá em direções cristalográficas preferenciais, que por sua vez podem ter características que dificultam que sejam alimentadas pelo líquido remanescente, pois começam a se formar os braços primários, os secundários e os terciários ao ponto de servirem de obstáculos para a entrada do metal líquido (Figura 1.16).



Figura 1.16 Desenho esquemático que mostra as dendritas se formando com certa dificuldade de serem alimentadas.

A dificuldade de alimentar está associada ao cone de solidificação que se forma durante o processo que envolve o superesfriamento e a conseqüente redistribuição de soluto, além da geometria da peça e dos gradientes de temperatura envolvidos.

Em condições extremas de superesfriamento constitucional, ou com o emprego de inoculantes ou, ainda, com diferentes técnicas de refino de grãos, pode-se ter o crescimento dendrítico com nucleação independente à frente da interface  $I_{S/L}$ , conforme verificado na Figura 1.12d, representada em maior magnitude na Figura 1.17.

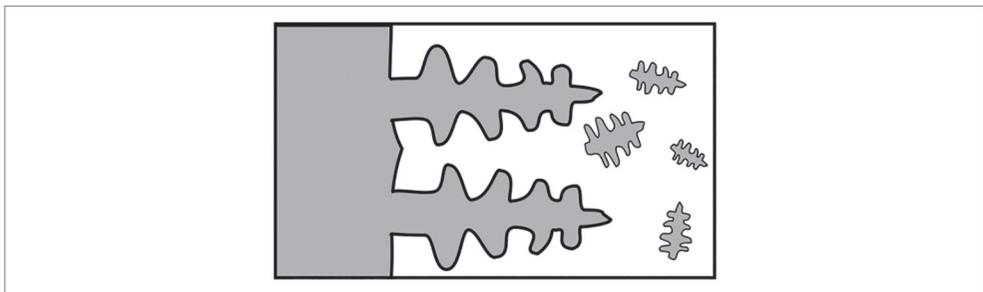


Figura 1.17 Desenho esquemático do crescimento dendrítico com nucleação independente.

## 1.2 CONE DE SOLIDIFICAÇÃO E GRADIENTE TÉRMICO [G]

O cone de solidificação é o ângulo de solidificação que se forma devido às extrações de energia vinculadas ao formato de uma determinada peça, isto é, o volume da peça, as medidas de suas paredes e a velocidade de avanço da interface  $I_{S/L}$ .

Para explicar o conceito do cone de solidificação, primeiramente precisa-se definir a isoterma *liquidus* e a isoterma *solidus*. A isoterma *liquidus* é equivalente à temperatura *liquidus* verificada no diagrama de fases de qualquer liga, que é representada por uma linha também chamada de *liquidus*. Ao passo que a isoterma *solidus* é equivalente à temperatura *solidus*, também representada por uma linha que nesse caso é chamada de *solidus*.

Tanto a palavra *liquidus* quanto a *solidus* vêm do grego (por isso são escritas em itálico) e significam simplesmente líquido e sólido. Por sua vez, a definição de temperatura *liquidus* de maneira simples e sofisticada é: temperatura/linha acima da qual todo o material se encontra no estado líquido. Já a temperatura *solidus*: temperatura/linha abaixo da qual todo o material se encontra no estado sólido.

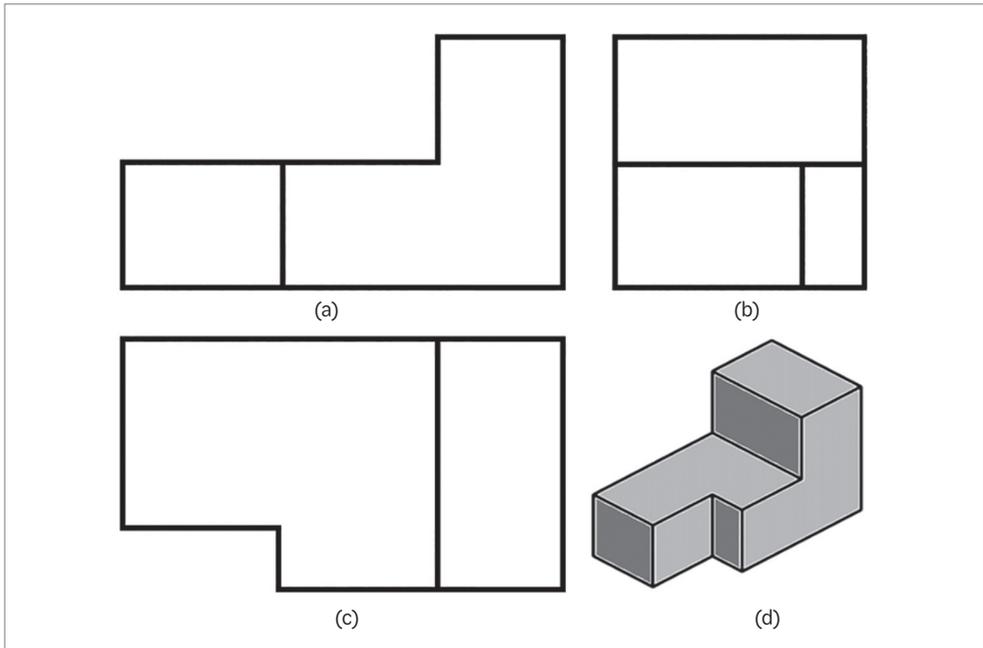
Outras duas definições importantes são a fração sólida e a fração líquida. Quando se está na zona pastosa entre a temperatura *liquidus* e a temperatura *solidus*, conforme a temperatura em que se encontra o material, haverá uma proporção de líquido em relação à proporção sólida chamada de fração líquida. E uma proporção de sólido em relação à proporção líquida, que é chamada de fração sólida. Note que são complementares, ou seja, se num determinado momento a fração sólida for de 44%, isso significará que a fração líquida será 66%, pois a soma das duas sempre terá que ser 100%. Um exemplo prático seria de que logo que a temperatura atinge a linha *liquidus* numa composição de zona pastosa do diagrama significará que a fração sólida estará aproximadamente em 1%, enquanto a fração líquida estará aproximadamente 99%.

Também se faz necessário definir a palavra isoterma. Como pode ser verificado, ela possui o radical *iso* com significado de “igual” ou “semelhante”, enquanto a palavra *terma* significa “temperatura”; portanto, a palavra *isoterma* em sua plenitude significa: mesma temperatura.

Outra definição importante é a do gradiente térmico [G], uma variação de temperatura com unidade em graus por centímetro/milímetro; portanto, °C/cm ou °C/mm. De maneira mais prática, o gradiente térmico é a diferença de temperatura entre dois pontos de uma peça.

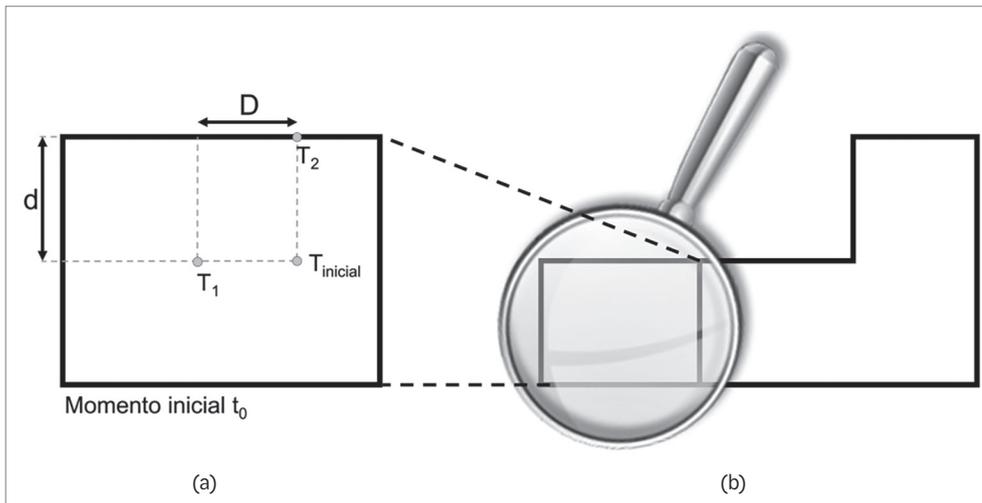
O gradiente térmico varia tridimensionalmente, ou seja, nas três dimensões do espaço (x, y e z). No entanto, para fins didáticos, para facilitar o entendimento, na explicação subsequente serão utilizadas apenas duas dimensões. Desse modo, será explicado o gradiente térmico no eixo y [Gy] e gradiente térmico no eixo x [Gx].

Então, para se apropriar do entendimento sobre o gradiente térmico, imagine uma peça com a geometria conforme a do desenho a seguir (Figura 1.18), representada em suas vistas frontal, lateral, superior e isométrica.



**Figura 1.18** Peça didática representada em suas vistas (a) frontal, (b) lateral, (c) superior e (d) isométrica.

Ao selecionar a vista frontal da peça (Figura 1.18a), é necessário agora fazer uma ampliação dela (Figura 1.19), determinar alguns parâmetros de temperatura e distância. As temperaturas medidas serão em ao menos três diferentes pontos, nesse caso uma temperatura inicial ( $T_{\text{inicial}}$ ), uma temperatura em outro ponto 1 ( $T_1$ ) e outra num ponto 2 ( $T_2$ ). As distâncias serão entre a temperatura inicial e as outras duas mencionadas. Isso se trata de um experimento que pode ser feito na prática, mas por ora será solicitado ao leitor que apenas imagine tal configuração de experimento e suponha um vazamento de metal líquido num momento inicial, chamado de  $t_0$ , e que após o metal líquido preencher todo o formato da peça ocorrerá a solidificação da esquerda para a direita.

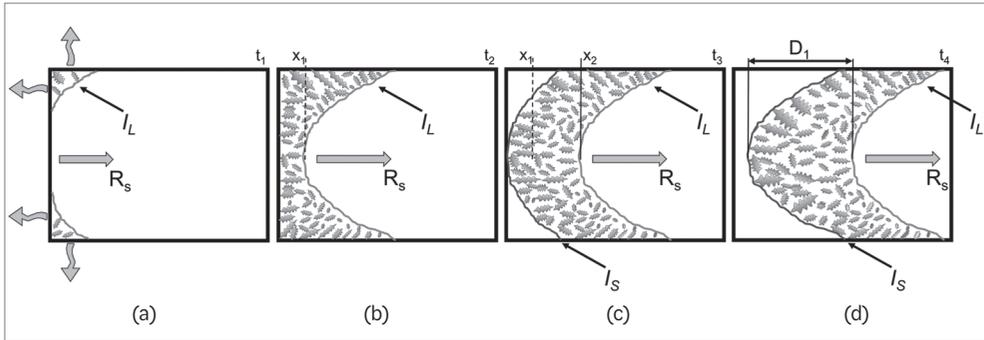


**Figura 1.19** (a) Ampliação da peça anterior com os determinados parâmetros  $d$ : distância entre  $T_{inicial}$  e  $T_2$ ;  $D$ : distância entre  $T_2$  e  $T_1$ ; (b) vista frontal da peça anterior.

Com os parâmetros determinados, é possível calcular tanto o gradiente térmico no eixo  $y$  [ $G_y$ ] quanto o gradiente térmico no eixo  $x$  [ $G_x$ ] com as seguintes fórmulas:

$$G_x = \frac{T_{inicial} - T_1}{D} \quad G_y = \frac{T_2 - T_{inicial}}{d}$$

Vale ressaltar que a peça está preenchida com metal líquido, no momento  $t_1$ ; as quinas da peça irão extrair o calor mais rapidamente por serem duas superfícies interligadas pela quina da peça (setas na Figura 1.20a), ou seja, são duas faces próximas para serem resfriadas ao mesmo tempo. Devido a isso, surge a isoterma *liquidus* ( $I_L$ ) partindo dessas quinas, em que se dá o início de uma zona pastosa entre a  $I_L$  e as quinas. Na imagem, essa informação é caracterizada pela existência das dendritas que nuclearam e estão crescendo entre a  $I_L$  e as quinas. No momento  $t_2$  na Figura 1.20b, a solidificação progrediu, visto que  $I_L$  avançou. Ou seja, o sentido da solidificação ( $R_s$ ) se movimentou para a direita. Já no momento  $t_3$  (Figura 1.20c) a solidificação continuou a progredir; preste muita atenção, pois surgiu a isoterma *solidus* ( $I_S$ ).

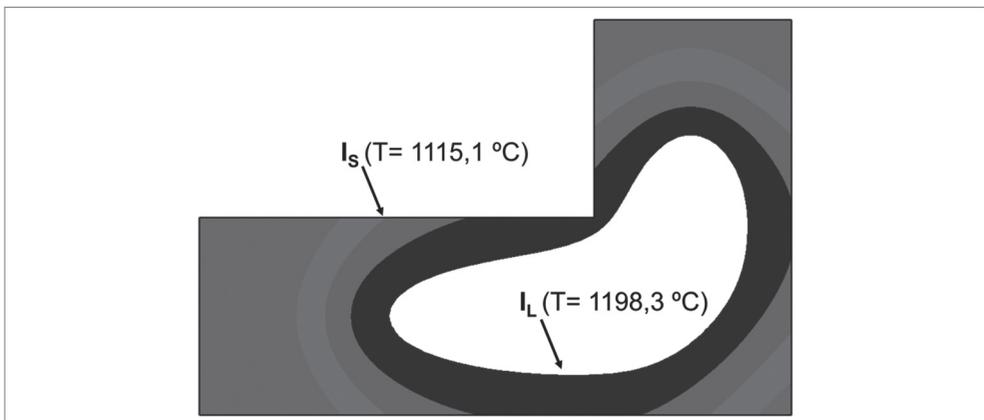


**Figura 1.20** (a) Momento  $t_1$  que mostra a extração de calor nas quinas; (b)  $t_2$ , progressão da solidificação, ou seja, avanço da isoterma *liquidus*  $I_L$ ; (c) surgimento da isoterma *solidus* ( $I_S$ ) e a distância entre  $x_2$  e  $x_1$  percorrida pela isoterma *liquidus*  $I_L$ ; (d) distância ( $D_1$ ) entre  $I_L$  e  $I_S$  que possibilita o cálculo do gradiente térmico [Gx1].

Dessa forma, fica fácil para verificar a distância que a isoterma *liquidus* ( $I_L$ ) se movimentou indo do local  $x_1$  para o local  $x_2$  e, com isso, é possível calcular a velocidade de solidificação ( $R_s$ ), também chamada de velocidade de resfriamento local ([m/s] ou [mm/s]), que na prática é a percepção de quanto a  $I_L$  avançou num determinado espaço de tempo, com a fórmula a seguir:

$$R_s = \frac{x_2 - x_1}{t_3 - t_2}$$

Observe que entre  $I_L$  e  $I_S$  ocorreram variações entre a fração sólida e a fração líquida. Na Figura 1.21 é possível ver a fração sólida, bem como a linha *liquidus* e a *solidus* numa simulação da peça didática da Figura 1.18, gentilmente cedida pela empresa Beckert – simulação numérica.

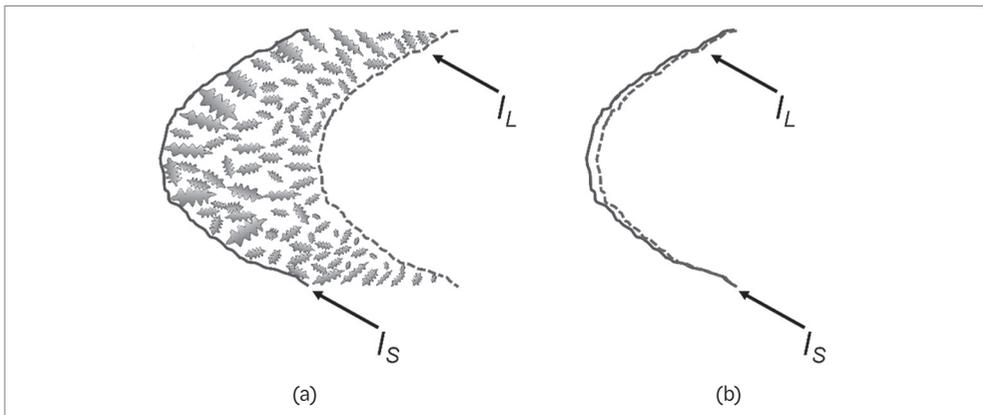


**Figura 1.21** Fração sólida correspondente a 85% da peça didática.

Agora que ocorreu o deslocamento da frente de solidificação, ou seja, com o avanço de  $I_L$  e  $I_S$ , é possível calcular o gradiente térmico  $x [Gx_1]$ , pois temos a distância ( $D_1$ ) entre  $I_L$  e  $I_S$  (Figura 1.20d) com suas respectivas temperaturas momentâneas na linha *liquidus*  $T_{IL}$  e na linha *solidus*  $T_{IS}$ .

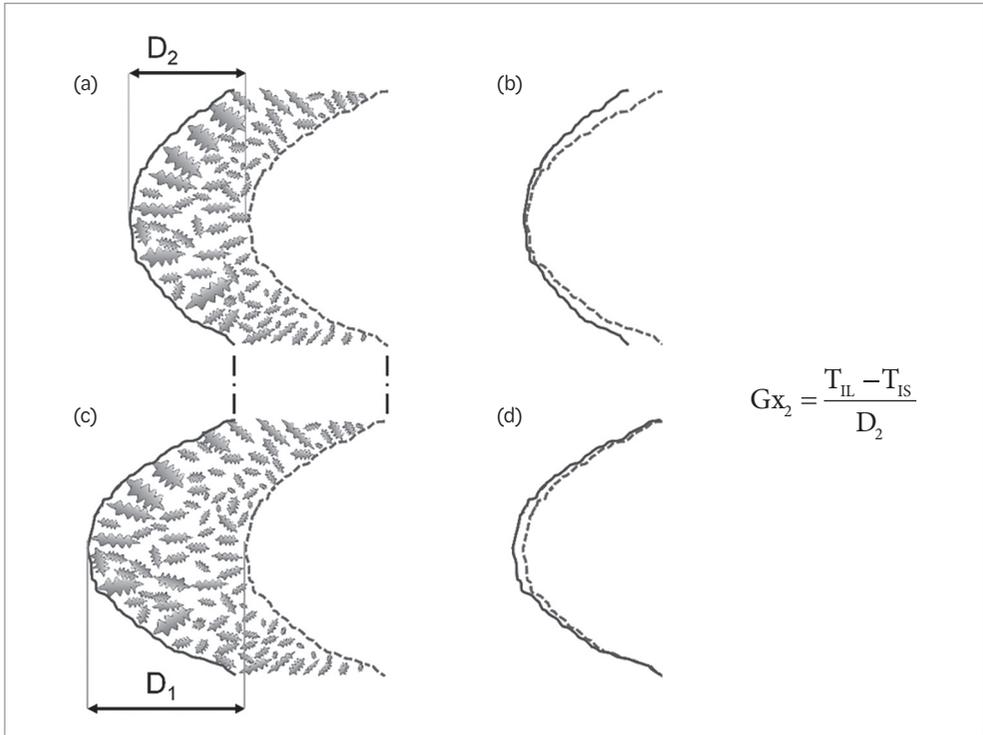
$$Gx_1 = \frac{T_{IL} - T_{IS}}{D_1}$$

Chegou o momento de fazer a análise crucial para perceber como se forma o cone de solidificação. No tempo  $t_4$  (Figura 1.20d), a isoterma *liquidus* ( $I_L$ ) e a isoterma *solidus* ( $I_S$ ) mostram esquematicamente um formato, que será destacado na Figura 1.22. Quando se sobrepõem  $I_L$  e  $I_S$  (Figura 1.22b), se vislumbram duas curvas com ângulos de fechamentos diferentes. Essas duas curvas justapostas são chamadas de cones das isotermas. Quando se compara ambas com os respectivos formatos do cone  $I_L$  com o formato do cone da  $I_S$ , nota-se que  $I_S$  está com um ângulo mais fechado que  $I_L$ . Esse é o significado analítico e/ou geométrico do cone de solidificação ou ângulo de solidificação.



**Figura 1.22** (a) Destaque apenas para a isoterma *liquidus* ( $I_L$ ) e a isoterma *solidus* ( $I_S$ ); (b) aproximação das isotermas para verificar o formato do cone e seus respectivos ângulos.

Por fim, para se obter a melhor alimentação possível, o ideal é que o cone de solidificação da isoterma *solidus* seja maior que o cone da isoterma *liquidus*. Ou seja, que fique algo como segue na Figura 1.23a, pois isso diminui a distância entre  $I_L$  e  $I_S$ , mas sem alterar suas temperaturas, além de modificar o gradiente térmico, que é aumentado [ $Gx_2 > Gx_1$ ], pois  $D_2 < D_1$ .



**Figura 1.23** (a) Isotherma *solidus* ( $I_s$ ) com ângulo maior que a isoterma *liquidus* ( $I_L$ ), sendo ambas destacadas em (b); (c) isoterma *solidus* ( $I_s$ ) com ângulo menor que a isoterma *liquidus* ( $I_L$ ), agora destacadas em (d).

Observe que o ângulo do cone  $I_s$  é maior do que o do cone  $I_L$  na Figura 1.23b. Já na Figura 1.23d, o ângulo do cone  $I_s$  é menor do que o do cone  $I_L$  e a distância  $D_1$  (Figura 1.23c) é maior entre  $I_s$  e menor do que do cone  $I_L$  quando comparada com  $D_2$  (Figura 1.23a). Dessa forma, fica demonstrado que aumentar o ângulo de solidificação (cone de solidificação) promove a redução da espessura da camada pastosa.

A Figura 1.24 resume o que ocorre quando se utiliza a relação entre o gradiente térmico local  $[G]$  e a velocidade de resfriamento  $[R_s]$ , com destaques nas regiões correspondentes a cada forma de interface.

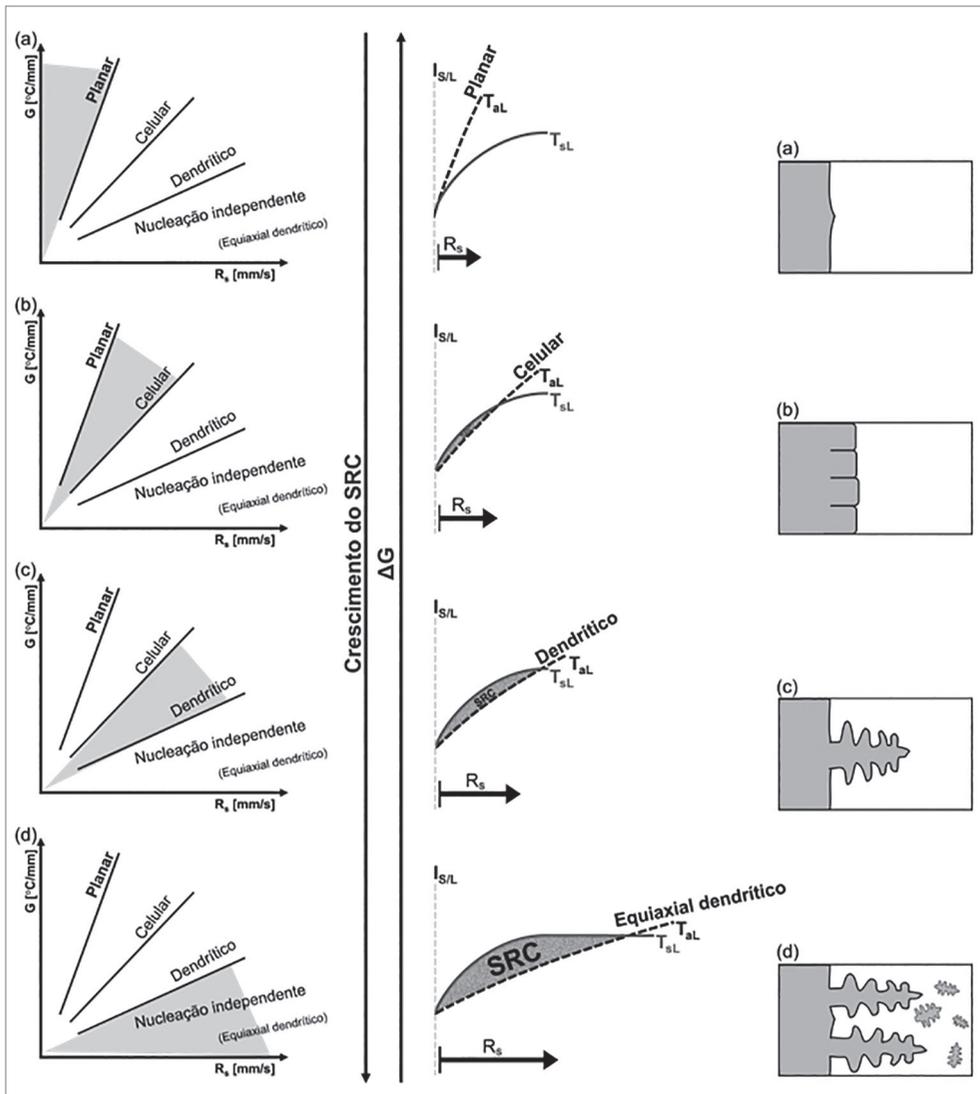


Figura 1.24 Relação entre o gradiente térmico local  $[G]$  e a velocidade de resfriamento  $[R_s]$  com as regiões em destaque: (a)  $G$  alto e  $R_s$  baixo; (b)  $G$  alto e  $R_s$  médio; (c)  $G$  médio e  $R_s$  médio/alto; (d)  $G$  baixo e  $R_s$  alto.

As formas de obter um resfriamento controlado e aplicar de forma programada o gradiente térmico local  $[G]$  com a velocidade de resfriamento  $[R_s]$  são por meio de sistema refrigerado em matrizes/coquilhas ou resfriadores em moldes colapsáveis, ou outras técnicas de extrair calor, que podem ser por meio de refrigeradores metálicos e/ou diferentes tipos de materiais a serem aplicados nos moldes ou misturados com as areias.

# **A proposta deste livro é apresentar, de forma simplificada, os conceitos fundamentais da solidificação dos materiais metálicos e da metalurgia aplicada ao projeto de alimentação e enchimento das peças fundidas.**

**O conteúdo é dividido em cinco partes:**

- 1. Fundamentos da solidificação:** aborda os conceitos básicos da solidificação dos metais no molde, cuja cavidade influencia a qualidade final da peça.
- 2. Análise de projetos para a alimentação:** utiliza os conhecimentos anteriores para projetar a alimentação mais adequada.
- 3. Análise sistemática do enchimento:** explora as configurações geométricas dos sistemas de enchimento.
- 4. Aplicação:** apresenta análises comparativas inovadoras desenvolvidas pelo autor.
- 5. Fundição eficiente:** traz uma abordagem científica para alcançar eficiência na produção das peças.



[www.blucher.com.br](http://www.blucher.com.br)

COLEÇÃO  
DE LIVROS  
abm

**Blucher**



Clique aqui e:

[VEJA NA LOJA](#)

## Fundição analítica

Solidificação, alimentação e enchimento de peças

---

Cleber Lessa

ISBN: 9788521225553

Páginas: 408

Formato: 17 x 24 cm

Ano de Publicação: 2025

---