

Universidade Federal de Minas Gerais
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Introdução à Metalurgia da Soldagem

Paulo J. Modenesi
Paulo V. Marques
Dagoberto B. Santos

Belo Horizonte, janeiro de 2012

Nota de Apresentação:

A soldagem é o mais importante processo industrial de fabricação de peças metálicas. Processos de soldagem ou processos afins são também utilizados na recuperação de peças desgastadas, para a aplicação de revestimentos de características especiais sobre superfícies metálicas e para corte. O sucesso da soldagem está associado a diversos fatores e, em particular, com a sua relativa simplicidade operacional. Por outro lado, apesar desta simplicidade, não se pode esquecer que a soldagem pode ser muitas vezes um processo “traumático” para o material, envolvendo, em geral, a aplicação de uma elevada densidade de energia em um pequeno volume do material, o que pode levar a alterações estruturais e de propriedades importantes dentro e próximo da região da solda.

O desconhecimento ou a simples desconsideração das implicações desta característica fundamental pode resultar em problemas inesperados e, em alguns casos, graves. Estes problemas podem se refletir tanto em atrasos na fabricação ou em gastos inesperados, quando o problema é prontamente detectado, ou mesmo em perdas materiais e, eventualmente, de vidas, quando o problema é levado às suas últimas consequências.

Além de aspectos metalúrgicos, a engenharia de soldagem envolve conhecimentos em diferentes áreas como a física, química, eletricidade e eletrônica, mecânica, higiene e segurança. Estes aspectos não serão considerados neste texto.

Este texto foi desenvolvido com base em diferentes disciplinas ministradas pelos autores nos cursos de Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais. Os capítulos 1 e 3 foram escritos em conjunto pelos professores P. J. Modenesi e P. V. Marques, o capítulo 2 foi escrito por P. J. Modenesi e D. B. Santos, os capítulos 4 a 8 por P. J. Modenesi e o capítulo 9 por D. B. Santos. Os autores agradecem a todos que, ao longo de vários anos, colaboraram e, também, àqueles que venham a colaborar com sugestões e críticas para o aperfeiçoamento deste trabalho.

Paulo J Modenesi

Sumário

1. [Introdução](#)

- 1.1. [Métodos de união dos metais](#)
- 1.2. [Definição de soldagem](#)
- 1.3. [Pequeno histórico da soldagem](#)
- 1.4. [Formação da junta soldada](#)
- 1.5. [Processos de soldagem](#)
- 1.6. [Escopo da metalurgia da soldagem](#)
- 1.7. [Referências bibliográficas](#)

2. [Fundamentos de metalurgia física](#)

- 2.1. [Introdução](#)
- 2.2. [Estrutura cristalina](#)
- 2.3. [Diagrama de fases](#)
- 2.4. [Aspectos cinéticos](#)
- 2.5. [Metalurgia física dos aços](#)
 - 2.5.1. Solidificação dos aços
 - 2.5.2. Diagrama de equilíbrio Fe-C
 - 2.5.3. Estrutura dos aços resfriados lentamente
 - 2.5.4. Distribuição dos elementos de liga nos aços
 - 2.5.5. Influência dos elementos de liga sobre os campos α e γ do diagrama Fe-C
 - 2.5.6. Aspectos cinéticos
 - 2.5.7. Tratamento térmico dos aços
- 2.6. [Referências bibliográficas](#)

3. [Fluxo de calor em soldagem](#)

- 3.1. [Introdução](#)
- 3.2. [Balanço térmico na soldagem por fusão](#)
- 3.3. [Estudo teórico do fluxo de calor](#)
- 3.4. [Métodos experimentais](#)
- 3.5. [O ciclo térmico de soldagem](#)
- 3.6. [Influência dos parâmetros operacionais](#)
- 3.7. [Métodos para o cálculo da velocidade de resfriamento](#)
- 3.8. [Macroestrutura de soldas](#)
- 3.9. [Referências bibliográficas](#)

4. [Efeitos Mecânicos do Ciclo Térmico](#)

- 4.1. [Introdução](#)
- 4.2. [Tensões Residuais em Soldas](#)
 - 4.2.1. Origem
 - 4.2.2. Distribuição
 - 4.2.3. Determinação Experimental
 - 4.2.4. Consequências
 - 4.2.5. Controle e Alívio de Tensões Residuais
- 4.3. [Distorção de Soldas](#)
 - 4.3.1. Tipos
 - 4.3.2. Efeito das Propriedades do Material na Distorção
 - 4.3.3. Controle e Correção da Distorção

- 4.4. [Bibliografia](#)
- 5. [Influências metalúrgicas no metal fundido](#)
 - 5.1. [Introdução](#)
 - 5.2. [Interações metal-gás](#)
 - 5.3. [Interações metal-escória](#)
 - 5.4. [Diluição e formação da zona fundida](#)
 - 5.5. [Solidificação da poça de fusão](#)
 - 5.6. [Regiões da Zona Fundida](#)
 - 5.7. [Microestrutura da Zona Fundida](#)
 - 5.8. [Referências bibliográficas](#)
- 6. [Influências metalúrgicas no metal base e no metal solidificado](#)
 - 6.1. [Introdução](#)
 - 6.2. [Formação da zona termicamente afetada](#)
 - 6.3. [Fragilização da zona termicamente afetada](#)
 - 6.4. [Referências bibliográficas](#)
- 7. [Fissuração em juntas soldadas](#)
 - 7.1. [Aspectos gerais](#)
 - 7.2. [Trincas associadas com a solidificação](#)
 - 7.3. [Trincas por liquação na zona termicamente afetada](#)
 - 7.4. [Trincas por perda de ductilidade \(“ductility dip cracking”\)](#)
 - 7.5. [Trincas pelo hidrogênio](#)
 - 7.6. [Decoção lamelar](#)
 - 7.7. [Tipos de fissuração em serviço](#)
 - 7.8. [Ensaio de fissuração](#)
 - 7.9. [Referências bibliográficas](#)
- 8. [Aspectos do comportamento em serviço de soldas](#)
 - 8.1. [Introdução](#)
 - 8.2. [Fratura frágil](#)
 - 8.3. [Fratura por fadiga](#)
 - 8.4. [Corrosão de juntas soldadas](#)
 - 8.5. [Referências bibliográficas](#)
- 9. [Técnicas metalográficas para soldas](#)
 - 9.1. [Introdução](#)
 - 9.2. [Macrografia](#)
 - 9.3. [Micrografia](#)
 - 9.4. [Técnicas que envolvem feixes de elétrons](#)
 - 9.5. [Exemplos de aplicação](#)
 - 9.6. [Referências bibliográficas](#)

Capítulo 1

Introdução

1 - INTRODUÇÃO

A soldagem é o mais importante processo industrial de fabricação de peças metálicas. Processos de soldagem e processos afins são também utilizados na recuperação de peças desgastadas, para a aplicação de revestimentos de características especiais sobre superfícies metálicas e para corte. O sucesso da soldagem está associado a diversos fatores e, em particular, com a sua relativa simplicidade operacional. Por outro lado, apesar desta simplicidade, não se pode esquecer que a soldagem pode ser muitas vezes um processo “traumático” para o material, envolvendo, em geral, a aplicação de uma elevada densidade de energia em um pequeno volume do material, o que pode levar a importantes alterações estruturais e de propriedades dentro e próximo da região da solda.

O desconhecimento ou a simples desconsideração das implicações desta característica fundamental pode resultar em problemas inesperados e, em alguns casos, graves. Estes problemas podem se refletir tanto em atrasos na fabricação ou em gastos inesperados, quando o problema é prontamente detectado, ou mesmo em perdas materiais e, eventualmente, de vidas, quando o problema é levado às suas últimas consequências.

1.1 - Métodos de União dos Metais

Os métodos de união dos metais podem ser divididos em duas categorias principais, isto é, aqueles baseados no aparecimento de forças mecânicas macroscópicas entre as partes a serem unidas e aqueles baseados em forças microscópicas (interatômicas ou intermoleculares). No primeiro caso, do qual são exemplos a parafusagem e a rebitagem, a resistência da junta é dada pela resistência ao cisalhamento do parafuso ou rebite, mais as forças de atrito entre as superfícies em contato. No segundo caso, a união é conseguida pela aproximação dos átomos e moléculas das partes a serem unidas, ou destas e um material intermediário, até distâncias suficientemente pequenas para a formação de ligações químicas primárias (metálica, covalente ou iônica) ou secundárias (ligação de Van der Waals). Como exemplos desta última categoria citam-se a soldagem, a brasagem e a colagem.

1.2 - Definição de Soldagem

Um grande número de diferentes processos utilizados na fabricação e recuperação de peças, equipamentos e estruturas se encaixa no termo **SOLDAGEM**. Classicamente, a soldagem é considerada como um método de união, porém, muitos processos de soldagem ou variações destes são usados para a deposição de material sobre uma superfície, visando a recuperação de peças desgastadas ou para a formação de um revestimento com características especiais. Diferentes processos intimamente relacionados com os processos de soldagem são utilizados para o corte de peças metálicas. Os aspectos térmicos destas operações de recobrimento e corte são bastante semelhantes aos de soldagem e, por isso, muitos pontos abordados na **Metalurgia da Soldagem** são válidos para estas operações.

Apresentam-se, abaixo, diferentes definições propostas para **soldagem**:

- "Processo de **junção** de metais por **fusão**".
(Deve-se ressaltar que não só metais são soldáveis e que é possível soldar metais sem fusão).

- "Operação que visa obter a **união** de duas ou mais peças, assegurando, na junta soldada, a **continuidade** de propriedades **físicas, químicas e metalúrgicas**".
(Aqui, o termo "continuidade" tem um significado similar ao da continuidade das funções matemáticas).
- "Operação que visa obter a **coalescência**¹ localizada, produzida pelo **aquecimento** até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de **pressão** e de **metal de adição**."
(Esta definição é meramente operacional e é adotada pela AWS - American Welding Society).
- "Processo de **junção** de materiais no qual as forças de união estabelecidas entre as partes sendo unidas são de natureza similar àquelas existentes no interior das partes e responsáveis pela própria existência destas como materiais sólidos (isto é, as forças de ligação química)".
(Esta definição coloca a soldagem e a brasagem juntas diferenciando estes dois processos da colagem, pois esta é baseada em forças de ligação de diferente tipo para a formação da junta).

1.3 - Pequeno Histórico da Soldagem

Embora a soldagem, na sua forma atual, seja basicamente um processo recente, com menos de 150 anos de aplicação, alguns processos, tais como a **brasagem** e a **soldagem por forjamento**, têm sido utilizados desde épocas remotas. Existe, por exemplo, no Museu do Louvre, um pingente de ouro com indicações de ter sido soldado e que foi fabricado na Pérsia por volta de 4000 AC.

O ferro, cuja fabricação se iniciou em torno de 1500 AC, substituiu o cobre e o bronze na confecção de diversos artefatos. O ferro era produzido em fornos por **redução direta**² e conformado por martelamento na forma de blocos com um peso de poucos quilogramas. Quando peças maiores eram necessárias, estes blocos eram soldados por forjamento, isto é, o material era aquecido ao rubro, colocava-se areia entre as peças e martelava-se até a formação da solda. Como um exemplo da utilização deste processo, cita-se um pilar de cerca de sete metros de altura e mais de cinco toneladas existente ainda hoje na cidade de Delhi, na Índia.

A soldagem foi também usada, na antiguidade e na idade média, para a fabricação de armas e outros instrumentos cortantes. Isto ocorreu porque o ferro obtido por redução direta tem um teor de carbono muito baixo (inferior a 0.1%), não sendo, portanto, endurecível por têmpera. Por outro lado, o aço, com um teor maior de carbono, era um material escasso e de alto custo, tendo de ser fabricado a partir da cementação de tiras finas de ferro. Assim, ferramentas eram inicialmente fabricadas em ferro com tiras de aço soldadas nos locais de corte e endurecidas por têmpera. Espadas de elevada resistência mecânica e tenacidade foram fabricadas no oriente médio, na antiguidade, utilizando-se um processo semelhante, no qual tiras alternadas de aço e ferro eram soldadas entre si e deformadas por compressão e torção. O resultado era uma lâmina com uma fina alternância de regiões de alto e baixo teor de carbono.

¹ Segundo a AWS, coalescência significa "crescimento conjunto ou crescimento em um único corpo dos materiais sendo soldados".

² Neste processo, o minério de ferro era misturado com carvão em brasa e soprado. Desta forma, o óxido de ferro era reduzido pelo carbono, produzindo-se ferro metálico sem a fusão do material

Como se viu, a soldagem foi, durante este período, um processo importante na tecnologia metalúrgica, principalmente, devido a dois fatores: (1) a escassez e o alto custo do aço e (2) o tamanho reduzido dos blocos de ferro obtidos por redução direta.

Esta importância começou a diminuir com o desenvolvimento de tecnologia para a fabricação de grandes quantidades de ferro fundido no estado líquido, através de utilização da energia gerada em rodas d'água, nos séculos XII e XIII, e com o desenvolvimento do alto forno nos séculos XIV e XV. Com isto, a fundição tornou-se um processo importante de fabricação, enquanto a soldagem por forjamento foi substituída por outros processos de união, particularmente a rebiteagem e parafusagem, mais adequados, naquela época, para união de peças. A soldagem permaneceu como um processo secundário de fabricação até o século XIX.

A partir deste século, a tecnologia de soldagem começou a mudar radicalmente, principalmente pelo desdobramento das experiências de Sir Humphrey Davy (1801-1806) com o arco elétrico, com a descoberta do acetileno por Edmund Davy e com o desenvolvimento de fontes produtoras de energia elétrica que possibilitaram o aparecimento dos processos de soldagem por fusão^(1.1).

A primeira patente de um processo de soldagem, obtida na Inglaterra por Nikolas Bernados e Stanislav Olszewsky em 1885, foi baseada em um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo de carvão e a peça a ser soldada. Este processo é ilustrado na figura 1.1.

Por volta de 1890, N. G. Slavianoff, na Rússia, e Charles Coffin, nos Estados Unidos, desenvolveram independentemente a soldagem a arco com eletrodo metálico nu (isto é, que não possui um revestimento capaz de estabilizar o arco e fornecer um meio de proteção contra o ar atmosférico). Até o final do século XIX, os processos de soldagem por resistência, por aluminotermia e a gás foram desenvolvidos. Em 1907, Oscar Kjellberg (Suécia) patenteia o processo de soldagem a arco com eletrodo revestido. Em sua forma original, este revestimento era constituído de uma camada de cal, cuja função era unicamente estabilizar o arco. Desenvolvimentos posteriores tornaram este processo o mais utilizado no mundo.

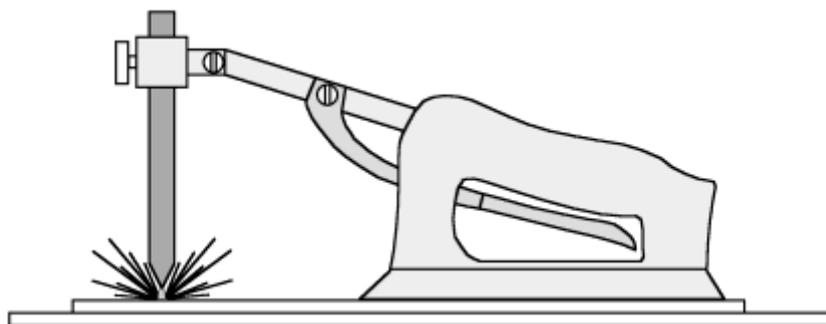


Figura 1.1. Sistema para soldagem a arco com eletrodo de carvão de acordo com a patente de Bernados.

Nesta nova fase, a soldagem teve inicialmente pouca utilização, estando restrita principalmente à execução de reparos de emergência, até a eclosão da 1ª grande guerra, quando, devido às necessidades da época, a soldagem passou a ser utilizada mais intensamente como processo de fabricação.

A partir daí, a soldagem se desenvolveu rapidamente. Os processos usados até então foram aperfeiçoados, novos processos foram desenvolvidos e novos equipamentos e tecnologias foram incorporados à soldagem. Paralelamente, desenvolvimentos em outras áreas, como a eletrotécnica, a eletrônica e a metalurgia também contribuíram para o avanço da soldagem.

Nos últimos anos, técnicas modernas de instrumentação e controle também foram absorvidas pela soldagem, juntamente com os desenvolvimentos na área de robótica e informática. Modelos teóricos e principalmente empíricos têm sido usados para uma melhor compreensão dos fenômenos associados à soldagem. Tudo isto possibilitou o desenvolvimento de sistemas com maior grau de mecanização e automação e, até mesmo, capacidade de tomada de decisão e alteração dos parâmetros de soldagem, durante o processo, independentemente do operador. Estes novos equipamentos se tornaram menores e mais eficientes, com menor custo de fabricação e manutenção.

Os consumíveis para soldagem também evoluíram, sendo adaptados para aplicação aos novos materiais e equipamentos, de forma cada vez mais rápida e eficiente, contribuindo para uma diminuição nos tempos e custos das operações de soldagem. O resultado final é um grande aumento na qualidade e produtividade com menor dependência de habilidade manual do soldador.

Atualmente, mais de 50 diferentes processos de soldagem têm alguma utilização industrial e a soldagem é o mais importante método para a união permanente de metais. Esta importância é ainda mais evidenciada pela presença de processos de soldagem e afins nas mais diferentes atividades industriais, incluindo desde segmentos de baixa tecnologia (a indústria serralheira, por exemplo) até aqueles de elevada tecnologia e complexidade (as indústrias nuclear e aeroespacial, por exemplo). Como consequência, tem-se observado, ao longo das últimas décadas, uma necessidade constante por novos tipos de aço e de outras ligas metálicas com uma **soldabilidade**³ adequada para novas e mais exigentes aplicações.

1.4 - Formação da junta soldada

De forma simplificada, pode-se considerar que uma peça metálica é formada por um grande número de átomos dispostos em um arranjo espacial característico (estrutura cristalina, veja capítulo 2). Átomos localizados no interior desta estrutura são cercados por um número de vizinhos mais próximos, posicionados a uma distância r_0 , na qual a energia do sistema é mínima, figura 1.2.

³ “Capacidade de um material ser soldado, nas condições impostas em uma dada estrutura corretamente projetada, e de se comportar adequadamente em serviço”.

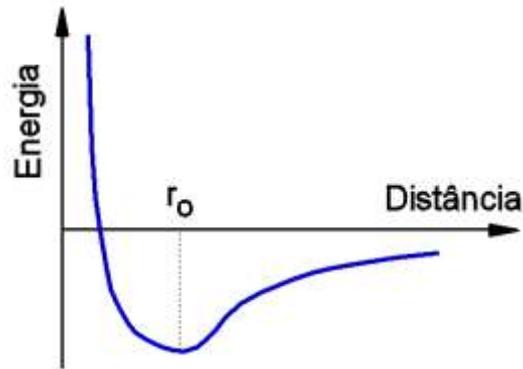


Figura 1.2. Variação de energia potencial para um sistema composto de dois átomos em função da distância de separação entre eles.

Nesta situação, cada átomo está em sua condição de energia mínima, não tendendo a se ligar com nenhum átomo extra. Na superfície do sólido, contudo, esta situação não se mantém, pois os átomos estão ligados a um número menor de vizinhos, possuindo, portanto um maior nível de energia do que os átomos no seu interior. Esta energia pode se reduzir caso os átomos superficiais se liguem a outros. Assim, aproximando-se duas peças metálicas a uma distância suficientemente pequena, os átomos das superfícies destas podem, em princípio, interagir, levando à formação de uma ligação permanente, isto é, uma solda seria formada entre as peças, como ilustrado na figura 1.3. Este tipo de efeito pode ser obtido, por exemplo, colocando-se em contato íntimo dois blocos de gelo.

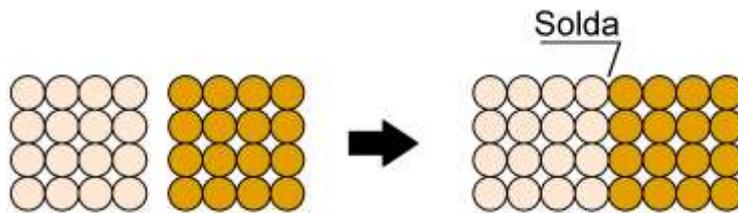


Figura 1.3. Formação teórica de uma solda pela aproximação das superfícies das peças.

Entretanto, sabe-se que isto não ocorre para duas peças metálicas, exceto em condições muito especiais. A explicação está na existência de obstáculos que impedem uma aproximação efetiva das superfícies até distâncias da ordem de r_0 . Estes obstáculos podem ser de dois tipos básicos:

- As superfícies metálicas, mesmo as mais polidas, apresentam uma grande **rugosidade** em escala microscópica e sub-microscópica, tabela 1.I e figura 1.4. Mesmo uma superfície com um acabamento cuidadoso apresenta irregularidades da ordem de 50 nm (5×10^{-8} m) de altura, isto é, cerca de 200 camadas atômicas. Isto impede uma aproximação efetiva das superfícies, o que ocorre apenas em alguns poucos pontos de contato, de modo que o número de ligações formadas é insuficiente para garantir qualquer resistência para a junta.

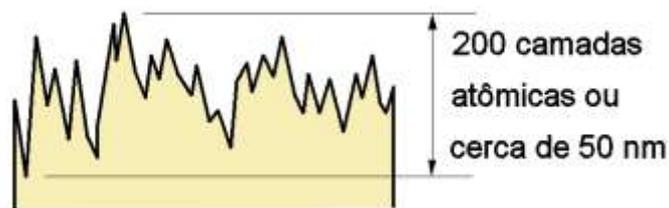


Figura 1.4. Representação esquemática da superfície metálica limpa.

- As superfícies metálicas estão normalmente **recobertas por camadas** de óxidos, umidade, gordura, poeira e outros materiais o que impede um contato real entre as superfícies, prevenindo a formação de ligações. Estas camadas resultam exatamente do maior nível energético da superfície metálica e, na presença da atmosfera, tendem a se formar rapidamente (tabela 1.II).

Tecnologicamente, dois modos principais são utilizados para superar estes obstáculos que, por sua vez, originam os dois grandes grupos de processos de soldagem:

- **Processos de soldagem por pressão** se baseiam na aplicação de pressões elevadas de forma a deformar plasticamente as superfícies metálicas permitindo a aproximação atômica a distâncias da ordem de r_0 . Em geral, as peças são aquecidas localmente para facilitar a sua deformação. Esta forma de soldagem é mostrada esquematicamente na figura 1.5.

Tabela 1.I Faixas de rugosidade média em função do tipo de acabamento superficial.

Processo de Acabamento	Rugosidade Média (μm)
Super acabamento	0,05 - 0,2
Afiação	0,05 - 0,4
Polimento	0,1 - 0,8
Esmerilhamento	0,1 - 1,6
Torneamento com diamante	0,1 - 0,4
Torneamento	0,4 - 6,3
Perfuração	0,4 - 6,3
Mandrilagem	0,8 - 3,2
Fresagem	0,8 - 6,3
Perfilamento	1,6 - 12,5

Tabela 1.II Tempo necessário para a formação de uma camada monomolecular de gás em uma superfície metálica em função da pressão do ar^(1,2).

Pressão (mm Hg)	Tempo (s)	Pressão (mm Hg)	Tempo (s)
760	$2,4 \times 10^{-9}$	10^{-6}	1,8
100	$1,8 \times 10^{-8}$	10^{-7}	18
10	$1,8 \times 10^{-7}$	10^{-8}	180
10^{-2}	$1,8 \times 10^{-4}$	10^{-9}	$1,8 \times 10^3$
10^{-5}	0,18		

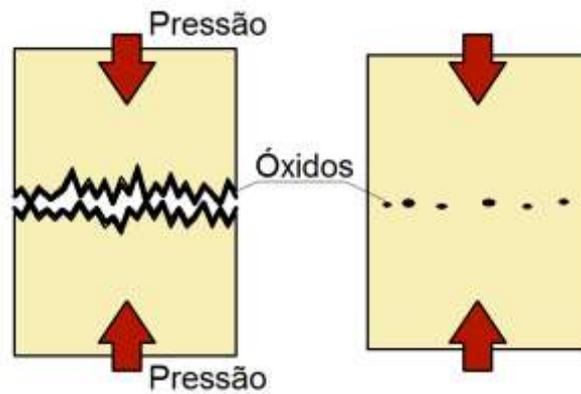


Figura 1.5. Soldagem por pressão (esquemática).

- **Processos de soldagem por fusão** consistem na aplicação localizada de calor na região de união para a sua fusão e do metal de adição (quando este for utilizado), produzindo a ligação pela solidificação do metal fundido e, portanto, a destruição das interfaces, figura 1.6.

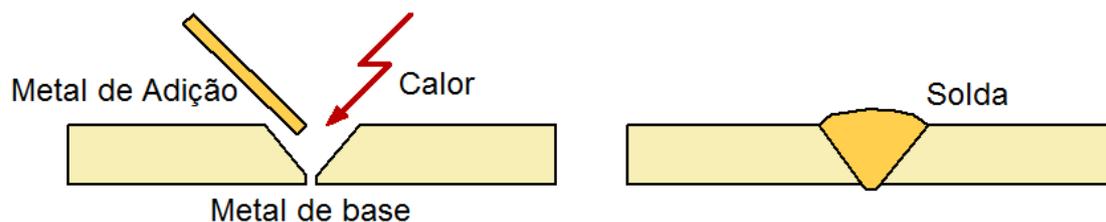


Figura 1.6. Soldagem por fusão (esquemático).

1.5 - Processos de Soldagem

Alguns dos processos de soldagem de maior importância tecnológica serão discutidos simplificada e a seguir. Para uma apresentação mais completa destes, recomenda-se consultar literatura técnica^(1.3-1.10).

1.5.1 - Processos de Soldagem por Pressão

Este primeiro grupo inclui, entre outros, os processos de soldagem por ultrassom, por fricção, por forjamento, por resistência elétrica, por difusão e por explosão. Diversos destes processos, como a soldagem por resistência e, mais recentemente, o processo de soldagem por fricção com mistura (Friction Stir Welding, FSW), têm enorme importância tecnológica.

Nestes processos, a união é obtida principalmente pela deformação do material confinada, preferencialmente, em uma região restrita às vizinhanças da junta. Para isto, em vários desses processos, essa região é aquecida em relação ao restante das peças. Nos processos de soldagem

por resistência, isto é conseguido pela passagem de uma corrente elétrica elevada em função de uma maior resistência elétrica no contato entre as peças e/ou das conduções de extração de calor na junta. Nos processos de soldagem por fricção, o calor é gerado pelo atrito entre as superfícies das peças colocadas em movimento relativo e a deformação final pela aplicação, imediatamente a interrupção do movimento entre as peças, de uma força de compressão. No processo de soldagem por fricção com mistura, em especial, o aquecimento e a deformação são conseguidos através de uma ferramenta especial que, em rotação, é forçada contra e entre as peças (figura 1.7).

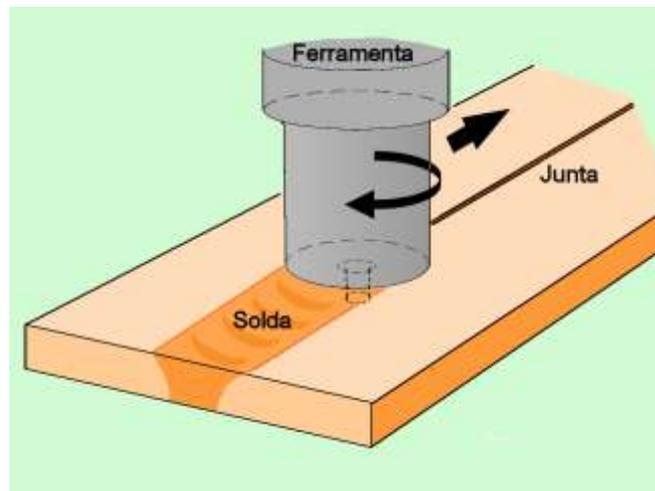


Figura 1.7. Soldagem por fricção com mistura (representação esquemática).

Nos processos de soldagem por deformação, *em geral*, as temperaturas atingidas pela material são inferiores àquelas atingidas na soldagem por fusão. Desta forma, as alterações de estrutura e propriedades mais significativas (e, geralmente, com maior potencial de causar efeitos mais negativos) ocorrem na soldagem por fusão. Como este grupo engloba os processos de maior importância na atualidade, os processos de soldagem por pressão não serão mais discutidos neste capítulo introdutório. Este será complementado com uma apresentação resumida das características dos processos de soldagem por fusão mais importantes.

1.5.2 - Processos de Soldagem por Fusão

Devido ao grande número de processos de soldagem por fusão, estes são normalmente separados em subgrupos. Uma classificação muito útil e utilizada agrupa os processos de acordo com o tipo de fonte de energia usada para fundir as peças. A tabela 1.III mostra alguns processos de soldagem por fusão e suas características principais.

Dentre os processos de soldagem por fusão, aqueles que utilizam o arco elétrico como fonte de energia são os mais utilizados industrialmente e, por isso, serão discutidos rapidamente a seguir.

Tabela 1.III Processos de soldagem por fusão^(1.11).

PROCESSO	FONTES DE CALOR	TIPO DE CORRENTE E POLARIDADE	AGENTE PROTETOR OU DE CORTE	OUTRAS CARACTERÍSTICAS	APLICAÇÕES
Soldagem por eletro-escória	Aquecimento por resistência da escória líquida	Contínua ou alternada	Escória	Automática/Mecanizada. Junta na vertical. Arame alimentado mecanicamente na poça de fusão. Não existe arco	Soldagem de aço carbono, baixa e alta liga, espessura ≥ 50 mm. Soldagem de peças de grande espessura, eixos, etc.
Soldagem ao Arco Submerso	Arco elétrico	Contínua ou alternada. Eletrodo +	Escória e gases gerados	Automática/mecaniz. ou semi-automática. O arco arde sob uma camada de fluxo granular	Soldagem de aço carbono, baixa e alta liga. Espessura ≥ 10 mm. Posição plana ou horizontal de peças estruturais, tanques, vasos de pressão, etc.
Soldagem com Eletrodos Revestidos	Arco elétrico	Contínua ou alternada. Eletrodo + ou -	Escória e gases gerados	Manual. Vareta metálica recoberta por camada de fluxo	Soldagem de quase todos os metais, exceto cobre puro, metais preciosos, reativos e de baixo ponto de fusão. Usado na soldagem em geral.
Soldagem com Arame Tubular	Arco elétrico	Contínua. Eletrodo +	Escória e gases gerados ou fornecidos por fonte externa. Em geral o CO ₂	O fluxo está contido dentro de um arame tubular de pequeno diâmetro. Automático ou semi-automático	Soldagem de aço carbono com espessura ≥ 1 mm. Soldagem de chapas
Soldagem MIG/MAG	Arco elétrico	Contínua. Eletrodo +	Argônio ou Hélio, Argônio + O ₂ , Argônio + CO ₂ , CO ₂	Automática/mecaniz. ou semi-automática. O arame é sólido	Soldagem de aço carbono, baixa e alta liga, não ferrosos, com espessura ≥ 1 mm. Soldagem de tubos, chapas, etc. Qualquer posição
Soldagem a Plasma	Arco elétrico	Contínua. Eletrodo -	Argônio, Hélio ou Argônio + Hidrogênio	Manual ou automática. O arame é adicionado separadamente. Eletrodo não consumível de tungstênio. O arco é constrito por um bocal	Todos os metais importantes em engenharia, exceto Zn, Be e suas ligas, com espessura de até 1,5 mm. Passes de raiz
Soldagem TIG	Arco elétrico	Contínua ou alternada. Eletrodo -	Argônio, Hélio ou misturas destes	Manual ou automática. Eletrodo não consumível de tungstênio. O arame é adicionado separadamente.	Soldagem de todos os metais, exceto Zn, Be e suas ligas, espessura entre 1 e 6 mm. Soldagem de não ferrosos e aço inox. Passe de raiz de soldas em tubulações
Soldagem por Feixe Eletrônico	Feixe eletrônico	Contínua. Alta Tensão. Peça +	Vácuo ($\gg 10^{-4}$ mm Hg)	Soldagem automática. Não há transferência de metal. Feixe de elétrons focalizado em um pequeno ponto.	Soldagem de todos os metais, exceto nos casos de evolução de gases ou vaporização excessiva, a partir de 25 mm de espessura. Indústria nuclear e aeroespacial.
Soldagem a Laser	Feixe de luz		Argônio ou Hélio	Como acima	Como acima. Corte de materiais não metálicos
Soldagem a Gás	Chama oxiacetilênica		Gás (CO, H ₂ , CO ₂ , H ₂ O)	Manual. Arame adicionado separadamente	Soldagem manual de aço carbono, Cu, Al, Zn, Pb e bronze. Soldagem de chapas finas e tubos de pequeno diâmetro

Soldagem com Eletrodos Revestidos (Shielded Metal Arc Welding - SMAW) é um processo no qual a coalescência dos metais é obtida pelo aquecimento destes com um arco estabelecido entre um eletrodo especial revestido e a peça.

O eletrodo é formado por um núcleo metálico ("alma"), recoberto por uma camada de minerais e/ou outros materiais (revestimento). A alma do eletrodo conduz a corrente elétrica e serve como metal de adição. O revestimento gera escória e gases que protegem da atmosfera a região sendo soldada e estabilizam o arco. O revestimento pode ainda conter elementos que são incorporados

à solda, influenciando sua composição química e características metalúrgicas. A figura 1.8 ilustra o processo e a tabela 1.IV mostra suas vantagens, limitações e aplicações.

O equipamento necessário ao processo consiste de porta-eletrodo, cabos e fonte de energia, que pode ser de corrente contínua (CC) ou alternada (CA) dependendo do tipo de eletrodo e material sendo soldado.

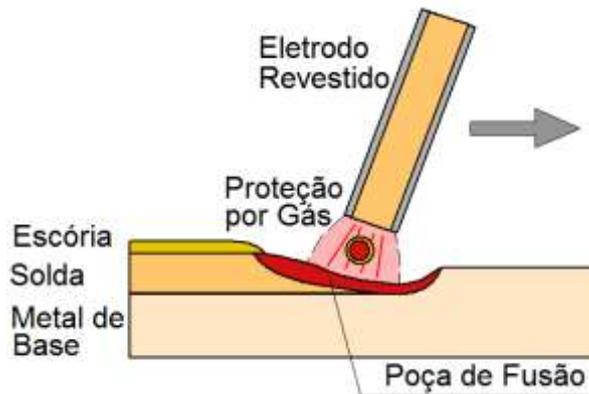


Figura 1.8. Soldagem com eletrodos revestidos.

Tabela 1.IV Vantagens, limitações e aplicações da soldagem com eletrodos revestidos.

Vantagens e limitações	Aplicações
Equipamento simples, portátil e barato.	Soldagem de produção, manutenção e em montagens no campo.
Não necessita fluxos ou gases externos.	Soldagem de aços carbono, baixa e alta liga.
Pouco sensível à presença de correntes de ar.	Soldagem de ferro fundido.
Processo extremamente versátil em termos de materiais soldáveis.	Soldagem de alumínio, níquel e suas ligas.
Facilidade para atingir áreas de acesso restrito.	
Aplicação difícil para materiais reativos.	
Produtividade relativamente baixa.	
Exige limpeza após cada passe de soldagem.	

Soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding - GTAW) ou, como é mais conhecida no Brasil, **TIG (Tungsten Inert Gas)** é um processo no qual a coalescência dos metais é obtida pelo aquecimento destes por um arco estabelecido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça. A proteção do eletrodo e da zona da solda é feita por um gás inerte, normalmente o argônio, ou mistura de gases inertes (Ar e He). Metal de adição pode ser utilizado ou não. A figura 1.9 mostra esquematicamente o processo e a tabela 1.V mostra suas vantagens, limitações e aplicações.

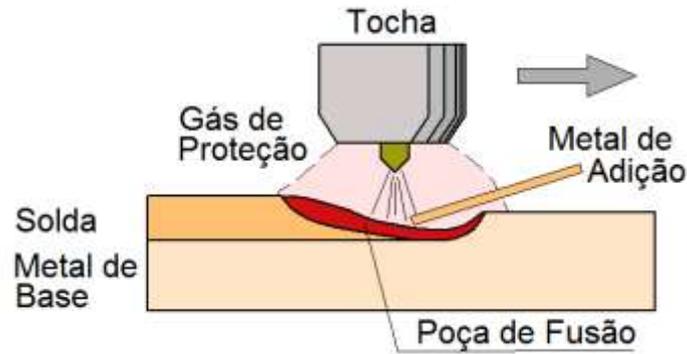


Figura 1.9. Soldagem GTAW.

A soldagem GTAW pode ser manual ou mecanizada. O processo GTAW é considerado o mais controlável dos processos de soldagem a arco. As suas principais variáveis são: corrente de soldagem, composição, diâmetro e forma do eletrodo, composição do gás de proteção e metal de adição. O equipamento básico do processo consiste de fonte de energia (de CC para a maioria das ligas metálicas), tocha com eletrodo de tungstênio, fonte de gás de proteção (Ar ou He) e um sistema para a abertura do arco (geralmente um ignitor de alta frequência).

Tabela 1.V Vantagens, limitações e aplicações da soldagem GTAW.

Vantagens e limitações	Aplicações
Excelente controle da poça de fusão.	Soldagem de precisão ou de elevada qualidade.
Permite soldagem sem o uso de metal de adição.	Soldagem de peças de pequena espessura e tubulações de pequeno diâmetro.
Pode ser usado para soldar a maioria dos metais.	Execução do passe de raiz em tubulações.
Produz soldas de alta qualidade e excelente acabamento.	Soldagem de ligas especiais, não ferrosas e materiais exóticos.
Gera pouco ou nenhum respingo.	
Exige pouca ou nenhuma limpeza após a soldagem.	
Permite a soldagem em qualquer posição.	
Produtividade relativamente baixa.	
Custo de consumíveis e equipamento é relativamente elevado.	

Soldagem GMAW (Gas Metal Arc Welding - GMAW) é um processo de soldagem a arco que produz a coalescência dos metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico contínuo (e consumível) e a peça (figura 1.10). A tabela 1.VI mostra as vantagens, limitações e principais aplicações do processo.

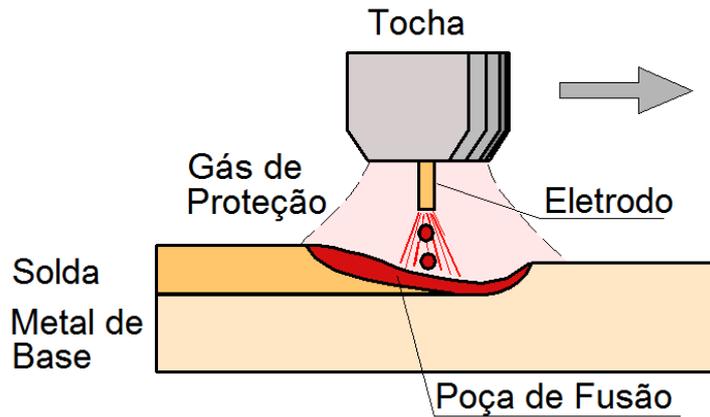


Figura 1.10. Soldagem GMAW (esquemática).

Tabela 1.VI Vantagens, limitações e aplicações da soldagem GMAW.

Vantagens e limitações	Aplicações
Processo com eletrodo contínuo.	Soldagem de ligas ferrosas e não ferrosas.
Permite soldagem em qualquer posição.	Soldagem de carrocerias e estruturas de veículos.
Elevada taxa de deposição de metal.	Soldagem de tubulações, etc.
Elevada penetração.	
Pode, em princípio, soldar diferentes ligas metálicas.	
Exige pouca limpeza após soldagem.	
Processo exige, em geral, menos habilidade do soldador que a soldagem SMAW.	
Processo de ajuste mais difícil e sensível que o processo SMAW.	
Equipamento relativamente caro e complexo.	
Pode apresentar dificuldade para soldar juntas de acesso restrito.	
Proteção do arco é sensível a correntes de ar.	
Pode gerar elevada quantidade de respingos.	

A proteção do arco e poça de fusão é obtida por um gás ou mistura de gases. Se este gás é inerte, o processo é também chamado de MIG (**M**etal **I**nert **G**as). Se o gás for ativo, o processo é chamado de MAG (**M**etal **A**ctive **G**as).

O processo é normalmente operado de forma semi-automática e apresenta elevada produtividade. A transferência de metal através do arco se dá, basicamente, por três mecanismos: aerosol (spray), globular e curto-circuito, dependendo de parâmetros operacionais, tais como o nível de corrente, sua polaridade, diâmetro e composição do eletrodo, composição do gás de proteção e comprimento do eletrodo.

O equipamento básico para este processo consiste de tocha de soldagem, fonte de energia de corrente constante, fonte de gás e alimentador de arame.

Soldagem com Arame Tubular (Flux Cored Arc Welding - FCAW) é um processo no qual a coalescência dos metais é obtida pelo aquecimento destes por um arco entre um eletrodo tubular contínuo e a peça. O eletrodo tubular apresenta internamente um fluxo que desempenha as funções de estabilizar o arco e ajustar a composição da solda.

O processo apresenta duas variações principais: soldagem auto-protegida, em que o fluxo interno fornece toda a proteção necessária na região do arco, e soldagem com proteção gasosa, em que a proteção é fornecida por um gás, semelhante ao processo GMAW. Em ambas as formas, o processo é normalmente operado na forma semi-automática, utilizando basicamente o mesmo equipamento do processo GMAW. A tabela 1.VII mostra as vantagens, limitações e principais aplicações do processo.

Tabela 1.VII Vantagens, limitações e aplicações da soldagem FCAW.

Vantagens e limitações	Aplicações
Elevada produtividade e eficiência.	Soldagem de aços carbono, baixa e alta liga.
Soldagem em todas as posições.	Soldagem de fabricação e de manutenção.
Custo relativamente baixo.	Soldagem de partes de veículos.
Produz soldas de boa qualidade e aparência.	Soldagem de montagem no campo.
Equipamento relativamente caro.	
Pode gerar elevada quantidade de fumos.	
Necessita limpeza após soldagem.	

Soldagem a Arco Submerso (Submerged Arc Welding - SAW) é um processo no qual a coalescência dos metais é produzida pelo aquecimento destes com um arco estabelecido entre um eletrodo metálico contínuo e a peça. O arco é protegido por uma camada de material fusível granulado (fluxo) que é colocado sobre a peça enquanto o eletrodo é alimentado continuamente. O fluxo na região próxima ao arco é fundido, protegendo o arco e a poça de fusão e formando, posteriormente, uma camada sólida de escória sobre o cordão. O fluxo fundido ajuda a estabilizar o arco e desempenha uma função purificadora sobre o metal fundido. Como o arco ocorre sob a camada de fluxo, ele não é visível, daí o nome do processo. A figura 1.11 ilustra o processo e a tabela 1.VIII mostra as suas vantagens, limitações e principais aplicações.

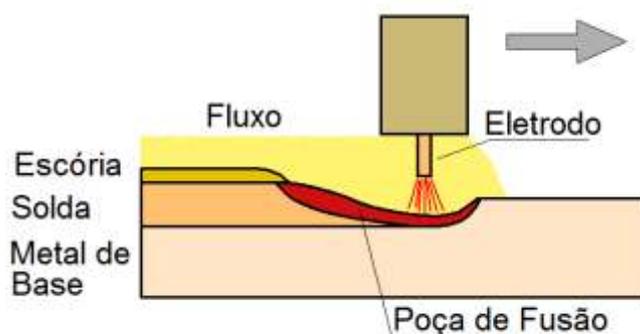


Figura 1.11. Soldagem a Arco Submerso (esquemática).

O equipamento necessário para o processo consiste normalmente de fonte de energia, alimentador de arame, painel de controle, tocha de soldagem, porta fluxo e sistema de deslocamento da tocha, que normalmente é feito de forma mecanizada.

Tabela 1.VIII Vantagens, limitações e aplicações da soldagem a arco submerso.

Vantagens e limitações	Aplicações
Alta velocidade de soldagem e elevada taxa de deposição.	Soldagem de aços carbono, baixa e alta liga.
Produz soldas uniformes e de bom acabamento superficial.	Soldagem de níquel e suas ligas.
Ausência de respingos e fumos.	Soldagem de membros estruturais e tubos de grande diâmetro.
Dispensa proteção contra radiação uma vez que o arco não é visível.	Soldagem em fabricação de peças pesadas de aço.
Facilmente mecanizado.	Soldagem de recobrimentos, manutenção e reparo.
Elevada produtividade.	
Soldagem limitada às posições plana e filete horizontal.	
Aporte térmico elevado pode prejudicar propriedades da junta em alguns casos.	
Necessidade de retirada de escória entre passes.	

1.6 - Escopo da Metalurgia da Soldagem

Pelo que se apresentou até aqui, pode-se notar que a operação de soldagem causa alterações localizadas e bruscas de temperatura no material sendo soldado. Estas alterações, por sua vez, podem provocar mudanças estruturais e, conseqüentemente, nas propriedades do material. Em geral, estas alterações se dão na forma de uma degradação nas propriedades, o que pode ter importantes implicações na futura utilização da peça soldada. Existem duas maneiras de se enfrentar este problema. A primeira é desenvolver materiais que sejam menos sensíveis à soldagem, isto é, melhorar a "soldabilidade" dos materiais. A segunda é controlar a operação de soldagem (e, possivelmente, executar operações complementares) de modo a minimizar, ou remover, a degradação de propriedades da peça.

A metalurgia de soldagem visa estudar o efeito da operação de soldagem sobre a estrutura e propriedades dos materiais para:

- ❑ Obter informações que auxiliem no desenvolvimento de novos materiais menos sensíveis à soldagem.
- ❑ Determinar os parâmetros operacionais de soldagem de maior influência nas alterações da estrutura e propriedades do material. Alternativamente, o desenvolvimento de operações complementares, seja para minimizar a degradação de propriedades, seja para reverter esta degradação, pode ser procurado. A figura 1.12 ilustra este processo.

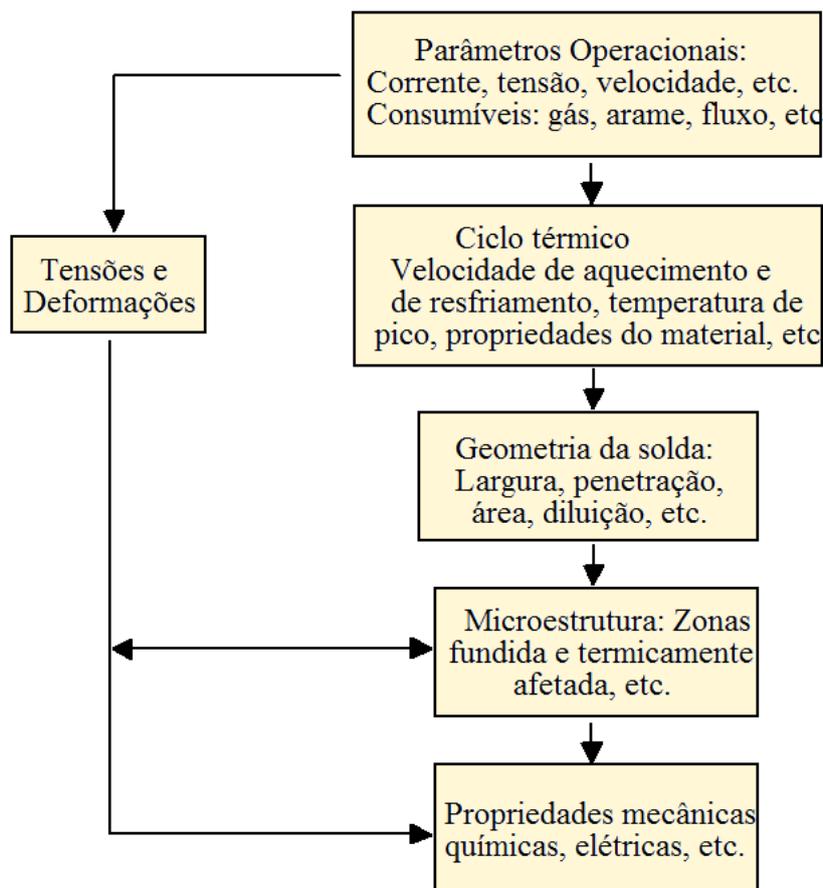


Figura 1.12. Escopo da metalurgia de soldagem.

1.7 - Referências Bibliográficas:

1. MILLER ELECTRIC Welding and the World of Metals. Miller Electric Manufacturing Company, Appleton, USA, 1969, 31p.
2. NIKOLAEV G., OLSHANSKY, N. Advanced Welding Processes. MIR Publishers, Moscou, 1977, 245p.
3. MARQUES, P. V. Soldagem – Fundamentos e Tecnologia. Editora UFMG, Belo Horizonte, 2005, 362p.
4. QUITES, A. M. Introdução à Soldagem a Arco Voltáico. Soldasof, Florianópolis, 2002, 352p.
5. OKUMURA, T., TANIGUCHI, C. Engenharia de Soldagem e Aplicações. LTC, Rio de Janeiro, 1982, 461p.
6. DRAPINSKI, J. Elementos de Soldagem. Mc Graw-Hill, São Paulo, 1978, 280p.
7. WAINER, E. Soldagem, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo, 1979, 720p.
8. CARY, H. B. Modern Welding Technology. 4ª edição, Prentice-Hall, Upper Saddle River, USA, 1998, 736p.

9. WAINER, E., BRANDI, S. D. e MELLO, F. D. H de. Soldagem - Metalurgia e Processos., Edgard Blucher, São Paulo, 1992, 494p.
10. MACHADO, I. G. Soldagem & Técnicas Conexas: Processos. Editado pelo autor, Porto Alegre, 1997, 477p.
11. LANCASTER, J.F., Metallurgy of Welding, George Allen & Unwin, Londres, 1987, pp. 9-11.
12. PARMAR, R.S. Welding Processes and Technology, Khanna Publishers, Delhi, 1995, 760p.

Capítulo 2

Fundamentos de Metalurgia Física

2 - FUNDAMENTOS DE METALURGIA FÍSICA

2.1 - Introdução

A maioria dos metais de alguma importância tecnológica é encontrada na natureza na forma de compostos, principalmente óxidos e sulfetos, e diferentes operações precisam ser realizadas para a sua redução e refino. Estas operações frequentemente envolvem a fusão e resultam em um produto intermediário, na forma de uma peça fundida ou lingote. Por exemplo, o processo mais comum para a obtenção dos aços envolve a redução do minério de ferro pelo monóxido de carbono, em um alto forno, resultando em uma liga impura de ferro e carbono (ferro gusa), a qual é refinada sobre um jato de oxigênio em um convertedor. Nesta operação, o oxigênio queima o excesso de carbono, enquanto a escória formada ajuda a retirar elementos nocivos, como enxofre e fósforo, do banho. Ao final do processo, elementos de liga e desoxidantes podem ser adicionados e operações complementares de refino realizadas para ajustar a composição final do material. Este é então vazado e, após sua solidificação, obtém-se um lingote, ou placa, que é submetido a um conjunto de operações de conformação mecânica e tratamentos térmicos, visando a obtenção de um produto final com forma (chapa, barra, perfil, etc), dimensões e propriedades desejadas. Para maiores detalhes sobre este extenso assunto, recomenda-se consultar a literatura técnica especializada^(2.1.2.2).

Os tratamentos térmicos e mecânicos aplicados a um produto intermediário não visam apenas a obtenção de uma peça final de formato e dimensões desejadas. Objetivam, também, controlar e otimizar suas propriedades. Isto porque, ao contrário de sistemas líquidos e gasosos, muitas propriedades dos sólidos estão diretamente relacionadas com a estrutura resultante dos processamentos anteriores sofridos pelo material, isto é, de sua história. A figura 2.1 ilustra este efeito para um aço com 0,8% de carbono, após aquecimento a 900°C, durante uma hora. Pode-se observar que, neste caso, as condições de resfriamento podem causar uma variação de 300% na resistência à deformação plástica do material.

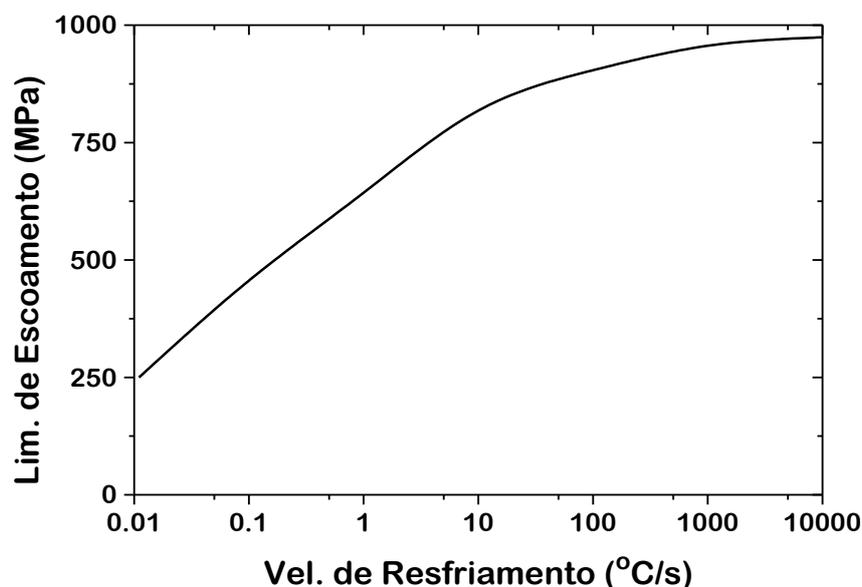


Figura 2.1. Variação do limite de escoamento com a velocidade de resfriamento para um aço SAE 1080, inicialmente aquecido a 900°C por uma hora.

O termo estrutura é muito geral e compreende desde aspectos grosseiros, com dimensões superiores a cerca de 0,1 mm (macroestrutura), até detalhes da organização interna dos átomos (estrutura eletrônica). Para analisar a relação estrutura-propriedades, a **metalurgia física** interessa-se, principalmente, pelo arranjo e interação dos átomos (estrutura cristalina) que compõem as diversas fases de uma liga e pelo arranjo, interações e dimensões de diversas partes (grãos) destas fases (microestrutura). Diversas propriedades mecânicas, físicas e químicas das ligas metálicas podem ser estudadas a estes níveis. A tabela 2.I ilustra os diferentes níveis estruturais com exemplos de detalhes comumente observados nestes níveis.

Tabela 2.I Níveis estruturais, exemplos de técnicas usuais de estudo e de detalhes que podem ser observados(a).

Nível Estrutural	Dimensões Aproximadas	Exemplos de Técnicas de Estudo	Detalhes Comuns
Macroestrutura	> 100µm	Macrografia, Radiografia	Segregação, trincas, camadas cementadas.
Microestrutura	100µm a 0,1µm	Microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV)	Tamanho de grão, microconstituintes, microtrincas.
	0,1µm a 0,1nm	Microscopia eletrônica de transmissão (MET)	Precipitados submicroscópicos, células de deslocações
Estrutura Cristalina	1nm a 0,1nm	Difração de raios X	Células unitárias, parâmetros de rede, defeitos cristalinos
Estrutura Eletrônica	< 0,1nm	Espectroscopia de emissão ótica	Níveis atômicos, defeitos eletrônicos

Observações:

(a) Esta tabela é apenas ilustrativa e a separação adotada dos níveis estruturais é arbitrária.

(b) 1µm = 0,001 mm, 1nm = 0.001 µm.

(c) Diversos dos termos citados são discutidos ao longo do presente capítulo.

Este capítulo tem como objetivo propiciar uma visão geral dos fundamentos de metalurgia física de modo a facilitar a compreensão dos capítulos seguintes. O significado dos diferentes termos que definem características ou propriedades mecânicas de um material serão, contudo, supostos como conhecidos. Para uma discussão mais exaustiva deste assunto recomenda-se consultar a literatura^(2.1-2.14).

2.2 - Estrutura cristalina

Ao se observar no microscópio metalográfico a seção de um metal puro, polida e atacada convenientemente, pode-se notar que este é formado por **grãos** separados entre si por **contornos de grãos** (figura 2.2). No nível atômico, os grãos são formados por um arranjo de átomos que pode ser descrito pela repetição, nas três dimensões, de uma unidade básica (**célula unitária**), isto é, um agrupamento de um pequeno número de átomos com uma configuração característica. Este arranjo de átomos forma a **estrutura cristalina** do material. Existem diferentes tipos de estruturas cristalinas, caracterizadas por suas células unitárias. A grande maioria dos metais, contudo, existe em uma, ou mais, de três estruturas básicas: **Cúbica de Corpo Centrado (CCC)**, **Cúbica de Face Centrada (CFC)** e **Hexagonal Compacta (HC)**, figura 2.3. A tabela 2.II mostra a estrutura cristalina de alguns metais puros comuns.

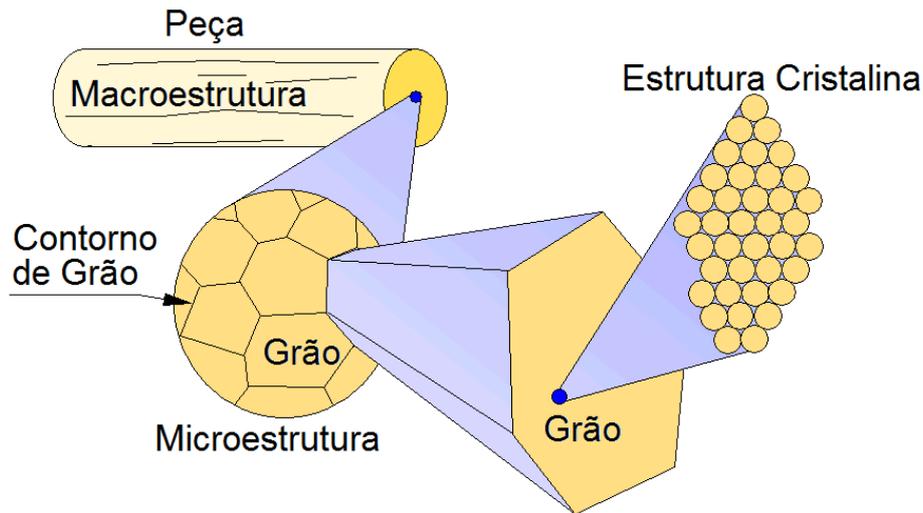


Figura 2.2. Representação esquemática de uma peça de um metal puro indicando os diferentes níveis estruturais.

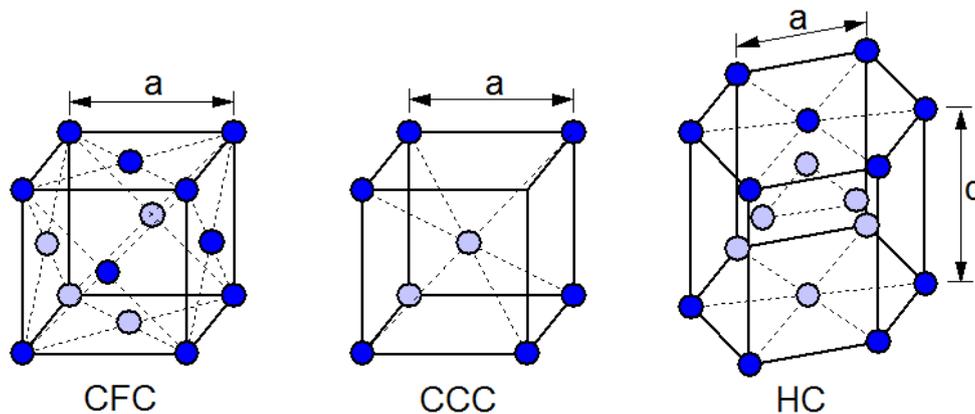


Figura 2.3. Estruturas cristalinas mais comuns dos sólidos metálicos. As dimensões **a** e **c** são os parâmetros de rede.

Tabela 2.II Estrutura cristalina de alguns metais puros.

Estrutura Cristalina	Exemplos
CCC	Fe (abaixo de 910°C), Cr, V, Mo, W, Nb
CFC	Fe (entre 910 e 1390°C), Al, Ag, Au, Cu, Ni, Pt
HC	Zn, Mg, Be, Zr, Hf

O tipo de estrutura cristalina confere diversas características particulares a um dado metal. Por exemplo, aqueles que se cristalizam no sistema CFC *tendem* a apresentar, mais fortemente do que os demais, características típicas de metais, isto é, apresentam, em geral, elevadas ductilidade, tenacidade e condutividades térmica e elétrica. Além disto, estes metais tendem a não apresentar mudança de comportamento mecânico dúctil para frágil quando a temperatura é reduzida. Alguns metais mudam de forma cristalina em função da temperatura e pressão. Esta

característica é apresentada, por exemplo, pelo ferro, sendo de enorme importância tecnológica por possibilitar a resposta dos aços a tratamentos térmicos. Na pressão normal, o ferro tem estrutura CCC abaixo de 910°C (ferro α). Entre 910°C e 1390°C, este elemento tem estrutura CFC (ferro γ) e, entre 1390°C e 1538°C, volta a ter estrutura CCC (ferro δ). A 1538°C, o ferro se funde.

Embora os metais puros sejam eventualmente utilizados industrialmente, é muito mais comum se trabalhar com **ligas**, que são formadas pela mistura de um metal com um ou mais elementos diferentes, metálicos ou não (elementos de liga). Por outro lado, a quase totalidade das ligas e mesmos os metais considerados como "puros" contêm quantidades variáveis de elementos residuais, ou impurezas. A presença de elementos de liga e de impurezas pode causar alterações importantes nas propriedades do metal. Por exemplo, a presença de carbono no ferro (aço) ou de zinco no cobre (latão) tende a aumentar a resistência mecânica e a dureza e a reduzir a condutividade térmica.

Um elemento de liga (ou uma impureza) pode permanecer em solução sólida na estrutura cristalina do elemento principal ou pode causar o aparecimento de novas fases. **Fase** é uma parte homogênea do sistema (no presente caso, a liga metálica) cuja composição e propriedades físicas e químicas são idênticas ao longo do seu domínio, o qual está separado das outras partes do sistema por uma superfície de divisão visível, chamada **interface**^{2,7,2,8}. Por exemplo, em uma mistura de água e gelo, a água é uma fase e o gelo outra. Para os problemas de metalurgia física, contudo, esta definição é geralmente muito rígida, pois, nas condições de ausência de equilíbrio global, variações de composição química, por exemplo, podem existir dentro do domínio de uma fase.

Em uma solução sólida, átomos do elemento de liga de dimensões semelhantes aos átomos do elemento principal podem substituir estes em posições da rede cristalina (**solução sólida substitucional**, figura 2.4.a). Este é o caso de ligas de cobre com até 35% Zn. Caso as dimensões atômicas do elemento de liga sejam suficientemente pequenas, eles podem ocupar os interstícios (vazios) da estrutura, formando uma **solução sólida intersticial** (figura 2.4.b). É o caso do carbono ou nitrogênio no Fe γ .

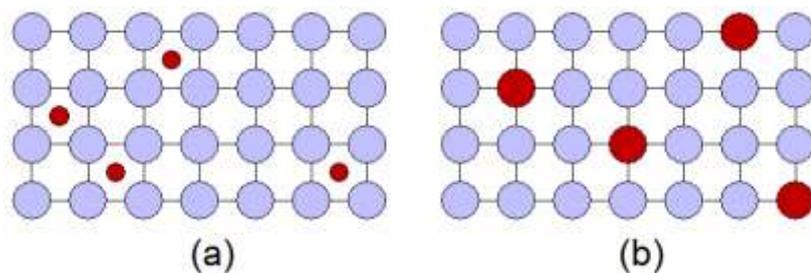


Figura 2.4. Tipos de solução sólida: (a) intersticial e (b) substitucional.

Em muitas situações, quando a quantidade de um elemento de liga exceder um valor (limite de solubilidade) para uma dada temperatura, uma nova fase tende a se formar. A quantidade relativa das diferentes fases de um material, a morfologia e arranjos destas, junto com as dimensões dos seus grãos são características fundamentais da microestrutura do material. A possibilidade de se alterar (ou controlar) estas características é de grande importância tecnológica devido à já

mencionada relação estrutura-propriedades. Assim, a grande variação no limite de escoamento apresentado pelo aço SAE 1080 na figura 2.1 está diretamente ligada a este fato.

A descrição da estrutura cristalina apresentada até o momento fornece uma imagem extremamente estática dos metais e é incapaz de explicar diversas de suas características como, por exemplo, a deformação plástica. Na verdade, a estrutura dos metais apresenta imperfeições na forma de rupturas de sua organização cristalina (defeitos). Estas imperfeições podem ser divididas em pontuais, lineares, superficiais e volumétricos e afetam, de diferentes formas, o comportamento dos metais. Alguns **defeitos cristalinos** mais importantes são descritos a seguir:

- ❑ **Lacunas:** É um defeito pontual causado pela ausência de um átomo de um sítio cristalino que deveria estar ocupado. Este tipo de defeito é importante no transporte de matéria no interior do cristal (difusão em volume).
- ❑ **Intersticial:** É um defeito pontual representado pela presença de um átomo em uma posição do cristal que não deveria ser ocupada (interstício).
- ❑ **Deslocação (discordância):** É um defeito linear que acomoda desarranjos nas ligações químicas devido ao movimento relativo (por cisalhamento) de uma região do cristal em relação a outra. Uma discussão mais detalhada deste importante conceito pode ser encontrada na literatura^(2.6). Deve-se, contudo, enfatizar que deslocações exercem um papel fundamental na deformação plástica dos metais e que interações destas com lacunas, átomos intersticiais, outras deslocações e contornos de grão são fundamentais para explicar o comportamento mecânico de diferentes materiais.
- ❑ **Contorno de grão:** É a superfície de separação entre grãos adjacentes sendo, portanto, um defeito superficial e resulta das diferenças de orientação cristalina entre os grãos.

2.3 - Diagrama de fases

Diagramas binários de fases definem as regiões de estabilidade das fases que podem ocorrer em um sistema usualmente sob pressão constante, tendo, como ordenada, a temperatura e, como abcissa, a composição. Estes diagramas são muito importantes no estudo de ligas metálicas, pois indicam as fases esperadas a uma dada temperatura para uma composição específica. Estas relações são válidas, contudo, somente para condições de equilíbrio.

Um dos sistemas simples de dois componentes é aquele em que se forma uma única fase sólida além do líquido (sistema isomorfo), e que pode ser exemplificado pelo sistema de equilíbrio Cu-Ni (figura 2.5). A área deste diagrama acima da **linha líquidus** corresponde à região de estabilidade do líquido e a área abaixo da **linha sólidus** representa a região de estabilidade do sólido. Entre estas duas regiões, as duas fases (sólido e líquido) coexistem em equilíbrio.

Na figura 2.5, o ponto *x* corresponde a uma liga que contém 20% em peso de cobre e 80% de níquel. Para a temperatura considerada (500°C), a liga se encontra na região da fase sólida, a qual possui a mesma estrutura cristalina do Cu e do Ni (CFC). Observada ao microscópio metalográfico, esta liga terá um aspecto semelhante a um metal puro. Suas propriedades, contudo, tenderão a serem diferentes das propriedades do níquel e cobre puros. Ela apresentará maior resistência mecânica e menores condutividades térmica e elétrica, além de ter brilho e cor diferentes.

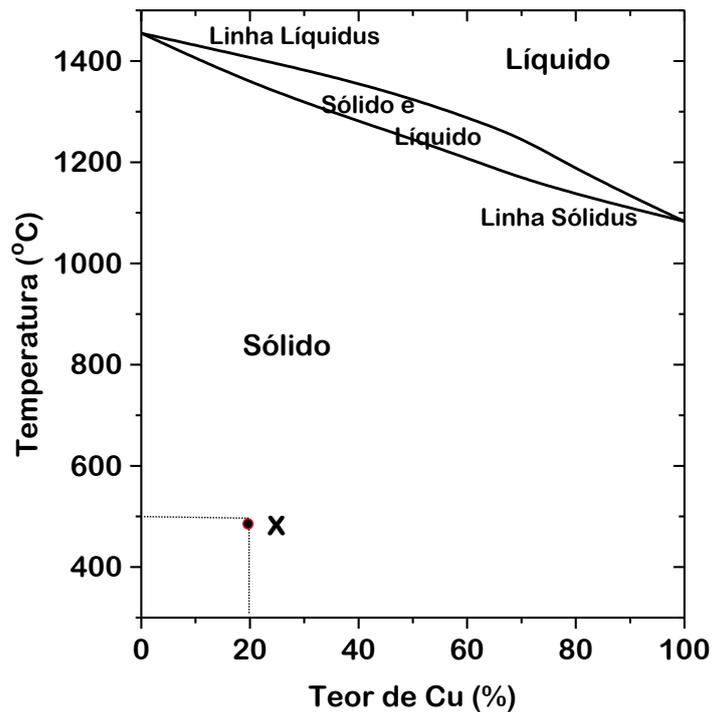


Figura 2.5. Diagrama de equilíbrio cobre-níquel (esquemático).

Será analisada, agora, a solidificação de uma liga com 70% Cu a partir de 1300°C (figura 2.6). Se um cadinho contendo um pouco desta liga resfriar de forma suficientemente lenta, a solidificação se iniciará quando a temperatura cair abaixo da linha líquidus, isto é, penetrar na região bifásica. Nesta região, as composições das duas fases são fixas a cada temperatura e são determinadas pelas interseções da isoterma (linha horizontal) com as fronteiras das fases (no presente exemplo, as linhas sólidas e líquidas). Assim, os primeiros cristais a se formarem terão a composição do ponto **a** (figura 2.6), possuindo um menor teor de cobre que a composição média da liga. A medida que a temperatura diminui, a quantidade de líquido se reduz e a do sólido aumenta e suas composições variam, respectivamente, ao longo das linhas **b-n-d** e **a-m-c**. Na temperatura dos pontos **c** e **d**, a solidificação estará terminando, com o último resíduo líquido tendo a composição do ponto **d**. Na região bifásica, as quantidades relativas de cada fase dependem exclusivamente da temperatura e da composição da liga (**Regra da Alavanca**):

$$\% \text{ Fase1} = \frac{\text{Composição de 2} - \text{Composição Média}}{\text{Composição de 2} - \text{Composição de 1}} \cdot 100 \quad (2.1)$$

$$\% \text{ Fase2} = \frac{\text{Composição Média} - \text{Composição de 1}}{\text{Composição de 2} - \text{Composição de 1}} \cdot 100 \quad (2.2)$$

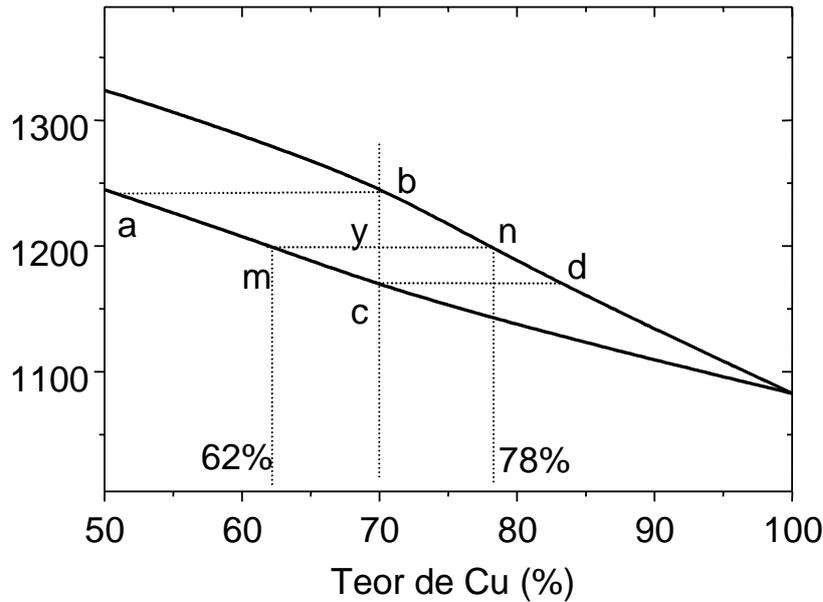


Figura 2.6. Detalhe do diagrama Cu-Ni.

Por exemplo, na figura 2.6, para uma temperatura de 1200°C e 70% Cu, tem-se:

$$\% \text{ Sólido} = \frac{n - y}{n - m} \cdot 100 = \frac{78 - 70}{78 - 62} \cdot 100 = 50\%$$

$$\% \text{ Líquido} = \frac{y - m}{n - m} \cdot 100 = \frac{70 - 62}{78 - 62} \cdot 100 = 50\%$$

Sistemas isomorfos só ocorrem quando os seus componentes formam solução sólida para qualquer composição. Na maioria dos casos, haverá somente um intervalo restrito de solução sólida e, frequentemente, fases e compostos intermediários serão formados. A formação de solução sólida em toda a faixa de composições só é possível em soluções substitucionais e, nestas, somente em alguns casos restritos, onde os componentes:

- apresentam diferença de tamanho atômico inferior a 15%,
- possuem a mesma estrutura cristalina,
- não apresentam diferença apreciável de eletronegatividade, e
- têm a mesma valência química.

Se qualquer uma destas regras (**Regras de Hume-Rothery**) não for satisfeita, duas ou mais fases sólidas deverão existir no diagrama. Um exemplo de diagrama com solução sólida limitada e coexistência de duas fases sólidas é mostrado na figura 2.7. Este diagrama apresenta a reação **Eutética**, que é uma reação invariante na qual um líquido de composição fixa (**b**) se transforma, a uma temperatura constante (T_e), em duas fases sólidas de composições também fixas (**a** e **c**). Esta reação ocorre (em T_e) para qualquer liga cuja composição esteja entre **a** e **c**.

Considerando-se, agora, o resfriamento a partir do estado líquido (ponto **I**, figura 2.7), de uma liga de composição C_0 , a solidificação se inicia pela formação de grãos da fase β , enriquecidos do componente B, quando a vertical ABC corta a linha líquidus e penetra na região bifásica ($\beta + L$). A medida que a temperatura cai, as composições do líquido e de β variam,

respectivamente, ao longo das linhas líquidas e sólidas e as quantidades relativas das duas fases podem ser calculadas pela regra da alavanca. Por exemplo, no ponto **II**, tem-se:

$$\% L = \frac{C_2 - C_0}{C_2 - C_1} \cdot 100 \quad (2.3)$$

$$\% \beta = 100 - \% L \quad (2.4)$$

A liga é formada, neste ponto, por uma mistura de um líquido de composição C_1 e cristais de β de composição C_2 (ver representação esquemática **II** na figura 2.7.b).

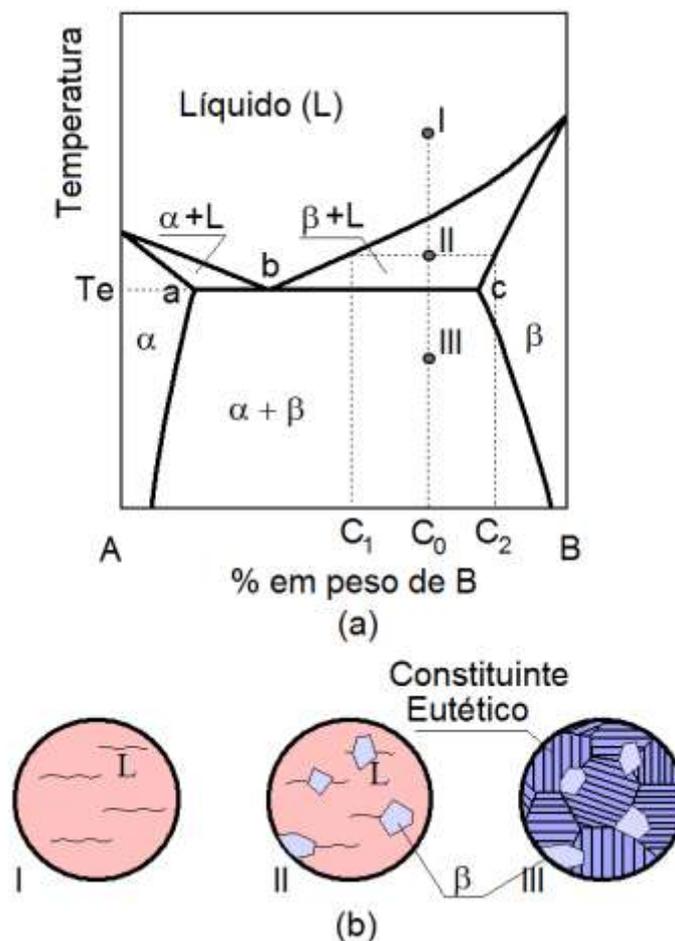


Figura 2.7. (a) Diagrama binário eutético e (b) representação esquemática da formação da microestrutura, durante um resfriamento a partir da fase líquida, de uma liga de composição C_0 .

Quando a temperatura eutética é atingida, todo o líquido remanescente se solidifica como uma mistura das fases α e β . O sólido resultante desta reação é um **constituente eutético**. Ao final da solidificação, o material será constituído por grãos de β formados acima da temperatura eutética (**constituente proeutético**) e pelo constituinte eutético (representação **III** na figura 2.7.b).

Os diagramas de equilíbrio são, sem dúvida, ferramentas valiosas no estudo da constituição das ligas metálicas. Contudo, as suas limitações devem ser realçadas, em particular, o fato destes diagramas mostrarem fases existentes em condições de equilíbrio termodinâmico. O estado de

equilíbrio é o estado final ideal para processos naturais e pode ser representado matematicamente por um ponto de mínimo na energia livre (G) do sistema a temperatura (T) e pressão (P) constantes, isto é:

$$dG_{T,P} = 0 \text{ (Condição de Equilíbrio) (2.5)}$$

Se um sistema puder existir, a uma dada temperatura, em duas formas com diferentes energias livres, este sistema tenderá a se transformar na fase de menor energia (isto é, esta fase age como um atrator para o sistema). Por exemplo, à temperatura e pressão normais, tem-se para um sistema composto de alumínio, oxigênio e alumina:



O valor negativo de ΔG (energia livre da alumina menor) implica na tendência da reação ocorrer para a direita, isto é, no sentido da oxidação do alumínio. A energia livre de um sistema é definida como:

$$G = H - TS \quad (2.7)$$

onde H, entalpia, representa a energia total do sistema na forma de energias cinética e potencial e do trabalho realizado pelo ambiente sobre o sistema e o termo TS, temperatura x entropia, representa a energia do sistema necessária para a sua existência como tal.

2.4 - Aspectos Cinéticos

Embora o estado de equilíbrio seja um atrator para os processos naturais, ele frequentemente não é atingido pelos materiais comumente utilizados em engenharia. Por exemplo, peças de aço ou alumínio podem permanecer por muitos anos em contato com o oxigênio atmosférico sem se transformarem completamente em óxidos. Garrafas e outros utensílios de vidro (material que pode ser considerado como um líquido à base de sílica que foi resfriado muito abaixo de sua temperatura de solidificação), confeccionados na antiguidade, podem ser encontrados hoje, praticamente inalterados e sem sinais de cristalização. Uma transformação de fase envolve frequentemente o transporte de matéria no sistema (mudanças de composição), o rearranjo da organização atômica (mudança de estrutura cristalina, por exemplo), variações de volume, criação ou destruição de interfaces, etc. A ocorrência de alguns destes eventos pode dificultar (isto é, agir como uma barreira) a transformação, tornando necessário um tempo mais ou menos longo para esta se completar. Assim, a cinética de evolução de uma estrutura é um aspecto complementar do estudo de suas transformações.

Uma discussão muito simplificada de alguns destes aspectos pode ser feita para a solidificação de um metal puro. A figura 2.8 mostra, esquematicamente, as energias livres das fases sólida e líquida de um metal puro em função da temperatura.

A temperatura T_e , onde as energias livres do sólido e do líquido se igualam, corresponde à temperatura de equilíbrio das duas fases ($\Delta G = 0$). Acima desta temperatura, o líquido é a fase mais estável ($G_L < G_S$) e, abaixo, o sólido tem maior estabilidade ($G_L > G_S$). A diferença de energia entre as duas fases é a força motriz, a uma dada temperatura, para a transformação da fase menos estável na mais estável.

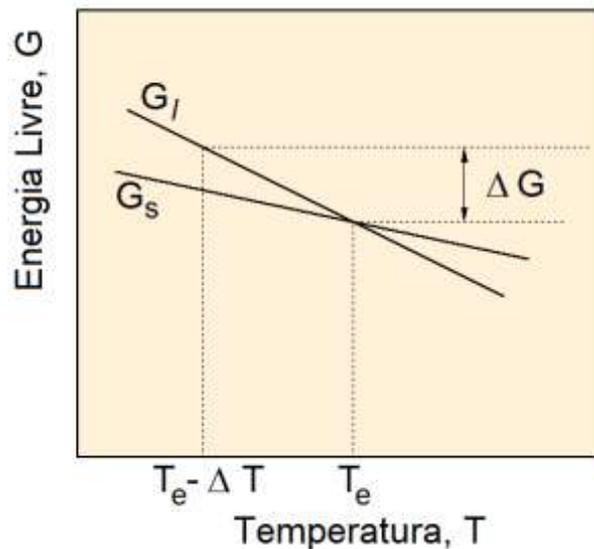


Figura 2.8. Variação da energia livre em função da temperatura das fases líquida e sólida de um metal.

Idealmente, assim que a temperatura cai abaixo da temperatura de solidificação, o metal líquido poderia se transformar em sólido. Na realidade isto não ocorre instantaneamente em todo o volume do material. A probabilidade de todos os átomos do líquido, em um dado instante, assumirem sua posição na rede cristalina do sólido é extremamente pequena. Assim, a solidificação tende a se iniciar pela formação de pequenas partículas (núcleos) de sólido separadas do líquido por uma interface. Desta forma, para o início da solidificação, o líquido deve ser super-resfriado, isto é, resfriado de forma apreciável abaixo da temperatura de solidificação, para que a força motriz existente possa compensar a energia necessária à criação da interface entre o núcleo e o líquido.

A formação de um núcleo no meio do metal líquido sem a participação de um substrato é chamada de nucleação homogênea. Em geral, contudo, a nucleação tende a ocorrer nas superfícies de um molde, em partículas de outras fases (inclusões), etc, sendo chamada, nestes casos, de nucleação heterogênea. Em transformações no estado sólido, por exemplo, na decomposição do $Fe\gamma$ em $Fe\alpha$, a nucleação tende a ocorrer heterogeneamente a partir dos contornos de grão. Uma vez formado, o núcleo tende a crescer à custa da fase instável.

Desta forma, a velocidade global de uma transformação dependerá das velocidades de nucleação e crescimento. As velocidades de nucleação e de crescimento tendem, em geral, a crescer com o afastamento da temperatura de equilíbrio, devido ao aumento da força motriz. Contudo, para as transformações que ocorrem no resfriamento, quando o super-resfriamento for muito grande, a mobilidade dos átomos dentro de um material (difusão) pode se tornar extremamente pequena e dificultar tanto a nucleação quanto o crescimento, reduzindo portanto a velocidade de transformação (figura 2.9). Em resumo, pode-se afirmar que:

- **Velocidade de resfriamento baixa** (ou um **super-resfriamento pequeno**) faz com que a transformação ocorra lentamente e com o crescimento de um pequeno número de núcleos.

- ❑ **Velocidade de resfriamento elevada** (ou um **super-resfriamento maior**) resulta em uma transformação mais rápida devido às maiores velocidades de nucleação e crescimento. A estrutura tende a ser mais fina, isto é, com menor tamanho de grão.
- ❑ **Velocidade de resfriamento excessivamente elevada**, levando rapidamente o material até temperaturas suficientemente baixas, pode suprimir a transformação descrita acima e a fase instável pode permanecer inalterada por longos períodos de tempo ou sofrer um outro tipo de transformação, para uma fase diferente da prevista pelo diagrama de equilíbrio.

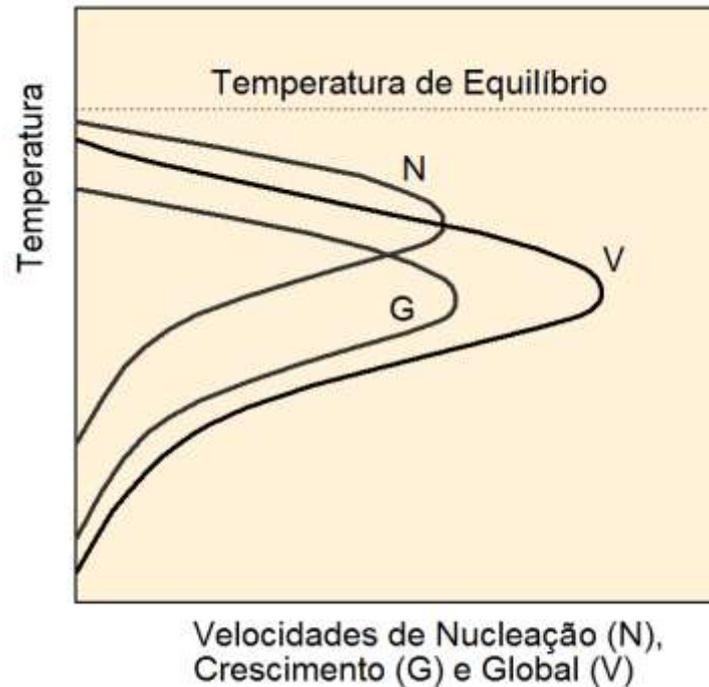


Figura 2.9. Diagrama mostrando esquematicamente a variação das velocidades de nucleação, crescimento e global de uma transformação em função da temperatura^(2,9). As escalas para as diferentes velocidades são arbitrárias.

Uma transformação de fase pode ser facilitada pela mudança dos mecanismos atômicos associados com ela. Como já descrito, em geral, em temperaturas elevadas, não muito afastadas da temperatura de equilíbrio, a transformação ocorre pelo movimento desordenado (difusão) de átomos através da interface que separa as fases sendo transformadas e, eventualmente, através destas. Estas transformações são conhecidas como “*reconstrutivas*”. Quando a força motriz é suficientemente elevada, uma transformação pode ocorrer pelo movimento coordenado de átomos, usualmente por uma distância, em relação aos seus vizinhos mais próximos, inferior à distância entre átomos. Este movimento tem como resultado a ocorrência de deformações com uma importante componente de cisalhamento associadas com a transformação que é conhecida como do tipo “*displacivo*”. Como este tipo de transformação não depende necessariamente da difusão atômica, ela pode ocorrer de forma muito mais rápida do que as transformações reconstrutivas em temperaturas em que a difusão é muito lenta. Um exemplo de grande importância tecnológica de uma transformação displaciva é a formação da martensita em aços de baixa liga (ver a próxima seção).

2.5 - Metalurgia Física dos Aços

Os aços são basicamente ligas de ferro e carbono, cujo teor deve ser inferior a 2% em peso, contendo ainda diversos outros elementos residuais de seu processo de fabricação ou adicionados intencionalmente visando a obtenção de certas propriedades. Compreendem o grupo de ligas mais usadas pelo homem, pela abundância de matéria prima básica, relativa facilidade de refino, baixo custo e vasta gama de propriedades obtidas pela adição de elementos de liga e pelo controle de sua estrutura por tratamentos térmicos e mecânicos. Em particular, são também os materiais mais utilizados em estruturas soldadas. Nesta seção, os conceitos discutidos resumidamente nas seções anteriores serão aplicados no estudo dos aços.

2.5.1 - Solidificação dos aços

A solidificação dos aços é um processo complexo e suas características afetam a estrutura e as propriedades de uma peça de aço fundido. Seus efeitos persistem, inclusive, numa peça conformada e tratada termicamente.

A solubilidade dos gases no aço líquido diminui acentuadamente à medida que o metal é resfriado até o intervalo de temperatura onde começa a transição entre o líquido e o sólido. Durante a solidificação de lingotes, os gases são liberados em quantidades dependentes das originalmente presentes no aço líquido. O principal componente gasoso é o oxigênio que, na forma de FeO, reage com o C, produzindo CO. Os gases, que evoluem nas porções ainda líquidas do lingote, podem ser aprisionados nas interfaces sólido-líquido, produzindo bolhas gasosas (blowholes). A adição de elementos desoxidantes ao aço líquido diminui a quantidade de oxigênio dissolvido e o grau de desoxidação determina quatro tipos de aços: **acalmado**, **semi-acalmado**, **capeado** e **efervescente**, figura 2.10.

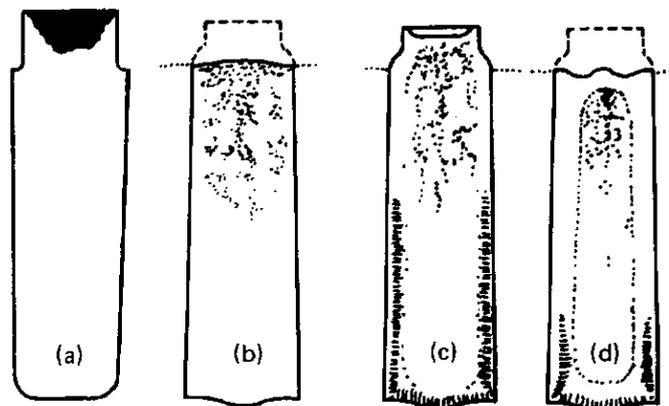


Figura 2.10. Estrutura dos lingotes. (a) acalmado, (b) semi-acalmado, (c) capeado e (d) efervescente. A linha pontilhada indica a altura original do aço líquido.

- ❑ **Aço acalmado** (figura 2a): nele não se forma nenhuma quantidade de gás. Sua superfície superior é levemente côncava e, diretamente abaixo do topo, existe uma cavidade de rechupe interrompida intermitentemente. Em geral, estes aços são vazados em lingoteiras com cabeça quente de tipo refratário, para confinar a cavidade de rechupe ao massalote, que posteriormente é cortado.

- ❑ **Aço semi-acalmado** (figura 2b): nele evolui uma quantidade reduzida de gases, mas suficiente para compensar totalmente a contração de volume devida à solidificação. A pressão ferrostática exercida pelo aço líquido impediu a formação de bolhas na parte inferior do lingote.
- ❑ **Aço capeado** (figura 2c): a evolução de gás no início da solidificação foi muito intensa, mas a sua intensidade foi reduzida tapando-se a lingoteira e aumentando-se assim a pressão ferrostática.
- ❑ **Aço efervescente** (figura 2d): a reação de efervescência ocorreu intensa e livremente e a sua contração de volume devida à solidificação foi compensada pela formação de bolhas. Superficialmente o lingote apresenta uma camada muito pura, entretanto o seu centro é caracterizado pela segregação mais intensa de elementos como o carbono, fósforo e enxofre.

Atualmente, praticamente todo o aço produzido é solidificado por lingotamento contínuo. Para ser usado neste processo, o aço deve estar acalmado e, por consequência, as outras formas acima citadas são raramente encontradas. Contudo, particularmente se as condições de proteção durante a soldagem não forem adequadas, a reação de efervescência poderá ocorrer na poça de fusão.

A macroestrutura de lingotes de aços acalmados apresenta três zonas distintas com diferentes morfologias de grão (figura 2.11). Essas zonas são:

- ❑ **Zona Coquilhada:** Forma-se junto da parede da lingoteira ou molde. A proximidade da parede garante uma extração forte de calor e, desta forma, um super-resfriamento elevado. Assim, ocorre a formação de um grande número de núcleos durante a solidificação que favorecem a formação, nesta região, de pequenos grãos equiaxiais orientados ao acaso.
- ❑ **Zona Colunar:** Forma-se após a anterior, quando o super-resfriamento se torna pequeno devido ao afastamento da interface sólido-líquido da parede do molde e à liberação de calor latente de solidificação. Com isso, a nucleação de novos grãos praticamente cessa. Os grãos localizados junto à interface de solidificação crescem basicamente sem qualquer limitação tornando-se alongados e dispostos paralelamente à direção do fluxo de calor durante a solidificação.
- ❑ **Zona Equiaxial Central:** é formada por grãos equiaxiais e normalmente maiores que os da zona coquilhada.

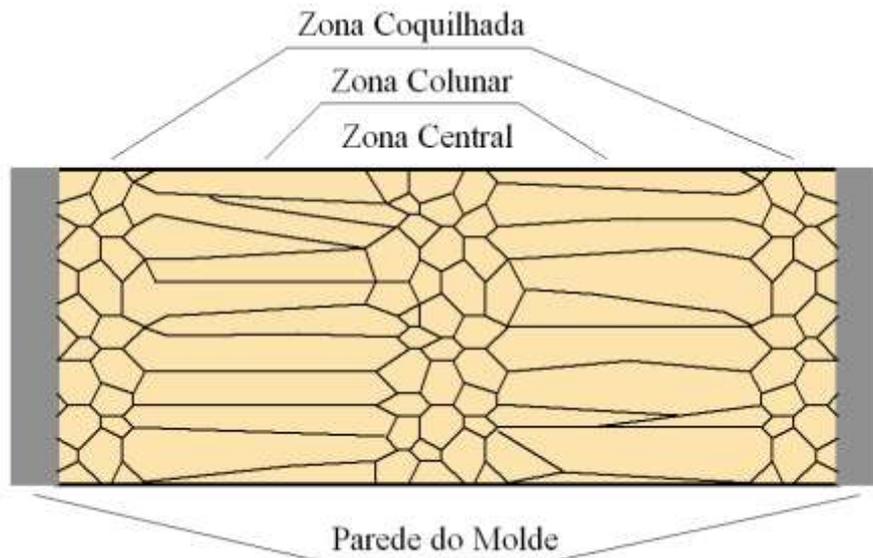


Figura 2.11. Seção longitudinal de um lingote, mostrando as três zonas de solidificação.

2.5.2 - Diagrama de equilíbrio Fe-C

O estudo da constituição e estrutura das ligas de ferro (aços e ferros fundidos) deve começar com o diagrama de equilíbrio Fe-C. As características básicas deste sistema (figura 2.12) influenciam até o comportamento dos aços mais complexos, ou seja, as fases do diagrama Fe-C persistem nestes aços, sendo, entretanto, necessário examinar os efeitos dos elementos de liga sobre a formação e propriedades destas fases. O diagrama de equilíbrio Fe-C fornece um conjunto de informações fundamentais para o conhecimento e compreensão dos aços carbono e aços ligados na sua imensa variedade.

As fases representadas neste diagrama são: líquido, austenita (γ), ferrita (α e δ) e cementita Fe_3C . A **austenita** é a solução sólida intersticial de carbono no ferro γ (CFC), a **ferrita** é a solução sólida do carbono no ferro α e δ (CCC) e a **cementita** é um carboneto de ferro de estrutura ortorrômbica.

A solubilidade do carbono é maior na austenita do que na ferrita. Por exemplo, a 727°C , a austenita pode dissolver $0,77\% \text{C}$ e a ferrita somente $0,02\% \text{C}$ (pontos indicados por **S** e **P** na figura 2.12, respectivamente). Esta diferença pode ser compreendida, comparando-se as dimensões dos interstícios do ferro γ ($1,48\text{\AA}$) e do ferro α ($0,38\text{\AA}$), que podem ser ocupados pelos átomos de carbono, com diâmetro de $1,54\text{\AA}$. Para ocupar uma posição intersticial no ferro α , um átomo de carbono precisa distorcer muito mais violentamente a sua estrutura cristalina.

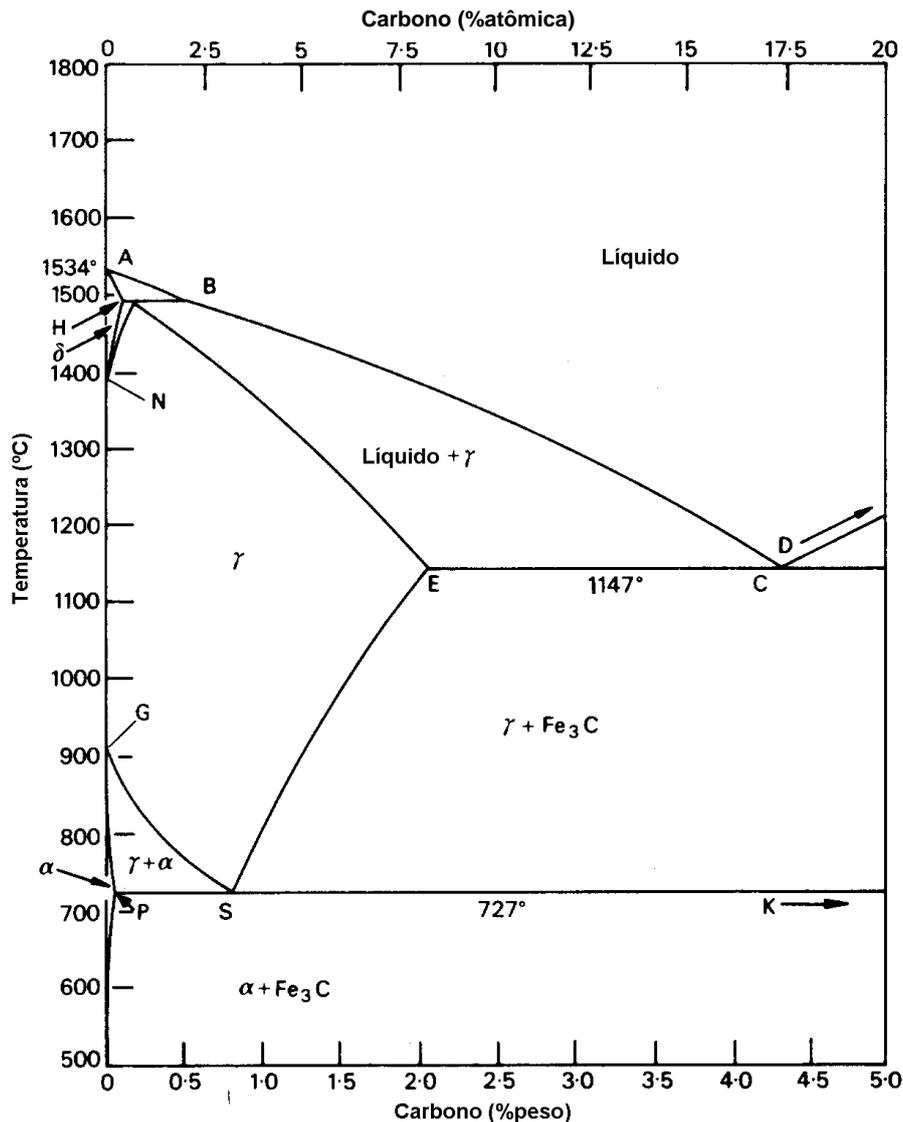


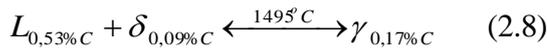
Figura 2.12. Diagrama de equilíbrio metaestável Fe-Fe₃C^(2.10).

A figura 2.12, embora sua abcissa corresponda à porcentagem de carbono, representa um diagrama metaestável Fe-Fe₃C. O carboneto cementita é menos estável que a grafita e o diagrama de equilíbrio verdadeiro é o Fe-C. Entretanto, o carbono na forma de grafita ocorre apenas em ferros fundidos (2 a 4%C), sendo muito difícil de ser encontrado nos aços. Deste modo, do ponto de vista prático do comportamento dos aços, o diagrama metaestável Fe-Fe₃C é aquele usualmente utilizado.

O diagrama Fe-Fe₃C apresenta três reações invariantes, caracterizadas pelos pontos:

- peritético, a 0,17%C e 1495°C (H),
- eutético, a 4,30%C e 1147°C (C) e
- eutetóide, a 0,77%C e 727°C (S).

A **reação peritética** (ponto **H**, figura 2.12) ocorre a 1495°C, em aços com até 0,5%C resfriados a partir do estado líquido. Uma quantidade inicial de ferrita δ é formada à medida que o resfriamento progride. Ao se atingir a temperatura peritética, o líquido remanescente e a ferrita reagem formando a austenita pela reação:



Nesta, a seta nos dois sentidos indica que, no aquecimento, a reação ocorrerá no sentido oposto, isto é, a austenita se transformará em líquido e ferrita. A figura 2.13 mostra a região peritética ampliada do diagrama Fe-Fe₃C.

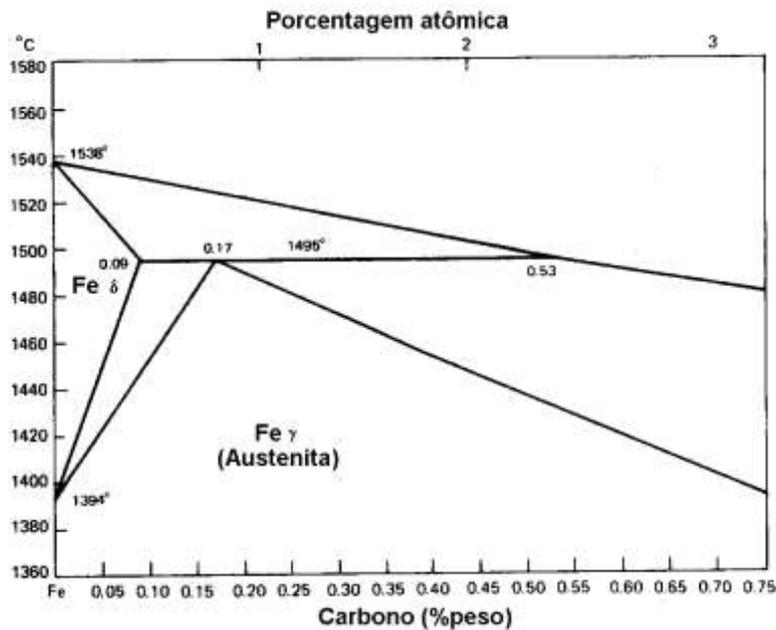
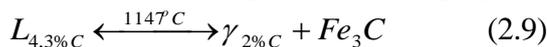


Figura 2.13. Região peritética do diagrama Fe-Fe₃C.

A **reação eutética** (ponto **C** da figura 2.12) ocorre quando o líquido se transforma em austenita e cementita (reação eutética). Ela ocorre a 1147°C, durante a solidificação de ligas contendo de 2 a 6,67%C. Estas ligas correspondem aos **ferros fundidos** e o constituinte formado na reação é denominado **ledeburita** (figura 2.14). A equação da reação é a seguinte:



A **reação eutetóide** ocorre a 727°C, para um teor de carbono na austenita de 0,77% (ponto **S** da figura 2.12). A equação (2.10) descreve esta reação.



O constituinte resultante desta reação é chamado **perlita**, que possui uma estrutura característica formada por uma matriz de ferrita contendo lamelas de cementita regularmente espaçadas.

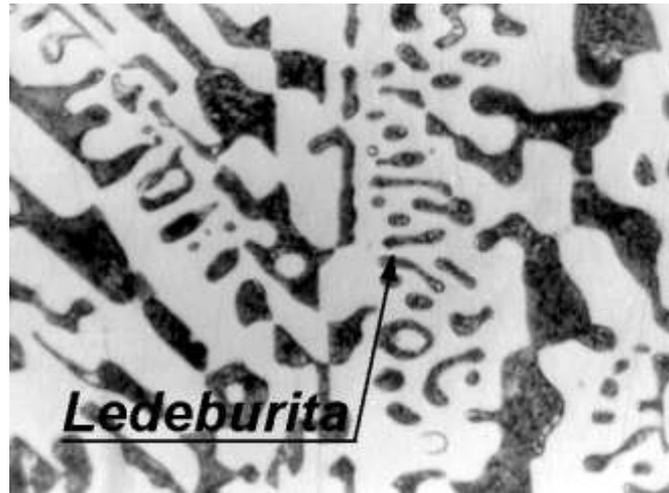


Figura 2.14. Ferro fundido branco hipoeutetóide formado por perlita (áreas escuras maiores) e por ledeburita (fundo claro de cementita com pequenas regiões escuras de perlitada). Ataque: Ácido nital. 1000x.

2.5.3 - Estrutura dos aços resfriados lentamente

De acordo com o seu teor de carbono, os aços podem ser divididos em três grupos:

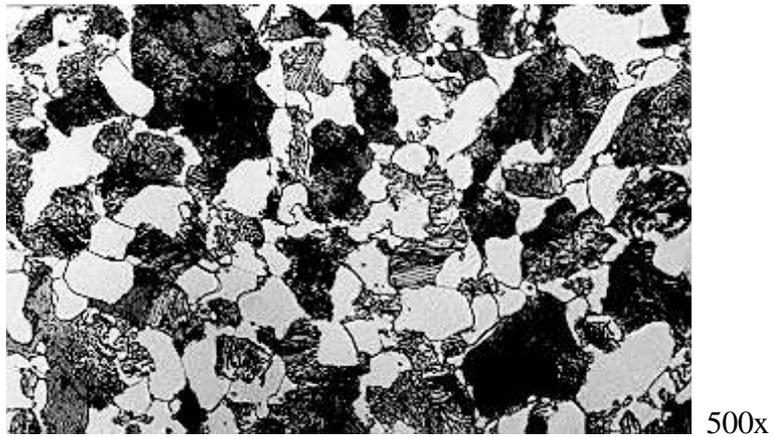
- ❑ **aços hipoeutetóides**, com teor de carbono inferior a 0,77%,
- ❑ **aços eutetóides**, com teor de carbono em torno de 0,77% e
- ❑ **aços hipereutetóides**, com teor de carbono superior a 0,77%.

Um aço com 0,45%C, aquecido a 900°C, apresenta uma estrutura austenítica, que é a fase estável a esta temperatura, segundo o diagrama Fe-Fe₃C (figura 2.12). Se este aço for resfriado lentamente a partir desta temperatura, ao alcançar a linha GS (775°C), os primeiros cristais da fase α começarão a ser formados. À medida que o aço se resfria, mais ferrita se forma e a quantidade de austenita diminui.

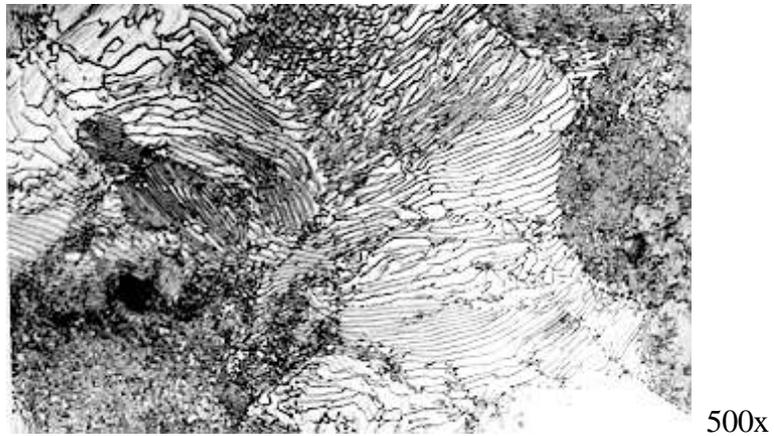
Quando a temperatura de 727°C é alcançada, a austenita remanescente se transforma em ferrita e cementita, de acordo com a reação eutetóide, dando origem à perlita. Após esta reação, o material não sofre mais nenhuma alteração significativa em seu resfriamento até a temperatura ambiente. Assim, a sua microestrutura final será constituída de ferrita pró-eutetóide (formada antes da reação eutetóide) e perlita. A figura 2.15a mostra a microestrutura de um aço hipoeutetóide na qual as regiões claras são ferrita pró-eutetóide e as escuras são perlita.

Um aço com cerca de 0,8%C, resfriado lentamente a partir da austenita, apresentará, na temperatura ambiente, uma microestrutura constituída essencialmente por perlita (figura 2.15b).

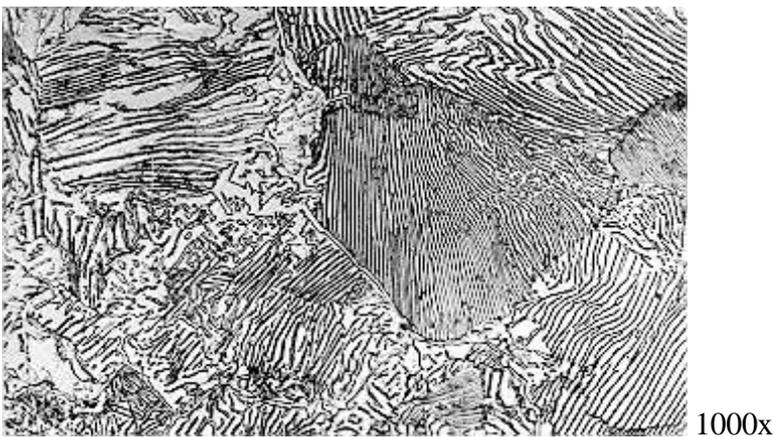
Um aço com 0,95%C, quando resfriado lentamente a partir da região austenítica, terá a cementita como constituinte pró-eutetóide. A cementita começa a se formar quando, no resfriamento, a linha SE é alcançada (800°C). Na sequência do resfriamento, mais cementita se forma enquanto a quantidade de austenita diminui. Na temperatura de 727°C, a austenita se transforma em perlita. À temperatura ambiente, o aço será constituído de cementita pró-eutetóide, localizada geralmente nos antigos contornos de grão da austenita, e por perlita (figura 2.15c).



(a)



(b)



(c)

Figura 2.15. Microestruturas de aços carbono resfriados lentamente. (a) aço com 0,45% C, (b) aço com 0,8% C e (c) aço com 0,95% C. Ataque: Nital 2%.

As estruturas descritas são formadas para condições de resfriamento tais que as transformações ocorram no equilíbrio. À medida que a velocidade de resfriamento é aumentada, as transformações tendem a se afastar do equilíbrio e a granulação se torna mais fina. As lamelas de

perlita ficam menos espaçadas entre si e a quantidade relativa dos constituintes varia, não podendo ser mais calculada pela regra da alavanca. Se a velocidade de resfriamento for suficientemente grande, uma nova fase, não prevista pelo diagrama de equilíbrio, será formada. A microestrutura final dependerá da velocidade de resfriamento, da composição química do aço, do tamanho de grão da austenita e de sua homogeneidade^(2.10). Estes aspectos serão discutidos na seção 2.5.6.

2.5.4 - Distribuição dos elementos de liga nos aços

A distribuição dos elementos nos aços dependerá de sua tendência inerente de participar de uma solução sólida, ou de formar um composto, uma fase intermediária ou mesmo uma inclusão não metálica. Para que um elemento se distribua em uma ou mais fases é necessário que haja tempo suficiente para sua movimentação dentro do aço, seja na fase líquida ou sólida. Esta distribuição depende também da presença e da concentração de outros elementos. Deste modo, somente tendências gerais de distribuição dos diversos elementos de liga no aço podem ser mostradas (Tabela 2.III) e estas podem ser tomadas como uma aproximação geral do comportamento destes elementos no aço.

Os átomos de carbono, nitrogênio, oxigênio, hidrogênio e boro possuem raios atômicos pequenos em relação ao ferro e formam com este solução sólida do tipo intersticial. A solubilidade destes elementos é limitada pela grande distorção que provocam na rede cristalina e, em alguns casos, pela sua afinidade química com o ferro ou outro elemento de liga (Tabela 2.IV).

Tabela 2.III Tendências gerais de distribuição dos elementos químicos no aço^(2.11).

Elementos	Em solução sólida na ferrita	Combinado em carbonetos	Em inclusões não metálicas	Em compostos intermetálicos
Níquel	Ni			Ni ₃ Si Ni ₃ Al
Silício	Si			
Alumínio	Al		Al ₂ O ₃	Al _x N _y
Zircônio	Zr		ZrO ₂	Zr _x N _y
Manganês	Mn	↔ Mn	MnS MnO	
Cromo	Cr	↔ Cr	Cr _x O _y	
Tungstênio	W	↔ W		
Molibdênio	Mo	↔ Mo		
Vanádio	V	↔ V	V _x O _y	V _x N _y
Titânio	Ti	↔ Ti	Ti _x O _y	Ti(C,N) Ti _x N _y
Nióbio	Nb	↔ Nb		
Fósforo	P			
Enxofre	S		(Mn, Fe)S ZrS	

Tabela 2.IV

Solubilidade em % atômica dos elementos intersticiais no ferro α e no ferro γ .

Elemento	Raio atômico (Å)	Fe - α		Fe - γ	
		Solub. máxima (%)	Temperatura (°C)	Solub. máxima (%)	Temperatura (°C)
C	0,77	0,095	727	8,7	1148
N	0,72	0,40	590	10,3	650
O	0,60	$0,7-1,3 \times 10^{-4}$	906	?	?
H	0,46	$1-2 \times 10^{-2}$	905	5×10^{-2}	1400
B	0,98	0,02	915	?	?

Carbono e nitrogênio são os elementos que apresentam as maiores solubilidades. A baixa solubilidade do oxigênio se deve à sua tendência de formar óxidos mais estáveis do que a solução sólida. O hidrogênio tem forte tendência a permanecer na forma molecular (H_2), apresentando solubilidade muito baixa no ferro. O boro, por sua vez, é um elemento que tem um raio atômico grande para se posicionar em um interstício e pequeno para ocupar uma posição substitucional. Sua solubilidade no ferro é muito baixa.

Os elementos metálicos cromo, níquel, manganês e outros possuem raios atômicos próximos do raio do ferro, podendo substituir átomos deste na sua rede cristalina, formando soluções substitucionais. A solubilidade destes elementos depende da estrutura cristalina do ferro, da temperatura e da presença de outros elementos. Elementos como Cr e Si possuem grande solubilidade no ferro α , enquanto que o níquel se dissolve bem no ferro γ . A solubilidade de um elemento qualquer tende geralmente a aumentar com a temperatura. Alguns elementos podem formar (ou tentar formar) outras fases ou compostos em certas faixas de temperatura. Compostos intermediários e fases ordenadas podem se formar em certos aços ligados em função de sua "história", causando alterações em suas propriedades, como um aumento de dureza ou perda de ductilidade.

A presença de elementos em solução sólida tende a aumentar a dureza e resistência mecânica de uma fase (endurecimento por solução sólida). A figura 2.16 mostra o efeito endurecedor de alguns elementos na ferrita. Nos aços estruturais utilizados comumente, o aumento de resistência mecânica por solução sólida é pequeno frente a outros mecanismos como o refino da estrutura ou a formação de fases mais duras.

Quando a afinidade do elemento de liga pelo carbono for superior à do ferro, carbonetos diferentes da cementita podem ser formados. Estes podem influenciar o comportamento do aço, melhorando, por exemplo, a sua resistência mecânica a alta temperatura ou sua resistência à abrasão. Obviamente, estas e outras propriedades do aço são afetadas pela quantidade, composição, forma e dimensões dos carbonetos.

Níquel, silício e alumínio têm menor afinidade pelo carbono que o ferro. Por outro lado manganês, cromo, molibdênio, tungstênio, tântalo, vanádio, titânio e nióbio possuem maior afinidade, aumentando do manganês para o nióbio. Com exceção do manganês, que é capaz de se combinar na cementita, os demais elementos formadores de carboneto se dissolvem somente em pequena quantidade nesta e tendem a formar outros tipos de carbonetos.

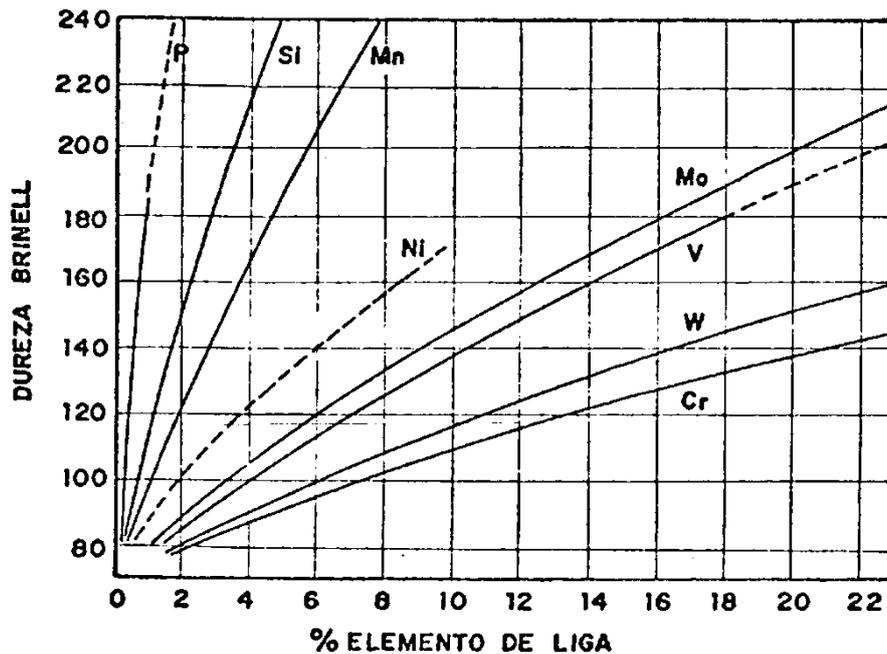


Figura 2.16. Endurecimento por solução sólida devido a vários elementos na ferrita^(2.11).

Os aços podem conter ainda uma pequena quantidade de material não metálico, distribuído na forma de partículas pequenas e dispersas (inclusões). Estas, em um material comercial, são normalmente partículas de certos minerais tais como óxidos complexos, silicatos e sulfetos, que se formam nas etapas finais do processamento do aço líquido, como resultado da diminuição da solubilidade de diversas impurezas com a redução da temperatura e a solidificação do aço. Dispersões muito finas de inclusões não metálicas, assim como dispersões finas de nitretos de alumínio, podem reduzir o crescimento excessivo de grãos que tende a ocorrer quando o aço é aquecido a temperaturas muito elevadas (acima de 1000°C por exemplo). Por outro lado, dispersões grossas não são desejáveis, pois tendem a prejudicar as propriedades mecânicas.

2.5.5 - Influência dos elementos de liga sobre os campos α e γ do diagrama Fe-C

Os elementos de liga podem alterar o diagrama Fe-C de duas formas principais:

- **expandindo o campo γ** e favorecendo a presença da austenita num intervalo maior de temperaturas e numa faixa ampla de composição,
- **contraíndo o campo γ** e favorecendo a formação de ferrita em uma ampla faixa de composição e em um maior intervalo de temperaturas.

Os elementos que agem da primeira forma são conhecidos como estabilizadores da austenita, ou gamagêneos, enquanto os últimos são os estabilizadores de ferrita ou alfa-gêneos. Os diagramas de equilíbrio destes elementos com o ferro podem ser divididos em quatro classes principais:

- **Classe 1 - Campo γ aberto** (figura 2.17a): Os principais elementos deste grupo são níquel e manganês, mas também fazem parte cobalto, ródio, ósmio, etc. Quando em altas concentrações, estes elementos tendem a estabilizar a austenita mesmo à temperatura ambiente. Estes elementos provocam um abaixamento das temperaturas de transformação A_3 e A_1 .

- **Classe 2 - Campo γ expandido** (figura 2.17b): Carbono e nitrogênio são os elementos mais importantes deste grupo. O campo austenítico é expandido, mas sua faixa de existência é interrompida pela formação de compostos. Ouro, zinco e cobre também fazem parte deste grupo.
- **Classe 3 - Campo γ fechado** (figura 2.17c): Silício, alumínio, berílio fósforo e alguns elementos formadores de carboneto como Ti, V, Mo e Cr fazem parte deste grupo. Estes elementos aumentam a estabilidade da ferrita (CCC), tendendo a tornar os campos a e d contínuos.
- **Classe 4 - Campo γ contraído** (figura 2.17d): Fazem parte deste grupo elementos como B, Ta, Nb e Zr. A contração do campo austenítico é acompanhada pela formação de compostos.

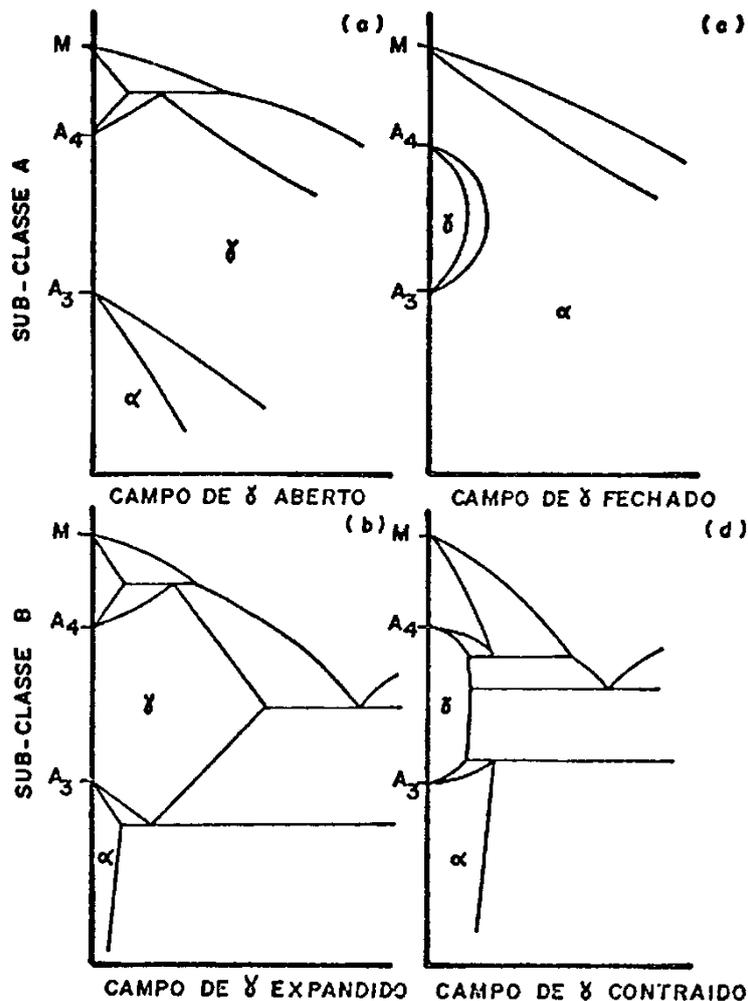


Figura 2.17. Classificação dos diagramas de fase do ferro com diferentes elementos de liga: (a) campo γ aberto, (b) campo de γ expandido, (c) campo de γ fechado, (d) campo de γ contraído^(2.11).

Uma forma conveniente de ilustrar o efeito de um elemento de liga no campo austenítico do sistema Fe-C é projetar, no plano Fe-C, os contornos desses campos (para teores crescentes de um elemento particular) de um sistema ternário. A figura 2.18 ilustra o efeito do titânio e do cromo. De acordo com esta figura, 1%Ti é suficiente para eliminar o campo γ , enquanto o teor necessário de Cr é de 20%.

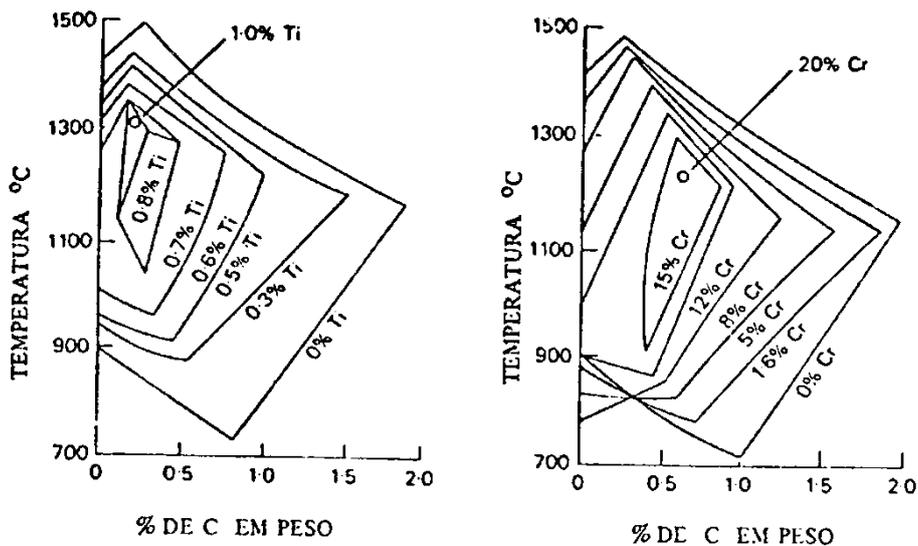


Figura 2.18. Efeito do Ti e do Cr no campo $\gamma^{(2,11)}$.

2.5.6 - Aspectos cinéticos

O estudo do diagrama de equilíbrio Fe-C desenvolvido nas seções 2.5.2 e 2.5.3 fornece informações básicas sobre as transformações no estado sólido que podem ocorrer em um aço (em particular a transformação da austenita no resfriamento, que é a de maior interesse prático). Entretanto, as transformações descritas ocorrem em condições de equilíbrio ou próximas deste. Para isto, a velocidade de resfriamento deve ser suficientemente baixa para que o tempo disponível permita as repartições de elementos de liga e as mudanças de estrutura cristalina associadas com a transformação. À medida que a velocidade de resfriamento se torna maior, as transformações tendem a ocorrer a menores temperaturas, demandando um tempo maior (devido à redução da velocidade de difusão). Desta forma, a transformação passa a ocorrer em condições cada vez mais distantes das de equilíbrio. Como resultado, ocorrem mudanças na morfologia, dimensões e arranjo dos grãos ou partículas das fases formadas (Fe- α e carboneto) e, eventualmente, a formação destas pode ser suprimida, de acordo com os princípios gerais de cinética discutidos na seção 2.4.

A variação do limite de escoamento de um aço eutetóide em função de sua velocidade de resfriamento (figura 2.1) pode ser associada com as alterações que ocorrem em sua microestrutura. Com velocidade de resfriamento extremamente baixa, a transformação eutetóide ocorre após super-resfriamento pequeno e em condição próxima do equilíbrio. A microestrutura resultante é grossa, constituída de uma matriz ferrítica com partículas de carboneto. Este constituinte, **esferoidita**, torna o aço macio e pouco resistente. Com velocidade de resfriamento ligeiramente superior, perlita grosseira é formada. A transformação se inicia a temperaturas cada vez menores e, como resultado da maior taxa de nucleação e a menor velocidade de difusão do carbono, a microestrutura se torna cada vez mais fina. Este refino da estrutura endurece e aumenta o limite de escoamento do aço. Finalmente, quando a velocidade de resfriamento atinge valor suficientemente elevado, a austenita é super-resfriada violentamente sem que ocorra a sua transformação em ferrita e carboneto. Esta transformação fica suprimida e uma nova fase (**martensita**) pode ser formada.

A martensita é uma fase metaestável, não prevista pelo diagrama de equilíbrio Fe-C e se forma por um curto movimento simultâneo de grupos de átomos (isto é, por deformação localizada), devido à enorme instabilidade da austenita. Esta fase tem uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (semelhante à estrutura CCC, mas com uma de suas arestas maior que as outras duas), uma morfologia de lâminas ou agulhas, quando observada ao microscópio metalográfico, e é o constituinte de maior dureza dos aços comuns (figura 2.19). Devido às suas características, a transformação martensítica ocorre instantaneamente (até uma certa extensão) abaixo de uma temperatura típica (temperatura de início de formação de martensita, M_i), que depende da composição química do aço. Esta temperatura pode ser estimada através de fórmulas empíricas como, por exemplo^(2.10):

$$M_i (\text{°C}) = 539 - 423\%C - 30,4\%Mn - 17,7\%Ni - 12,1\%Cr - 7,7\%Mo \quad (2.11)$$

A quantidade de martensita formada a uma dada temperatura é fixa para um dado aço e, quanto mais baixa, maior é a quantidade de martensita formada. Pode-se definir assim, para um aço de uma certa composição, uma temperatura em que a estrutura, após um resfriamento suficientemente rápido, é completamente martensítica (temperatura M_f). Esta temperatura também pode ser estimada por fórmulas empíricas, por exemplo:

$$M_f (\text{°C}) = 346 - 474\%C - 33\%Mn - 17\%Ni - 21\%Mo \quad (2.12)$$

A figura 2.20 mostra esquematicamente a variação da microestrutura em função da velocidade de resfriamento, para um aço hipoeutetóide.

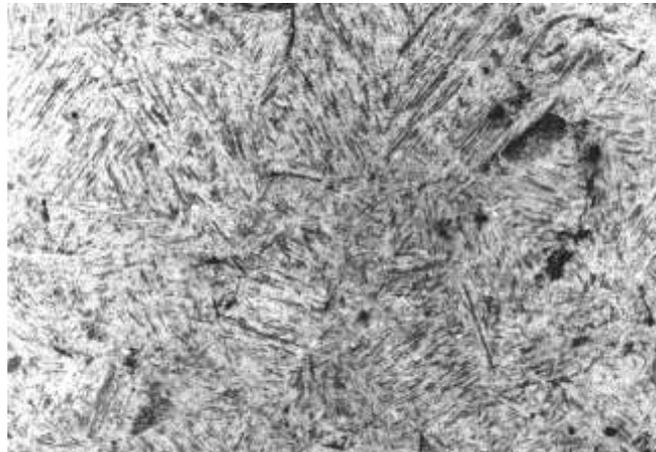


Figura 2.19. Martensita em um aço baixo carbono. Ataque: Nital. 200x.

Existem diagramas que fornecem as fases e constituintes formados em um aço, em função de suas condições de resfriamento a partir do campo austenítico. Estes diagramas podem ser baseados em transformações a temperatura constante (após o material ser resfriado rapidamente a partir do campo austenítico até a temperatura de interesse), conhecidos como diagramas **TTT** (Tempo, Temperatura e Transformação) ou em transformações desenvolvidas durante um resfriamento contínuo, diagramas **TRC** (Transformação em Resfriamento Contínuo).

Estes diagramas são experimentais, obtidos a partir de amostras de um dado aço, que são aquecidos até uma temperatura no campo austenítico e que, após permanecerem nesta

temperatura por um certo tempo, são resfriados de acordo com o tipo de diagrama. A transformação da austenita pode ser acompanhada pela análise metalográfica de amostras resfriadas rapidamente, após seguirem a forma desejada de resfriamento por diferentes períodos de tempo, ou através da medida de variações com o tempo de propriedades físicas (ou outras características) dependentes da estrutura do aço, como por exemplo a liberação de calor (análise térmica), a resistividade elétrica, etc.

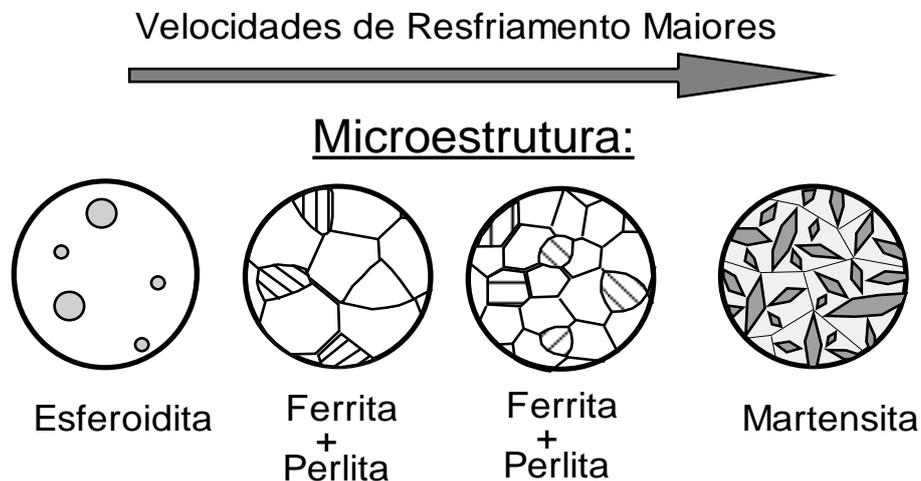


Figura 2.20. Microestrutura de um aço hipoeutetóide em função de sua velocidade de resfriamento a partir do campo austenítico. (esquemática).

A figura 2.21 mostra um diagrama TTT de um aço hipoeutetóide. Este diagrama é marcado pela presença de curvas em forma de "C", que indicam o início (curvas mais a esquerda) e o final da transformação da austenita. Por exemplo, a 600°C, a austenita começa a se transformar em ferrita após cerca de 2 segundos. Após 4 segundos, a formação de ferrita é interrompida e inicia-se a formação de perlita. Após cerca de 15 segundos, a transformação está terminada e a microestrutura final do material é constituída de cerca de 15% de ferrita e 85% de perlita. O tempo de transformação é mínimo (a velocidade de transformação é máxima) para uma temperatura em torno de 530°C. Acima desta temperatura, os produtos da transformação são a ferrita proeutetóide e a perlita e, para temperaturas mais baixas, aparece o constituinte conhecido como **bainita** (figura 2.22). Esta, da mesma forma que a perlita, é um agregado de ferrita e carbonetos, apresentando, entretanto, algumas características próximas da martensita. Ela é formada, basicamente, por lâminas ou agulhas de ferrita com uma fina dispersão de carbonetos.

Em aços carbono, as curvas de transformação da perlita e da bainita se sobrepõem dando a impressão de uma só curva (figura 2.21). Em aços ligados, estas curvas podem se separar, resultando em um diagrama TTT com duas famílias de curvas de transformação (figura 2.23).

Outro aspecto importante que pode ser observado comparando-se as figuras 2.21 e 2.23 é que o tempo de transformação tende a aumentar com o aumento do teor de liga. Esta característica implica em uma maior facilidade na transformação da austenita em martensita em aços mais ligados. Outros fatores que afetam a transformação da austenita são a granulação e sua homogeneidade. Estruturas austeníticas mais grossas e mais homogêneas, que podem resultar, por exemplo, da austenitização em temperatura excessivamente elevada e/ou por um período de tempo longo, tendem a sofrer uma transformação mais lenta.

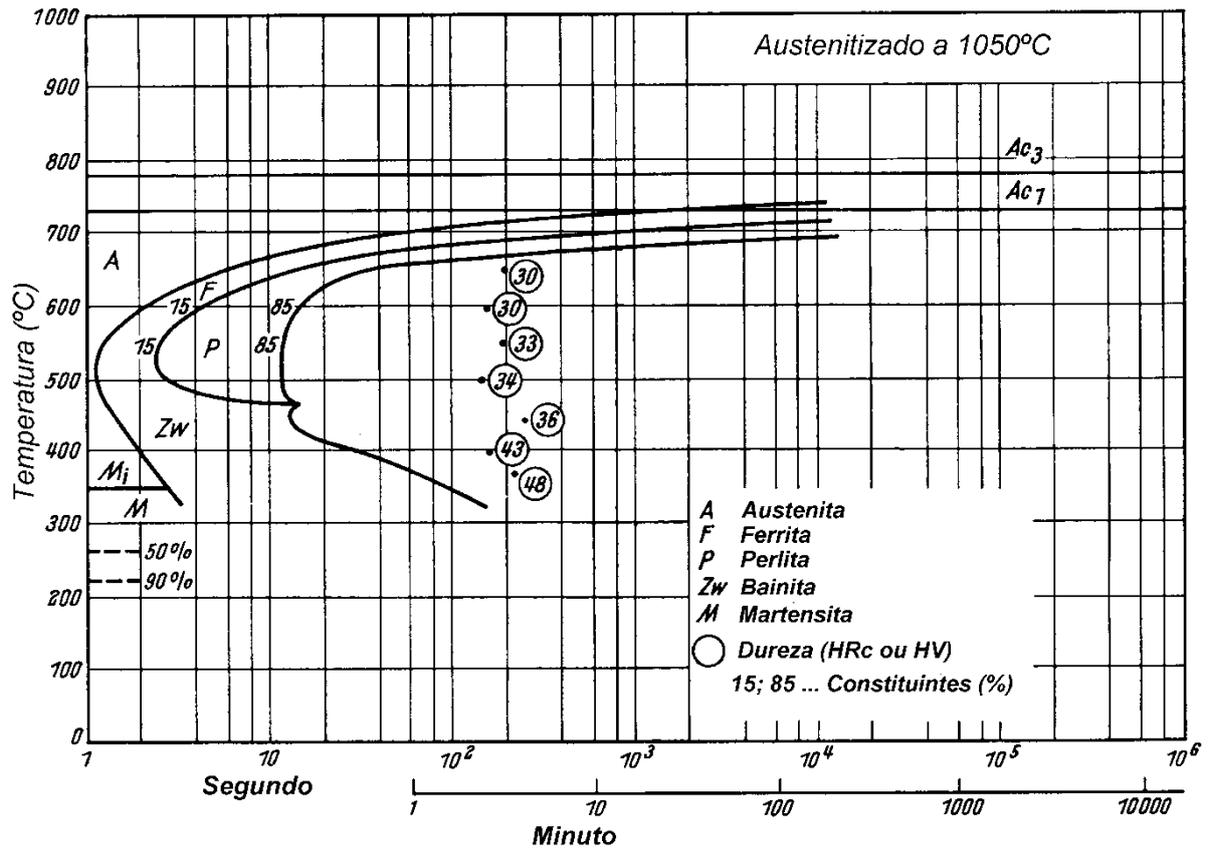


Figura 2.21. Diagrama TTT de um aço hipoeutetóide (0,44% C, 0,22% Si, 0,66% Mn, 0,15% Cr)^(2.12).



Figura 2.22. Microestrutura de um aço baixo carbono constituída basicamente de bainita e martensita (fundo claro). Ataque: Nital. 200x.

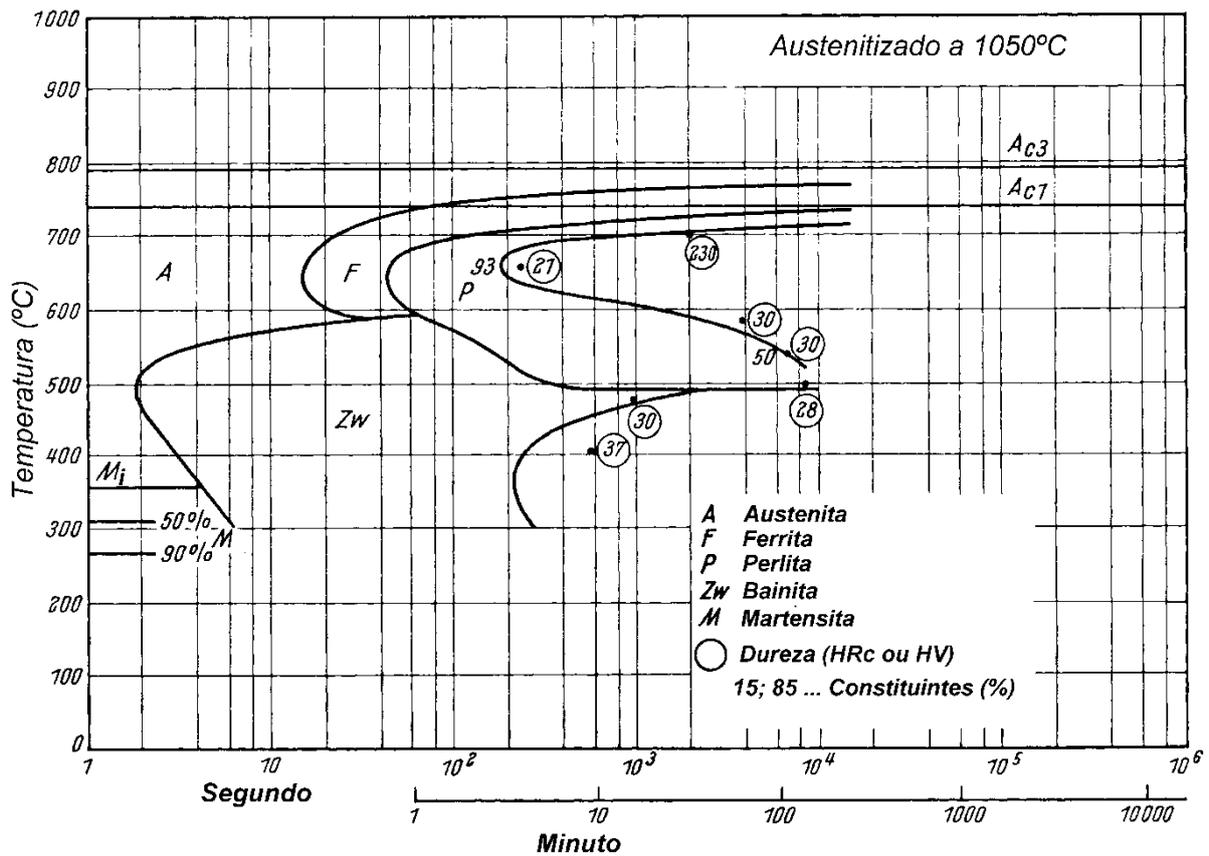


Figura 2.23. Diagrama TTT de um aço baixa liga (0,35% C, 0,23% Si, 0,65% Mn, 1,10% Cr, 0,18% Cu, 0,23% Ni, 0,05% Mo)^(2.12).

A utilização do diagrama TTT é limitada porque este prevê as fases formadas a uma temperatura constante. Os tratamentos térmicos normalmente utilizados promovem a transformação da austenita através de resfriamento contínuo. Para a previsão das fases que serão formadas nestas condições foram desenvolvidos os diagramas TRC. Estes diagramas registram o desenvolvimento de transformações à medida que a temperatura decresce, para diferentes taxas de resfriamento.

A figura 2.24 apresenta o diagrama TRC do aço cujo diagrama TTT é mostrado na figura 2.21. Acompanhando, por exemplo, a curva de resfriamento mais lento, observa-se que esta passa pelas regiões de formação da ferrita e da perlita. Assim, quando o aço alcançar a temperatura ambiente, terá sua microestrutura formada por estes dois constituintes e apresentará uma dureza Vickers de 195HV.

Diversos destes diagramas, para diferentes composições de aços e ferros fundidos, foram construídos e podem ser utilizados para a previsão da microestrutura destes materiais em função das condições de resfriamento.

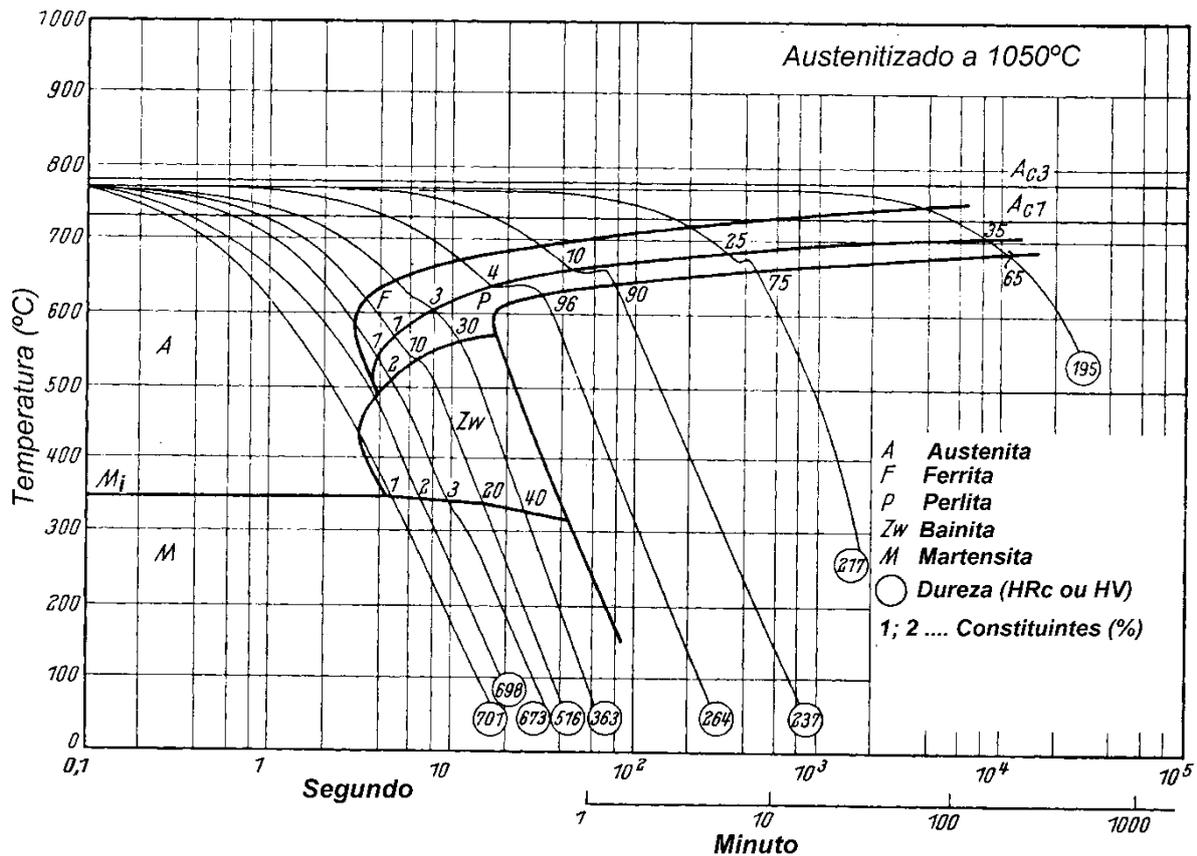


Figura 2.24. Diagrama TRC de um aço hipoeutetóide (0,44%C, 0,22%Si, 0,66%Mn, 0,15%Cr)^(2.12).

2.5.7 - Tratamento térmico dos aços

Tratamentos térmicos podem ser definidos como processos em que um metal, no estado sólido, é submetido a um ou mais ciclos de aquecimento e resfriamento para alterar, de forma desejada, uma ou mais de suas propriedades^(2.14). Os aços podem ser submetidos a diferentes tratamentos térmicos visando um dos seguintes objetivos^(2.13):

- ❑ remover as tensões induzidas pelo trabalho a frio ou remover as tensões originadas por resfriamento não uniforme de peças aquecidas;
- ❑ diminuir a dureza e aumentar a ductilidade;
- ❑ aumentar a dureza, a resistência mecânica e a resistência ao desgaste;
- ❑ aumentar a tenacidade de forma a combinar uma alta resistência à tração e uma boa ductilidade, permitindo suportar choques de maior intensidade;
- ❑ melhorar a usinabilidade;
- ❑ melhorar as propriedades de corte de ferramentas e
- ❑ alterar as propriedades elétricas e magnéticas.

Os principais tratamentos térmicos dos aços são:

- ❑ **Têmpera:** consiste no aquecimento de uma peça até a sua completa austenitização, seguido de seu resfriamento a uma velocidade suficientemente rápida para causar a formação de martensita. Isto é usualmente conseguido por imersão em banho de salmoura, água ou óleo. Devido à maior inércia para a transformação dos aços mais ligados, estes são mais facilmente

temperáveis. Assim, por exemplo, enquanto peças "espessas" de aço inoxidável martensítico (com 12%Cr) são temperadas até o centro (onde a velocidade de resfriamento é menor) com resfriamento ao ar, peças de mesma dimensão de aço carbono (por exemplo, SAE 1045) podem não ser temperadas no centro por resfriamento em água. A têmpera pode causar um aumento significativo na dureza e resistência dos aços, particularmente daqueles com maior teor de carbono (figura 2.25). Este aumento de resistência é, contudo, acompanhado por uma perda proporcional de ductilidade.

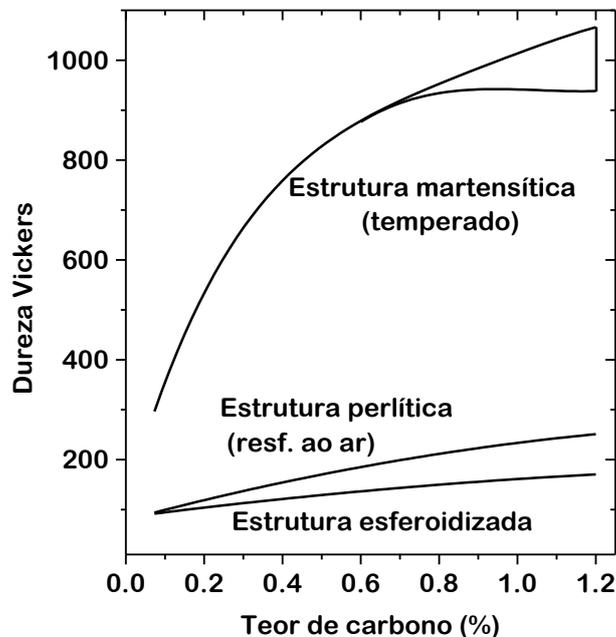


Figura 2.25. Dureza de aços carbono em função do teor de carbono e da microestrutura^(2.11).

- **Revenimento:** pode ser realizado após a têmpera com o objetivo de reduzir a fragilização do aço, às custas de uma certa perda de dureza. Isto é conseguido através da decomposição da martensita (que é uma fase metaestável e com uma estrutura cristalina intensamente distorcida pelos átomos de carbono em solução sólida) em uma dispersão de carbonetos numa matriz ferrítica. O tratamento é realizado a uma temperatura inferior à temperatura eutetóide e a perda de dureza aumenta usualmente com a temperatura e o tempo de revenimento (figura 2.26). Aços com adições de elementos como Cr, V, Mo e Nb podem sofrer endurecimento secundário (precipitação de carbonetos finos e duros) durante o revenimento e ter um comportamento diferente (figura 2.27).
- **Recozimento:** Este tratamento tem como objetivo obter no material uma estrutura próxima do equilíbrio. Uma forma de recozimento consiste em austenitizar o aço e em seguida resfriá-lo lentamente, usualmente dentro do próprio forno. Outra é o recozimento de recristalização, que é aplicado a um material encruado (deformado plasticamente a frio). Durante este tratamento, o material sofre recristalização, isto é, a sua estrutura deformada, dura, com grande quantidade de defeitos cristalinos (principalmente deslocamentos) e, portanto, afastada do equilíbrio, é substituída por uma estrutura com uma quantidade muito menor de defeitos e sem deformação através da nucleação e crescimento de novos grãos. Após o recozimento, o aço tende a se tornar macio, dúctil e fácil de ser cortado e dobrado.

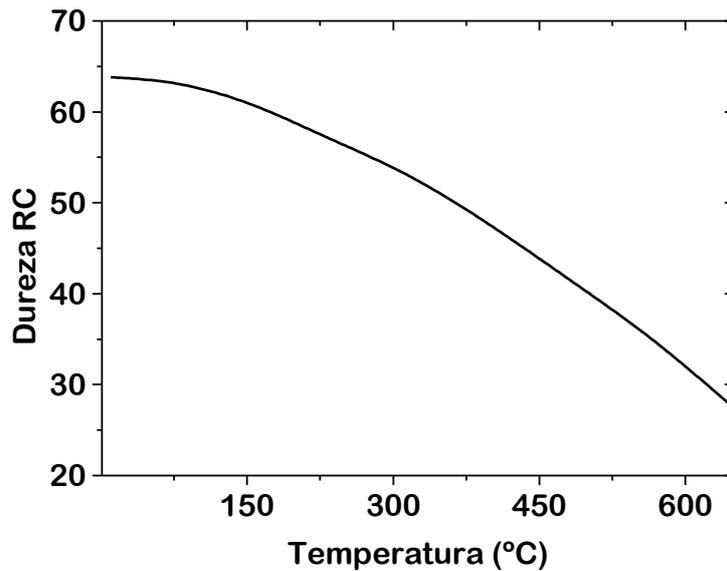


Figura 2.26. Variação da dureza em função da temperatura de revenimento para o aço SAE 1080^(2.13).

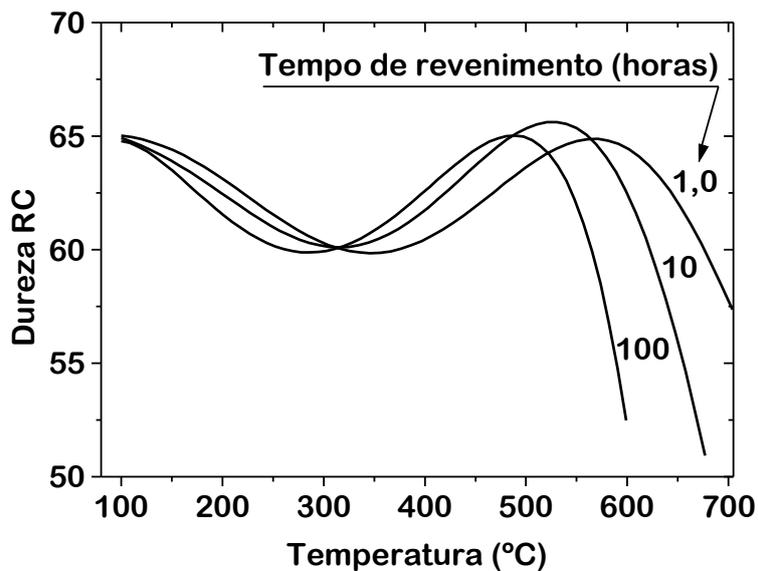


Figura 2.27. Variação da dureza em função da temperatura de revenimento para o aço ferramenta AISI M2^(2.13).

- **Normalização:** Este tratamento consiste em austenitizar o material e em seguida resfriá-lo ao ar, e, portanto, de uma forma mais rápida que no tratamento anterior. A normalização é usualmente utilizada para a obtenção de uma estrutura mais fina e mais dura do que a obtida no recozimento e, também, para tornar a estrutura mais uniforme ou para melhorar a usinabilidade.
- **Alívio de tensões:** Consiste no aquecimento do aço a uma temperatura inferior à sua temperatura eutetóide e tem como objetivo causar a relaxação de tensões internas no material, resultantes de processos de conformação mecânica, soldagem, etc.

2.6 - Referências Bibliográficas:

1. VOLSKI, E.S. Theory of Metallurgical Processes. Mir, Moscou, 1978. 360p.
2. GILCHRIST, J.D. Extraction Metallurgy. Pergamon Press, Oxford, 1980. 456p.
3. VAN VLACK, L.H. Princípios de Ciências dos Materiais. 5ª edição, Editora Campus, São Paulo, 1984. 567p.
4. GUY, A.G. Ciência dos Materiais. Ed. USP, São Paulo, 1980. 435p.
5. CAHN, R.W. Physical Metallurgy. North Holland Co. Amsterdã, 1970.
6. REED-HILL, R.E. ABBASCHIAN, R. Physical Metallurgy Principles, 3 ed. PWS Publishing Company, Boston, 1994. 926p.
7. MOFFAT, W.G. et al. Ciência dos Materiais. vol. 1. LTC, Rio de Janeiro, 1972.
8. GERASIMOV, Y.A. et al. Physical Chemistry. Mir, Moscou, 1974.
9. BROPHY, J.H, ROSE, R.M., WULLF, J. Ciência dos Materiais. vol. 2. LTC, Rio de Janeiro, 1972.
10. HONEYCOMBE, R.W.K., BHADSHIA, H.K.D.H. Steels - Microstructures and Properties. 2 ed. Edward Arnold, Londres, 1995. 324p.
11. BAIN, E.C., PAXTON, H.W. Alloying Elements in Steel. ASM, Metals Park, 1966.
12. MAX-PLANK INSTITUTE, Atlas zur Wärmebehandlung der Stäle. Verlag Stahleisen M.B.H., Dusseldorf, 1961.
13. SMITH, J.D. Heat Treatment of Steel. In: Heat Treater's Guide. ASM, Metals Park, 1982.
14. AVNER, S.H. Introducción a la Metalurgia Física. Mc Graw-Hill, México, 1975. 559p.

Capítulo 3

Fluxo de Calor em Soldagem

3 – FLUXO DE CALOR EM SOLDAGEM

3.1 - Introdução:

Na maioria dos processos de soldagem, a junta precisa ser aquecida até uma temperatura adequada. Na soldagem por fusão, particularmente, trabalha-se com fontes de calor (o arco elétrico ou uma chama, por exemplo) de elevada temperatura (1.000 a 20.000°C), concentradas (superfície de contato com a junta de poucos milímetros quadrados) e, portanto, de elevada intensidade (tabela 3.I), as quais, ao serem deslocadas ao longo da junta, resultam na formação da solda pela fusão e solidificação localizadas da junta.

Tabela 3.I Intensidade da fonte de calor para diferentes processos de soldagem^(3.1).

Processo de Soldagem	Intensidade da Fonte (GW/m ²)
Eletrodo Revestido (SMAW)	0,005 - 0,5
Processo MIG/MAG (GMAW)	0,005 - 0,5
Soldagem Plasma (PAW)	0,005 – 50
Feixe de Elétrons/Laser (EBW/LBW)	50 – 5000

Obs: 1 GW = 1x10⁹ W

Esta transferência de calor da fonte para a junta causa alterações de temperatura na solda e nas regiões adjacentes do metal base, que dependem da forma com que o calor é difundido para o restante do material sendo soldado.

Por sua vez, estas variações de temperatura causam, além da fusão e solidificação do cordão de solda, variações dimensionais e alterações microestruturais localizadas que podem resultar em efeitos indesejáveis, tais como:

- ❑ Tensões residuais e distorção;
- ❑ Deterioração de propriedades mecânicas (dutilidade, tenacidade, resistência mecânica, etc);
- ❑ Formação de trincas devido a (a) e (b);
- ❑ Deterioração de propriedades físicas, químicas, etc.

Em condições práticas, a intensidade de uma fonte de calor em soldagem não pode ser facilmente medida. Um parâmetro alternativo, de uso mais comum, é a **Energia de Soldagem**, (**H**), que é a quantidade de energia gerada pela fonte de calor por unidade de comprimento da junta:

$$H = \frac{q}{L} = \frac{q/t}{L/t} = \frac{P}{v} \quad (3.1)$$

onde **q** é a energia gerada pela fonte, **L** é o comprimento da junta, **t** é o tempo de soldagem, **P** é a potência (energia/tempo) gerada e **v** é a velocidade de soldagem. **H** é expressa, em geral, em kJ/mm ou kJ/cm. Na soldagem a arco, em condições em que os valores de corrente (**I**) e tensão (**U**) de soldagem são relativamente constantes, **H** pode ser calculada como:

$$H = \frac{UI}{v} \quad (3.1a)$$

Para condições de soldagem em que a tensão e a corrente de soldagem variam fortemente, por exemplo, em processos com corrente pulsada ou com transferência por curto-circuito, o uso dos

valores médios de U e I para o cálculo da potência média do processo (equação 3.1a) não é adequado. Nestes casos, deve-se usar a equação 3.1, com a potência média sendo calculada pelo produto dos valores instantâneos da corrente e da tensão de soldagem.

Somente uma parte desta energia é transferida para a peça sendo soldada. Considerando este aspecto, pode-se definir a **Energia Imposta de Soldagem (H_L)** ou **Aporte Térmico** como:

$$H_L = \eta H \quad (3.1b)$$

onde η é o **rendimento térmico** do processo ($\eta < 1$). O restante da energia, $(1 - \eta)H$, é a quantidade de energia por comprimento de solda que não foi transferida para a peça e representa as perdas do processo. O valor do rendimento térmico depende do processo e das condições de soldagem. A tabela 3.II mostra as faixas usuais de η para diferentes processos de soldagem. O rendimento térmico é, em geral, medido através de métodos calorimétricos. Uma pequena discussão sobre estes métodos é apresentada por Christensen^(3.2).

Tabela 3.II Rendimento térmico para alguns processos de soldagem.

Processo	Rendimento Térmico (η)
Arco Submerso (SAW)	0,85 - 0,98
MIG/MAG (GMAW)	0,75 - 0,95
Eletrodo Revestido (SMAW)	0,70 - 0,90
TIG (CC-) (GTAW)	0,50 - 0,80
TIG (CC+) (GTAW)	0,20 - 0,50
Laser (LBW)	0,005 - 0,70

A energia de soldagem é um parâmetro cuja medida é simples, sendo utilizado em normas e trabalhos técnicos para especificar as condições de soldagem. Contudo, sua utilização deve ser feita com alguma cautela. Nem sempre existe uma relação direta entre a energia de soldagem e seus efeitos na peça, pois os parâmetros de soldagem (corrente, tensão e velocidade de deslocamento) afetam de modo diferente a intensidade do arco (tabela 3.I) e o rendimento térmico do processo (tabela 3.II). Assim, embora utilizando o mesmo processo e energia de soldagem, é possível obter soldas de formatos completamente diferentes pela variação individual dos parâmetros de soldagem, figura 3.1.

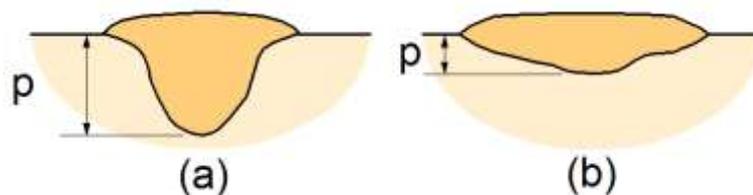


Figura 3.1. Efeito de alterações nos parâmetros de soldagem na geometria de cordões de solda depositados com uma energia de soldagem de aproximadamente 1,8 kJ/mm (esquemático)^(3.3).

Condições de soldagem: (a) 800 A, 26 V e 12 mm/s e (b) 125 A, 26 V e 1,7 mm/s.

Um outro parâmetro freqüentemente utilizado é o **rendimento teórico** ou **eficiência de fusão** (η_f) do processo. Esta é definida como a razão entre a energia teórica mínima necessária para a obtenção do cordão de solda (isto é, a energia necessária para aquecer o material do cordão até a sua temperatura de fusão e fundi-lo) e a energia efetivamente gasta no processo:

$$\eta_f = \frac{m_w [(H_{T\text{ Fusão}} - H_{T\text{ Inicial}}) + \Delta H_f]}{q} \quad (3.1c)$$

onde m_w (kg) é a massa do metal que foi fundido para formar o cordão de solda, $(H_{T\text{ Fusão}} - H_{T\text{ Inicial}})$ é a quantidade de energia (J/kg) necessária para aquecer o material do cordão desde a sua temperatura inicial até a sua temperatura de fusão e ΔH_f (J/kg) é o seu calor latente de fusão. Na soldagem a arco, a eficiência de fusão tipicamente varia entre cerca de 5 e 50%. Os maiores valores desta são obtidos quando os valores de q e da velocidade de soldagem são maximizados simultaneamente.

3.2 - Balanço Térmico na Soldagem por Fusão:

Correndo o risco de simplificar demasiadamente o problema, pode-se considerar que os seguintes processos são os mais relevantes para a análise do escoamento de calor em soldagem:

□ Entradas de calor:

- Fonte de calor utilizada (chama, arco, resistência de contato, etc);
- Reações metalúrgicas exotérmicas.

□ Saídas de calor:

- Condução através da peça;
- Condução através do eletrodo;
- Perdas por radiação e convecção e
- Reações endotérmicas.

Uma estimativa da importância relativa dos processos citados acima na repartição da energia durante a soldagem pode ser obtida a partir de um exemplo apresentado por Christensen^(3.2), no qual considera-se a deposição de um cordão de solda sobre chapa com um eletrodo revestido de 3,2 mm de diâmetro, com uma velocidade de 2,5 mm/s, corrente de 150 A e tensão de 23 V. O cordão obtido tinha uma seção transversal (NA) de cerca de 25 mm². A potência elétrica dissipada e a energia de soldagem foram:

$$E_1 = VI = 3,45 \text{ kW}$$

, ou

$$H_1 = E_1 / v = 1,38 \text{ kJ/mm}$$

A este termo será atribuído um valor de 100%. A quantidade de energia gerada através das reações exotérmicas será estimada grosseiramente supondo que o eletrodo tenha um revestimento cujo peso equivale a cerca de 35% do peso da alma e contenha cerca de 4% de Si na forma de Fe-Si. A quantidade de silício disponível para desoxidação, em relação ao peso da alma será:

$$M_{Si} = 0,35 \times 0,04 = 0,014, \text{ ou } 1,4\%$$

Considerando um rendimento de deposição de 100% (isto é, sem perdas como respingos, etc.), a massa de silício consumida por unidade de tempo será:

$$M_{Si} = 0,014 [0,25(\text{cm}^2) \times 0,25(\text{cm/s}) \times 7,8(\text{g/cm}^3)] = 7 \times 10^{-3} \text{ g/s}$$

ou

$$M_{Si} = \frac{7 \times 10^{-3}}{28,09} = 2,5 \times 10^{-4} \text{ moles / s}$$

A reação de oxidação do silício e a entalpia de formação da sílica a 1600°C são:



A energia gerada por esta reação será, portanto:

$$E_2 = \Delta H \times M_{Si} = 870 (\text{kJ / mol}) \times 2,5 \times 10^{-4} (\text{mol / s}) = 0,2 \text{ kW}$$

O que, em relação a E_1 , corresponde a cerca de 6%. Desta forma, devido à sua contribuição relativamente pequena, a energia devida às reações exotérmicas é, em geral, desprezada no estudo do fluxo de calor em soldagem. A energia recebida pela peça durante a soldagem foi medida por calorimetria e foi igual a:

$$E_3 = 2,75 \text{ kJ}, \text{ ou}$$

$$H_3 = 1,1 \text{ kJ / mm}$$

Este valor corresponde a um rendimento térmico (η) igual a:

$$\eta = 2,75 / 3,45 = 0,80$$

Nem toda a energia gerada pela fonte de calor é usada para a formação da solda, sendo uma parte perdida para o ambiente ou usada para superaquecer a poça de fusão e as regiões adjacentes do metal base. A quantidade mínima de energia para se obter uma solda por fusão seria dada pela energia necessária para aquecer o material do cordão de solda desde a temperatura ambiente até a sua temperatura de fusão (ΔH_{aq}) e fundi-lo (ΔH_f) sem superaquecê-lo, isto é:

$$E_4 = NA \cdot v \cdot [\Delta H_{Aq} + \Delta H_f] = 0,63 \text{ kW}, \text{ ou}$$

$$H_4 = NA \cdot [\Delta H_{Aq} + \Delta H_f] = 0,253 \text{ kJ / mm}, \text{ ou}$$

A razão entre E_4 (ou H_4) e E_1 (ou H_1) é a eficiência de fusão (η_f) do processo. Para os dados utilizados neste exemplo, obtém-se um valor de 0,18 (ou 18%) para η_f (isto é, os restantes 82% de energia fornecida pelo arco foram perdidos para o ambiente ou superaqueceram a poça de fusão e as regiões adjacentes).

A energia recebida pela peça dissipa-se de seu ponto de aplicação por condução através da peça e por convecção e radiação a partir da superfície desta. As perdas por convecção e radiação podem ser estimadas por:

$$E_5 = h (T - T_0) A$$

onde h é o coeficiente de transmissão de calor por convecção e radiação, T é a temperatura média da superfície radiante, T_0 é a temperatura ambiente e A é a área da superfície radiante.

Supondo-se $T = 1600^\circ\text{C}$, um coeficiente de transmissão de cerca de $4 \times 10^{-4} \text{ W/mm}^2 \text{ }^\circ\text{C}$ e uma área superficial a uma temperatura média de 1600°C de cerca de 100 mm^2 , tem-se:

$$E_5 = 4 \times 10^{-4} (1600 - 25) \times 100 = 0,06 \text{ kW}$$

Este valor corresponde a somente cerca de 2% da energia gerada pelo arco, justificando, assim, a suposição, geralmente adotada, de que o calor dissipa-se da região da solda somente por condução através da peça. A tabela 3.III^(3.2) mostra de forma resumida os cálculos feitos. Não pode ser esquecido que estes cálculos têm valor apenas para ilustrar a importância relativa das diversas entradas e saídas de calor de em uma soldagem a arco. Em situações específicas, estes valores devem variar, em alguns casos de forma significativa. Por exemplo, na soldagem de juntas de pequena espessura, as perdas por condução e radiação na superfície da junta podem se tornar significativas.

Tabela 3.III Balanço térmico na soldagem por fusão. Valores de energia colocados em função da energia gerada no arco (100%).

ENTRADAS DE CALOR	VALOR (%)
1. Arco elétrico	100
2. Reações exotérmicas	6
SAÍDAS DE CALOR	VALOR (%)
1. Perdas no arco e no eletrodo	20
2. Condução através da peça	78
3. Perdas na superfície da peça	2

3.3 - Estudo Teórico do Fluxo de Calor:

Na maioria dos processos de soldagem por fusão, uma fonte de calor concentrada e de alta intensidade é aplicada em uma posição da junta e deslocada ao longo desta. O calor gerado por esta fonte escoia principalmente por condução através das peças e, exceto para a soldagem de peças de pequenas dimensões, as perdas por radiação e convecção na superfície da peça e o efeito de outras fontes de calor pode ser desprezada (ver seção anterior).

Em princípio, as variações de temperatura associadas com a operação de soldagem podem ser modeladas a partir de soluções adequadas da equação de balanço de energia:

$$\rho \frac{\partial}{\partial t}(cT) + \rho \vec{v} \cdot \nabla(cT) = \nabla \cdot (k\nabla T) + s \quad (3.2)$$

onde ρ é a massa específica do material, c é o calor específico, T é a temperatura, t é o tempo, \vec{v} é a velocidade, k é a condutividade térmica e s é o calor gerado.

Soluções desta equação para a soldagem de topo e para algumas outras condições foram obtidas por Rosenthal, na década de 30. Para isto, algumas simplificações tiveram de ser feitas^(3.1,3.4):

- A solução é válida para um estado quasi-estacionário. Neste, supõe-se que a distribuição de temperaturas se mantém inalterada para um sistema de coordenadas que se move junto com a fonte de calor, como mostrado na figura 3.2. Com esta simplificação, o problema torna-se independente do tempo. Teoricamente, o estado quasi-estacionário ocorre após um tempo suficientemente longo (isto é, infinito) de soldagem. Em várias situações reais, condições em que o este estado pode ser uma suposição razoável são obtidas para soldas relativamente curtas. Em particular, esta suposição é razoável para soldas realizadas a uma velocidade aproximadamente constante, sem movimento de tecimento, em peças relativamente grandes e de baixa difusividade térmica desde que os instantes inicial (quando as temperaturas em torno do eletrodo aumentam) e final (após a extinção do arco) da soldagem sejam desprezados.
- A forma da fonte de calor é simplificada para um ponto na superfície da chapa ou uma linha que atravessa a chapa de um lado a outro (figura 3.3). A primeira suposição é aplicável na deposição de um cordão de solda na superfície de uma chapa relativamente espessa e a segunda na soldagem de uma chapa fina com penetração total.

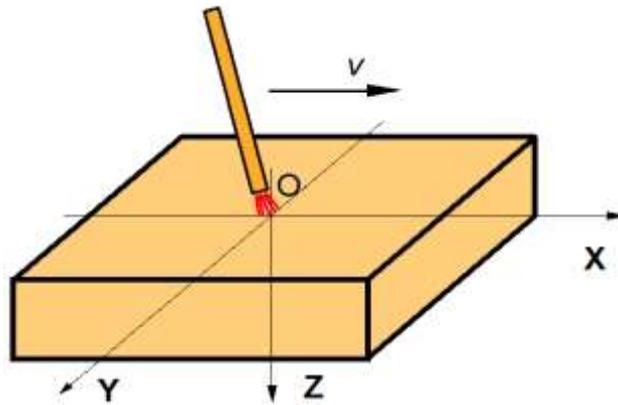


Figura 3.2. Sistema de coordenadas utilizado para a obtenção do estado quasi-estacionário.

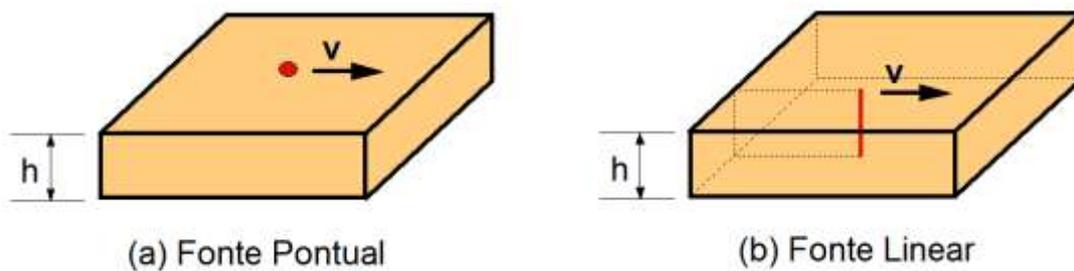


Figura 3.3. Simplificações geométricas utilizadas para representar a forma da fonte de calor.

- ❑ O formato da peça é simplificado para uma chapa de comprimento, largura e, em alguns casos, espessura infinitos. Elimina-se, desta forma, a necessidade de se especificar condições de contorno nas bordas, o que dificultaria a solução do problema.
- ❑ A variação das propriedades físicas com a temperatura é desprezada, adotando-se valores médios. Obviamente, diversas propriedades físicas do material, como a sua condutibilidade térmica, variam com a temperatura. Levar em conta esta variação, contudo, tornaria o problema muito complexo e de solução analítica, na maioria dos casos, impossível. A tabela 3.IV mostra valores médios de propriedades físicas de alguns metais e ligas de interesse.

Tabela 3.IV Valores aproximados das propriedades físicas de alguns materiais

Material	Propriedade			
	Massa específica [ρ] (kg/m^3)	Calor específico [c] ($\text{J/kg } ^\circ\text{C}$)	Condutividade térmica [k] ($\text{W/m } ^\circ\text{C}$)	Temperatura de fusão [T_f] ($^\circ\text{C}$)
Aço carbono	7800	630	45	1520
Aço inoxidável	7900	590	25	1500
Alumínio	2700	1050	225	658
Cobre	8900	420	380	1083

Devido a simplificações que são adotadas, as soluções obtidas fornecem somente uma representação aproximada da distribuição de temperatura em uma solda. Estas soluções permitem, entretanto, obter uma ideia geral das características do fluxo de calor em soldagem para muitos casos de interesse.

Para a soldagem com uma fonte de calor pontual (figura 3.3a) deslocando-se com uma velocidade v na superfície de uma placa de espessura infinita (situação aproximada da deposição de um cordão na superfície de uma placa grande e espessa), a distribuição de temperatura, considerando-se um sistema de coordenadas retangulares, com o eixo x paralelo à direção de soldagem (figura 3.2), é dada por

$$T = T_0 + \frac{P}{2\pi kR} \exp\left[-\frac{v}{2\alpha}(x+R)\right] \quad (3.3a)$$

onde $P = \eta UI$ (para a soldagem a arco), k e α são, respectivamente, a condutividade e a difusividade térmicas da peça, v é a velocidade de soldagem, $R = (x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$ e T_0 é a temperatura inicial da peça. A figura 3.4 mostra um exemplo de uma distribuição de temperatura baseada neste modelo.

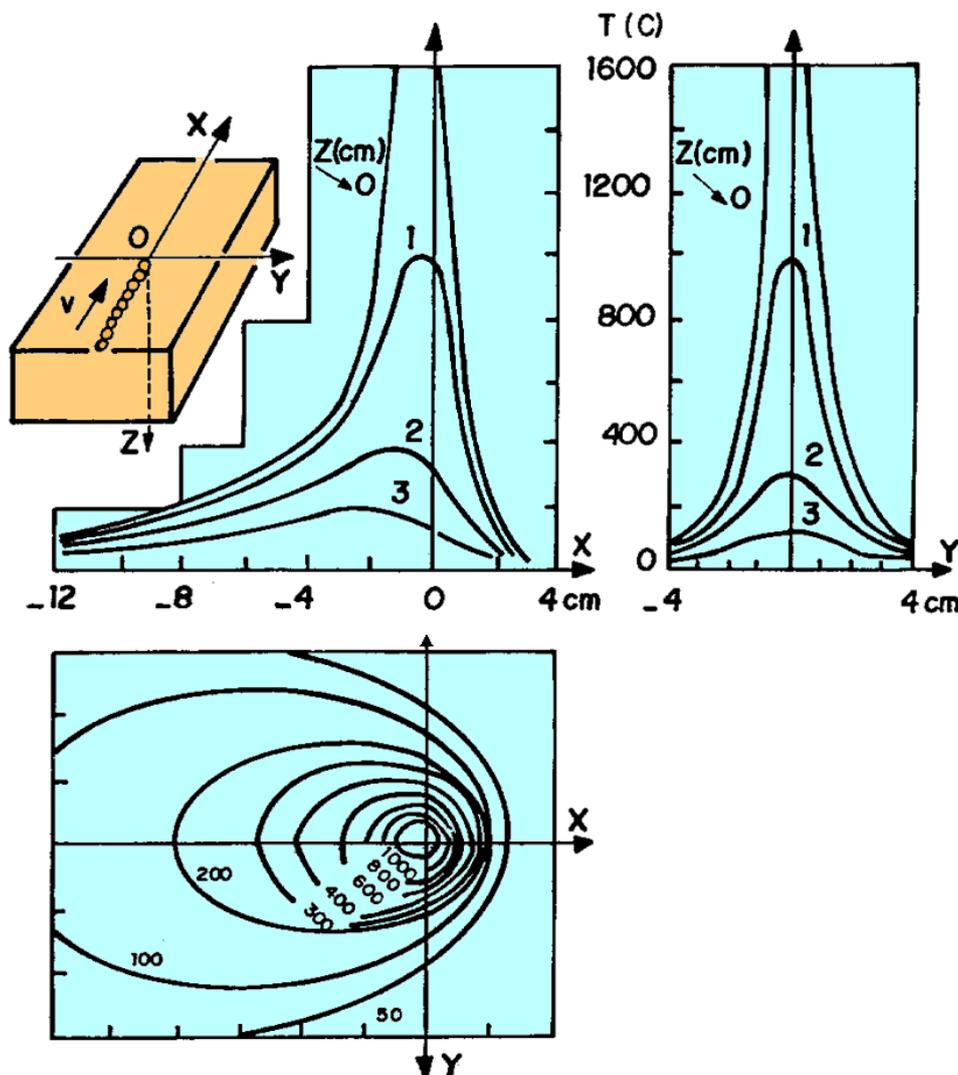


Figura 3.4. Distribuição de temperaturas (estado quasi-estacionário) na deposição de um cordão sobre uma chapa espessa de aço. $P = 4,2 \text{ kW}$ e $v = 1 \text{ mm/s}^{(3.2)}$.

Quando ambos P e v são elevados, o problema anterior pode ser tratado como o de uma fonte linear instantânea que atua no eixo x . Neste caso, uma solução alternativa à equação (3.3a) seria:

$$T = T_0 + \frac{(P/v)}{2\pi kt} \exp\left[-\frac{r_x^2}{4\alpha t}\right] \quad (3.3a')$$

onde $(P/v = H_L)$ é a energia de soldagem, t é o tempo de soldagem e $r_x = (y^2 + z^2)^{1/2}$ é a distância lateral do ponto considerado ao eixo da solda (observe que esta equação é bidimensional, em y e z , e leva em consideração o tempo de soldagem).

Para caso de uma fonte de calor linear, distribuída ao longo da espessura da chapa (figura 3.3b), a distribuição de temperatura é dada por:

$$T = T_0 + \frac{P/h}{2\pi k} \exp\left(-\frac{vx}{2\alpha}\right) K_0\left(\frac{vr}{2\alpha}\right) \quad (3.3b)$$

onde h é a espessura da chapa, $r = (x^2 + y^2)^{1/2}$ e K_0 é a função de Bessel modificada de segundo tipo e ordem zero (figura 3.5). Neste modelo, a temperatura varia apenas nas direções x e y , permanecendo constante ao longo da espessura da peça.

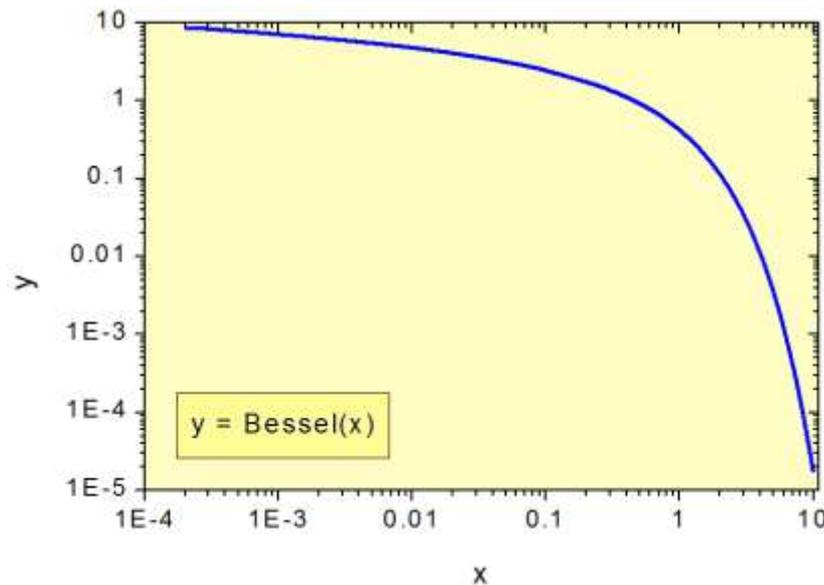


Figura 3.5. Função de Bessel modificada de segundo tipo e ordem zero, $K_0(x)$.

Como na condição anterior, quando ambos P e v forem elevados, o problema pode ser tratado como o de uma fonte superficial instantânea que atua no plano xz . Neste caso, uma solução unidimensional alternativa à equação (3.3b) seria:

$$T = T_0 + \frac{(P/v)}{(4\pi k\rho ct)^{1/2} h} \exp\left[-\frac{y^2}{4\alpha t}\right] \quad (3.3b')$$

Para o caso de uma fonte de calor pontual (figura 3.3.a) atuando na superfície de uma chapa de espessura finita (h), a distribuição de temperatura pode ser obtida a partir da solução para chapa de espessura infinita (equação 3.3a), supondo que não ocorre transferência de calor através das superfícies da chapa. Esta situação é representada considerando-se fontes de calor imaginárias colocadas acima e abaixo da superfície em que se localiza a fonte de calor e a distâncias ($2kh$) desta (com k variando de $-\infty$ a $+\infty$). A equação resultante toma a forma de uma série:

$$T = T_0 + \frac{P}{2\pi k} \exp\left(-\frac{vx}{2\alpha}\right) \cdot \sum_{j=-\infty}^{+\infty} \left[\frac{1}{R_j} \exp\left(-\frac{v}{2\alpha} R_j\right) \right] \quad (3.3c)$$

onde $R_j = [x^2 + y^2 + (z-2jh)^2]^{1/2}$.

A figura 3.6 mostra distribuições de temperatura previstas por estes três modelos (equações 3.3a, 3b e 3c), no plano xz e em torno da poça de fusão, em uma chapa de aço baixo carbono de 10 mm de espessura soldada com uma energia de soldagem de 0,6 kJ/mm. Para a solução bidimensional (equação 3.3b), as isotermas são verticais pois, como já mencionado, a variável z não é considerada neste modelo. Os resultados das soluções que utilizam a fonte pontual de calor (equações 3.3a e 3.3c) são semelhantes junto da superfície superior da chapa e da fonte de calor. Contudo, uma diferença importante é observada na superfície inferior pois a equação 3.3c considera que não existe fluxo de calor nesta superfície.

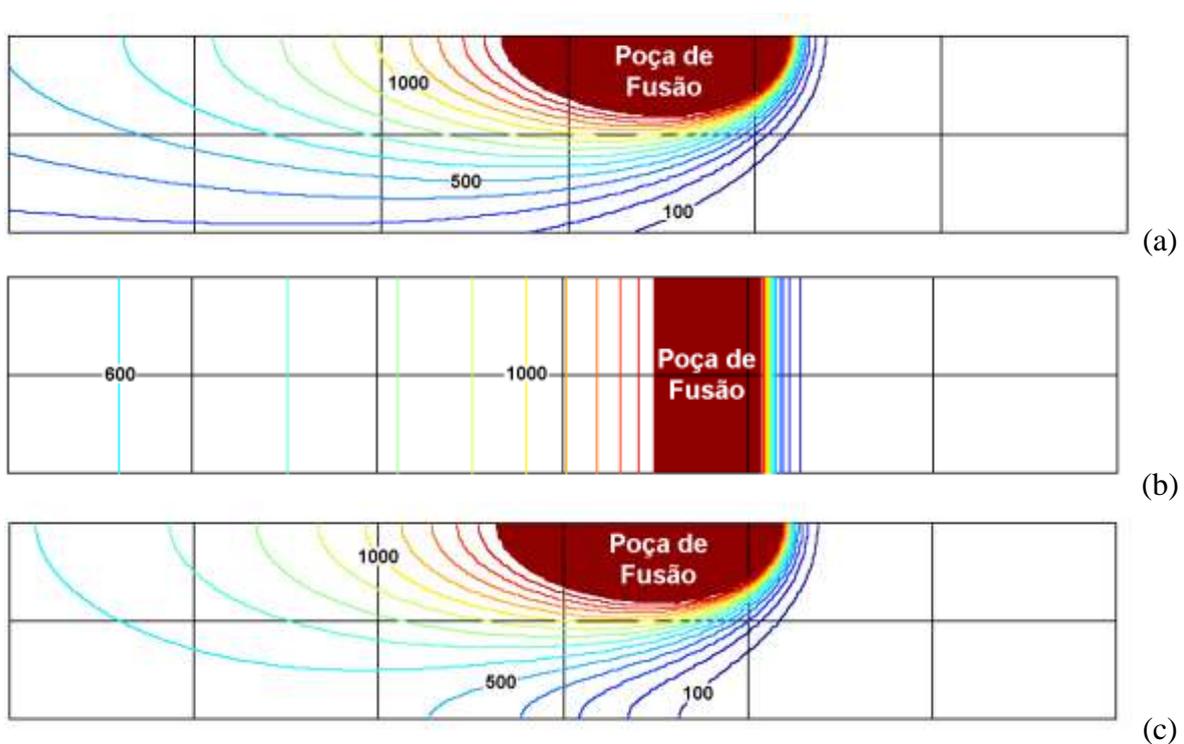


Figura 3.6. Distribuições de temperatura no plano xz em torno da poça de fusão previstas pelos modelos de Rosenthal (equações 3.2a, b e c). Material: aço carbono (chapa de 10 mm de espessura). Energia de soldagem: 0,6 kJ/mm.

A figura 3.7 mostra, para as mesmas condições usadas na figura 3.6, a variação de temperatura prevista pelos três modelos para dois pontos fixos (isto é, não “amarrados” à fonte de calor), um localizado na superfície superior e o outro na superfície inferior da chapa. Esta figura indica que as equações 3.3b e 3.3c tendem a apresentar resultados similares para menores temperaturas, quando a fonte de calor já se afastou do ponto. Quanto a fonte de calor está próxima dos pontos (isto é, no aquecimento e para temperaturas elevadas), para o ponto localizado na superfície superior da chapa, as equações 3.3a e 3.3c tendem a apresentar resultados similares.

A figura 3.8 compara as variações de temperatura em um ponto previstas pelos modelos que trabalham com chapa de espessura semi-infinita (equações 3.3a e 3.3a') para um mesmo valor de

energia de soldagem (10 kJ/cm). Pode-se observar que, como esperado, o resultado do modelo simplificado (equação 3.3a') tende a coincidir com o da equação 3.3a quando ambos P e v aumentam (figura 3.8b). Os modelos se aproximam também no resfriamento a medida que a temperatura é reduzida.

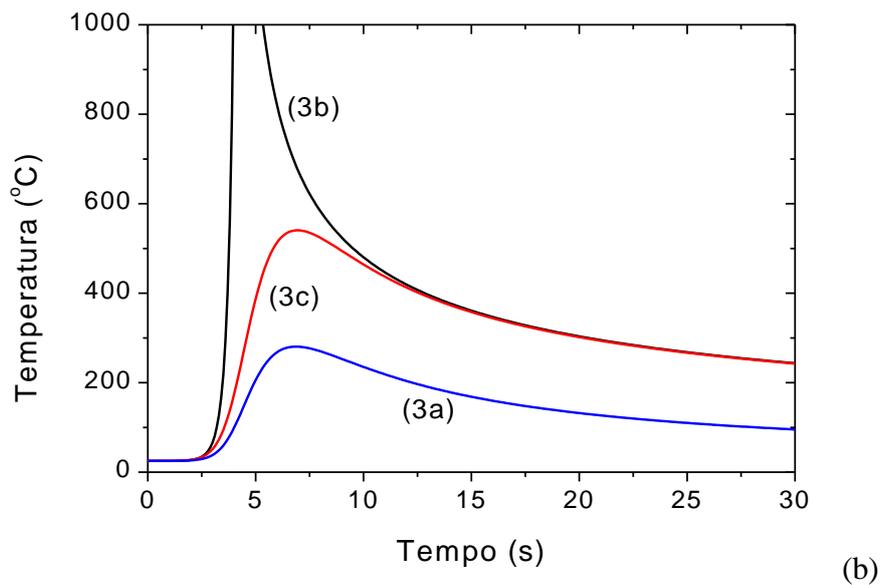
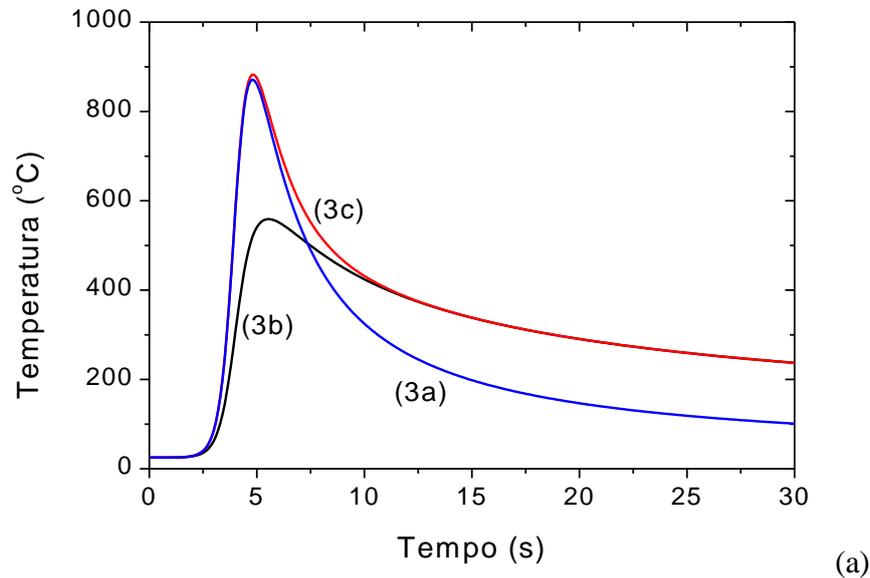


Figura 3.7. Variações de temperatura (ciclos térmicos) previstas pelos modelos de Rosenthal (equações 3.3a, b e c) para (a) um ponto localizado na superfície superior da chapa ($z = 0$) e a 5 mm do eixo da solda ($y = 5$) e (b) um ponto localizado na superfície inferior ($z = 10$) e no eixo da solda. Material: aço carbono (chapa de 10 mm de espessura). Energia de soldagem: 0,6 kJ/mm. Velocidade de soldagem: 300 mm/min.

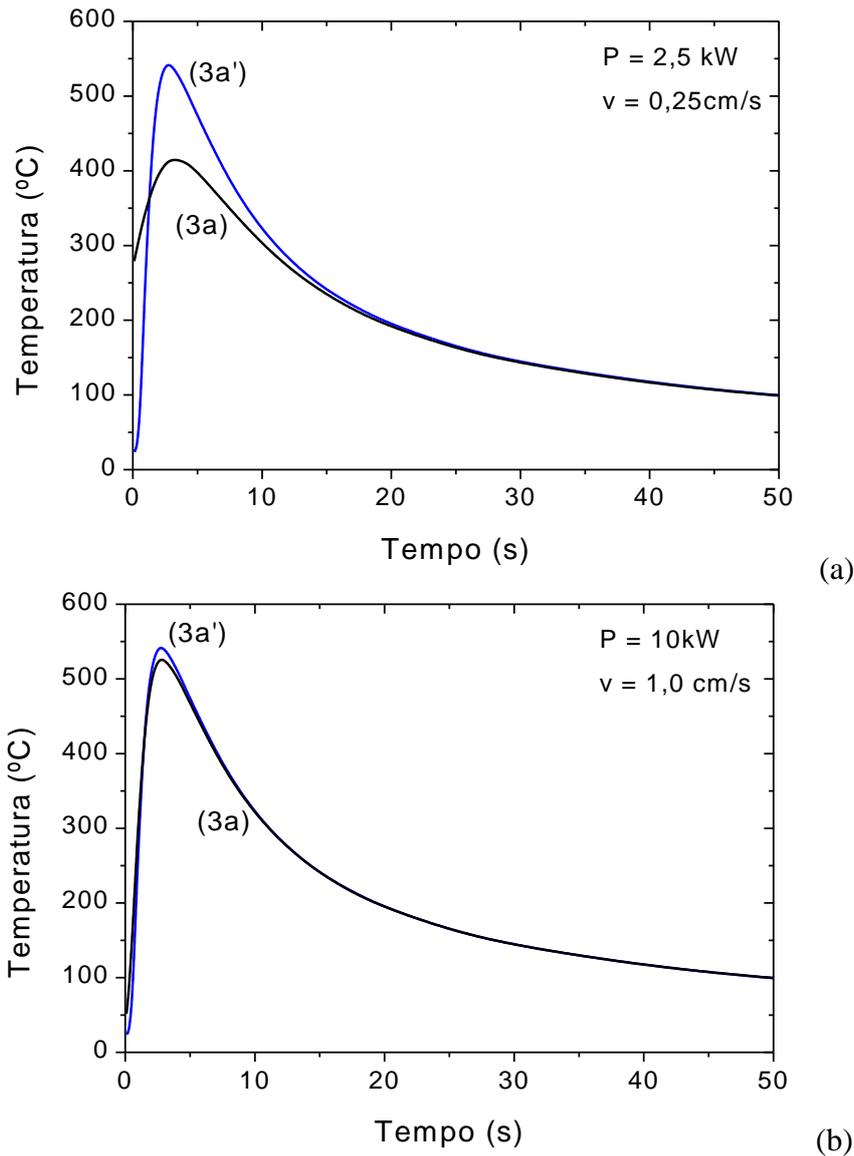


Figura 3.8. Variações de temperatura (ciclos térmicos) previstas pelos modelos de Rosenthal (equações 3.3a e 3.3a') para um ponto localizado na superfície superior da chapa ($z = 0$) e a 10 mm do eixo da solda ($y = 10$). (a) $P = 2,5$ kW e $v = 2,5$ mm/s, (b) $P = 10$ kW e $v = 10$ mm/s, Material: aço carbono. Energia de soldagem: 1 kJ/mm.

A aplicação de fontes virtuais de energia para eliminar o fluxo de calor através das superfícies das peças, que foi usada para se obter a equação 3.3c, pode ser estendida lateralmente para criar um modelo que representa a soldagem em uma chapa de largura finita (L):

$$T = T_0 + \frac{P}{2\pi k} \exp\left(-\frac{vx}{2\alpha}\right) \cdot \sum_{j=-\infty}^{+\infty} \left\{ \sum_{i=-\infty}^{+\infty} \left[\frac{1}{R_{ij}} \exp\left(-\frac{v}{2\alpha} R_{ij}\right) \right] \right\} \quad (3.3d)$$

onde $R_{ij} = [x^2 + (y-jL)^2 + (z-2ih)^2]^{1/2}$.

A escolha do modelo mais adequado para uma dada aplicação depende de vários fatores, em particular, as condições de soldagem, a forma da peça e as propriedades físicas do material. Em termos mais práticos, condições que levem a uma solda de penetração total em um único passe devem ser melhor descritas pela equação 3.3b. Por outro lado, a deposição de um cordão na

superfície de uma chapa que não cause um aquecimento sensível da face oposta da chapa deve ser melhor descrita pela equação 3.3a. Casos intermediários seriam melhor tratados pela equação 3.3c. Este assunto será abordado novamente nas seções 5 e 6.

As soluções analíticas do fluxo de calor em soldagem propostas por Rosenthal são aproximadas, tendo sido obtidas com uma série de simplificações. Elas podem ser adequadas ou não para representar a distribuição de temperatura encontrada em uma operação real de soldagem. Para analisar a adequação destas soluções, Christensen^(3.2) realizou uma série de testes em alumínio e aço utilizando diferentes condições de soldagem e mediu parâmetros que caracterizam as dimensões dos cordões obtidos (a largura do cordão e a espessura da zona termicamente afetada, por exemplo) e a velocidade média de resfriamento e comparou os resultados com os obtidos pela solução teórica. Para poder comparar resultados de diferentes materiais e processos de soldagem, Christensen modificou as equações propostas por Rosenthal, tornando-as adimensionais. Por exemplo, a equação 3.3a toma a forma:

$$\theta = \frac{n_3}{\rho_3} \exp[-(\xi + \rho_3)] \quad (3.4)$$

onde $\theta = (T - T_0)/(T_C - T_0)$, sendo T_C uma temperatura crítica do material, por exemplo, a sua temperatura de fusão, $\xi = vx/2\alpha$, $\psi = vy/2\alpha$ e $\zeta = vz/2\alpha$ são as coordenadas adimensionais, $\rho_3 = (\xi^2 + \psi^2 + \zeta^2)^{1/2}$, e $n_3 = Pv/[4\pi\alpha^2\rho(T_C - T_0)]$ é o parâmetro operacional.

A figura 3.9 compara valores medidos experimentalmente e calculados da largura de cordões de solda. Nela, a largura está representada na forma adimensional, obtida multiplicando-a por $v/2\alpha$. A distribuição dos pontos experimentais segue relativamente bem a curva teórica em um amplo intervalo do parâmetro operacional, que é definido em função das condições de soldagem e das propriedades do material e sugere que os modelos de Rosenthal são adequados para descrever em linhas gerais alguns aspectos da solda ligados ao fluxo de calor. Entretanto, quando se considera pontos isolados, diferenças apreciáveis entre os valores previstos e obtidos podem ser observadas.

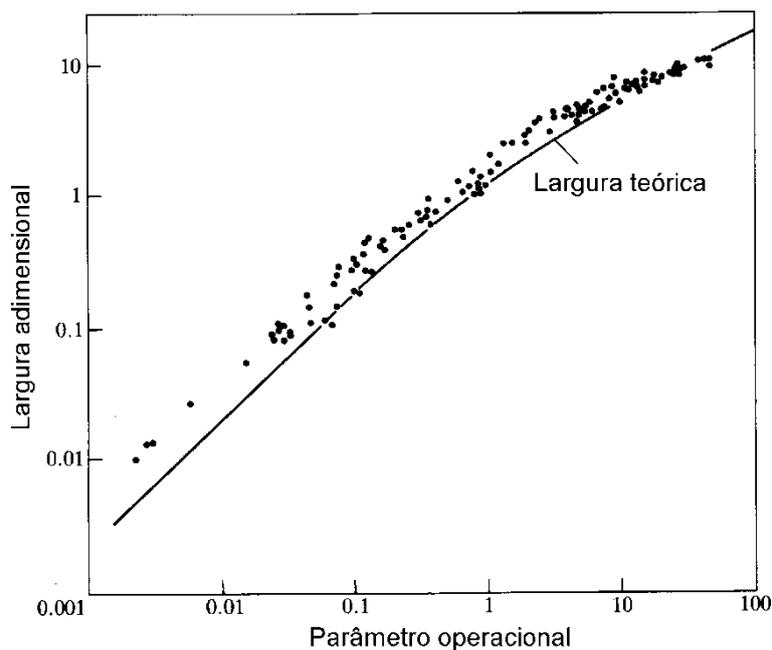


Figura 3.9. Relação entre valores teóricos e medidos da largura do cordão^(3.2).

O modelo de Rosenthal foi modificado e estendido por diversos autores. Por exemplo, Wells^(3.5) simplificou a equação para soldagem de chapa fina com penetração total para obter a largura do cordão. Adams^(3.6) calculou a distribuição de temperaturas máximas na peça. Outros autores desenvolveram equações considerando fontes de calor de geometria mais real. Grong^(3.7) apresenta um modelo que considera várias fontes de calor pontuais distribuídas na peça. Neste modelo, a distribuição de temperatura seria dada por:

$$T = T_0 + \sum_a T_a \quad (3.5a)$$

onde T_a , a contribuição de cada fonte individual seria:

$$T_a = \frac{P_a}{4\pi k} \exp\left(-\frac{vx}{2\alpha}\right) \cdot \left\{ \sum_{i=-\infty}^{+\infty} \left[\frac{1}{R_i} \exp\left(-\frac{v}{2\alpha} R_i\right) \right] + \sum_{j=-\infty}^{+\infty} \left[\frac{1}{R_j} \exp\left(-\frac{v}{2\alpha} R_j\right) \right] \right\} \quad (3.5a)$$

sendo:

$$R_i = \sqrt{(x - \Delta x)^2 + (y - \Delta y)^2 + (z - 2id - \Delta z)^2} \quad (3.5b)$$

$$R_j = \sqrt{(x - \Delta x)^2 + (y - \Delta y)^2 + (z - 2jd + \Delta z)^2} \quad (3.5c)$$

A posição de cada fonte em relação à origem do sistema de coordenadas é definida pelos termos Δx , Δy e Δz (figura 3.10). A soma das potências P_a 's associadas com as fontes é igual à potência total disponível, isto é:

$$\sum_a P_a = P = \eta VI \quad (3.5d)$$

Este modelo representa de uma melhor forma as fontes de calor reais usadas em soldagem as quais não estão concentradas em um ponto ou uma linha, mas se apresentam distribuídas em uma certa área ou volume. Além disso, ele permite similar a fonte em diferentes alturas da junta e não apenas na superfície da chapa. Ele foi usado, com sucesso, por Ramirez^(3.8) para modelar a variação de temperatura em certas posições da junta na soldagem em vários passes

Soluções da equação de fluxo de calor com um menor número de simplificações foram obtidas por métodos numéricos. A comparação das equações de Rosenthal com estas soluções sugere que as primeiras predizem mais adequadamente a distribuição de temperatura e as velocidades de resfriamento para pontos afastados da poça de fusão. Exemplos de soluções numéricas podem ser encontrados na literatura^(3.9-3.11).

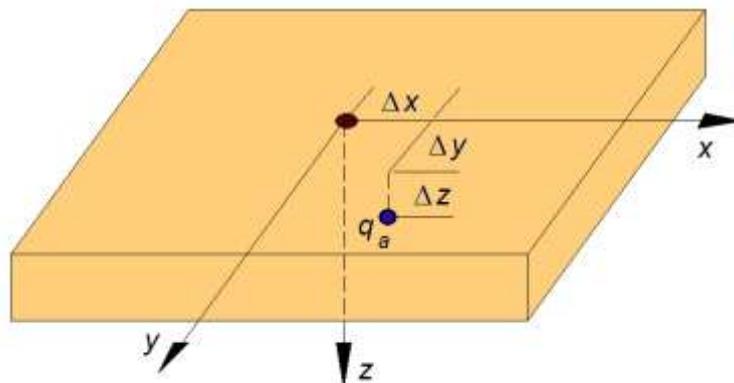


Figura 3.10. Definição dos termos Δx , Δy e Δz da equação 3.5.

3.4 - Métodos Experimentais:

A análise experimental do fluxo de calor é dificultada pela grande variação de temperatura, em um pequeno volume de material e em um pequeno intervalo de tempo, características da maioria das operações de soldagem. A seguir são discutidos alguns métodos experimentais que podem ser utilizados no estudo do fluxo de calor em soldagem. Para uma discussão mais completa, o leitor deve recorrer à literatura citada:

- **Medida da temperatura através de termopares^(3.12-3.13):** Termopares podem ser implantados na peça ou inseridos na poça de fusão de forma a fornecer a variação de temperatura no seu ponto de implante durante a operação de soldagem, figura 3.11.

O termopar deve ser adequado para a faixa de temperatura atingida na região da solda (utiliza-se, em geral, termopar de Pt-PtRh para aços) e ter pequeno diâmetro (da ordem de 0,1 mm), para acompanhar adequadamente as rápidas variações de temperatura. As técnicas de implantação de termopares são bastante trabalhosas, exigindo um procedimento experimental cuidadoso e bem planejado.

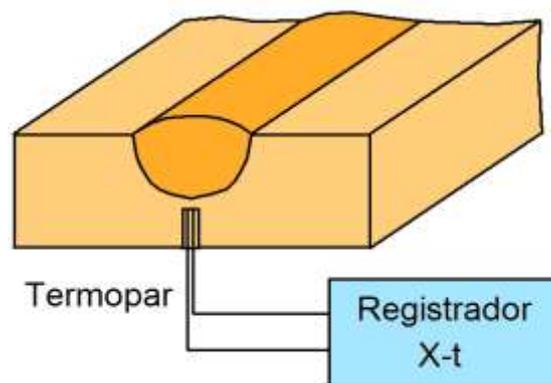
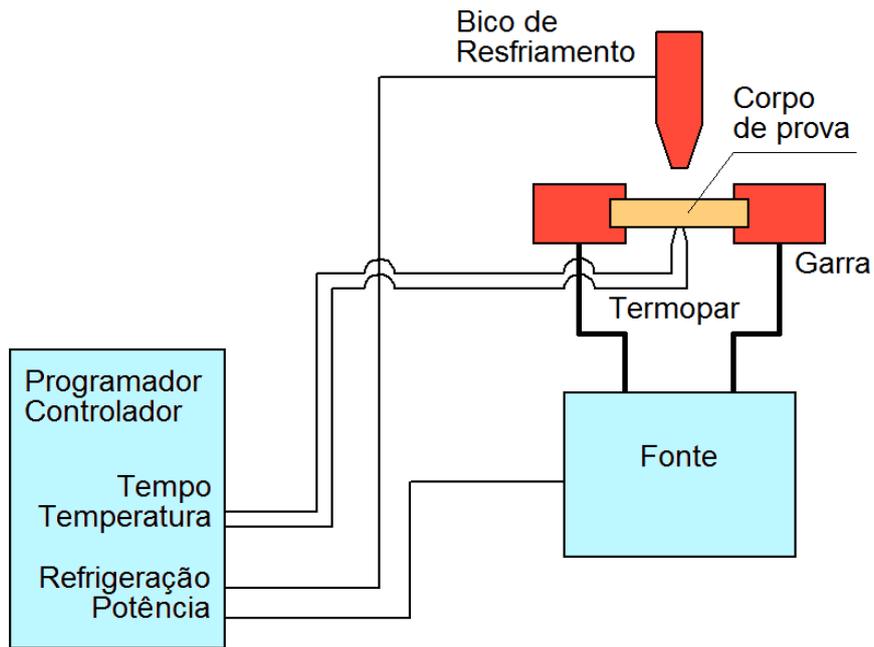
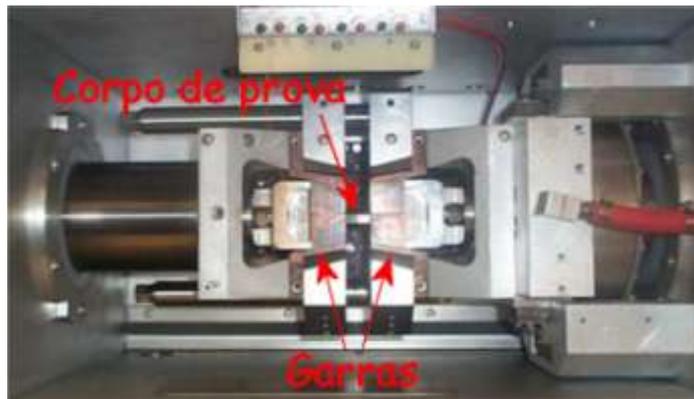


Figura 3.11. Utilização de termopares para o estudo da variação de temperaturas em soldagem.

- **Análise Metalográfica:** A identificação metalográfica das regiões onde ocorrem transformações de fase (fusão, austenitização, etc) permite determinar as regiões que foram submetidas a temperaturas superiores à temperatura de transformação considerada. Um exemplo de aplicação deste método são as medidas de largura do cordão da figura 3.9.
- **Simulação:** Ciclos térmicos de soldagem podem ser simulados de maneira controlada em um corpo de prova com o uso de equipamentos especiais. Um exemplo deste tipo de equipamento é a máquina "Gleeble" (figura 3.12), na qual um corpo de prova, geralmente com as dimensões de um corpo de prova Charpy, preso por garras de cobre refrigeradas a água, é aquecido pela passagem de corrente elétrica. A temperatura no centro do corpo de prova é medida por um termopar e controlada pelo equipamento, de forma a reproduzir um ciclo térmico qualquer. Esforços mecânicos podem ser aplicados simultaneamente. A simulação de ciclos térmicos é utilizada, por exemplo, em estudos de soldabilidade, embora existam evidências de que esta técnica não reproduz perfeitamente a microestrutura das regiões da solda, havendo uma tendência para um maior tamanho de grão nos corpos de prova obtidos por simulação.



(a)



(b)

Figura 3.12. (a) Diagrama esquemático de um equipamento simulador de ciclos térmicos. (b) Cabeçote do equipamento. (Fonte: Ramsés Ferreira da Silva, PPGEM/UFGM, 2010)

- **Calorimetria**^(3,2): Medidas calorimétricas permitem obter informações como, por exemplo, a quantidade de calor absorvida pela peça. Estas medidas são feitas em corpos de prova especiais, refrigerados em água. A quantidade de energia absorvida pela peça é obtida pela medida da variação de temperatura na água.

3.5 - O Ciclo Térmico de Soldagem:

A variação de temperatura durante a soldagem em um ponto da peça é descrita pelo seu **Ciclo Térmico de Soldagem** (figura 3.13). Cada ponto é submetido a um ciclo térmico particular que depende, entre outros fatores, da localização deste ponto em relação à solda. Os principais parâmetros que descrevem o ciclo térmico são:

- **Temperatura de Pico (T_p):** é a temperatura máxima atingida em um dado ponto. A temperatura de pico indica a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais neste ponto. Depende das condições de soldagem, da geometria e propriedades térmicas da peça, sua temperatura inicial e da distância do ponto considerado à fonte de calor. A partir da equação 3.3a' (isto é, para a soldagem de topo de uma peça muito espessa com P e v elevados), pode-se mostrar a temperatura de pico a uma distância (r_x) do eixo da solda é dada por:

$$T_p = T_0 + \left(\frac{2}{\pi e} \right) \frac{H_L}{\rho c r_x^2} \quad (3.6a)$$

onde ($H_L = P/v$) é a energia de soldagem.

Para a soldagem de topo, em um passe com penetração total (cujo fluxo de calor seria descrito pela equação 3.3b'), esta dependência pode ser estimada pela expressão:

$$T_p = T_0 + \left(\frac{2}{\pi e} \right)^{1/2} \frac{H_L}{2\rho c h y} \quad (3.6b)$$

ou, alternativamente, como^(3.14):

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{A\rho c h y_f}{H_L} + \frac{1}{T_f - T_0} \quad (3.6c)$$

onde: A é igual a $(2\pi e)^{1/2}$ ($= 4,133$); ρ é a massa específica do material; c é o calor específico do material; h é a espessura da peça; y_f é a distância do ponto considerado à *linha de fusão*, T_f é a temperatura de fusão do material e T_0 é a temperatura inicial ou de pré-aquecimento.

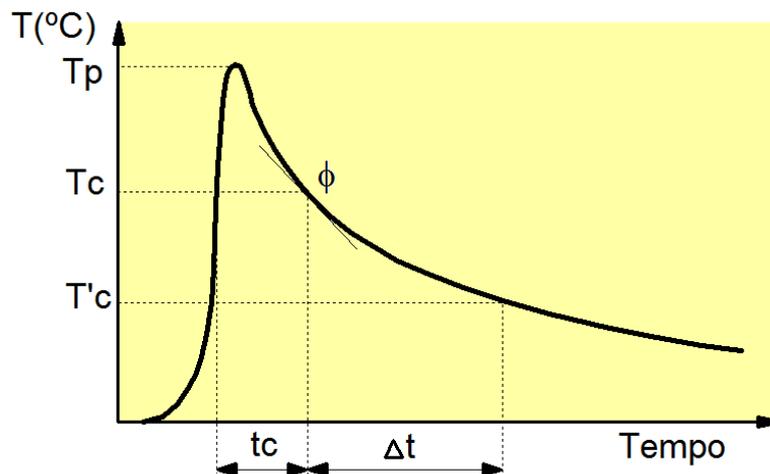


Figura 3.13. Representação esquemática do ciclo térmico na soldagem em um só passe.

A figura 3.14 mostra esquematicamente a variação da temperatura de pico com a distância em relação ao centro da solda (eixo y) e a energia de soldagem. A tabela 3.IV mostra valores típicos das propriedades térmicas de alguns materiais.

- **Tempo de Permanência (t_c)** acima de uma **Temperatura Crítica (T_c):** Este parâmetro pode ser de interesse para materiais em que a dissolução de precipitados e/ou crescimento de grãos pode ocorrer (figura 3.13).

- **Velocidade de Resfriamento (ϕ):** Este parâmetro é importante na determinação da microestrutura em materiais como os aços estruturais comuns, que podem sofrer transformações de fase durante o resfriamento. Em uma dada temperatura, a velocidade de resfriamento é dada pela inclinação da curva de ciclo térmico nesta temperatura (figura 3.13).

A velocidade de resfriamento ao longo do eixo da solda (para y e z nulos) para uma fonte de calor pontual na superfície de uma chapa grossa (equação 3.3a) é dada por:

$$\phi = \frac{2\pi k(T - T_0)^2}{H_L} \quad (3.7a)$$

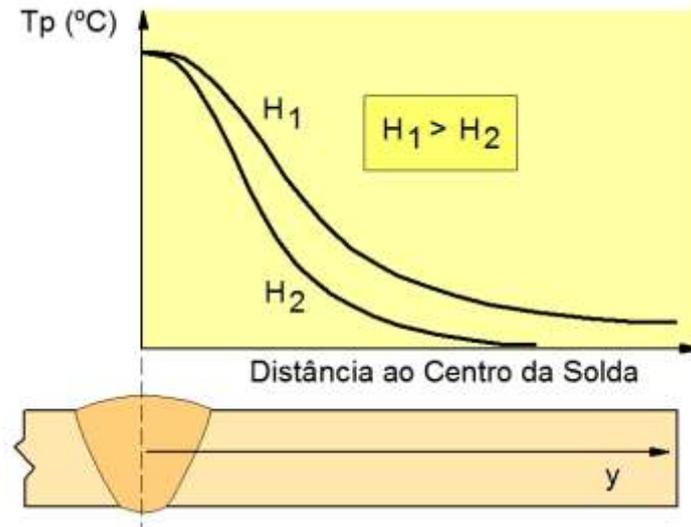


Figura 3.14. Curvas de repartição térmica. H_1 e $H_2 \rightarrow$ energia de soldagem.

Para chapas finas com penetração total e fluxo de calor bidimensional (equação 3.3b), tem-se:

$$\phi = 2\pi k\rho c \left(\frac{h}{H_L} \right)^2 (T - T_0)^3 \quad (3.7b)$$

Para ambas as equações acima, k é a condutividade térmica do material (tabela 3.IV), T é a temperatura na qual se deseja calcular a velocidade de resfriamento e os outros símbolos têm o significado já mostrado anteriormente neste capítulo.

Como já discutido, os termos chapa grossa e chapa fina aqui usados não têm um significado absoluto, dependendo das condições de soldagem. Assim, nem sempre é muito claro quando as equações 3.5a e b são aplicáveis. Para isto, pode-se definir a “**espessura relativa**” (τ) da junta como:

$$\tau = \frac{h}{h_{crit}} = h \sqrt{\frac{\rho c(T - T_0)}{H_L}} \quad (3.8)$$

A equação 3.7a se aplica para $\tau > 0,9$ e a equação 3.7b para $\tau < 0,6$. Para valores intermediários, nenhuma das equações se aplicaria^(3.6., 3.13, 3.14). Contudo, segundo Ramirez^(3.8), a divisão arbitrária entre chapa grossa e fina em $\tau = 0,75$ não leva a erros superiores a 15%, podendo ser adequada para várias aplicações.

Em uma liga transformável, como um aço carbono, a microestrutura final de uma solda e das regiões vizinhas depende da velocidade de resfriamento na soldagem. Entretanto, esta varia continuamente com a temperatura (figura 3.13) e, para caracterizar as transformações microestruturais, ela deve se referir a uma dada temperatura. Por exemplo, a velocidade de resfriamento a 300°C (ou a 700°C) é, às vezes, usada em trabalhos relacionados com a soldagem de aços carbono e de baixa liga.

Um parâmetro alternativo é o **tempo de resfriamento** entre duas temperaturas determinadas ($\Delta t_{T1/T2}$, figura 3.13), comumente entre 800 e 500°C ou 700 e 300°C ($\Delta t_{8/5}$ ou $\Delta t_{7/3}$). Δt é inversamente proporcional à velocidade de resfriamento, isto é, Δt cresce para menores velocidades de resfriamento. Para chapas espessas (escoamento tridimensional de calor), pode-se mostrar, a partir da equação da velocidade de resfriamento (equação 3.7a), que $\Delta t_{8/5}$ é dado por:

$$\Delta t_{8/5} = \frac{H_L}{2\pi k} \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) \quad (3.9a)$$

Resultado similar é obtido para o caso do resfriamento em condições bidimensionais:

$$\Delta t_{8/5} = \frac{(H_L)^2}{2\pi k \rho c h^2} \left(\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(800 - T_0)^2} \right) \quad (3.9b)$$

Resultados experimentais indicam que, para temperaturas suficientemente baixas em relação à temperatura de pico, a velocidade de resfriamento é aproximadamente igual para diferentes pontos da peça. Em particular, na soldagem dos aços, os valores de $\Delta t_{8/5}$ são sensivelmente constantes para todos os pontos da solda e do metal de base submetidos a temperaturas de pico superiores a cerca de 900°C.

3.6 - Influência dos parâmetros operacionais:

As diversas variáveis de uma operação de soldagem podem afetar o fluxo de calor na peça e portanto os ciclos térmicos associados. A influência de algumas destas variáveis é discutida abaixo, de uma forma simplificada:

- **Condutividade Térmica da Peça:** Materiais de menor condutividade térmica dissipam o calor por condução mais lentamente, tendendo a apresentar gradientes térmicos mais abruptos no aquecimento e menores velocidades de resfriamento (figura 3.15). Nestes materiais, a energia térmica é melhor aproveitada para a fusão localizada necessária à soldagem. Por outro lado, materiais de elevada condutividade térmica, como o cobre e o alumínio, dissipam rapidamente o calor, dificultando a fusão localizada e exigindo, em geral, fontes de calor mais intensas ou, em certos casos, a utilização de pré-aquecimento para a obtenção de uma fusão adequada.

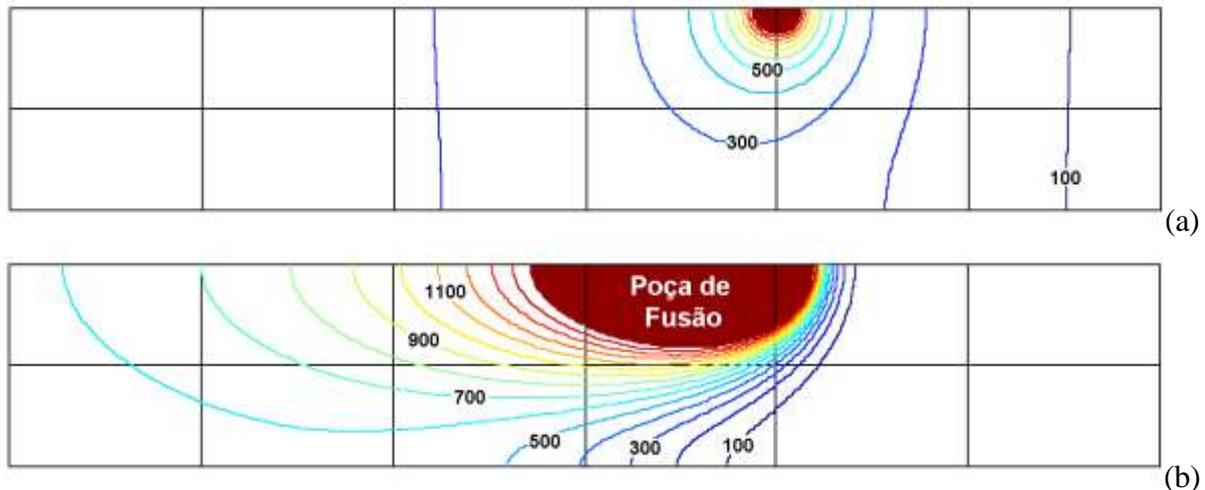


Figura 3.15. Distribuição teórica de temperatura no plano xz em torno da poça de fusão para (a) um metal de alta condutividade térmica (cobre) e (b) um de baixa (aço inoxidável austenítico). Espessura: 10 mm. Energia de soldagem: 0,6 kJ/mm.

- **Espessura da Junta:** Para uma mesma condição de soldagem, uma junta de maior espessura permite um escoamento mais fácil do calor por condução. Assim, quanto mais espessa a junta, mais rapidamente esta tenderá a se resfriar durante a soldagem. A figura 3.16 ilustra o efeito da espessura na distribuição de temperatura. Observe o efeito no tamanho e formato da poça de fusão e nas isotermais no metal base. A figura 3.17 mostra os ciclos térmicos de pontos no centro do cordão para as condições da figura 3.16.

A variação da velocidade de resfriamento no centro da solda a uma dada temperatura em função da espessura da junta é mostrada esquematicamente na figura 3.18. Para soldagem de penetração total, onde o fluxo de calor é predominantemente bidimensional, a velocidade de resfriamento no centro da chapa varia com o quadrado da espessura da junta. Quando a espessura da junta torna-se muito maior do que as dimensões da poça, um fluxo tridimensional de calor passa a predominar e a velocidade de resfriamento torna-se praticamente independente da espessura.

- **Geometria da Junta:** É outro fator que influencia a velocidade de resfriamento de uma solda de forma importante. Por exemplo, esta velocidade será maior na soldagem de juntas em T do que em juntas de topo, quando as variáveis do processo, inclusive a espessura dos componentes da junta, forem semelhantes. Novamente, uma maior facilidade para o escoamento de calor por condução é a explicação para esta tendência (figura 3.19).

A Norma Européia EN1011 (Parte 2)^(3.19) utiliza o conceito de “espessura combinada” para caracterizar o efeito da geometria da junta nas suas condições de resfriamento. A figura 3.20 explica este conceito.

- **Energia de Soldagem:** A velocidade de resfriamento da solda (figura 3.21) tende a diminuir e a repartição térmica (figura 3.14) a ficar mais aberta com um aumento na energia de soldagem. Deve-se ter em mente, entretanto, as limitações do parâmetro H_L que foram discutidas anteriormente.

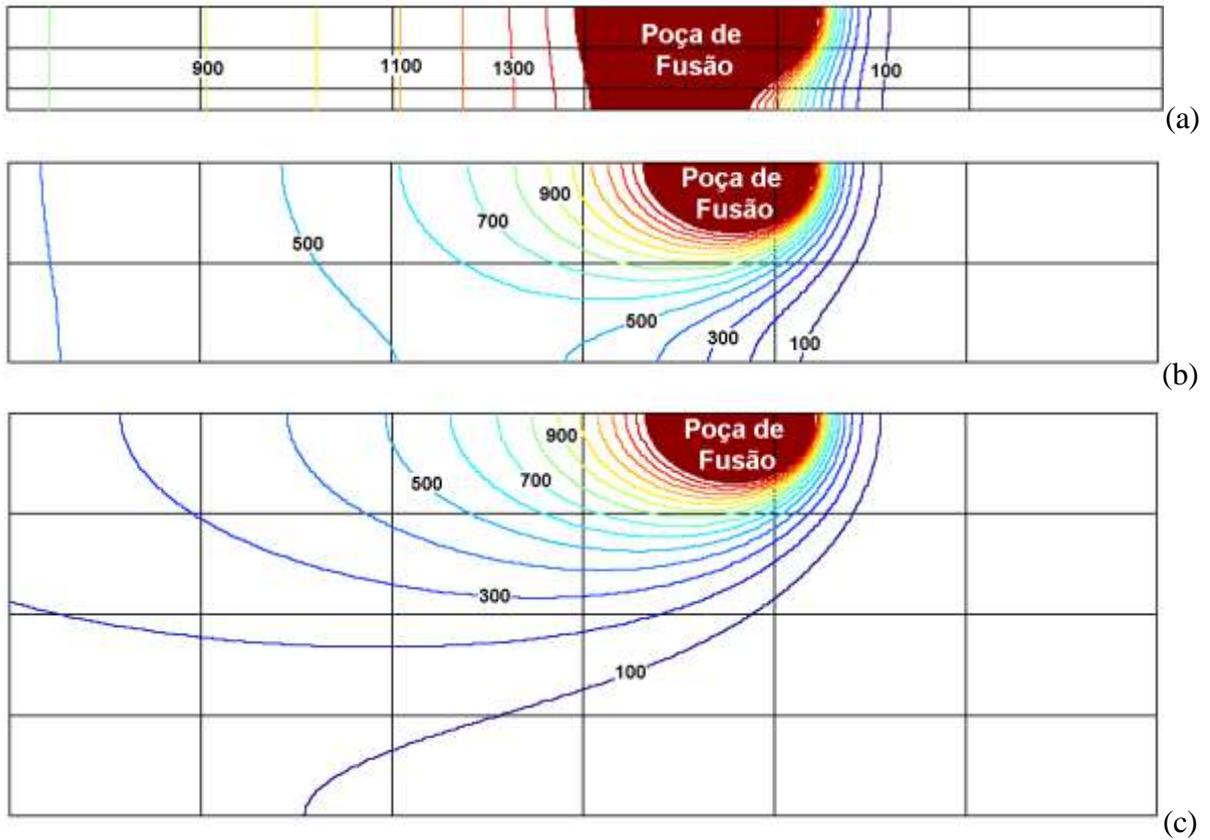


Figura 3.16. Distribuição teórica de temperatura no plano xz em torno da poça de fusão para chapas de aço carbono de (a) 5, (b) 10 e (c) 20 mm de espessura. Energia de soldagem: 0,6 kJ/mm.

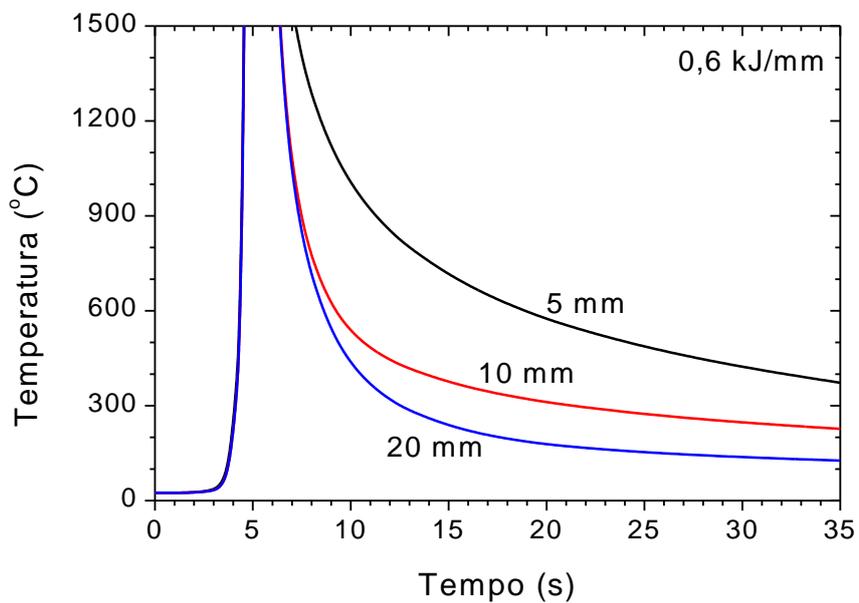


Figura 3.17. Ciclos térmicos no centro do cordão para a soldagem de chapas de diferentes espessuras. Energia de soldagem: 0,6 kJ/mm.

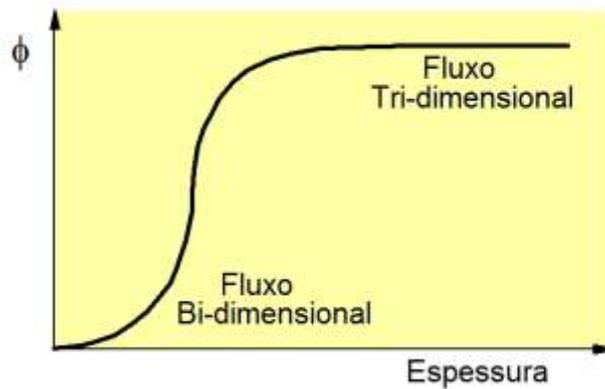


Figura 3.18. Variação da velocidade de resfriamento (ϕ) a uma dada temperatura com a espessura da chapa.

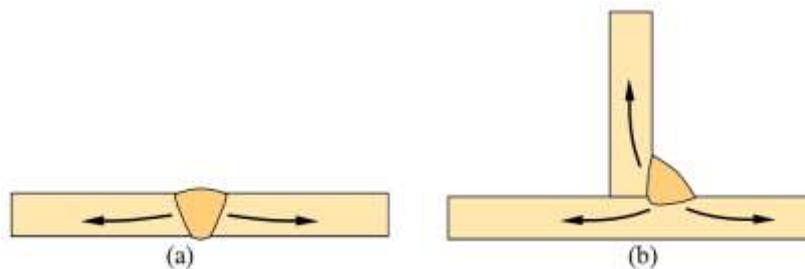


Figura 3.19. Dissipação de calor durante a soldagem de juntas de (a) topo e de (b) ângulo (em T).

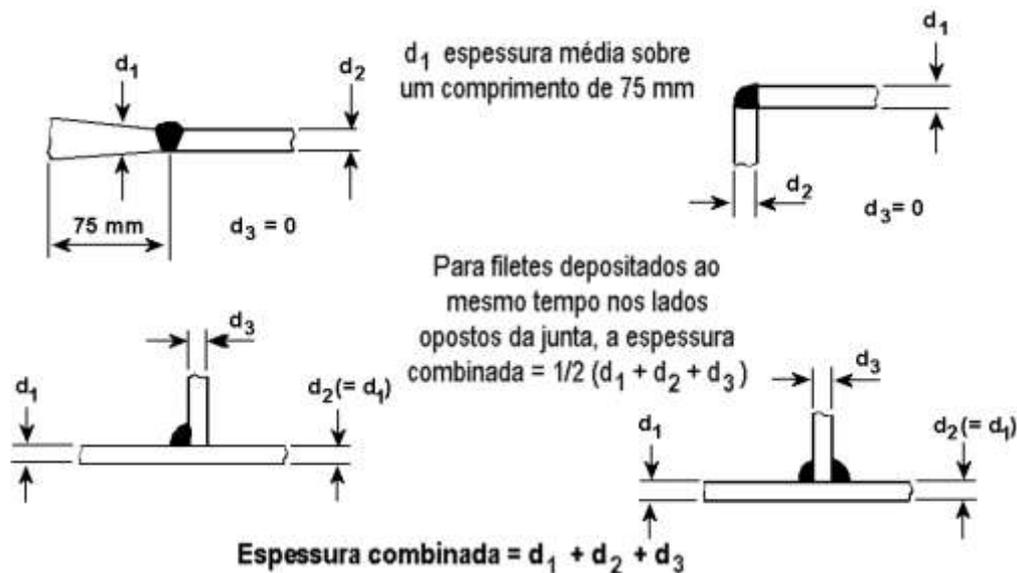


Figura 3.20. Conceito de espessura combinada segundo a Norma Européia EN1011 (Parte 2)^(3.19).

- **Temperatura de Pré-aquecimento:** Define-se, como temperatura de pré-aquecimento, a temperatura inicial em que toda a peça ou a parte desta onde a solda será realizada é colocada antes do início da operação. Como a energia de soldagem, a utilização de pré-aquecimento

causa uma diminuição na velocidade de resfriamento (principalmente nas temperaturas mais baixas), figura 3.22, e nos gradientes térmicos.

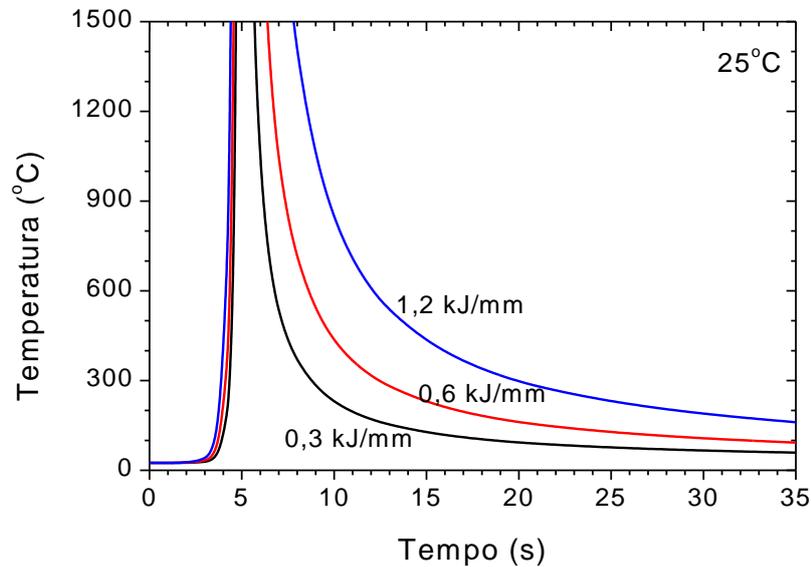


Figura 3.21. Ciclos térmicos no centro do cordão para a soldagem de chapa grossa com diferentes energias de soldagem.

Do ponto de vista operacional, estes dois últimos parâmetros são aqueles em que o responsável pela operação de soldagem tem uma maior liberdade para atuar. Isto é muito importante pois a seleção adequada destes permite um certo controle sobre a velocidade de resfriamento da região da solda e, portanto, sobre a sua microestrutura e propriedades.

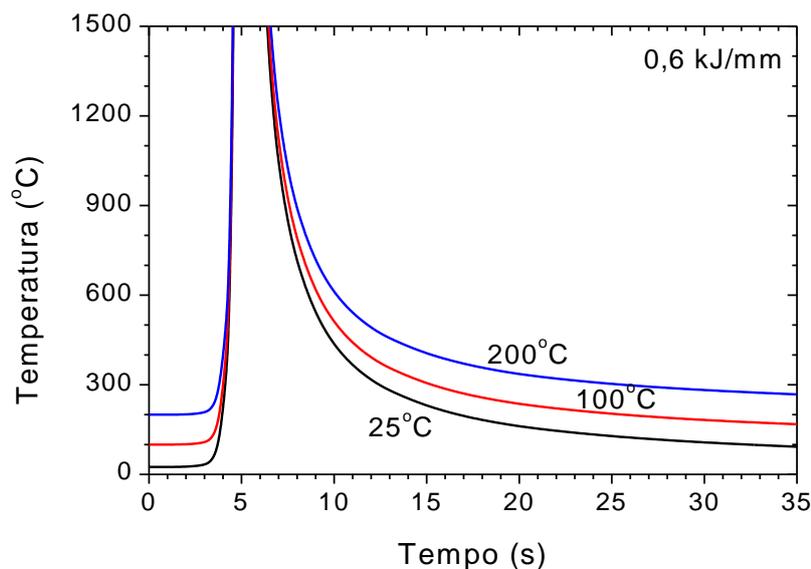


Figura 3.22. Ciclos térmicos no centro do cordão para a soldagem de chapa grossa com diferentes temperaturas de pré-aquecimento.

3.7 - Métodos Para o Cálculo da Velocidade de Resfriamento

A velocidade de resfriamento é muito importante na determinação da microestrutura da solda de ligas que sofrem transformação microestrutural no estado sólido, particularmente os aços. Assim, em várias situações, é interessante poder conhecer esta velocidade em função das diversas variáveis de soldagem. A velocidade de resfriamento pode ser medida diretamente, por exemplo, com termopares (seção 4) ou estimada através de modelos matemáticos (seções 3 e 5). Abaixo, mais dois métodos desenvolvidos para este fim e um exemplo de aplicação são mostrados.

- **Equações de Rosenthal:** As equações apresentadas na seção 3.5 podem ser usadas para estimar a velocidade de resfriamento ou o $\Delta t_{8/5}$. Para isto, é importante verificar primeiro qual é a condição de resfriamento (através da equação 3.8) para determinar qual equação (3.7a ou 3.7b) seria a mais adequada para calcular a velocidade de resfriamento.

Para o cálculo do $\Delta t_{8/5}$, devem ser usadas as equações 3.9a e 3.9b. Neste caso, para definição da condição de resfriamento que deve ser usada, uma espessura crítica, similar à usada no caso do cálculo da velocidade de resfriamento, pode ser definida igualando as equações 3.9a e 3.9b e explicitando a espessura:

$$h_{crit} = \sqrt{\frac{H_L}{\rho c} \left(\frac{1}{500 - T_0} + \frac{1}{800 - T_0} \right)} \quad (3.10)$$

- **Nomogramas do IRSID^(3.15):** Estes nomogramas, desenvolvidos na França, com base em modelos analíticos e complementados experimentalmente, permitem o cálculo do tempo de resfriamento na soldagem de aços C-Mn e microligados. A figura 3.23 mostra o nomograma para $\Delta t_{8/5}$. Nesta figura, são mostrados dois exemplos de aplicação. Um deles, para a soldagem MIG com energia de 20 kJ/cm em uma junta em T (ambos os membros com espessura de 20 mm) e um pré-aquecimento de 200°C, indica um $\Delta t_{8/5}$ entre 7 e 10 segundos.

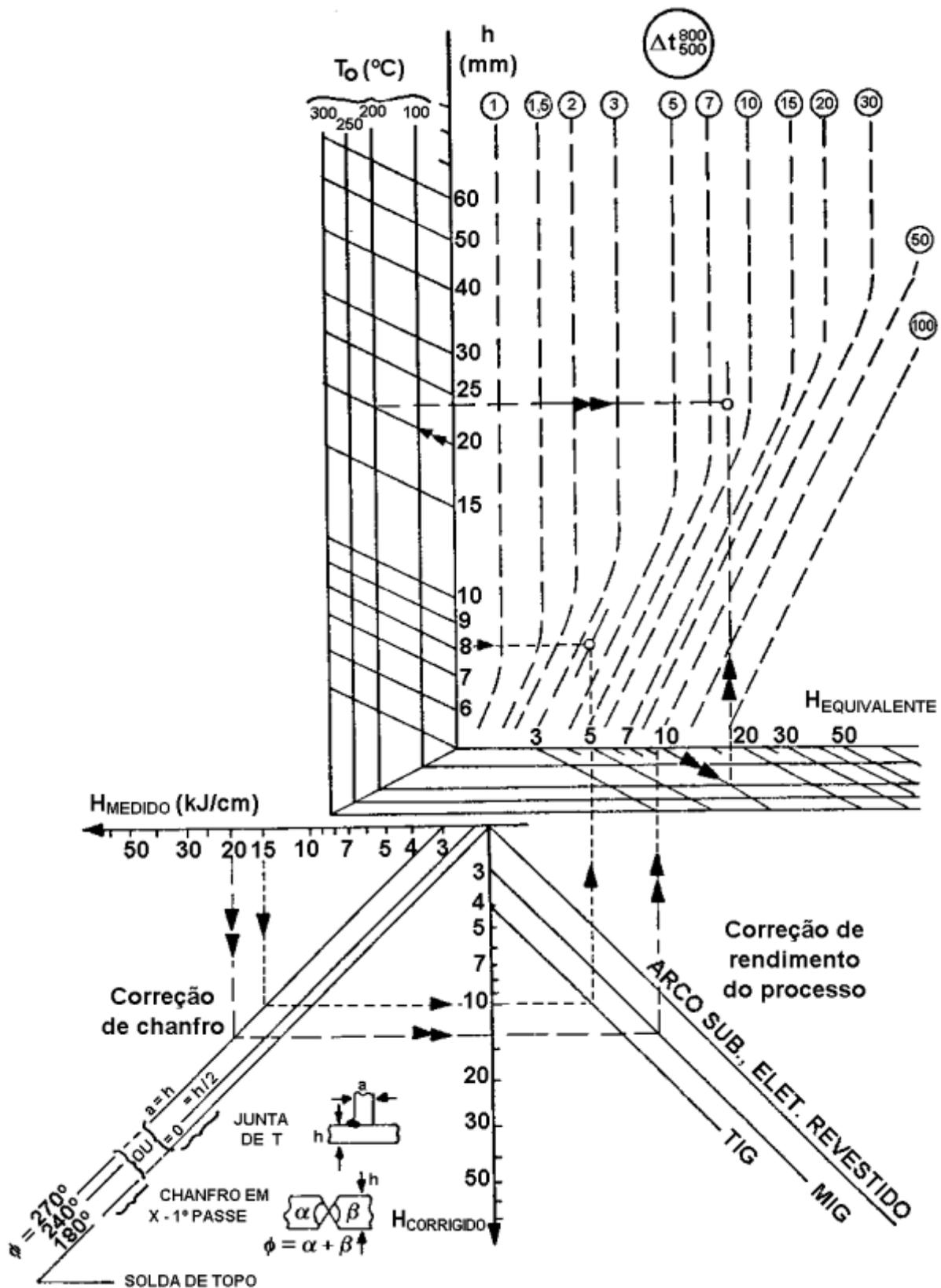


Figura 3.23. Nomograma do IRSID para a determinação de $\Delta t_{8/5}^{(3.15)}$.

- **Método de Inagaki**^(3.16,3.17): Baseando-se em extensas pesquisas sobre a influência de diferentes variáveis de soldagem na velocidade de resfriamento, autores japoneses propuseram a expressão abaixo para $\Delta t_{8/5}$.

$$\Delta t_{8/5} = \frac{k \cdot H^n}{\beta (600 - T_0)^2 \left[1 + \left(\frac{2}{\pi} \right) \arctan \left(\frac{h - h_0}{h_1} \right) \right]} \quad (3.11)$$

onde H é a energia de soldagem (J/cm), T_0 é a temperatura de pré-aquecimento (°C), h é a espessura da chapa (mm), k , n , h_0 e h_1 são constantes que dependem do processo de soldagem e β é uma constante que depende da geometria da junta (para a deposição de cordão sobre chapa, $\beta = 1$ e, para solda de filete, $\beta = 2$).

Para a soldagem com eletrodos revestidos, esta equação torna-se:

$$\Delta t_{8/5} = \frac{(1,35) \cdot H^{1,5}}{\beta (600 - T_0)^2 \left[1 + \left(\frac{2}{\pi} \right) \arctan \left(\frac{h - 14,6}{6} \right) \right]} \quad (3.12a)$$

E, para a soldagem GMAW-CO₂, tem-se:

$$\Delta t_{8/5} = \frac{(0,345) \cdot H^{1,7}}{\beta (600 - T_0)^2 \left[1 + \left(\frac{2}{\pi} \right) \arctan \left(\frac{h - 13,0}{3,5} \right) \right]} \quad (3.12b)$$

- **Por ajuste de dados experimentais**: A velocidade de resfriamento do cordão de solda, algum tempo após a sua solidificação (por exemplo, no caso da soldagem de aços, na faixa de temperatura em que ocorre a transformação da austenita, isto é, entre cerca 900°C e a temperatura de início de formação da martensita), pode ser descrita de forma razoável pela equação^(3.18):

$$\phi = \frac{A(T - T_0)^B}{H_L} \quad (3.13)$$

onde A e B são constantes para um dado processo de soldagem e geometria da junta. Estas constantes podem ser ajustadas por regressão a partir de curvas de resfriamento obtidas experimentalmente.

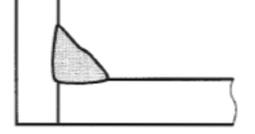
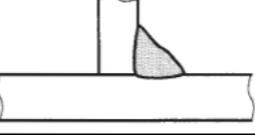
- **Pela Norma Européia EN1011 (Parte 2)**: Esta norma^(3.19) apresenta em seu anexo D um procedimento para estimar o tempo de resfriamento em soldagem ($\Delta t_{8/5}$). Este é baseado em equações gerais para o cálculo do tempo de resfriamento (equações 3.9a e 3.9b) e equações específicas para aços comuns nas condições de fluxo de calor bidimensional (3.14a) e tridimensional (3.14b):

$$\Delta t_{8/5} = (4300 - 4,3T_0) \cdot 10^5 \left(\frac{H_L}{h} \right)^2 \left(\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(800 - T_0)^2} \right) \times F_2 \quad (3.14a)$$

$$\Delta t_{8/5} = (6700 - 5T_0) H_L \left(\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right) \times F_3 \quad (3.14b)$$

Nas equações acima, as unidades da energia imposta de soldagem (H_L) são kJ/mm, a unidade da espessura (h) é mm e os fatores de forma F_2 e F_3 são dados pela tabela 3.V. A condição de resfriamento (bi ou tridimensional) pode ser estimada através da figura 3.24.

Tabela 3.V Fatores de forma^(3.19).

CONDIÇÃO		Fator de forma	
		F_2 Fluxo de calor bi-dimensional	F_3 Fluxo de calor tri-dimensional
Calor sobre chapa		1	1
Entre passes de uma solda de topo		0,9	0,9
Passe único na forma de filete em uma junta de canto		0,9 a 0,67	0,67
Passe único na forma de filete em uma junta de ângulo (em T)		0,45 a 0,67	0,67

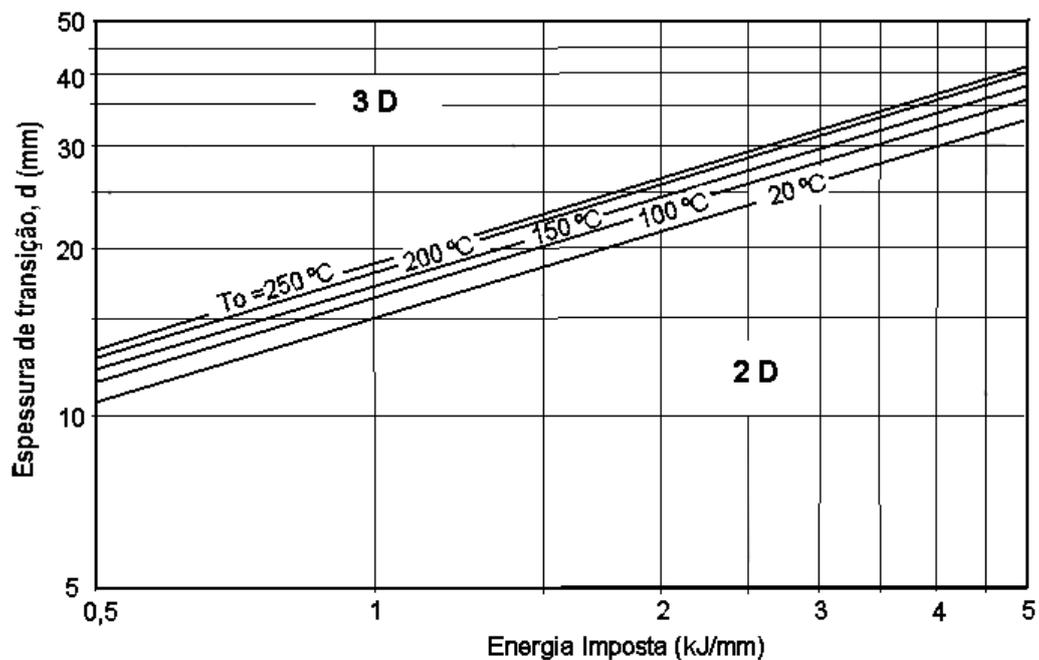


Figura 3.24. Espessura de transição^(3.19).

- **Exemplo de Ciclo Térmico e Cálculo de seus Parâmetros:** A figura 3.25 apresenta ciclos térmicos medidos experimentalmente com termopares tipo K (Cromel-Alumel), com fios de diâmetro de 0,25 mm, na deposição de um cordão TIG sobre uma chapa de aço carbono com 10 mm de espessura (h). Os parâmetros de soldagem foram: corrente (I) igual a 200 A, tensão de 14 V e velocidade de soldagem (v) igual a 15 cm/min. A proteção foi feita com argônio puro na vazão de 12 L/min e o comprimento do arco foi de 2,5 mm. A soldagem foi feita sem pré-aquecimento (temperatura ambiente de cerca de 25°C).

As temperaturas de pico (T_p) alcançadas em pontos distantes 2,3, 2,5 e 3,0 mm da superfície da chapa, como mostrado na figura 3.26, podem ser estimadas diretamente a partir da figura 3.25, bem como os tempos de resfriamento entre 800 e 500°C ($\Delta t_{8/5}$). Este último parâmetro pode ser calculado, com base no modelo de Rosenthal para chapas grossas, pela equação 3.9 e pelo método do IRSID. Considerando-se um rendimento térmico de 65% para o processo TIG, obtém-se um aporte térmico de soldagem de 730 J/mm para o teste. Usando-se este valor e os dados da tabela 3.IV e considerando a temperatura entre 500 e 800°C (650°C), obtém-se uma espessura relativa (equação 3.8) de 0,65. Assim, para o procedimento de soldagem usado, tem-se uma condição de resfriamento intermediária entre chapa grossa e chapa fina e a equação 3.9 só pode ser usada de uma forma aproximada. Apesar desta restrição, os valores obtidos são mostrados na tabela 3.VI. Aparentemente, para os tempos de resfriamento relativamente curtos obtidos nos testes realizados, ambas as abordagens levaram a resultados menores que o obtido experimentalmente. Contudo, levando em consideração que, para o modelo de Rosenthal, a equação 3.8 não foi usada em sua melhor condição de aplicação, os resultados calculados ficaram relativamente próximos do valor medido.

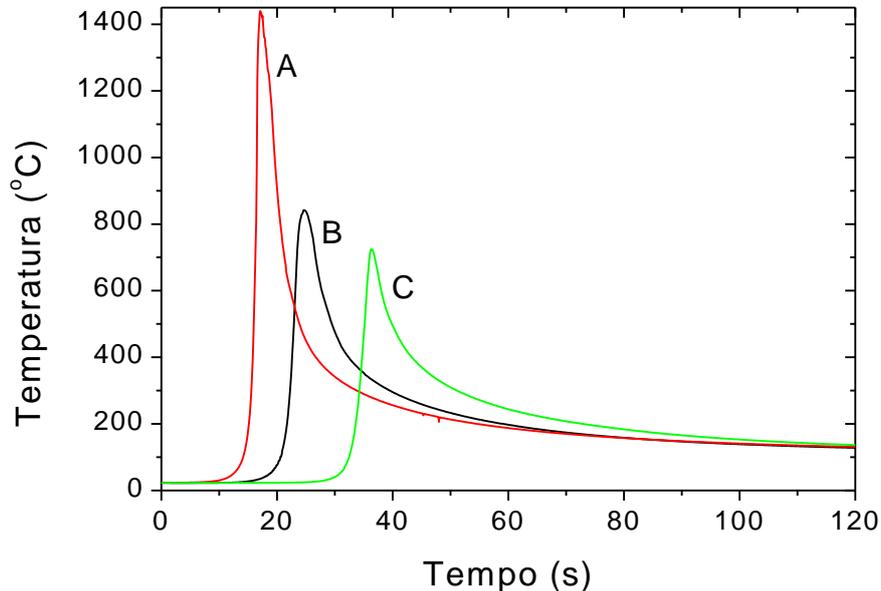


Figura 3.25. Ciclos térmicos de soldagem medidos experimentalmente.

Para 700°C, a espessura relativa vale 0,67 caracterizando, também, uma condição entre resfriamento de chapa grossa e de chapa fina. Assim, a velocidade de resfriamento a 700°C no mesmo ponto foi determinada experimentalmente e, também, calculada através das equações para chapas fina e grossa (equações 3.5a e 3.5b). Os resultados são mostrados na tabela 3.VII. O valor determinado experimentalmente ficou entre os dois valores obtidos a partir do modelo

de Rosenthal, o que poderia ser esperado considerando-se o valor da espessura relativa entre 0,6 e 0,9.

Tabela 3.VI Tempo de resfriamento de uma solda TIG em aço carbono.

Distância do ponto à superfície (mm)	Tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C - $\Delta T_{8/5}$ (s)		
	Determinada Experimentalmente	Calculado pelo modelo/método de	
		Rosenthal	IRSID
2,3	2,5	2,0	1,8

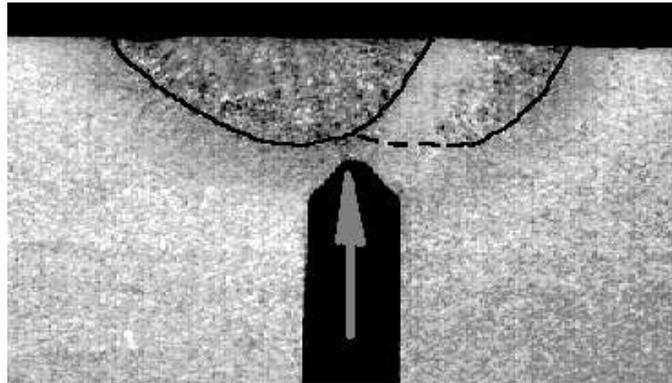


Figura 3.26. Seção transversal de um cordão sobre chapa TIG indicando o ponto de inserção do termopar para medida do ciclo térmico.

Tabela 3.VII Velocidades de resfriamento de uma solda TIG em aço carbono.

Distância à superfície (mm)	Velocidade de resfriamento a 700 °C (°C/s)		
	Determinada Experimentalmente	Modelo de Rosenthal	
		Chapa fina	Chapa grossa
2,3	116	84	184

3.8 - Macroestrutura de Soldas

Durante a realização de uma solda, esta e as regiões adjacentes do metal base são submetidas a ciclos térmicos cujas temperaturas de pico decrescem à medida que se afasta do eixo central da solda (figura 3.14). Nestas condições, podem-se esperar alterações microestruturais, em relação ao material original, ao longo de sua seção transversal. Desta forma, em uma **solda por fusão**, pode-se arbitrariamente considerar a existência de três regiões básicas (figura 3.27):

- ❑ **Zona Fundida (ZF):** região onde o material foi fundido durante a soldagem e caracterizado por temperaturas de pico superiores à sua temperatura de fusão.
- ❑ **Zona Termicamente Afetada (ZTA):** região não fundida do metal base, mas cuja microestrutura e/ou propriedades foram alteradas pelo ciclo térmico de soldagem. As temperaturas de pico são superiores a uma temperatura crítica (T_c) característica do metal base.
- ❑ **Metal Base (MB):** Regiões mais afastadas da solda que não foram alteradas pelo ciclo térmico. Suas temperaturas de pico são inferiores a T_c .

Na soldagem multipasse, os pontos da junta podem ser submetidos a ciclos térmicos múltiplos devido aos múltiplos passes (figura 3.28). Assim, a estrutura resultante é mais complexa devido à influência de cada passe sobre as zonas fundidas e termicamente afetadas originadas nos passes anteriores (figuras 3.29 e 3.30).

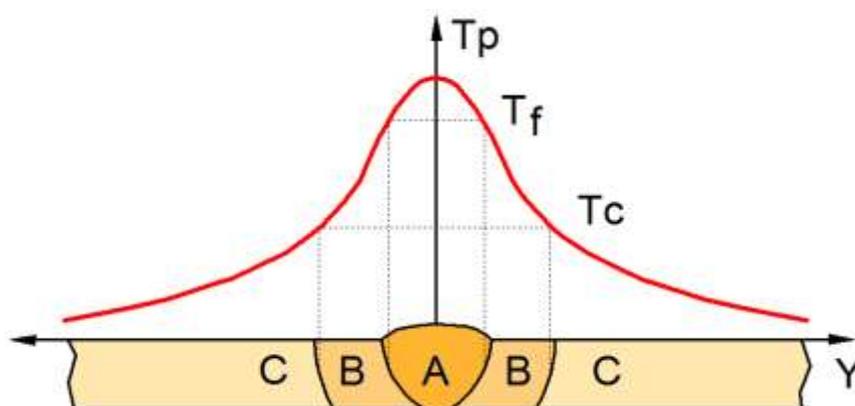


Figura 3.27. Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma junta soldada e sua relação com as temperaturas de pico. A - ZF, B - ZTA e C - MB.

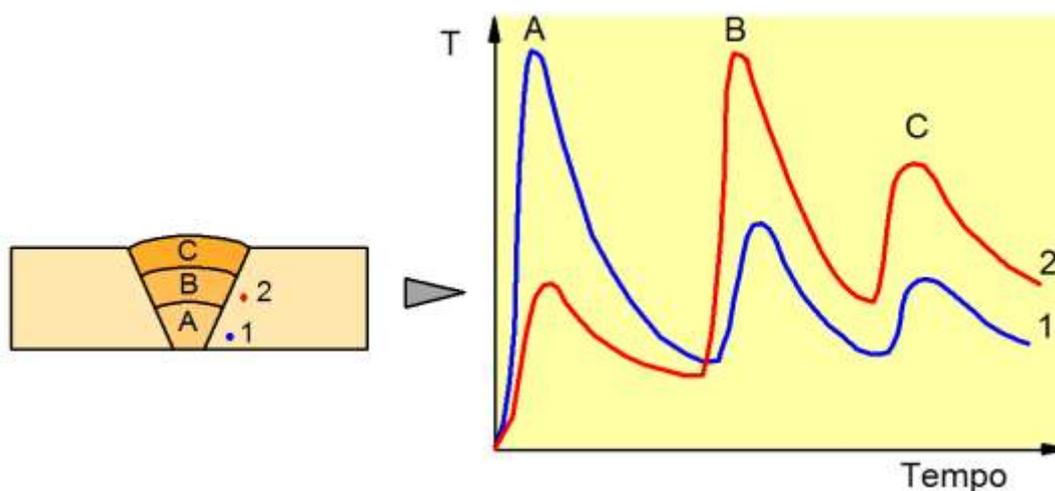


Figura 3.28. Representação esquemática dos ciclos térmicos em dois pontos genéricos (1 e 2) da ZTA de uma solda de vários passes. A, B e C são, respectivamente, o primeiro, segundo e terceiro passes realizados.

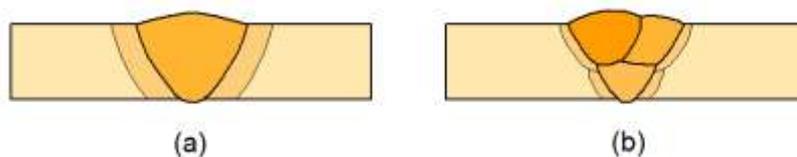


Figura 3.29. Representação esquemática da estrutura da ZF e da ZTA na soldagem com um passe (a) e com vários passes (b).

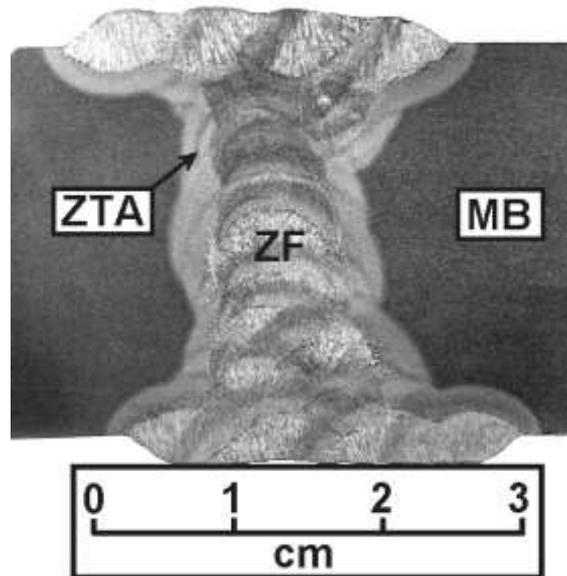


Figura 3.30. Seção transversal (macrografia) de uma solda real de vários passes (chanfro em K).

Em soldas obtidas por **processos por deformação**, a macroestrutura apresenta alguma similaridade com o que foi descrito anteriormente. Mais especificamente, em processos em que ocorre a formação de uma zona fundida, por exemplo, na soldagem de resistência por pontos (RSW, figura 3.31), a macroestrutura é essencialmente idêntica à descrita anteriormente para soldas de um passe. Em processos realizados sem a formação de líquido ou em que este é expulso durante a deformação final, não existe uma zona fundida definida, tendo-se a presença da zona termicamente afetada que, em geral, é caracterizada por alterações microestruturais menos pronunciadas do que as observadas em soldas obtidas em processos por fusão (devido às menores temperaturas de pico). Adicionalmente, quando a deformação durante a soldagem tem uma influência marcante na formação da microestrutura da junta, pode-se considerar, além da ZTA, a presença de uma zona termomecanicamente afetada (ZTMA).



Figura 3.31. Seção (macrografia) de um ponto de solda de resistência por ponto.

No processo de soldagem por fricção com mistura (FSW), a ação da ferramenta leva ao desenvolvimento de uma região de deformação intensa e de mistura do material (figura 3.32) que ainda é aquecido pelo atrito da ferramenta e pela deformação plástica do material. A figura 5.33 mostra esquematicamente a macroestrutura de uma solda obtida com este processo. Como em outros processos de soldagem por deformação, a solda é formada pela ZTA e a ZTMA. Dentro desta última, existe uma região submetida à deformação mais severa durante a soldagem que

reflete a natureza assimétrica da deformação na soldagem FSW (de um lado da junta o movimento de rotação da ferramenta coincide com a direção de soldagem, enquanto, do outro, a rotação é oposta ao avanço da soldagem).

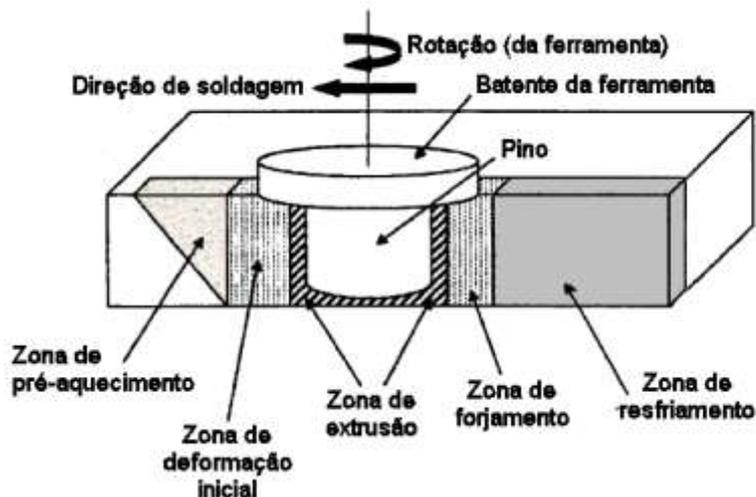


Figura 3.32. Regiões de processamento durante a soldagem FSW^(3.20).

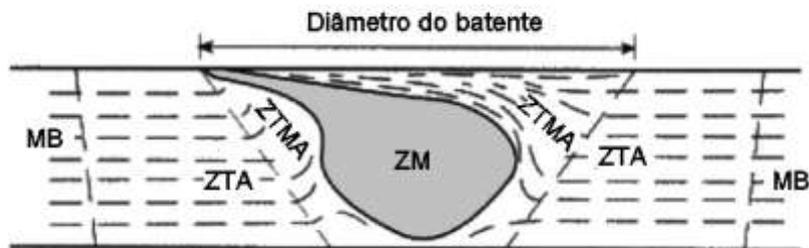


Figura 3.33. Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma solda FSW^(3.21). MB – Metal base, ZTA – Zona termicamente afetada, ZTMA – Zona termomecanicamente afetada e ZM – Zona misturada (“Nugget”, região que passa pela deformação mais severa e pelo deslocamento do material devido ao movimento de rotação da ferramenta).

3.9 – Referências Bibliográficas:

1. LANCASTER, J.F., Metallurgy of Welding, George Allen & Unwin, Londres, 1987, pp. 12, 20-52.
2. CHRIESTENSEN, N. et al. "Distribution of temperature in arc welding", British Welding Journal, 12, 1965, pp. 54-74.
3. STOUT R.D., DOTY, W.D'O. Weldability of Steels. Welding Research Council, Nova Iorque, 1978, 399p.
4. UDIN, H. et al., Welding for Engineers, John Wiley & Sons, Nova York, 1954, pp. 112-135.
5. WELLS, A.A. "Heat flow in welding", Welding Journal, Maio 1952, pp. 263s-267s.

6. ADAMS JR, C.M. "Cooling rates and peak temperatures in fusion welding", Welding Journal, Maio 1958, pp. 210s-215s.
7. GRONG, O. Metallurgical Modelling of Welding, The Institute of Materials, Londres, 1997, cap. 1.
8. RAMIREZ L., A. J. Precipitação de fases intermetálicas e de austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex, Tese de Doutorado, Poli-USP, Outubro de 2001, 241p.
9. KOU, S., LEE, Y. "Three-dimensional heat flow and solidification during autogenous GTA welding of aluminum plates", Metall. Trans. A, 16A, 1983, pp. 2245-2253.
10. BLODGETT, O.W. "Calculating cooling rates by computer programming", Welding Journal, 63, 3, 1984, pp. 19-34.
11. SHARIR, Y. et al. "Computation of temperatures in thin tantalum sheet welding", Metall. Trans. B, 11B, 1980, pp. 258-265.
12. PERDIGÃO, S.C. "Ciclos térmicos de soldagem", Metalurgia ABM, 38, 295, 1982, pp. 349-353.
13. PHILLIPS, R.H. "In-situ determination of transformation in the weld heat affected zone", Welding Journal, 62, 1, 1983, pp. 12s-18s.
14. AMERICAN WELDING SOCIETY, Welding Handbook, vol. 1, 8ª Ed., AWS, Miami, 1987, pp. 66-87.
15. IRSID, Soudalité des Aciers au C-Mn et Microalliés, Relatório final, jun. 1976, pp. 9-10.
16. OKUMURA, T., TANIGUCHI, C., Engenharia de Soldagem e Aplicações, LTC, Rio de Janeiro, 1982, pp. 67-70.
17. SAKIRO, Y., HORIKAWA, K., KAMURA, H. "Welding Heat Input Limit of Rolled Steels for Building Structures based on Simulated HAZ Tests" Transactions of the JWRI 30(1), 2001, p. 127-134.
18. BHADSHIA, H.K.D.H., "Reliability of weld microstructure and properties calculations", Welding Journal, Setembro de 2004, p. 237s-243s.
19. Norma EN1011-2: Recommendations for Welding of Metallic Materials. Maio de 2001 58p.
20. MISHRA, R. S., MA, Z.Y., Friction stir welding and processing, Materials Science and Engineering R 50 (2005) 1-78.
21. NANDAN, R, DebROY, T., BHADSHIA, H.K.D.H., Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties, Progress in Materials Science 53 (2008) 980-1023.

Capítulo 4

Efeitos Mecânicos do Ciclo Térmico

4 – EFEITOS MECÂNICOS DO CICLO TÉRMICO

4.1. Introdução:

Como discutido no capítulo anterior, a soldagem, particularmente nos processos por fusão, é caracterizada por um aquecimento localizado das peças, permanecendo o restante destas em temperaturas muito inferiores. As regiões aquecidas tendem a se dilatar, mas esta dilatação é restringida pelas partes adjacentes submetidas a temperaturas menores, o que resulta no desenvolvimento de deformações elásticas e plásticas concentradas nas regiões aquecidas. Devido à deformação plástica localizada, ao final do processo de soldagem, tensões internas (**tensões residuais**) permanecem na junta soldada que ainda tende a apresentar mudanças permanentes de forma e de dimensões (**distorções**).

Distorções são observadas de forma relativamente fácil e, por motivos óbvios, devem ser controladas na fabricação com soldagem. Por outro lado, tensões residuais não são visíveis diretamente, mas afetam o comportamento da junta soldada em diferentes aspectos como, por exemplo, levando à formação de trincas e mudanças na resposta à fadiga, à tendência à fratura frágil e à corrosão. Desta forma, é fundamental o conhecimento das características e das medidas para a sua prevenção e controle tanto das tensões residuais como da distorção. No presente texto, como o enfoque é nos aspectos metalúrgicos, será dado um tratamento mais focado nas tensões residuais. Embora estas e as distorções estejam intimamente relacionadas, é interessante analisar separadamente os dois fenômenos uma vez que cada um tem conseqüências e técnicas de controle próprias. De fato, em várias situações, medidas para a redução de distorções causam um aumento no nível de tensões residuais e vice versa.

Tensões residuais são aquelas que permanecem na peça quando todas as suas solicitações externas são removidas. Essas tensões aparecem freqüentemente em peças submetidas a diferentes processamentos térmicos ou mecânicos (fundição, soldagem, laminação, forjamento, usinagem, dobramento, têmpera, etc.). Uma das principais causas de seu aparecimento é a ocorrência de *deformações plásticas não uniformes*, o que pode ser causado por efeitos mecânicos ou térmicos. Um exemplo simples é o aparecimento de tensões residuais próximo da superfície de uma peça submetida a processos como o esmerilhamento ou jateamento com granalhas que causam o escoamento plástico do material próximo da superfície (figura 4.1). Neste caso, as tensões compressivas formadas junto à superfície da peça têm um efeito benéfico na sua resistência à fadiga.

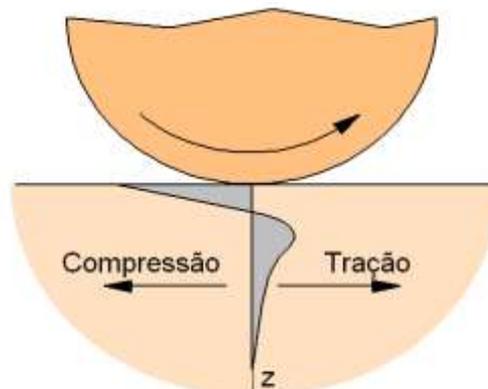


Figura 4.1 - Tensões residuais desenvolvidas junto à superfície de uma peça sendo esmerilhada.

Em sistemas compostos por vários componentes, tensões residuais podem também resultar de *forças de reação* que se desenvolvem quando os componentes são colocados em posição. Por exemplo, em uma estrutura parafusada, quando os parafusos são apertados, tensões se formam nos parafusos e nos componentes presos por eles. Estas tensões independem de solicitações externas, podendo ser, portanto, consideradas como tensões residuais.

Finalmente, as mudanças de volume associadas com *transformações de fase* do material podem ser, também, responsáveis pelo aparecimento de tensões residuais e distorções. Por exemplo, peças temperadas tendem a apresentar tensões residuais de tração na sua superfície. Estas aparecem devido ao aumento de volume associado com a decomposição da austenita que tende a ocorrer, nas regiões centrais da peça, posteriormente à transformação das regiões localizadas junto à sua superfície (devido à elevada taxa de retirada de calor durante a têmpera, a superfície de uma peça tende a resfriar muito mais rapidamente do que a sua parte central).

Uma vez que as tensões residuais existem na ausência de solicitações externas, a força e o momento (M) resultantes destas tensões, em uma dada seção da peça, devem ser nulos para manter o equilíbrio mecânico, isto é:

$$\int_A \vec{\sigma} \cdot d\vec{A} = 0, \text{ e} \quad (4.1)$$

$$\int_A dM = 0 \quad (4.2)$$

O auto-equilíbrio das tensões residuais restringe a forma da distribuição destas tensões ao longo de uma seção da peça como será discutido nas próximas seções.

4.2. Tensões Residuais em Soldas:

4.2.1. Origem:

Devido à sua importância para a soldagem, serão aqui consideradas as tensões residuais associadas com a ocorrência de deformação plástica não uniforme por efeitos térmicos.

Quando um material é aquecido, suas dimensões aumentam proporcionalmente à variação de temperatura ($\Delta T = T - T_0$), o que é descrito pela equação de dilatação térmica:

$$\Delta l = l - l_0 = l_0 \cdot \alpha \Delta T \quad (4.3)$$

onde (Δl) é a variação do comprimento inicial (l_0) e α é o coeficiente de dilatação térmica linear. Para pequenos intervalos de temperatura, α pode ser considerado como constante (tabela 4.I).

Tabela 4.I – Valores do coeficiente de dilatação térmica (a 20°C) de alguns metais e ligas.

Material	α ($10^{-6}/K$)
Alumínio	23
Aço carbono	13
Aço inoxidável (AISI 304)	17,3
Cobre	17
Níquel	13
Tungstênio	4,5

Se um objeto for aquecido e resfriado de modo uniforme e não existirem restrições às suas variações dimensionais, estas não resultam em efeitos mecânicos importantes no objeto, isto é, após o ciclo térmico, o objeto não deverá apresentar nem tensões residuais nem distorções. Contudo, se a variação de temperatura não for uniforme ao longo da peça ou se esta não puder se expandir ou contrair livremente durante o ciclo térmico, tensões residuais e/ou distorções podem se desenvolver.

Como um exemplo inicial, considere três barras de um aço de baixo carbono de mesmo comprimento e seção e unidas em suas extremidades por duas bases, de forma que nenhuma pode se alongar ou contrair independentemente das outras (figura 4.2). Se a barra central (barra 2) for aquecida enquanto as externas forem mantidas a temperatura ambiente, essa tenderá a se dilatar, mas será impedida pelas outras através das bases. Assim, tensões de compressão se desenvolverão na barra central e, nas barras externas, tensões de tração de magnitude igual à metade do valor na barra central, pois, pela equação 1, tem-se:

$$\sigma_1 A_1 + \sigma_2 A_2 + \sigma_3 A_3 = 0 \quad (4.4a)$$

onde σ_i e A_i são, respectivamente, a tensão média e a área da seção transversal de cada barra. Considerando que as áreas das seções das barras são iguais ($A_1 = A_2 = A_3$) e que o mesmo ocorre com a tensão nas barras externas ($\sigma_1 = \sigma_3$), tem-se:

$$\sigma_1 = -\frac{\sigma_2}{2} \quad (4.4b)$$

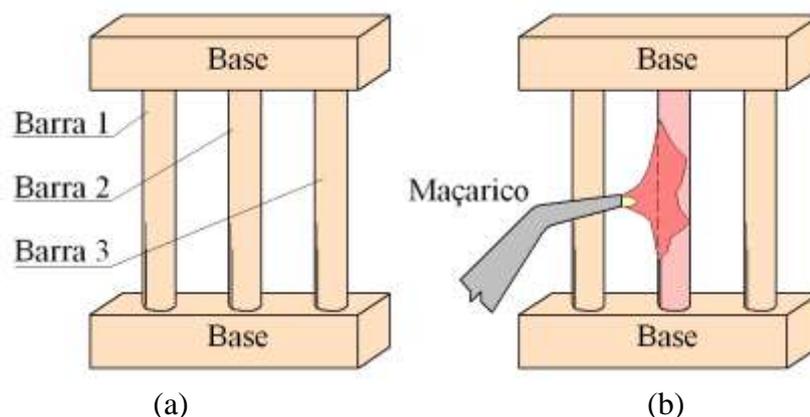


Figura 4.2 - (a) Conjunto de barras presas nas extremidades. (b) Barra central sendo aquecida.

A figura 4.3 ilustra a evolução da tensão longitudinal média na barra central em função de sua temperatura. No início do aquecimento (figura 4.3, A-B), as tensões e deformações resultantes da dilatação da barra central serão elásticas. Como as barras mantêm o mesmo comprimento aproximado, a dilatação térmica tem de ser compensada por deformações elásticas, e a seguinte relação deve ser obedecida:

$$\frac{\sigma_c}{E_t} = \alpha \Delta T + \frac{\sigma_l}{E} \quad (4.5)$$

onde E e E_t são, respectivamente, os módulos de elasticidade do material à temperatura ambiente e à temperatura (T) da barra central e σ_c e σ_l são os valores de tensão na barra central e nas barras laterais. Como as barras têm a mesma seção, $\sigma_l = -0,5\sigma_c$, e, assim:

$$\sigma_c = -\alpha \Delta T \frac{2E}{1 + 2E/E_t} \quad (4.6)$$

Quando a tensão na barra central (σ_c) atinge o limite de escoamento, esta barra passa a se deformar plasticamente (ponto B, figura 4.3). Considerando um aço com um limite de escoamento de 250 MPa, $E = E_t = 210$ GPa e $\alpha = 1,3 \times 10^{-5} \text{m}/(\text{m } ^\circ\text{C})$, a temperatura na barra central para o início de sua deformação plástica pode ser estimada, com a equação 6, em cerca de 175°C (considerando $T_0 = 25^\circ\text{C}$).

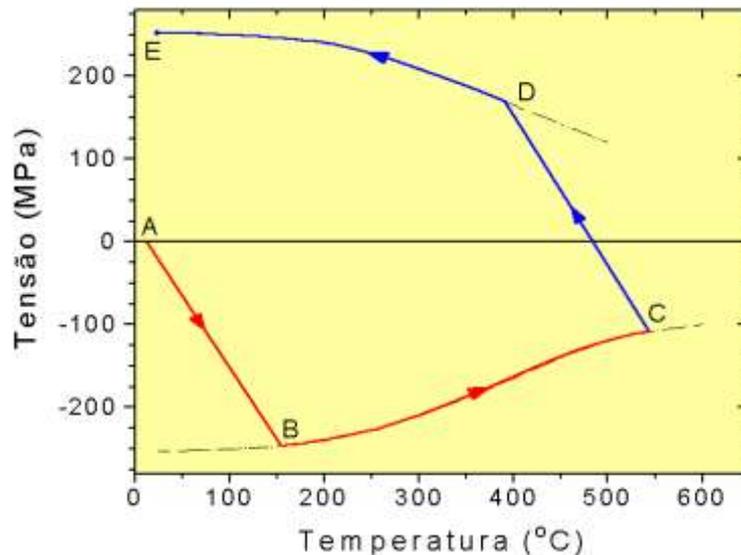


Figura 4.3 - Variação da tensão (σ_c) com a temperatura na barra central (figura 4.2).

Nesta temperatura, a tensão na barra central atinge o seu limite de escoamento e, acima desta temperatura, ela passa a se deforma plasticamente, isto é, de forma irreversível. Como o limite de escoamento tende a diminuir com a temperatura, o valor da tensão na barra central tende a cair à medida que a sua temperatura aumenta e a barra sofre uma maior deformação plástica (curva BC, figura 4.3). Se o aquecimento é interrompido no ponto C, a barra central se contrai com a queda da temperatura. Devido às restrições impostas pelas barras externas, as tensões de compressão na barra central são reduzidas e tornam-se nulas acima da temperatura ambiente (pois, devido à sua deformação plástica, a barra se tornou mais curta do que as externas). Com a continuação do resfriamento, tensões de tração passam a atuar nela até que o limite de escoamento (agora sob condições de tração) seja atingido no ponto D. A partir desta temperatura, a barra central passa a deformar plasticamente até atingir a temperatura ambiente.

Ao final do processo, à temperatura ambiente, como resultado de sua deformação plástica, a barra central ainda terá um comprimento menor do que as externas. Assim, como as barras estão unidas pelas bases, as diferenças de comprimento entre elas serão acomodadas por deformações elásticas que gerarão tensões residuais. Na barra central, estas tensões serão de tração e de valor próximo ao do limite de escoamento do material (figura 4.3, ponto E). Nas barras externas, para se manter o equilíbrio de forças (equação 1), existirão tensões de compressão de valor igual à metade da tensão na barra central (supondo que as seções transversais das barras ainda tenham a mesma área).

Uma situação similar pode ser considerada para uma junta soldada, associando-se a região da solda com a barra central e as regiões mais afastadas do metal de base, com as barras externas. Por este raciocínio, pode-se esperar, como consequência da operação de soldagem, o

desenvolvimento de tensões residuais de tração na região da solda e de tensões de compressão no metal de base. A figura 4.4 compara, esquematicamente, a distribuição de tensões residuais na montagem das barras com a esperada em uma solda.

A figura 4.5 ilustra o desenvolvimento de tensões devido ao aquecimento não uniforme de uma junta soldada. Na **seção AA'**, muito distante da poça de fusão e ainda não aquecida pela fonte de calor, não existem variações de temperatura e o material ainda está isento de tensões. Na **seção BB'**, junto à poça de fusão, o material aquecido tende a se expandir sendo, contudo, restringido pelas regiões mais frias da peça, gerando, assim, tensões de compressão em regiões próximas à ZF e tensões de tração nas regiões um pouco mais afastadas. Quando o seu limite de escoamento é atingido, o material aquecido deforma-se plasticamente em compressão. Na poça de fusão, como o material está no estado líquido, as tensões são nulas. Com o resfriamento e após a solidificação da solda, o material passa a se contrair, sendo novamente impedido pelas regiões mais frias e afastadas da solda. Assim, na **seção CC'** surgem tensões de tração junto ao cordão e de compressão nas regiões mais afastadas. Estas tensões aumentam de intensidade levando ao escoamento da região aquecida. Após o resfriamento completo, **seção DD'**, as tensões residuais no centro da solda chegam a níveis próximos ao limite de escoamento do material e existe uma distribuição de tensão similar à mostrada na figura 4.4b.

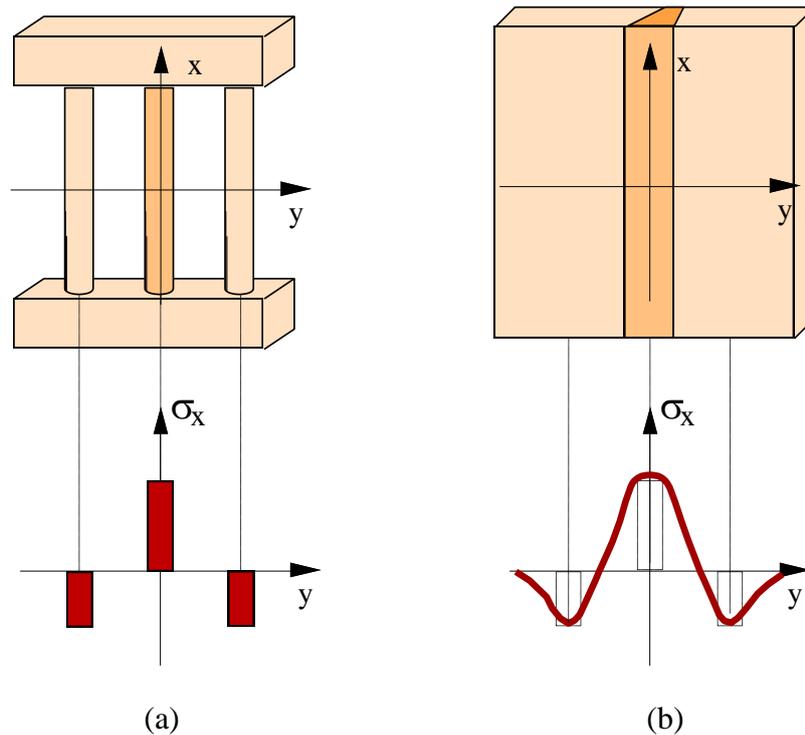


Figura 4.4 - Comparação entre as tensões residuais desenvolvidas na montagem de três barras (a) e as tensões residuais longitudinais formadas ao longo da direção transversal (y) a uma solda de topo (b).

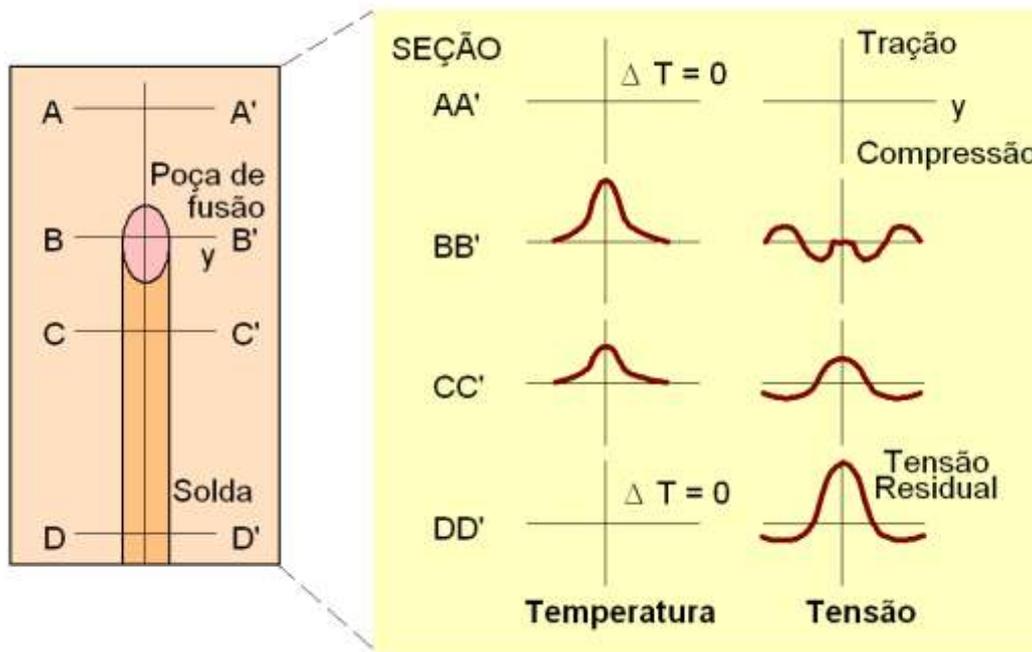


Figura 4.5 - Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem.

4.2.2. Distribuição:

As tensões residuais, presentes em uma estrutura soldada durante a sua fabricação e seu uso, são de dois tipos:

1. Tensões residuais produzidas na soldagem de seus membros sem restrição (item 2.1).
2. Tensões de reação resultantes da ligação entre os diversos membros da estrutura e entre estes e outras estruturas.

A figura 4.6 mostra esquematicamente a distribuição de tensões residuais longitudinais e transversais em uma solda de topo. A distribuição de tensões longitudinais foi discutida anteriormente e pode ser aproximada empiricamente por (Masubuchi, 1980):

$$\sigma_x = \sigma_m \left[1 - \left(\frac{y}{b} \right)^2 \right] e^{-\frac{1}{2} \left(\frac{y}{b} \right)^2} \quad (4.7)$$

onde b, a largura do pico de tensões de tração, depende das condições de soldagem e do material e σ_m é a tensão máxima (no centro da solda) cujo valor é, em geral, próximo do limite de escoamento do material.

A distribuição de tensões transversais (figura 4.6c) é caracterizada, em soldas isoladas por valores menores de tensões. Contudo, quando a solda faz parte de uma estrutura incluindo outras partes e soldas, tensões de reação tendem a se somar às tensões de origem térmica resultando em maiores valores de tensões residuais (linha tracejada na figura 4.6c). Em outros tipos de juntas (soldas de vigas em T ou de tubulações, por exemplo), uma distribuição mais complexa de tensões residuais tende a se formar em função das forças de reação que se desenvolvem pela própria geometria do componente soldado.

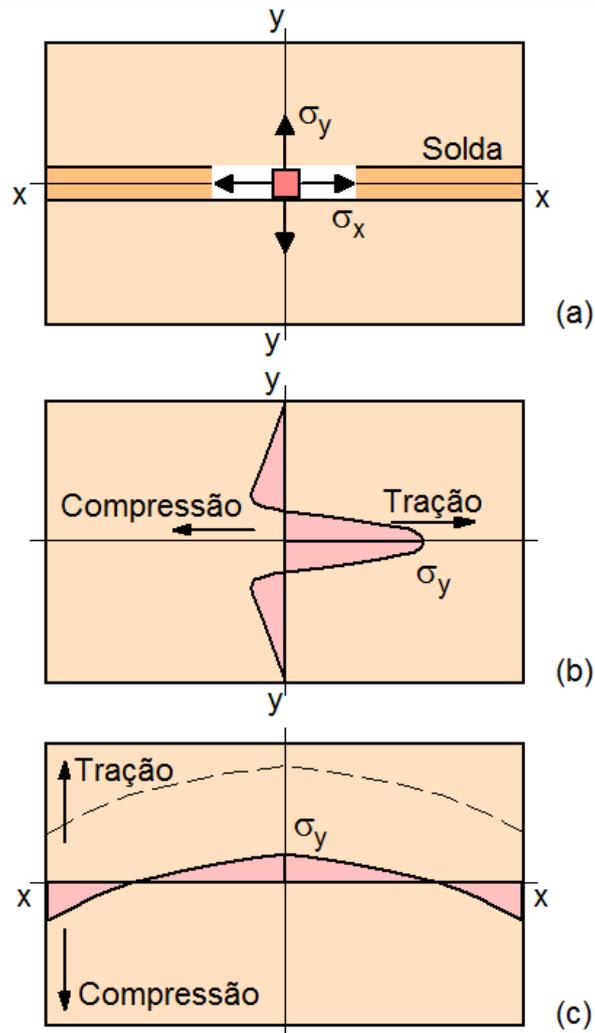


Figura 4.6 - Distribuição típica de tensões residuais em uma solda de topo. (a) Sistema de coordenadas e tensões. (b) Tensões longitudinais. (c) Tensões transversais (linha tracejada: distribuição de tensões quando a solda faz parte de uma estrutura e está sujeita a tensões de reação).

Quando o componente soldado apresenta uma grande espessura (superior a cerca de 25 mm), as tensões residuais nesta direção (z) e a variação das tensões em outras direções com a espessura podem se tornar significativas. A figura 4.7 ilustra a distribuição das tensões σ_x , σ_y e σ_z ao longo da espessura de uma solda de 25 mm de espessura de aço carbono depositada com o processo SMAW de acordo com dados de Gunnert (1958).

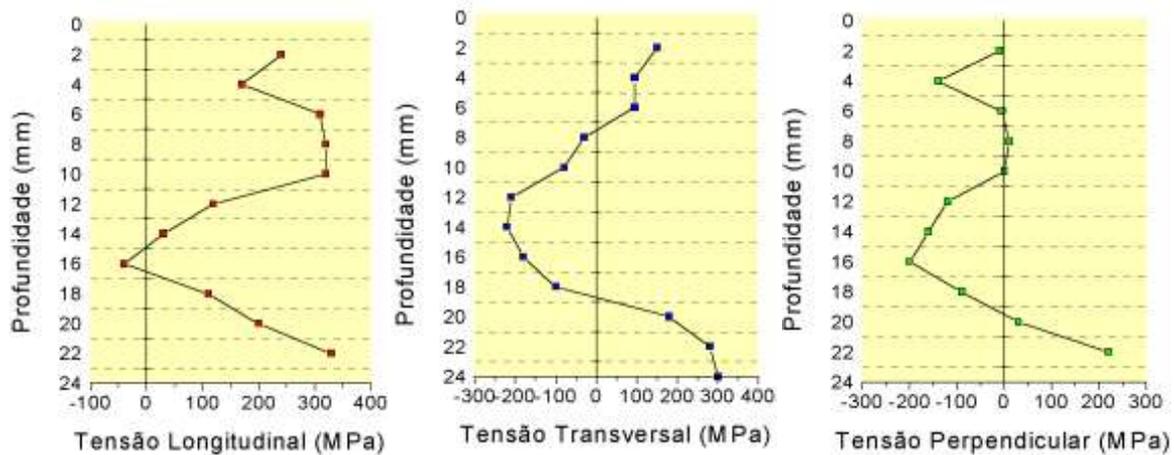


Figura 4.7 - Distribuição das tensões σ_x , σ_y e σ_z ao longo da espessura de uma solda.

Estruturas soldadas tendem a apresentar uma distribuição complexa de tensões residuais que pode ser caracterizada, na região da solda, por esforços de tração em duas (ou três) dimensões. Este estado de tensão tende a dificultar a deformação plástica da região da solda podendo favorecer o desenvolvimento de rupturas localizadas (trincas) nessa região quando essa apresenta baixa ductilidade ou quando a estrutura é colocada em um ambiente agressivo e/ou submetida a solicitações severas.

Em resumo, a distribuição de tensões residuais em um componente soldado é afetada por diversos fatores, incluindo as características do metal de base e da solda (à temperatura ambiente e a altas temperaturas), a geometria da junta soldada e a sua ligação com outros componentes e as condições de soldagem (e pela distribuição de temperaturas resultante na peça durante a soldagem).

A figura 4.8 ilustra a distribuição de tensões residuais associada com a soldagem de um remendo (“patch”) circular em uma chapa furada. O efeito das soldas em lados opostos do remendo favorece o aparecimento de tensões de tração em todo o remendo.

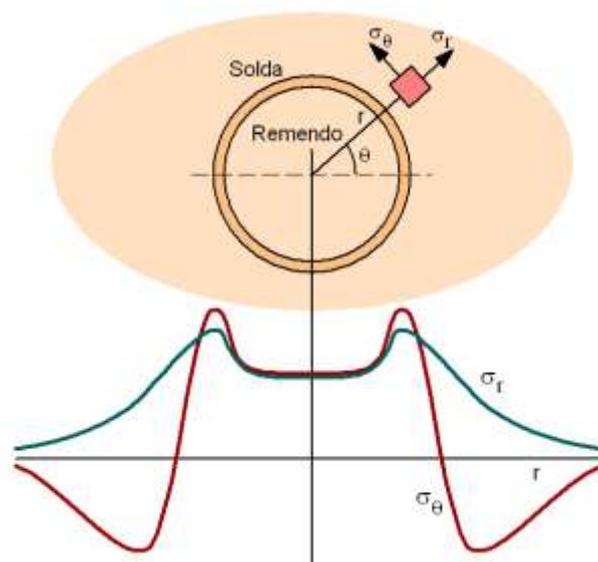


Figura 4.8 - Distribuição de tensões residuais na soldagem de um remendo.

A figura 4.9 mostra distribuições estimadas, através de modelos computacionais (Andrews e outros, 1970), de tensões residuais em soldas de um aço de baixo carbono e de um aço ligado de elevada resistência mecânica. Este último é caracterizado, em relação ao primeiro, por um maior valor da tensão residual máxima e por um pico mais estreito de tensões de tração no centro do cordão. Este efeito foi associado à maior resistência mecânica do aço ligado a temperaturas elevadas, o que restringiu a região deformada plasticamente a uma faixa mais estreita da junta.

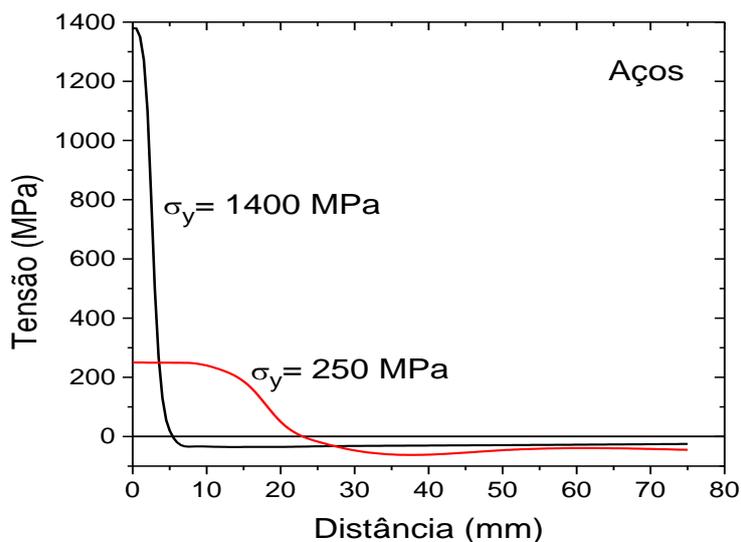


Figura 4.9 - Distribuição da tensão residual longitudinal calculada por um modelo computacional para um aço de baixo carbono (limite de escoamento de 250 MPa) e um aço de alta resistência (escoamento de 1400 MPa).

Resultados experimentais indicam que, **para aços**, a tensão residual máxima no centro do cordão não acompanha o limite de escoamento à medida que este é aumentado (figura 4.10). Este resultado inesperado estaria associada à tendência dos aços de maior resistência mecânica apresentarem uma maior temperabilidade e uma menor temperatura M_s . Assim, a decomposição da austenita durante a soldagem ocorre a menores temperaturas e, como esta reação é acompanhada por um aumento de volume, ela tenderia a reduzir as tensões residuais no cordão de solda associadas com a contração do material durante o resfriamento da solda.

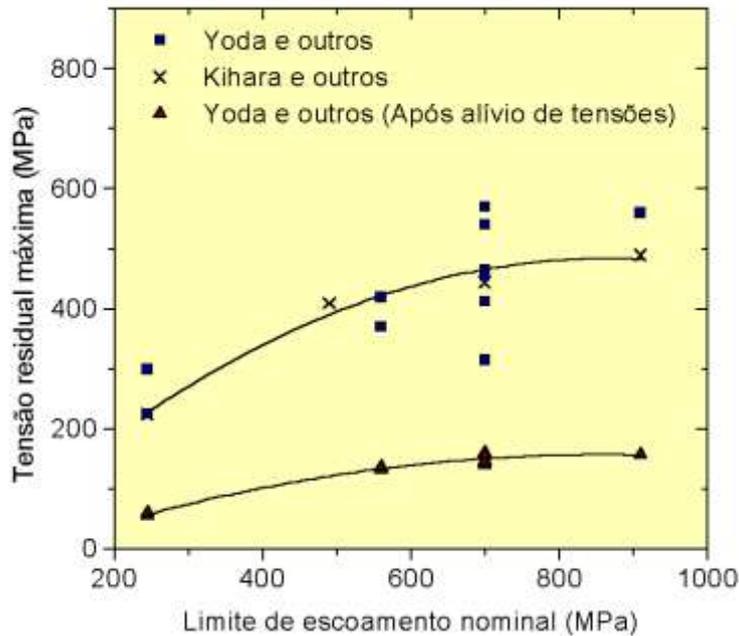


Figura 4.10 - Tensões residuais de soldagem de vários aços de alta resistência.

4.2.3. Determinação Experimental:

Diversas técnicas podem ser utilizadas para a determinação de tensões residuais em soldas (tabela 4.II).

Tabela 4.II - Técnicas para a determinação experimental de tensões residuais.

Grupo	Técnica
<ul style="list-style-type: none"> • Técnicas de relaxação de tensão 	<ul style="list-style-type: none"> • Técnicas com “strain gages” elétricos • Técnicas com “strain gages” mecânicos • Técnicas com revestimentos frágeis • Técnicas com revestimentos fotoelásticos
<ul style="list-style-type: none"> • Técnicas de difração de Raios X 	<ul style="list-style-type: none"> • Difração em filme • Difração com difratômetro
<ul style="list-style-type: none"> • Técnicas baseadas em propriedades sensíveis à tensão 	<ul style="list-style-type: none"> • Técnicas com ultrassom • Técnicas com medidas de dureza • Técnicas magnéticas
<ul style="list-style-type: none"> • Técnicas de fissuração 	<ul style="list-style-type: none"> • Fissuração pelo hidrogênio • Fissuração por corrosão sob tensão

As técnicas de relaxação de tensões são baseadas na medida da deformação elástica que ocorre quando uma parte de um corpo de prova contendo tensões residuais é removida. A mudança de forma resultante da deformação pode ser medida por diferentes sensores. Assim, dependendo do tipo de sensor usado, de sua forma de colocação e de remoção do material, diferentes técnicas são definidas. Quando sensores elétricos (“strain gages”) ou mecânicos são

usados, as deformações elásticas associadas à remoção de material podem ser determinadas quantitativamente e, com a aplicação de equações da teoria da elasticidade, as tensões residuais inicialmente existentes no material podem ser determinadas. Embora sejam técnicas destrutivas, estas são as mais usadas para a determinação experimental de tensões residuais.

As técnicas de difração de raios X baseiam-se na determinação dos parâmetros de rede da estrutura cristalina de pequenas regiões da peça. Como deformações elásticas alteram o valor destes parâmetros, eventuais variações destes determinadas por difração podem ser associadas com as deformações elásticas presentes no material submetido a tensões residuais. Esta técnica permite medir deformações superficiais em pequenas áreas ($\approx 3\mu\text{m}$ de diâmetro) e não é destrutiva. Contudo, tende a ser mais demorada e menos precisa do que a anterior.

Técnicas baseadas em propriedades sensíveis à tensão, de forma similar à anterior, medem alterações de alguma propriedade qualquer do material e as associam com as deformações elásticas presentes na região de medida. São, também, técnicas não destrutivas. Técnicas com ultrassom baseiam-se na determinação de alterações no ângulo de polarização de ondas ultrassônicas polarizadas, na taxa de absorção de ondas sonoras ou na velocidade de propagação do som para estimar o estado de tensão no material. Técnicas de dureza são baseadas em pequenas variações na dureza do material que ocorrem com a presença de tensões elásticas. Finalmente, técnicas magnéticas baseiam-se em variações de propriedades magnéticas de materiais ferromagnéticos (basicamente aços) com as tensões elásticas. Destas técnicas, apenas a última tem aplicação fora de laboratórios, existindo dispositivos portáteis para a determinação não destrutiva de tensões residuais.

Finalmente, técnicas de fissuração são baseadas na avaliação qualitativa do padrão de fissuração desenvolvido em corpos de prova colocados em ambientes capazes de formar, no corpo de prova, trincas induzidas pelo estado de tensões dos corpos de prova. As trincas são, em geral, desenvolvidas por fragilização pelo hidrogênio ou por corrosão sob tensão.

4.2.4. Consequências:

As tensões residuais podem contribuir para o aparecimento de vários problemas em juntas soldadas. Contudo, antes de discutir esses, será discutida abaixo a consequência da aplicação de um carregamento externo sobre a distribuição de tensões residuais em uma junta. Esta discussão permitirá definir os tipos de problemas usuais para os quais a presença de tensões residuais poderá ter uma maior influência.

Quando um componente soldado, contendo uma distribuição inicial de tensões residuais (figura 4.11, curva 0), é submetido a um carregamento de tração, as tensões residuais se somam diretamente às tensões do carregamento, enquanto todas as deformações forem elásticas, isto é, não ocorrerem deformações plásticas no componente. Desta forma, se o carregamento externo for aumentado lentamente, as regiões da solda, nas quais as tensões residuais de tração são mais elevadas, devem atingir condições de escoamento plástico antes do resto do componente (ver as curvas 1, 2 e 3, figura 4.11). O desenvolvimento de deformações plásticas, localizadas principalmente na região da solda, tende a diminuir as variações dimensionais ocorridas durante a soldagem e que são as principais responsáveis pela existência das tensões residuais. Desta forma, tendo ocorrido deformações plásticas localizadas durante o carregamento, quando este for retirado, o nível das tensões residuais tende a ficar menor do que existia anteriormente (curva 4, figura 4.11). Isto é, as variações

dimensionais ocorridas na soldagem e responsáveis pelas tensões residuais são, pelo menos parcialmente, removidas pela deformação plástica causada pelo carregamento posterior e as tensões residuais são aliviadas.

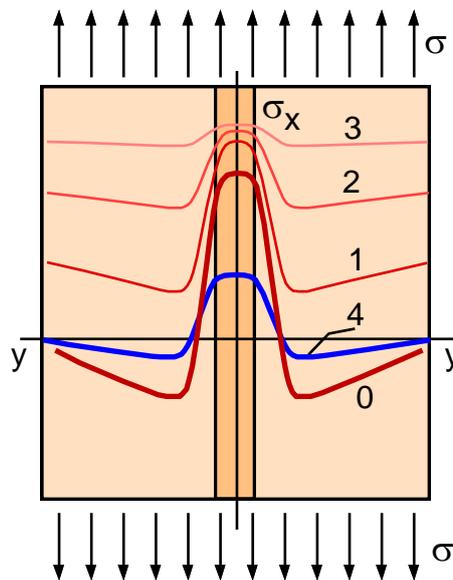


Figura 4.11 - Distribuição de tensões em um componente com uma solda de topo submetido a carregamentos crescentes (curvas 1, 2 e 3) e distribuição de tensões residuais após a liberação do carregamento (curva 4).

A análise anterior permite destacar os seguintes aspectos relevantes relativos ao efeito das tensões residuais em um dado componente:

- A presença de tensões residuais é mais importante para fenômenos que ocorrem com baixos níveis de tensão (inferiores ao limite do escoamento do material) como a fratura frágil, a fragilização pelo hidrogênio e a corrosão sob tensão.
- Em estruturas de materiais dúcteis submetidas a um carregamento, quanto maior for o nível das tensões aplicadas, menor será o efeito das tensões residuais. Quando o nível de carregamento for suficientemente elevado, parte da peça pode escoar e, como resultado, as tensões residuais são reduzidas.
- Em estruturas de materiais frágeis submetidas a um carregamento, tensões residuais de tração podem precipitar a ocorrência da falha por fratura frágil.
- Se a estrutura é carregada além de seu limite de escoamento, as suas tensões residuais se tornam desprezíveis.
- Métodos que utilizam alguma forma de sollicitação mecânica podem ser usados para diminuir as tensões residuais de um componente soldado.

Alguns efeitos específicos da presença de tensões residuais em um componente soldado serão discutidos a seguir.

a. Flambagem:

Considere um perfil estrutural. Um aspecto importante para a sua aplicação é sua *rigidez*, isto é, a sua capacidade de resistir a cargas laterais (não axiais). A rigidez depende de vários fatores, particularmente das propriedades mecânicas no material do perfil e das suas dimensões e da forma de sua seção transversal. Ela depende também das tensões aplicadas na

direção axial do perfil. Neste sentido, tensões axiais de **tração** enrijecem o perfil enquanto tensões de **compressão** o tornam mais flexível, isto é, menores forças transversais são necessárias para causar uma dada deformação lateral no perfil. Finalmente, quando a tensão axial de compressão for suficientemente elevada, uma força lateral infinitamente pequena pode causar uma deformação lateral (δ) grande do perfil. Esta instabilidade é um risco em componentes estruturais que atuam sob compressão, particularmente naqueles longos e delgados e é conhecida como **flambagem** (ou cambagem ou, em inglês, “buckling”). Em algumas situações, a flambagem pode levar à falha rápida e inesperada de um componente submetido a uma tensão, em geral, menor que o limite de escoamento do material (figura 4.12). Em outras situações, embora não chegue à causar a falha final do componente, a flambagem pode levar ao aparecimento de intensas distorções na estrutura.

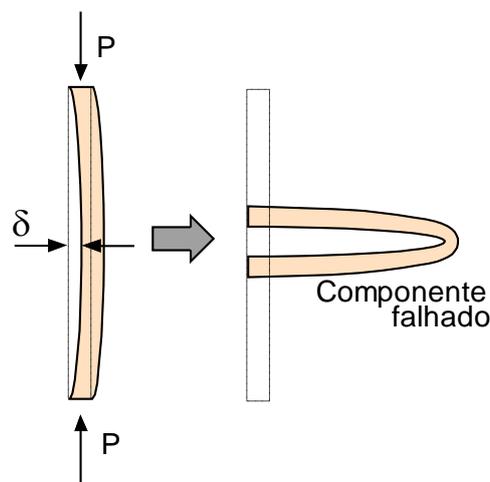


Figura 4.12 - Flambagem de uma coluna.

Uma vez que as tensões residuais são de compressão em regiões mais afastadas da solda (e de tração próximo desta), as tensões residuais nessas regiões podem reduzir a resistência à flambagem de estruturas soldadas. Como estruturas soldadas tendem a apresentar também distorções (seção 3) e como a flambagem está associada com deformações perpendiculares ao eixo ou plano do componente (figura 4.12) e à aplicação de cargas fora de centro, distorções causadas por soldagem ou outros processos podem comprometer seriamente a resistência à flambagem. Em juntas soldadas feitas em chapas ou outros componentes de pequena espessura, a distorção por flambagem resultante das tensões térmicas e residuais pode também ocorrer dando à junta um aspecto irregular ou “enrugado” (ver seção 3.1).

b. Falha por fadiga:

Em um sentido amplo, fadiga envolve a deterioração de propriedades de um material devido a aplicação neste de esforços mecânicos de intensidade variável. Mais restritamente, é um mecanismo de falha que envolve a nucleação e o crescimento de trincas no material devido a esforços mecânicos variáveis e o seu exemplo mais conhecido para o leigo é a quebra de um pedaço de arame pela sua flexão alternada de forma repetida. Contudo, é importante salientar que a fadiga é a forma mais comum de falha em componentes mecânicos submetidos a tensões que variam com o tempo, estando associada com grandes desastres e acidentes. Nestes casos, a fadiga tende a se desenvolver com cargas inferiores ao limite de escoamento do material e por períodos de tempo superiores a um ano (mas, que podem ser muito menores). A maior parte deste tempo tende a ser gasto na nucleação inicial da trinca e, assim, qualquer

fator que facilite esta nucleação (como, por exemplo, defeitos superficiais) pode reduzir grandemente o tempo de vida esperado de uma peça.

Como já discutido, quando a sollicitação mecânica externa é pequena, as tensões residuais se somam a esta. Desta forma, a presença de tensões residuais de *compressão* na superfície de um componente reduz localmente o valor da sollicitação mecânica e, desta forma, dificultam a iniciação de trincas de fadiga. Por outro lado, por exemplo, em um componente soldado, a presença de tensões residuais de tração pode ter um efeito negativo no seu desempenho à fadiga, aumentando localmente o valor da sollicitação mecânica e facilitando a nucleação inicial da trinca de fadiga junto da solda. Para mais informações, ver os capítulos 7 e 8.

c. Corrosão sob Tensão:

Na presença de um ambiente agressivo, trincas de corrosão podem se desenvolver de forma acelerada devido à presença de tensões de tração. No caso de aços estruturais ao carbono ou de baixa liga, por exemplo, este fenômeno é desencadeado pelo contato com hidróxidos ou com sulfeto de hidrogênio. Em estruturas soldadas, as tensões residuais são muitas vezes suficientes para o desenvolvimento de corrosão sob tensão dependendo do material e do ambiente. Neste sentido, por exemplo, certos códigos impõem limitações quanto à dureza máxima da ZTA (por exemplo, inferior a 325 HV) como uma forma de limitar o nível de tensões residuais e prevenir a corrosão sob tensão em tubulações soldadas para transporte de petróleo (ambiente que pode apresentar teores perigosos de H₂S). Para mais informações sobre corrosão sob tensão, ver os capítulos 7 e 8.

d. Fratura Frágil:

A fratura final de um componente metálico quando uma trinca, que pode ter se desenvolvido por diferentes mecanismos (por fadiga, por exemplo), atinge um tamanho suficientemente grande pode ocorrer de duas formas básicas, do ponto de vista *metalúrgico*: (1) dúctil ou (2) frágil. No primeiro caso, o crescimento da trinca é controlado por deformação plástica e tende a exigir uma quantidade relativamente elevada de energia. Na fratura frágil, por sua vez, a quantidade de deformação associada tende a ser muito pequena e o crescimento da trinca é basicamente controlado pela quebra de ligações dentro dos grãos (clivagem) ou ao longo de seus contornos. Este processo necessita de uma quantidade muito menor de energia para a sua ocorrência.

Do ponto de vista *mecânico*, a fratura pode ocorrer de forma estável ou instável. No primeiro caso, a quantidade de energia disponível em um dado momento (na forma de energia elástica armazenada no material e de trabalho feito pelas sollicitações mecânicas externas) não é capaz de fornecer a energia necessária para o crescimento da trinca. Desta forma, é necessário aumentar a quantidade de energia disponível, por exemplo, elevando a sollicitação externa, para a trinca crescer (lentamente). Quando a quantidade de energia disponível no sistema é suficiente para manter o crescimento da trinca, sem a necessidade de se aumentar esta quantidade de energia, a fratura se torna instável, com a trinca crescendo de forma rápida e descontrolada até a ruptura final. Na fratura final de um componente, em geral, a propagação da trinca ocorre inicialmente de forma estável podendo mudar para instável. Obviamente, como a fratura frágil necessita, para a sua propagação, de uma quantidade muito menor de energia (do que a fratura dúctil), situações em que a trinca se propaga de forma frágil podem se tornar instáveis (fratura rápida e incontrolável) mais facilmente com um maior potencial para a ocorrência de acidentes.

A fratura frágil pode ocorrer em componentes metálicos em situações quando a deformação plástica (associada com o desenvolvimento de uma ruptura dúctil) é inibida. Isto pode ocorrer por fatores metalúrgicos (por exemplo, pela formação de constituintes frágeis ou pela presença de precipitados e inclusões) ou mecânicos (por exemplo, em estruturas de grande espessura ou muito rígidas). Em aços estruturais e em outras ligas metálicas de estrutura cristalina CCC, adicionalmente, uma menor temperatura de operação e o aumento do tamanho de grão são fatores que favorecem a fratura frágil.

Em estruturas soldadas, a fratura frágil é particularmente perigosa devido a diversos fatores, destacando-se:

- Uma estrutura soldada é monolítica, não apresentando interfaces (como em uma estrutura rebitada ou aparafusada) que possam interromper a propagação da trinca. Assim, a fratura pode se iniciar em uma área restrita e se propagar por grandes distâncias.
- A região da solda apresenta alterações estruturais caracterizadas, frequentemente, por um aumento do tamanho de grão em relação ao metal de base, o que, em alguns materiais, tende a diminuir a tenacidade do material.
- A região da solda pode apresentar diversas descontinuidades ou defeitos, tais como trincas, inclusões de escória e deficiências (falta) de fusão, que podem atuar como concentradores de tensão e pontos de iniciação da fratura.
- Tensões residuais elevadas de tração existem na região da solda. Estas tensões, eventualmente associadas com as tensões devido às solicitações externas, podem ser suficientemente elevadas para causar a fratura frágil.

Assim, no projeto de estruturas soldadas é, em geral, levar em consideração a presença das tensões residuais e, em muitas situações, é necessário se tomar medidas para a redução ou eliminação destas. Existem diversos exemplos de falha por fratura frágil de componentes soldados, muitos com grande perda material e de vidas humanas. Para mais informações sobre fratura frágil, ver o capítulo 8.

e. Formação de Trincas em Soldas:

Trincas são frequentemente formadas em soldas. Estas trincas podem ser associadas basicamente a dois fatores: (a) uma solicitação, isto é tensões mecânicas de tração e (b) uma incapacidade (fragilização), muitas vezes momentânea, do material de acomodar esta solicitação deformando-se plasticamente. Fragilização da região da solda e de regiões adjacentes à solda pode ocorrer por diversos motivos (formação de filmes de líquido em contornos de grão a alta temperatura, crescimento de grão, presença de hidrogênio dissolvido no material, precipitação, etc) durante e após a soldagem. Para mais informações, ver o capítulo 7.

f. Instabilidade Dimensional:

Quando um componente soldado é usinado ou submetido à outra operação de remoção de material, o balanço de forças devido às tensões residuais, isto é, as equações (1) e (2) deixam momentaneamente de ser satisfeitas. Para restaurar o equilíbrio de forças e de momento, o componente tende a sofrer pequenas distorções que causam uma redistribuição das tensões residuais dentro do componente. Isto é similar ao que ocorre durante a medição de tensões residuais pelo método da relaxação de tensões (seção 2.3). No presente caso, contudo, esta instabilidade pode ser uma dificuldade. Por exemplo, na usinagem de uma peça com tensões

residuais, a distorção que ocorre durante o processo torna difícil atingir com precisão a forma final desejada.

4.2.5. Controle e Alívio de Tensões Residuais:

O nível de tensões residuais em uma junta soldada pode ser diminuído **reduzindo-se a quantidade de calor fornecido à junta** ou a **quantidade de metal depositado**. Na prática, isto pode ser feito otimizando-se o desenho do chanfro (reduzindo-se o ângulo do chanfro ou usando-se preparações simétricas, por exemplo) e evitando-se depositar material em excesso (evitando-se reforço excessivo em soldas de topo ou minimizando-se o tamanho de soldas de filete). A seleção de **processos de maior eficiência térmica** (fonte de maior intensidade) é uma possível alternativa de controle, mas difícil de ser justificável economicamente em muitos casos. Tensões residuais também podem ser reduzidas pelo **uso de metal de adição com a menor resistência mecânica** permissível no projeto, assim como uma **redução dos vínculos externos** da junta soldada (minimizando-se, assim, as tensões de reação). Para a soldagem de alguns tipos de aços, metais de adição que sofrem **transformação martensítica a uma temperatura suficientemente baixa** podem ser usados. Como já mencionado, a formação de martensita vem acompanhada por um aumento de volume que contrabalança a contração do material e, assim, reduz o nível de tensões residuais.

Após a soldagem, as tensões residuais podem ser aliviadas em uma peça ou estrutura por métodos térmicos ou mecânicos (tabela 4.III). Estes métodos se baseiam em permitir a deformação permanente localizada do componente que possui tensões residuais reduzindo ou eliminando as variações dimensionais responsáveis pela existência das tensões residuais. No caso do uso de métodos térmicos, a elevação da temperatura leva a uma redução do limite de escoamento do material facilitando a sua deformação plástica. Além disto, dependendo da temperatura e do tempo de tratamento, deformação por fluência pode ocorrer no material e contribuir para o alívio de suas tensões residuais. Os métodos mecânicos se baseiam em facilitar o escoamento plástico localizado pela aplicação de alguma forma de carregamento mecânico como foi discutido no início da seção 4.2.4.

4.3. Distorção de Soldas:

4.3.1. Tipos:

Distorção são alterações de forma e dimensões que componentes soldados sofrem como resultado do movimento de material (deformação plástica) que ocorre em função das tensões térmicas desenvolvidas durante o processo de soldagem. Distorções afetam a forma e dimensões de um componente ou estrutura de modo tanto global como localizado (quando são também chamadas de deformidades), figura 4.13. A distorção final de um componente soldado é sempre oposta e, em geral, da mesma ordem de grandeza do movimento de material que ocorre durante a soldagem (figura 4.14).

Em juntas simples, três tipos básicos de distorção podem ocorrer: (1) contração transversal (perpendicular à linha da solda), (2) contração longitudinal (paralela à linha da solda) e (3) distorção angular (rotação em torno da linha da solda), figura 4.15. Estas distorções básicas causam distorções mais complexas em juntas reais de solda como, por exemplo, o dobramento (figura 4.16a) e a torção de vigas e a distorção por flambagem em juntas de peças de pequena espessura (figura 4.16b). Durante a soldagem de componentes livres (isto é, que não estejam presos por soldas de ponteamto ou por algum dispositivo de fixação), estes podem sofrer

distorção rotacional (figura 4.17), o que pode dificultar as condições de soldagem e modificar o padrão final da distorção da junta soldada.

Tabela 4.III - Métodos para aliviar tensões residuais (Okimura & Taniguchi, 1982).

	Procedimento	Descrição	Características	Limitações
(a)	Martelamento	Martelamento do metal depositado e de suas adjacências durante ou após a soldagem.	Método simples, pode causar refino de grão.	Inadequado para materiais de baixa ductilidade.
	Encruamento	A junta soldada é deformada plasticamente pela aplicação de cargas de tração.	Bastante eficiente para tanques esféricos e tubulações.	Inadequado para estruturas complicadas pela dificuldade de aplicar tensões uniformes.
	Vibração	Vibrações são aplicadas na estrutura causando uma ressonância de baixa frequência o que ocasiona deformação plástica parcial da estrutura e alívio de tensões.	Operação simples.	Inadequado para chapas grossas ou grandes estruturas. Alívio de tensões não é uniforme.
(b)	Recozimento para alívio de Tensões	Aquecimento a 600-700°C (aços ferríticos) ou 900°C (aços austeníticos) seguido de resfriamento lento. Pode ser local ou total.	Muito utilizado e bastante eficiente.	Inaplicável para grandes estruturas e difícil de ser executado no campo. Custo elevado.
	Recozimento a alta temperatura	Aquecimento a 900-950°C (aços ferríticos) seguido de resfriamento lento. Pode ser local ou total.	Podem eliminar completamente as tensões residuais.	Inaplicável para grandes estruturas e difícil de ser executado no campo. Custo muito elevado.
	Alívio de tensões a baixas temperaturas	Aquecimento do local da solda a 150-200°C em uma largura total de 60 a 130mm.	Adequado para grandes estruturas.	O alívio de tensões é baixo.

(a) Processos mecânicos

(b) Processos térmicos

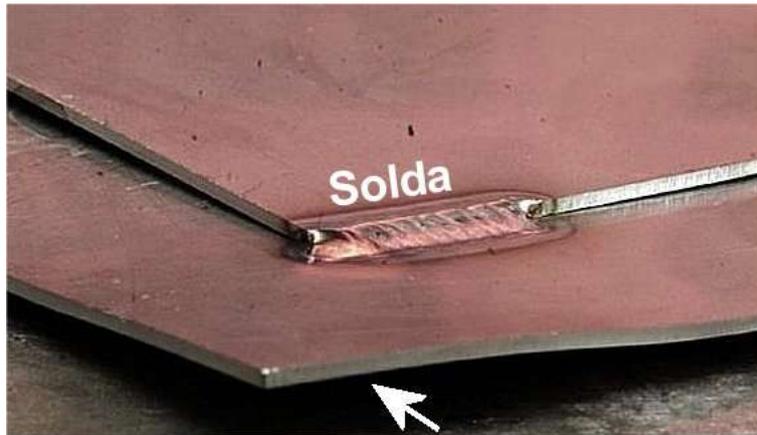


Figura 4.13 – Distorção localizada causada por uma pequena solda entre chapas de aço inoxidável. Adaptado do Welding Journal, fevereiro de 2011, pág. 54.

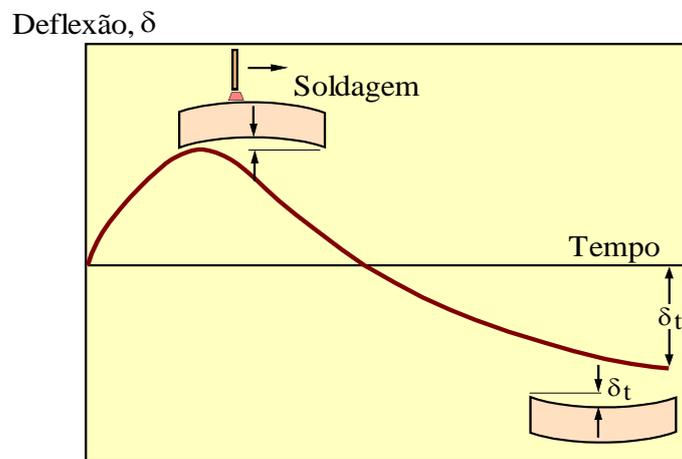


Figura 4.14 - Deflexão longitudinal de uma barra pelo calor de soldagem. δ_t - Deflexão (distorção) final.

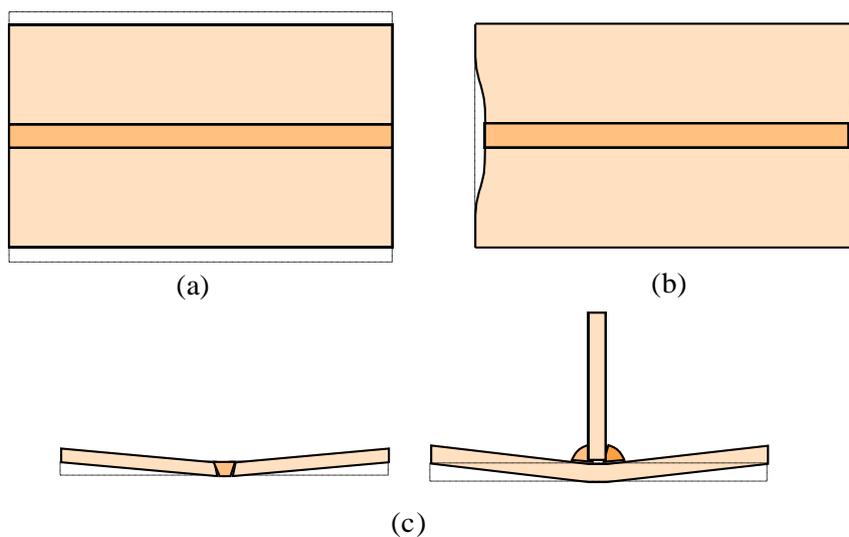


Figura 4.15 - Distorções básicas: (a) Contração transversal, (b) contração longitudinal e (c) distorção angular.

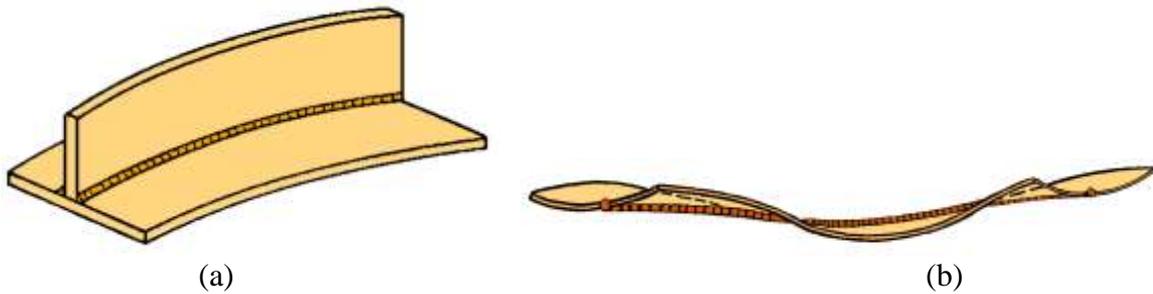


Figura 4.16 - (a) Dobramento de uma viga T e (b) flambagem em chapas finas.

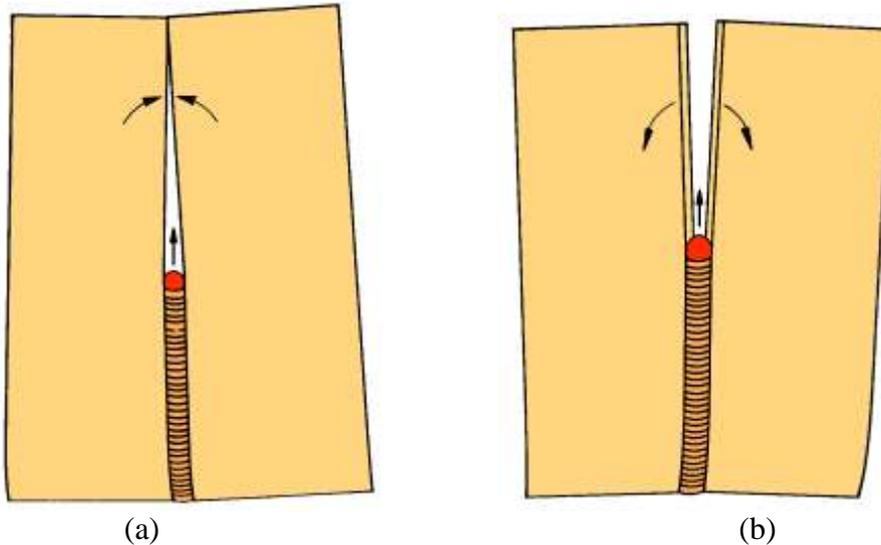


Figura 4.17 - Rotação durante a soldagem para (a) baixo e (b) alto aporte térmico.

Uma estimativa da contração transversal (C_T) em soldas de topo de aço ao carbono ou de baixa liga é dada pela equação empírica:

$$C_T = 0,2 \frac{A_w}{t} + 0,05f \quad (4.8)$$

onde A_w é a área da seção transversal da solda, t é a espessura das chapas e f é a abertura (fresta) da raiz do chanfro. O valor real de C_T depende de vários fatores como, por exemplo, o grau de restrição da junta, a quantidade de rotação da junta durante a soldagem e o número de passes usados. De uma forma geral, um maior número de passes (através do uso de eletrodos de menor diâmetro ou de uma maior velocidade de soldagem) causa maiores contração transversal e distorção angular.

A contração longitudinal tende a ser menor que a transversal (cerca de 1/1000 do comprimento da solda), contudo, ela pode causar efeitos importantes como o dobramento em peças soldadas fora de sua linha neutra e a distorção por flambagem em chapas finas (figura 4.16).

Distorção angular ocorre quando a contração transversal não é uniforme ao longo da espessura da junta, podendo ocorrer tanto em soldas de topo como em soldas de filete (figura 4.15c). A figura 4.18 ilustra as variações angulares em juntas T de aço carbono soldadas dos

dois lados da junta em função da espessura do flange e do peso de metal depositado por comprimento da junta.

O dobramento de uma viga de aço soldada ao longo de todo o seu comprimento (L) pode se estimado por (figura 4.19):

$$\Delta = 0,005 \frac{A_w d L^2}{I} \quad (4.9)$$

onde A_w é a área da seção transversal da solda ou soldas, d é a distância do centro de gravidade da(s) solda(s) à linha neutra da viga e I é o momento de inércia do membro.

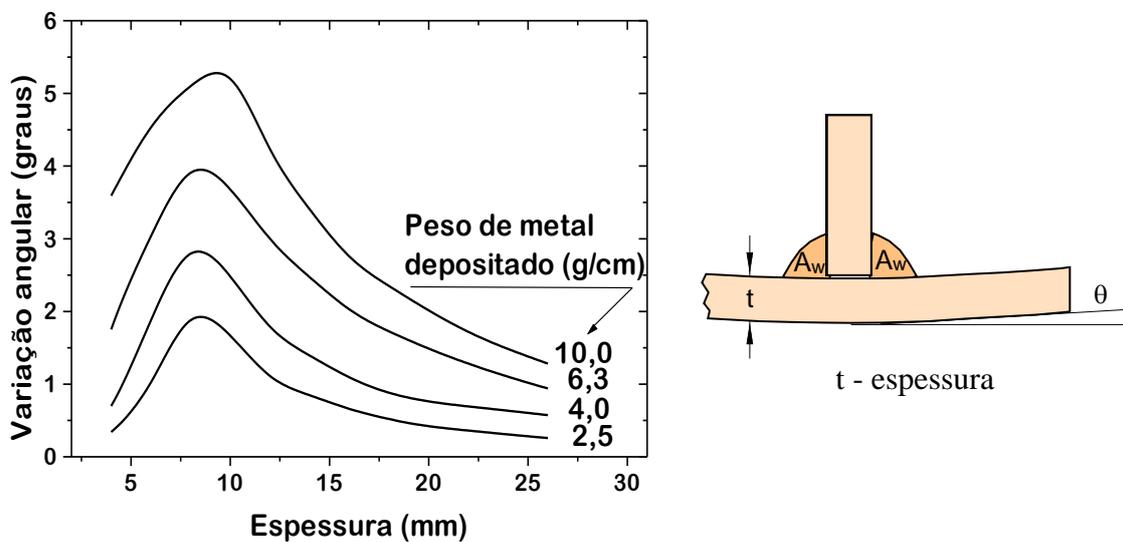


Figura 4.18 - Distorção angular em juntas de T de aço carbono.

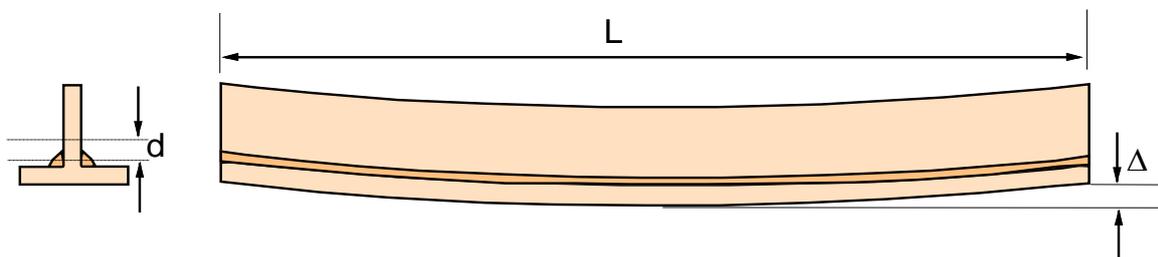


Figura 4.19 – Dobramento de uma viga.

4.3.2. Efeito das Propriedades do Material na Distorção:

A distorção é causada pelo aquecimento e resfriamento não uniforme da peça ou estrutura e o escoamento plástico localizado resultante. Assim, a quantidade de distorção depende das propriedades térmicas e mecânicas do material, particularmente o seu coeficiente de expansão

(α) e a sua condutividade térmica (k), o limite de escoamento (σ_{YS}) e o seu módulo de elasticidade (E).

Materiais com um maior coeficiente de expansão térmica sofrem uma maior expansão e contração durante o ciclo térmico e, desta forma, tendem a apresentar uma maior distorção. Materiais de baixo coeficiente de expansão térmica apresentam, durante a soldagem, gradientes de temperatura mais elevados, o que aumenta a deformação localizada e, desta forma, a distorção. Um elevado limite de escoamento favorece o desenvolvimento de tensões mais elevadas e uma maior distorção. Assim, para minimizar este problema, os metais devem ser soldados, sempre que possível, na condição recozida. Metais com um maior módulo de elasticidade tendem a resistir melhor à distorção. A tabela 4.IV mostra valores relativos (considerando o valor do aço como 1) das propriedades discutidas acima.

Tabela 4.IV – Valores relativos de propriedades de metais (aço carbono = 1).

Metal	E	σ_{YS}	α	k
Aço carbono	1,0	1,0	1,0	1,0
Aço inoxidável	1,0	1,2	1,4	0,3
Ligas de alumínio	0,3	0,5	1,7	4,2
Ligas de cobre	0,5	0,3	1,3	7,5

4.3.3. Controle e Correção da Distorção:

Diversas medidas podem ser usadas para reduzir a distorção em soldagem.

(a) No projeto de estruturas soldadas:

- Projetar estruturas com a menor quantidade possível de soldas.
- Usar chanfros que necessitem a deposição de menos metal de adição.
- Usar chanfros simétricos (X, K, duplo U, etc).
- Posicionar soldas junto da linha neutra da peça ou em posições simétricas em relação à linha neutra.
- Especificar o menor tamanho possível das soldas compatível com as solicitações existentes.

(b) Na fabricação:

- Estimar a distorção que ocorrerá na estrutura e posicionar as peças de forma a compensar esta distorção. (Difícil de aplicar em estruturas complexas)
- Colocar peças na sua posição correta, ou próximo desta, e utilizar dispositivos de fixação ou outras técnicas para aumento da restrição das peças ao movimento (ponteamento antes da soldagem, gabaritos, etc).
- Usar sequências de deposição de cordões de solda (deposição por partes, uso de mais de um soldador iniciando a operação no mesmo ponto e soldando em direções opostas) e de montagem (montagem por subcomponentes, etc) que minimizem a distorção.
- Usar técnicas ativas de controle da distorção. Em geral, estas técnicas usam, durante a soldagem, fontes adicionais de aquecimento (e de resfriamento) de forma a gerar tensões térmicas adicionais capazes de contrabalancear as tensões geradas pela soldagem e, desta forma, reduzir a distorção. Um exemplo desta técnica envolve o emprego de fontes de aquecimento (maçaricos) colocadas lateralmente e deslocando-se junto com a tocha de soldagem. Estas técnicas ainda são muito pouco usadas industrialmente.

(c) Após a soldagem (correção da distorção):

c.1. Remoção a quente:

- Aquecimento localizado (isto é, de forma similar ao que gerou a distorção, mas de forma a contrabalanceá-la).
- Aquecimento uniforme e conformação mecânica.

c.2. Remoção a frio:

- Calandragem.
- Prensagem.
- Martelamento, etc.

4.4. Bibliografia:

Andrews, J.B. e outros, (1970) *Analysis of Thermal Stress and Metal Movement During Welding*, NASA Contractor Report NASA CR-61351.

Gunnert, R. (1958) *Method for Measuring tri-axial residual stresses*, Doc. IIW X-184-57-OE, Commission X of the International Institute of Welding.

Masubuchi, K. (1980) *Analysis of Welded Structures*, Pergamon Press.

Okimura, T. & Taniguchi, C. (1982) *Engenharia de Soldagem e Aplicações*, LTC, capítulo 5.

Capítulo 5

Influências Metalúrgicas no Metal Fundido

5 - INFLUÊNCIAS METALÚRGICAS NO METAL FUNDIDO

5.1 - Introdução

Foi discutido, no capítulo 3, o fluxo de calor na soldagem por fusão. Mostrou-se que a solda e as regiões adjacentes a esta são submetidas a variações de temperatura cujos valores de pico variam desde a temperatura ambiente até níveis próximos da temperatura de ebulição do material. Neste capítulo, a influência destes ciclos térmicos na formação da zona fundida será discutida de uma forma geral, sem se considerar características específicas dos materiais.

Devido ao pequeno volume dos reagentes e ao pequeno tempo de interação entre eles, a soldagem por fusão pode ser considerada como um processo metalúrgico de escala quase microscópica quando comparada com a maioria dos outros processos que envolvem a fusão de metais, figura 5.1. Neste contexto, a soldagem apresenta peculiaridades como:

- ❑ temperaturas elevadas,
- ❑ curto tempo de duração,
- ❑ elevada interação do metal fundido com suas vizinhanças,
- ❑ presença de fluxos ou escórias complexas, etc.

A tabela 5.I compara as características gerais dos processos de soldagem por fusão com aquelas correspondentes em um forno elétrico.

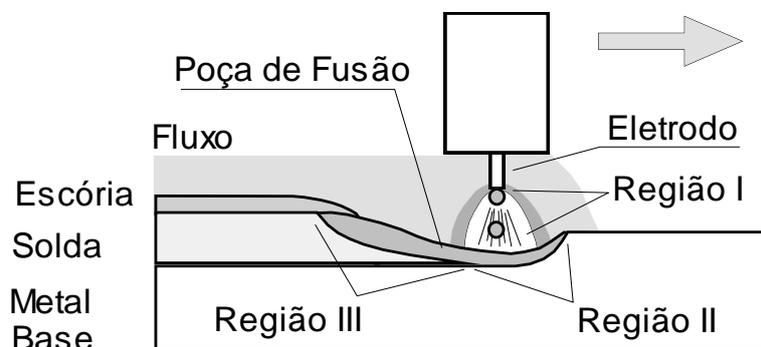


Figura 5.1. Representação esquemática da região do arco na soldagem por fusão com eletrodo consumível.

Na soldagem a arco elétrico, o metal de adição e o metal base são fundidos pelo calor do arco. Esta fusão é seguida por um superaquecimento considerável, particularmente na gota de metal de adição. Na atmosfera do arco, vapores metálicos e de diversos constituintes da escória e diferentes gases estão presentes em forma molecular, atômica ou ionizada, sendo estas últimas mais reativas. Os gases são violentamente aquecidos e agitados pelo arco elétrico. A área específica de contato para interação entre metal fundido, gases e escórias é muito grande se comparada com outros processos metalúrgicos. Assim, existem condições altamente favoráveis para o desenvolvimento de interações físicas e químicas entre o metal fundido e o ambiente que o cerca. Estas interações são particularmente intensas nas pequenas gotas de metal fundido formadas a partir do eletrodo consumível. Somente em poucas situações especiais (na soldagem realizada no vácuo ou em uma atmosfera completamente inerte) se pode esperar a ausência

destas reações. De um modo geral, todas estas interações podem afetar de modo desfavorável a estrutura e propriedades do metal de solda.

Tabela 5.I Comparação entre as condições em um forno elétrico e a região do arco de soldagem.

Característica	Valores típicos		
	na gota	Na poça	em forno elétrico
Temperatura média do metal fundido/aço (°C)	2.100 - 2.350	1.700 - 2.000	aprox. 1.600
Tempo de interação com a vizinhança (s)	0,1 - 0,2	3 - 40	10 ³
Massa de metal fundido (g)	0,08 - 0,25	0,5 - 50	toneladas
Área específica de interação (cm ² /g)	2,1 - 4,1	0,4 - 1,0	0,001

Na soldagem a arco com eletrodos consumíveis, considerando o aquecimento muito localizado pelo arco e as características da transferência de metal, pode-se supor que a região do arco e poça de fusão seja dividida em três sub-regiões distintas (figura 5.1):

- **Região I:** Gotas de metal de adição localizadas na ponta do eletrodo e no arco;
- **Região II:** Parte anterior da poça de fusão e região localizada sob a raiz do arco;
- **Região III:** Parte posterior da poça de fusão, localizada após o arco.

A Região I é caracterizada por temperaturas mais elevadas e maior área específica (tabela 5.I). Nesta região, as interações com o ambiente ocorrem de forma mais intensa. Em particular, a dissolução, no metal fundido, de gases e de outros elementos existentes no arco (O, N, H, etc.) ou na escória (Si, Mn, O, etc.) pode ocorrer fortemente. Na Região II, uma quantidade de metal base é fundida e misturada com o metal de adição (diluição). Como nesta região as temperaturas ainda são muito elevadas, as reações de incorporação de gases e de outros elementos ainda ocorrem, mas de forma menos intensa. Na Região III, caracterizada por temperaturas menores e decrescentes até a temperatura de solidificação do metal de solda, ocorrem as reações de evolução de gases dissolvidos na poça, precipitação de compostos (formação de escória e de inclusões) e a solidificação da solda.

Devido às variações rápidas de temperatura, em geral, não se pode considerar que as reações que ocorrem nestas regiões atinjam o equilíbrio. Assim, considerações termodinâmicas fornecem somente indicações quanto ao sentido das reações, tendo uma validade limitada para a obtenção de dados quantitativos, por exemplo, para a previsão da composição química final de uma solda. Neste contexto, a soldagem difere de vários processos metalúrgicos para os quais é uma suposição razoável considerar que uma dada reação atinge o equilíbrio. Além disso, os fluxos e escórias utilizados em soldagem têm, em geral, uma formulação complexa para atender aos diversos requisitos operacionais da soldagem, o que torna difícil uma análise teórica do problema. Como resultado, a interação do metal fundido com sua vizinhança, particularmente na soldagem com fluxos e escórias, tem sido estudada de uma forma predominantemente empírica. Apesar destas dificuldades, modelos teóricos baseados em considerações termodinâmicas e cinéticas e, em geral, resolvidos analiticamente ou por técnicas numéricas em computadores tem sido desenvolvidos para a previsão da microestrutura e propriedades de soldas^(5.1, 5.2). Além disto, foram desenvolvidos modelos computacionais que podem estimar as propriedades de soldas com

base em resultados de testes anteriores através de técnicas numéricas como regressão múltipla e redes neurais^(5.3).

5.2 - Interações Metal-Gás

Em quase todos os processos de soldagem por fusão, o metal fundido entra em contato com diferentes gases com os quais pode reagir. Estes gases podem ser classificados como:

- ❑ Gases monoatômicos ou inertes (argônio e hélio): São insolúveis e não reagem com os metais líquidos. Não serão, portanto, considerados aqui.
- ❑ Gases diatômicos simples (N_2 , O_2 , H_2 , etc.): Em condições usuais podem se dissociar na forma atômica na superfície do metal líquido e ser dissolvidos neste.
- ❑ Gases complexos (CO , CO_2 , H_2O , SO_2 , etc.): São formados por espécies atômicas diferentes, também podem se dissociar e ser incorporados na poça de fusão..

Pode-se citar, como exemplo de interações entre diferentes gases e a poça de fusão, a interação do O_2 , N_2 e H_2 com o aço, alumínio, titânio e zircônio, do O_2 e H_2 com o cobre e do N_2 com o níquel. Estas interações podem resultar na absorção e dissolução do gás na poça de fusão e, como consequência, na **formação de descontinuidades** (particularmente porosidade) e/ou na **degradação de propriedades**. É, assim, vital minimizar o contato do metal fundido (e, na soldagem de ligas de titânio, do metal base superaquecido) com estes gases, através de um meio de proteção adequado, ou adotar medidas que reduzam os seus efeitos negativos (por exemplo, pelo uso de elementos capazes de reagir com as contaminações e “prendê-las”).

A quantidade de um dado gás presente em um cordão de solda depende de fatores como o tipo e as características do meio de proteção usado, as condições de soldagem, incluindo aspectos como modo de transferência e sua estabilidade, e as condições ambientais (incluindo, por exemplo, a condição superficial da peça e a presença de correntes de ar). A figura 5.2 mostra as faixas usuais de teores de oxigênio e nitrogênio no metal de solda para alguns processos de soldagem a arco.

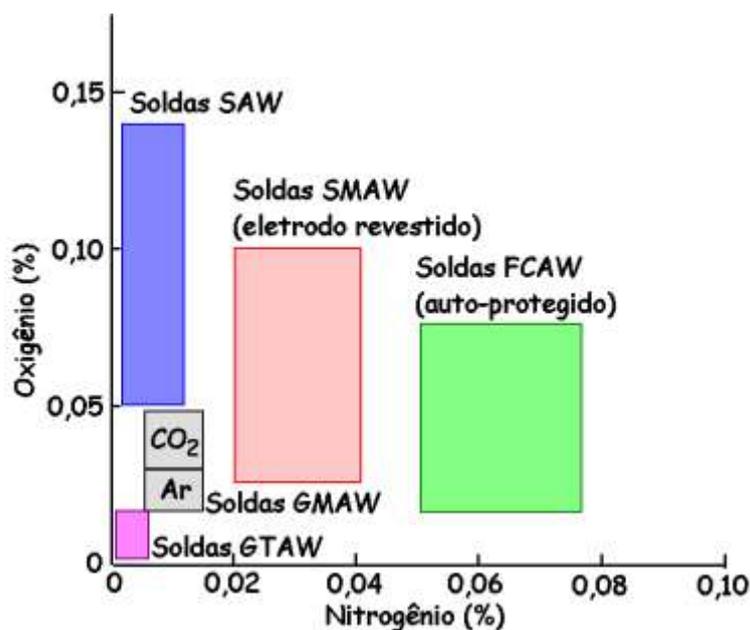


Figura 5.2. Faixas típicas dos teores de oxigênio e nitrogênio do metal de solda obtido por alguns processos de soldagem a arco.

As interações metal-gás englobam aspectos como^(5.4):

- absorção de gás pelo metal fundido,
- reações entre o(s) elemento(s) contido(s) no gás e outros elementos da poça,
- evolução de gás durante o resfriamento e a solidificação da poça e
- permanência em solução na solda após a solidificação.

Absorção de Gás pelo Metal Fundido:

Para gases diatômicos simples (N₂, O₂, H₂, etc.), a sua solubilização no metal líquido pode ser expressa pela reação:



Para esta, a solubilidade (S_n) do gás é dada pela **lei de Sievert**:

$$S_n = k \cdot \sqrt{P_{G_2}} \quad (5.2)$$

onde P_{G2} é a pressão parcial do gás sobre o metal e *k* é uma constante que depende do sistema gás-metal considerado e da temperatura. A solubilidade de um gás no metal líquido pode ser expressa, por exemplo, em ml de gás por 100 g de metal ou em ppm (partes por milhão). Basicamente em todos os casos de interesse na soldagem, a reação de solubilização é endotérmica e, neste caso, o valor de *k* (e, portanto, a solubilidade) aumenta com a temperatura (T). Por exemplo, no sistema Fe-H₂, *k* pode ser expressa como:

$$k = 3,18 \cdot 10^{-2} T - 21,8$$

para S_n em ml/100g de metal, P_G em atmosferas e temperaturas entre 1540 e 2000°C. Para temperaturas próximas do ponto de ebulição do metal, S_n passa a diminuir após passar por um valor máximo (figura 5.3). A solubilidade de um gás, em geral, se reduz fortemente com a solidificação do metal. Por exemplo, a solubilidade do hidrogênio no alumínio, na temperatura de fusão deste e para uma pressão parcial de hidrogênio de 1 atm, passa de 0,69 ml/100g no alumínio líquido para 0,04 ml/100g no sólido. Para o ferro, em condições similares, as solubilidades no metal líquido e sólido (Fe-δ) são, respectivamente, 27,7 e 7,8 ml/100g.

Os valores indicados acima dependem, também, da composição química do metal líquido. Por exemplo, em aço, adições de C, B, Si e Al reduzem a solubilidade do hidrogênio enquanto que adições de Mn, Ni e Cr aumentam a sua solubilidade.

Na soldagem a arco, os diferentes gases são, em geral, absorvidos de forma mais intensa na poça de fusão do que a prevista pelas considerações dos parágrafos anteriores. Por exemplo, o teor de H₂ em soldas de aço carbono depositadas com eletrodo revestido rutilico ou celulósico chega a cerca de 27 ml/100g de metal depositado na temperatura ambiente que é próximo da solubilidade do hidrogênio no ferro líquido na temperatura de fusão e sob uma pressão de 1 atm de H₂. Alguns trabalhos^(5.5) mostram que a quantidade de H₂ dissolvido no aço líquido varia com a raiz quadrada de sua pressão parcial para a soldagem com eletrodo revestido e GTAW (TIG), seguindo, portanto, a Lei de Sievert. Outros trabalhos mostram uma relação linear entre a quantidade de gás dissolvido e sua pressão parcial tanto para o H₂ no aço^(5.4) como para o O₂ no titânio^(5.5). Em condições simulando a soldagem GTAW, Uda^(5.6) observou uma absorção muito mais intensa de N₂ do que em condições sem arco (figura 5.4). Além disso, para pressões parciais deste gás acima de 0,24 atm, um valor de saturação na quantidade de gás absorvido, cerca de 650 ppm, era atingido na fusão com arco. Acredita-se que absorção mais intensa de gases na presença do arco esteja ligada à quebra das moléculas e ionização dos átomos pelo arco elétrico, o que aumenta a sua reatividade e solubilidade na poça de fusão.

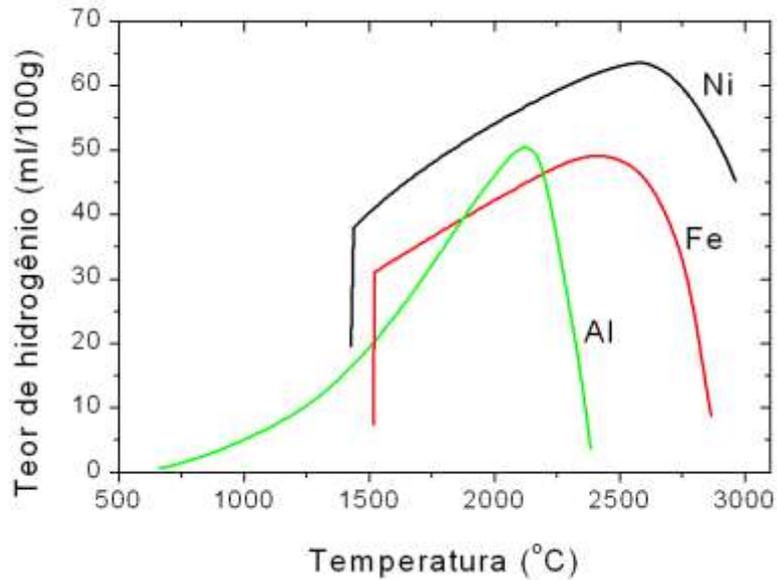


Figura 5.3. Curvas de solubilidade do hidrogênio (1 atm) em metais no estado líquido^(5.5).

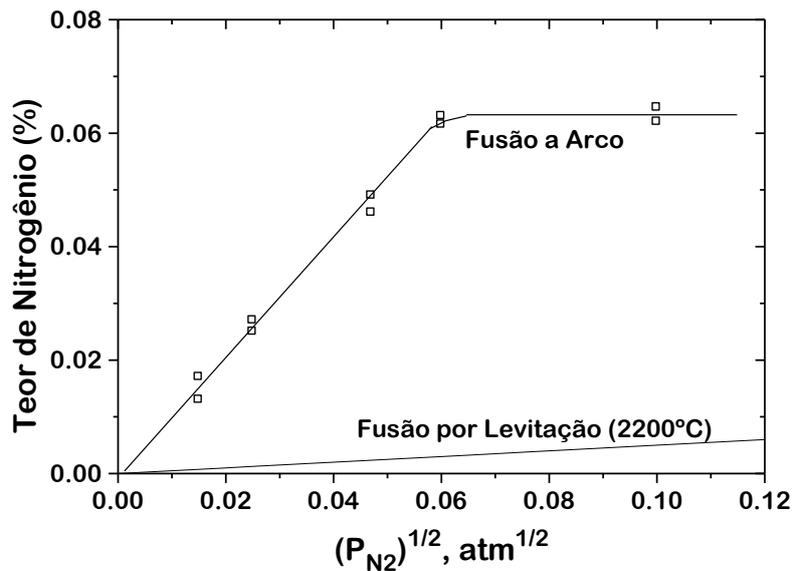


Figura 5.4 Comparação das solubilidades do nitrogênio em ferro puro fundido em forno e através do arco elétrico^(5.6).

Como os gases dissolvidos na poça de fusão podem ocasionar diferentes efeitos negativos na solda, é importante controlar a sua absorção. Em linhas gerais, isto é realizado, nos diferentes processos de soldagem, por medidas como:

- ❑ uso, na soldagem com proteção gasosa, de um gás de proteção de composição e pureza adequadas para o processo;
- ❑ uso de uma vazão correta de gás de proteção, juntamente com um bocal adequado e equipamento em boas condições de funcionamento;
- ❑ limpeza da junta, por meios mecânicos ou químicos, para eliminar óxidos, graxas e de outras contaminações superficiais capazes de gerar gases indesejáveis durante a soldagem;

- ❑ na soldagem com eletrodo revestido, uso de eletrodos com o revestimento em boas condições físicas e, quando for o caso, adequadamente secos;
- ❑ execução da soldagem com parâmetros corretos, evitando condições que favoreçam operação instável ou perturbação no meio de proteção, particularmente corrente e comprimento de arco excessivos;
- ❑ execução da soldagem em locais protegidos contra correntes de ar, particularmente para processos com proteção gasosa.

Reações com componentes da poça de fusão:

Certos elementos dissolvidos na poça de fusão podem reagir com outros componentes desta, particularmente na região III (figura 5.1). O produto resultante desta reação pode ser um **gás** ou uma **fase condensada**.

No primeiro caso, o **gás** formado gera bolhas que podem se tornar porosidade se não escaparem do metal líquido antes de sua solidificação. Um exemplo importante é a formação de porosidade em aço ou em ligas de níquel pelo CO resultante da reação entre o oxigênio e o carbono dissolvidos na poça de fusão ($2C + O_2 \rightarrow 2CO$). Esta reação pode ocorrer quando o teor de elementos desoxidantes (neste caso, elementos que apresentam uma maior afinidade pelo oxigênio do que o carbono) na poça de fusão for insuficiente para preveni-la. Em um diagrama de energia livre de formação de óxidos (figura 5.5), os elementos candidatos a desoxidantes são aqueles cujas linhas se localizam abaixo das linhas dos elementos que não devem ser oxidados.

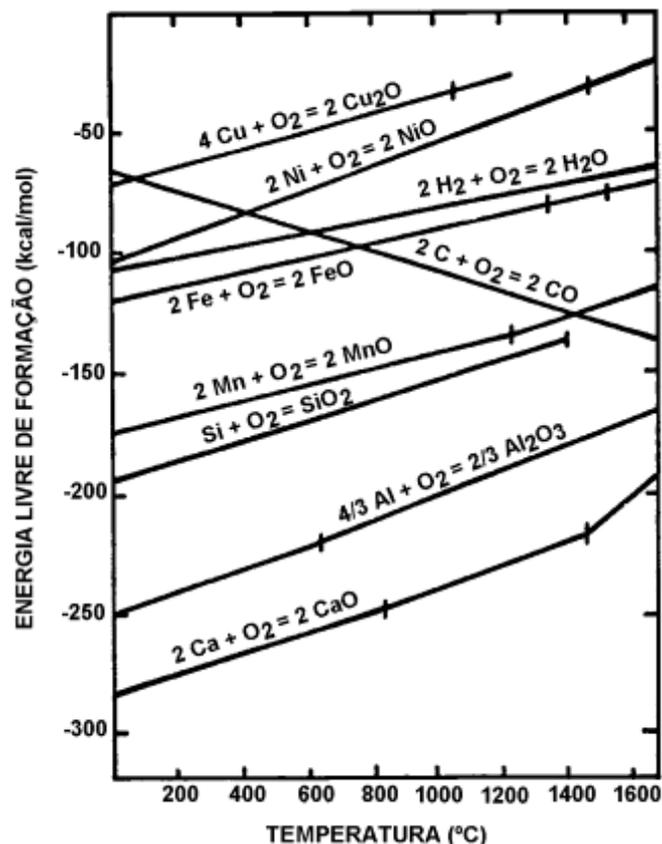


Figura 5.5. Diagrama de energia livre padrão para a formação de alguns óxidos comuns.

De interesse particular, devido à sua influência na formação de porosidade, é a comparação da posição relativa das linhas de diferentes elementos em relação às linhas de energia livre de formação do CO (importante na soldagem do aço e níquel) e da água ($2H_2 + O_2 \rightarrow 2H_2O$, importante na soldagem do cobre). Elementos desoxidantes utilizados em soldagem incluem, por exemplo, o manganês e o silício, na soldagem dos aços e de ligas de cobre, o fósforo, para o cobre, e o alumínio e o titânio, para ligas de cobre e níquel.

A formação, como resultado da reação de elementos dissolvidos na poça de fusão, de uma **fase condensada insolúvel** pode gerar escória ou inclusões na solda. Escórias sobrenadam a poça de fusão e, após a solidificação, cobrem total ou parcialmente o cordão de solda. Na soldagem com vários passes, a retirada completa desta escória antes da deposição do passe seguinte é muito importante pois parte desta pode ficar presa entre os passes, gerando uma descontinuidade do cordão de solda. Quando a fase condensada não atinge a superfície da poça antes de sua solidificação, ela fica presa no interior do cordão na forma de inclusões não metálicas microscópicas. A presença destas inclusões em grande quantidade pode afetar negativamente as propriedades mecânicas da solda, particularmente a sua ductilidade. Por outro lado, estas inclusões têm um papel fundamental na formação da microestrutura de soldas de aço estrutural (ver seção 5.5.8). Finalmente, se o produto da reação possuir um ponto de fusão superior ao do próprio material da poça, esse poderá agir como uma barreira física dificultando a formação da poça. Este é o caso, por exemplo, da formação de Al_2O_3 ou MgO na soldagem de ligas de alumínio ou de magnésio.

Em alguns casos, um gás dissolvido na poça de fusão pode não reagir com outros elementos e permanecer dissolvido, em grande parte, na solda após a solidificação da poça. Neste caso, ele não gera inclusões ou porosidade nem dificulta a formação da poça de fusão, contudo, este pode posteriormente causar a formação de precipitados que podem fragilizar a solda. É o que ocorre, por exemplo, com a absorção de oxigênio e nitrogênio em soldas de ligas de titânio, zircônio e tântalo^(5.5).

Evolução de Gás durante o Resfriamento e Solidificação da Poça:

Na parte posterior da poça de fusão (Região III), a queda de temperatura do metal líquido e a rejeição de parte dos solutos dissolvidos no metal de solda durante a sua solidificação (figura 5.3) cria condições para que esses fiquem supersaturados (isto é, seus teores atingem valores acima de seus limites de solubilidade). Como resultado, os elementos gasosos dissolvidos na poça tendem a escapar da poça de fusão. Este processo ocorre pela formação ou nucleação de bolhas de gás no metal líquido, que tendem a crescer e, caso não sejam envolvidas pelo metal sendo solidificado, atingem a superfície da poça de fusão permitindo que o gás escape para a atmosfera.

Na nucleação homogênea (seção 2.4) de uma bolha esférica de gás no interior de um líquido, é necessário que a sua pressão interna, P_i , seja igual ou superior à pressão local do líquido, P_e , mais o acréscimo de pressão devido à tensão superficial, $2\gamma/r$:

$$P_i \geq P_e + \frac{2\gamma}{r} \quad (5.3)$$

onde γ é a tensão superficial da interface líquido-gás e r é o raio do núcleo.

Como a poça de fusão é, em geral, rasa, pode-se considerar que P_e seja igual à pressão atmosférica. A solubilidade de um gás diatômico no metal líquido (S_n) é dada pela equação de Sievert:

$$S_n = k \cdot \sqrt{P_e} \quad (5.4)$$

Por outro lado, a concentração de gás dissolvido necessária para a formação do núcleo (S_i), seria:

$$S_i = k \cdot \sqrt{P_i} \quad (5.5)$$

Tirando-se os valores de P_e e P_i das equações (5.4) e (5.5) e colocando estes na equação (5.3), obtém-se:

$$S_i^2 \geq S_n^2 + \frac{2k\gamma}{r} \quad (5.6)$$

Assim, para o nucleação homogênea de uma bolha no metal líquido, este precisa estar supersaturado do gás ($S_i > S_n$) de, pelo menos, $2k\gamma/r$. Como r (raio inicial do núcleo) tende a ser muito pequeno, a supersaturação necessária pode ser muito grande, indicando a dificuldade da nucleação homogênea do gás no metal líquido. Contudo, a presença na poça de fusão de diversas heterogeneidades, como inclusões, facilita a formação da bolha de gás sem a necessidade de uma supersaturação tão elevada.

Na parte posterior da poça de fusão (Região III, figura 5.1) ocorrem condições que favorecem tanto a supersaturação de algum gás dissolvido no metal líquido como a presença de inclusões e outras heterogeneidades. Nesta região, a temperatura cai rapidamente de valores próximos à temperatura de ebulição do metal líquido, na região da poça sob o arco, até a sua temperatura de solidificação, na interface sólido-líquido. Esta queda de temperatura reduz fortemente a solubilidade dos gases dissolvidos na poça de fusão. Além disto, o metal líquido é adicionalmente enriquecido por solutos que são rejeitados pelo metal sendo solidificado devido à brusca queda da solubilidade que ocorre com esta (figuras 5.3 e 5.6). Desta forma, os gases, que foram absorvidos intensamente nas Regiões I e II, podem se tornar supersaturados na região III. Além disso, inclusões, precipitados, cavidades de contração e pontos da frente de solidificação, existentes no líquido próximo da interface com o sólido, podem agir como sítios para facilitar a nucleação de bolhas de gás.

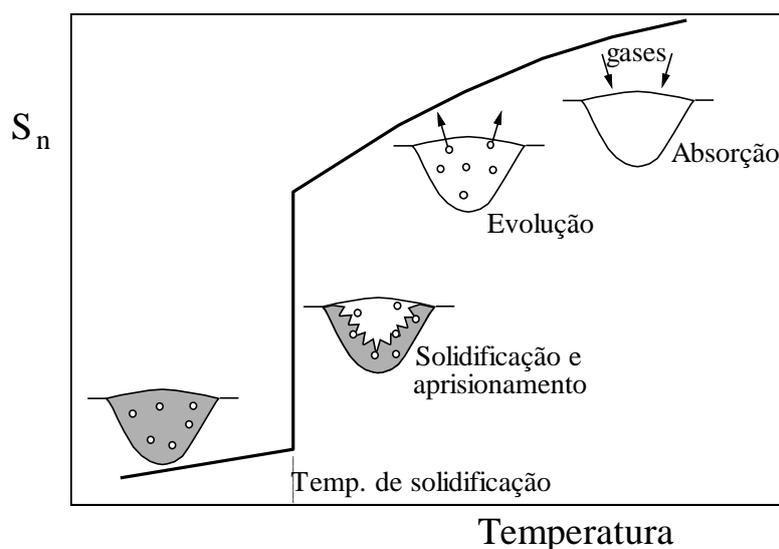


Figura 5.6. Evolução esquemática da solubilidade de um gás com a temperatura e mecanismo de formação de porosidade na solda pela evolução de gás.

Uma bolha de gás pode ser aprisionada pelo metal solidificado, formando um poro, quando essa não se desprende de seu ponto de nucleação antes que o metal solidificado a cerque. O desprendimento da bolha é influenciado por vários fatores como a sua velocidade de crescimento, a sua facilidade de se soltar do substrato, a velocidade e a morfologia da frente de solidificação, a composição química do metal líquido, etc. Refletindo a complexidade deste problema, a incidência de porosidade em soldas pode apresentar alguns aspectos contraditórios. Por exemplo, soldas em aço feitas com eletrodos rútilicos ou celulósicos, que propiciam a absorção de elevados teores de hidrogênio pela poça de fusão, são relativamente imunes à porosidade. Por outro lado, soldas feitas com eletrodos básicos, que geralmente levam a menores teores absorvidos de hidrogênio, são mais sensíveis à formação de porosidade. A tabela 5.II mostra alguns gases que podem causar porosidade em soldas.

Porosidade fina e dispersa pode ser tolerada na maioria das aplicações, pois não afeta apreciavelmente as resistências mecânica e à fadiga da solda. Contudo, porosidade densa ou grosseira pode exigir a remoção da região afetada e o seu reparo. A figura 5.7 mostra poros formados em uma solda de alumínio feita com o processo GMAW. A quantidade e o tipo de porosidade dependem tanto da quantidade de gases absorvida pelo metal fundido como das condições para a evolução destes gases na poça. Por sua vez, estes fatores são afetados pelas condições de soldagem que, assim, influenciam o nível de porosidade em uma solda. A figura 5.8 ilustra este efeito na soldagem GMAW de alumínio. Esta figura mostra um aumento na quantidade de poros com a redução da tensão, possivelmente devido a uma perda de estabilidade do processo.

Tabela 5.II Exemplos de gases que podem causar problemas de porosidade em soldas.

Gás	ORIGEM	Materiais
H ₂	Umidade atmosférica, água absorvida em fluxos ou revestimentos, oxidação na superfície da peça, substâncias orgânicas no revestimento do eletrodo, contaminação de óleo, graxa, etc.	Aço, Al
N ₂	Contaminação atmosférica	Aço, Ni, Cu
CO	da reação $C + O \rightarrow CO$	Aço, Ni
H ₂ O	da reação $Cu_2O + 2H \rightarrow 2Cu + H_2O$	Cu
H ₂ S	da reação $S + 2H \rightarrow H_2S$	Aço

A evolução de gases na poça de fusão pode também causar, segundo alguns autores, a formação de respingos.

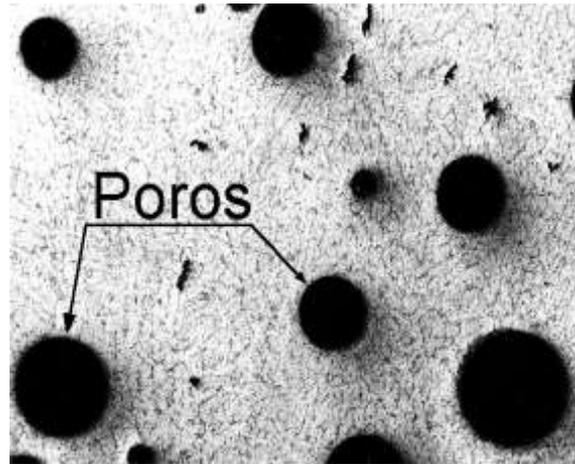


Figura 5.7. Seção transversal da ZF de uma solda de alumínio (processo GMAW) com porosidade esférica e interdendrítica. Aumento 80x^(5.7).

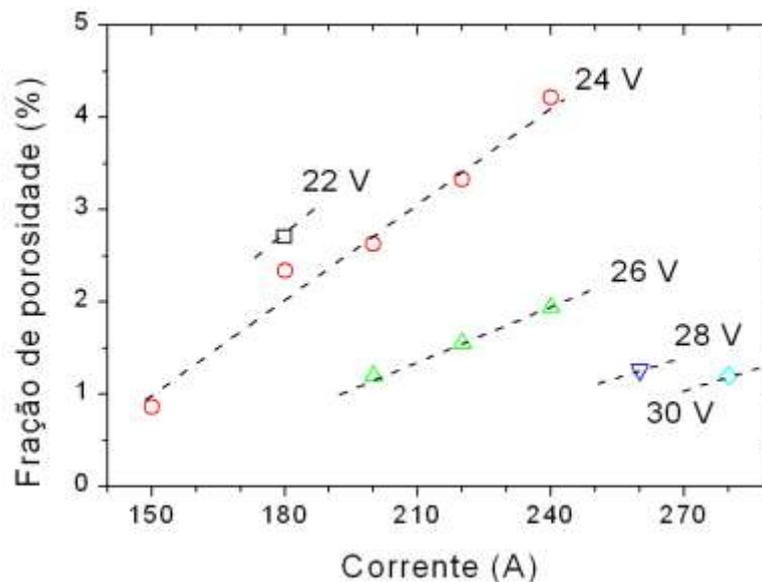


Figura 5.8. Quantidade de porosidade (% em volume) formada na ZF de alumínio (processo GMAW) em função das condições de soldagem.^(5.7)

Permanência em Solução Sólida após a Solidificação da Poça:

Alguns elementos absorvidos da atmosfera do arco podem permanecer em solução sólida no cordão de solda após a sua solidificação. É o caso, por exemplo, do hidrogênio, carbono e nitrogênio no aço. Com a redução da temperatura, a solubilidade desses elementos tende a cair fortemente, podendo ocorrer a formação de precipitados ou a sua permanência como uma solução sólida super-saturada. Em ambos os casos, a ductilidade e a tenacidade do metal de solda são, em geral, prejudicadas.

5.3 - Interações Metal-Escória

Na soldagem a arco, os principais processos que utilizam escória são: SAW (arco submerso), SMAW (eletrodo revestido) e FCAW (arame tubular). Além disto, existe uma variante do

processo GTAW (processo TIG ativado, ATIG) que utiliza uma fina camada de um formado de escória colocado na superfície do metal base com o objetivo de controlar a penetração do cordão de solda.

Define-se, como **escória**, o resíduo não metálico produzido em alguns processos de soldagem e na brasagem que, no estado líquido, entra em contato com o metal fundido, podendo protegê-lo contra a ação do ar atmosférico e interagindo com o material de uma forma mais ou menos intensa. No processo de soldagem ao arco submerso, denomina-se **fluxo** ao material utilizado para a formação de escória. No processo SMAW, os componentes formadores da escória estão contidos no **revestimento** do eletrodo e, na soldagem FCAW, estes estão colocados no **núcleo** do arame. Além da formação de escória, estes materiais podem, também, gerar **gases** (para a proteção), fornecer **elementos de liga** (para ajuste da composição química da solda) e remover contaminações do metal líquido. Embora o termo “fluxo” também tenha uma conotação de componente gerador de escória reativa (ver discussão abaixo), no presente texto, este será usado como uma designação geral para um gerador de qualquer tipo de escória. Neste sentido, ele poderá designar tanto um fluxo para SAW ou um revestimento ou núcleo de eletrodo.

De acordo com seus constituintes principais, pode-se considerar a existência de três grupos básicos de fluxos para soldagem^(5,8):

- **Fluxos de sais halogênicos**, tais como $\text{CaF}_2\text{-NaF}$, $\text{CaF}_2\text{-BaCl}_2$, $\text{KCl-NaCl-Na}_3\text{AlF}_6$ e $\text{BaF}_2\text{-MgF}_2\text{-CaF}_2\text{-LiF}$, que são isentos de oxigênio e usados para a soldagem de metais não ferrosos, como, por exemplo, ligas de alumínio e de titânio.
- **Fluxos de sais halogênicos e óxidos**, tais como $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$, $\text{CaF}_2\text{-CaO-SiO}_2$, $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ e $\text{CaF}_2\text{-CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3$, que são ligeiramente oxidantes e usados em geral na soldagem de aços de alta liga.
- **Fluxos de óxidos**, tais como MnO-SiO_2 , FeO-MnO-SiO_2 e $\text{CaO-TiO}_2\text{-SiO}_2$, que podem ser fortemente oxidantes e são usados na soldagem dos aços carbono e de baixa liga.

Do ponto de vista de sua interação com o metal líquido, uma escória pode ser “**protetora**” (inativa) ou “**fluxante**” (reativa) ou, mais comumente, apresentar ambas as características com diferentes intensidades.

Uma **escória protetora** tende a envolver a poça de fusão e as gotas de metal sendo transferidas através do arco e apresentar uma baixa permeabilidade à passagem de gases, dificultando a sua incorporação pelo metal líquido. A difusão dos gases tende a ser mais lenta em escórias de maior viscosidade o que favorece a proteção. Adicionalmente, uma escória de maior viscosidade tende a restringir o escorrimento do metal líquido na poça de fusão, facilitando a soldagem fora da posição plana. Outra propriedade importante de uma escória protetora é a sua tensão superficial. Quando esta tem um menor valor, a escória tende a molhar e se espalhar mais facilmente na superfície do metal líquido, envolvendo-o e tornando a proteção mais eficiente. Além disto, escórias de menor tensão superficial tendem a reduzir o ângulo de contato entre o metal líquido e o metal base, reduzindo a convexidade do cordão e melhorando o seu perfil.

Uma **escória fluxante** exerce um efeito ativo durante a soldagem, removendo camadas superficiais de óxido e de outras contaminações que podem dificultar a operação, por exemplo, formando uma camada refratária (na soldagem de alumínio) ou dificultando o escoamento do metal de adição (na brasagem). Para esta ação, a escória deve (a) reagir com a camada superficial formando um composto de menor temperatura de fusão, (b) dissolver os componentes da camada ou (c) reduzi-los.

Na soldagem a arco, o fluxo pode, ainda, fornecer elementos que são vaporizados e incorporados ao arco e afetam fortemente as suas características operacionais. Alguns destes elementos podem aumentar a estabilidade do arco, tornando mais fácil o controle do processo e permitindo a soldagem com corrente alternada. Outros tornam o arco mais intenso, levando a um aumento da penetração. Existem, ainda, evidências de que a escória em contato com a poça de fusão pode controlar as características do movimento de metal líquido na poça de fusão a afetar de forma importante o formato do cordão. Este tipo de efeito é utilizado na soldagem GTAW com fluxo (soldagem ATIG, “Active Flux TIG Welding”), permitindo um ganho de penetração superior a 100% (figura 5.9).

Percebe-se, assim, que os diferentes fenômenos, que ocorrem na soldagem quando uma escória é colocada em contato com a fonte de calor e o metal líquido, afetam diversos aspectos do processo sendo determinantes para diferentes características do cordão de solda. A tabela 5.III mostra alguns materiais usados na fabricação de eletrodos revestidos para a soldagem de aços e a sua função e a tabela 5.IV mostra exemplos de formulações de eletrodos revestidos para aço.

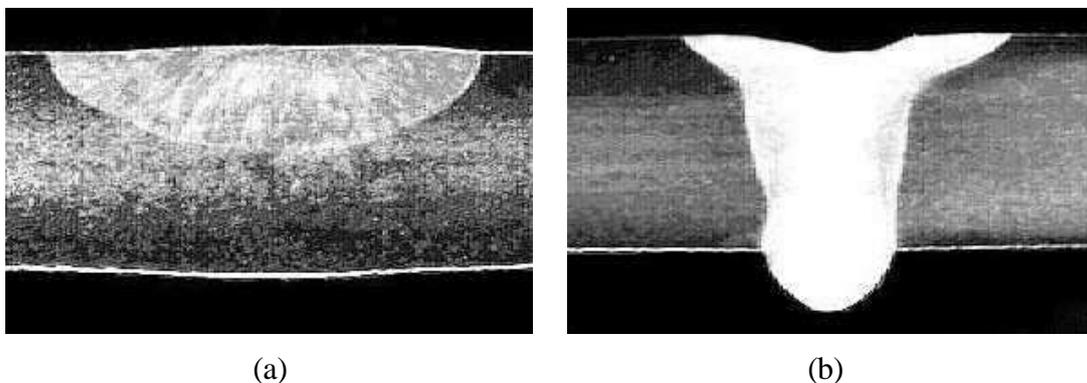


Figura 5.9. Seção transversal de cordões depositados com a soldagem GTAW convencional (a) e com fluxo (b) em chapas de aço inoxidável AISI304 de 5 mm de espessura.

As interações entre uma escória e o metal fundido envolvem diferentes aspectos físicos e químicos. Resumidamente, uma escória pode desempenhar algumas das seguintes funções gerais em um processo de soldagem:

- ❑ Dissolver e escorificar impurezas, facilitando o contato direto entre os metais base e de adição fundidos. Na soldagem do alumínio, por exemplo, a camada superficial de óxido, cujo ponto de fusão (2050°C) é muito superior ao do metal base (660°C), pode se tornar uma barreira física à formação da solda. Um fluxo capaz de reagir com este óxido e formar uma escória de menor ponto de fusão pode eliminar esta barreira. A escorificação de impurezas superficiais é fundamental também na brasagem. Nesta, o uso de fluxos contendo, por exemplo, bórax e ácido bórico garante a formação, na escória, de boretos de baixo ponto de fusão capazes de dissolver impurezas superficiais. Fluoretos podem também ser adicionados para reduzir o ponto de fusão do fluxo e aumentar a sua atividade. Em muitos casos, o fluxo e sua escória devem ser cuidadosamente removidos para se evitar problemas de corrosão.
- ❑ Formar uma barreira, impedindo a contaminação do metal fundido por gases da atmosfera. Isto pode ser conseguido pela geração de gases, como resultado da queima de compostos orgânicos ou da decomposição de carbonatos, ou pelo envolvimento do metal líquido por uma camada de escória fundida. Para isto, o fluxo precisa fundir a temperaturas inferiores ao metal de solda e apresentar, na temperatura de operação, uma viscosidade suficientemente alta para ser impermeável aos gases da atmosfera, mas baixa o suficiente para permitir o seu

escoamento e garantir o completo envolvimento do metal fundido. Ainda, a escória e o metal fundido devem apresentar uma boa molhabilidade.

- Fornecer elementos de liga para o ajuste da composição ou refino da poça de fusão. Estes elementos podem estar na forma de adições (como ferro-ligas, metal puro ou carbonetos em pó) ou resultarem da decomposição de componentes do fluxo. Para ser utilizado efetivamente como desoxidante, um elemento deve ter uma elevada afinidade pelo oxigênio. Contudo, esta não deve ser excessiva para não ocorrer a oxidação prematura deste elemento antes dele atingir a parte posterior da poça de fusão. Neste sentido, na soldagem de aço, Si e Mn são preferencialmente utilizados em relação ao Al e Ti.

Tabela 5.III Componentes usuais de revestimentos para eletrodos de aço.

Função	Componentes
Estabilizadores do arco:	Rutilo (TiO ₂), sais de potássio.
Formadores de gás:	Celulose, carbonato de cálcio (CaCO ₃)
Agentes escorificantes:	Criolita, BaF ₂ , LiF, LiCl
Formadores de escória:	Bauxita, feldspato, fluorita (CaF ₂), Ilmenita (FeTiO ₃), sílica (SiO ₂), rutilo (TiO ₂), periclase (MgO)
Facilitadores da extrusão:	Argila, mica, talco, glicerina
Agentes ligantes:	Silicato de sódio ou de potássio, amido, goma arábica
Desoxidantes/Liga:	Ferro-alumínio, ferro-silício, ferro-manganês, ferro-titânio, cromo, manganês, níquel

Tabela 5.IV Exemplos de formulação (%em peso) de revestimentos para eletrodos de aço.

Componente	E6010	E6013	E7018
Celulose	26,0	12,0	
Rutilo	13,0	10,3	4,0
Areia de zirconita		13,8	
Titanato de potássio		12,3	
Ilmenita	10,0		
Amianto	10,0		
Carbonato de cálcio	3,0	2,7	20,0
Silica	5,0		
Talco	3,0	7,7	
Feldspato		14,4	
Argila			2,0
Betonita	2,0		
Alumina		2,7	
Fluorita			20,0
Pó de ferro			24,0
Fe-Si	3,0		8,0
Fe-Mn	12,0	5,6	10,0
Silicato de sódio	13,0		
Silicato de potássio		18,5	12,0
Umidade	3 a 6	0,8 a 1,2	0,3 a 0,5
Revestimento*	10 a 14	14 a 17	30 a 35

Obs.: * - Porcentagem em relação ao peso total do eletrodo

- ❑ Promover a escorificação (remoção) de elementos considerados nocivos à solda, como o enxofre e o fósforo na soldagem de aço.
- ❑ Estabilizar o arco, pela presença de elementos facilmente ionizáveis (por exemplo, o sódio e o potássio), de forma a tornar a operação mais fácil e suave e, em alguns casos, permitir a soldagem com corrente alternada.
- ❑ Facilitar a soldagem fora de posição gerando uma escória de viscosidade suficientemente elevada para reduzir a tendência do metal líquido escoar.

Para poder atuar favoravelmente em todos estes aspectos, um fluxo deve possuir um conjunto de características físicas e químicas (granulometria, intervalo de fusão, variação de viscosidade com a temperatura, energia interfacial com o metal líquido, etc.) muito bem controlado.

Na soldagem de aços e de outras ligas, um aspecto fundamental da interação entre o fluxo e o metal fundido é a basicidade do fluxo. Esta pode ser indicada pelo seu **índice de basicidade (B)**, cuja definição usual é:

$$B = \frac{CaO + MgO + Na_2O + K_2O + CaF_2 + 1/2(FeO + MnO)}{SiO_2 + 1/2(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)} \quad (5.7)$$

onde *CaO*, *MgO*, etc. são as porcentagens em peso dos componentes do fluxo. Um fluxo é considerado ácido quando B é inferior a 1,0; neutro para B entre 1,0 e 1,5 e básico para B superior a 1,5. De uma maneira geral, fluxos básicos garantem menores teores de oxigênio (figura 5.10) e enxofre na solda e, assim, melhores propriedades mecânicas e maior resistência à fissuração durante a solidificação pela presença de enxofre. Em contrapartida, estes fluxos tendem a causar pior estabilidade operacional e destacabilidade da escória.

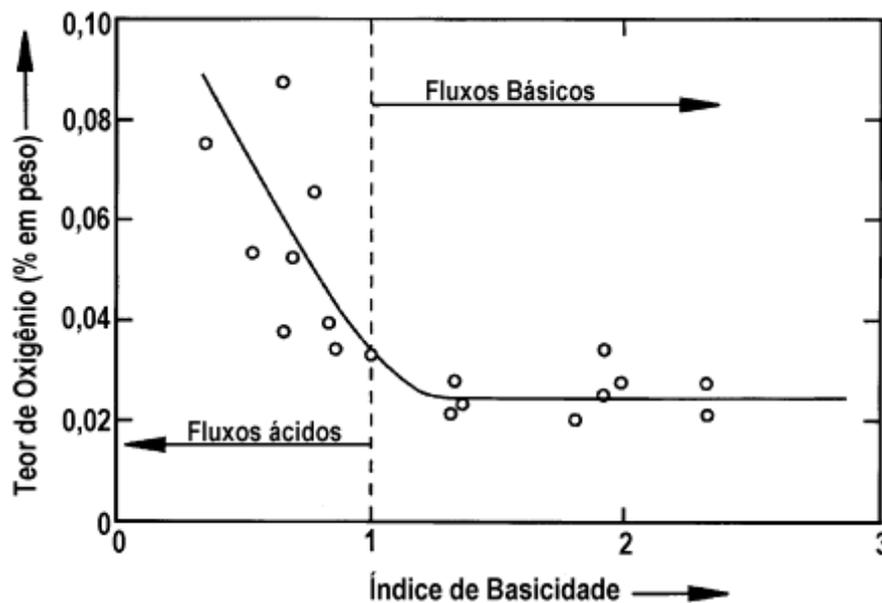


Figura 5.10. Variação do teor de oxigênio na ZF obtidas com o processo SAW em função do Índice de Basicidade do fluxo.

5.4 - Diluição e Formação da Zona Fundida

A zona fundida é formada por contribuições do metal base e do metal de adição, que são misturados, no estado líquido, na poça de fusão. Define-se como **coeficiente de diluição** (δ), ou simplesmente **diluição**, a proporção com que o metal base participa da zona fundida, isto é:

$$\delta = \frac{\text{Massa fundida do metal base}}{\text{Massa total do cordão de solda}} \cdot 100 \text{ (\%)} \quad (5.8)$$

A diluição pode ser obtida pela medida, em uma macrografia da seção transversal da solda, das áreas proporcionais às quantidades de metal base (B) e de adição (A) fundidos (figura 5.11). Na soldagem multipasse, a diluição assim obtida é apenas um valor médio, pois a diluição varia com os passes, tendendo a ser maior no passe de raiz e menor nos passes de acabamento.

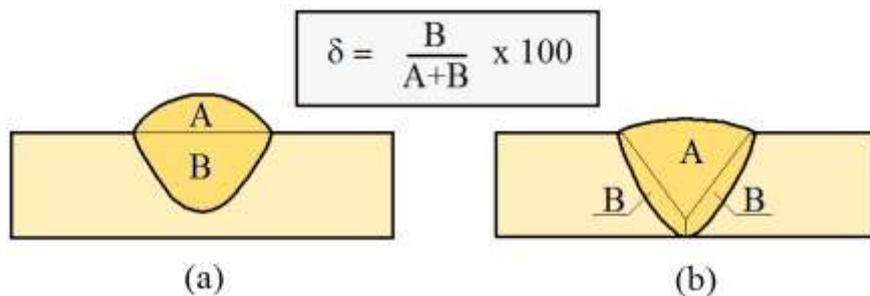


Figura 5.11. Medida da diluição na seção transversal de um cordão de (a) um cordão depositado sobre chapa e (b) uma solda de topo.

O coeficiente de diluição pode variar entre 100% (soldagem autógena) e 0% (brasagem) e o seu valor depende, além do processo de soldagem, das condições de operação, da espessura de peça e do tipo de junta (figura 5.12).

O conceito de diluição é importante quando se deseja controlar a participação do metal base na formação da solda como, por exemplo, na soldagem de metais dissimilares, em processos de recobrimento por soldagem e na soldagem de um metal base cuja composição seja desconhecida ou apresente elevados teores de impurezas ou elementos prejudiciais à solda.

A partir da diluição pode-se estimar a composição da zona fundida, considerando-se as contribuições do metal base e do metal de adição e desprezando-se a influência do fluxo ou do meio ambiente na composição da solda:

$$\% X = \left(1 - \frac{\delta}{100}\right) \cdot \% X_A + \left(\frac{\delta}{100}\right) \cdot \% X_B \quad (5.9)$$

onde %X é a concentração de um elemento (C ou Mn, por exemplo) na zona fundida, %X_A é a sua concentração no metal de adição e %X_B é a sua concentração no metal base.

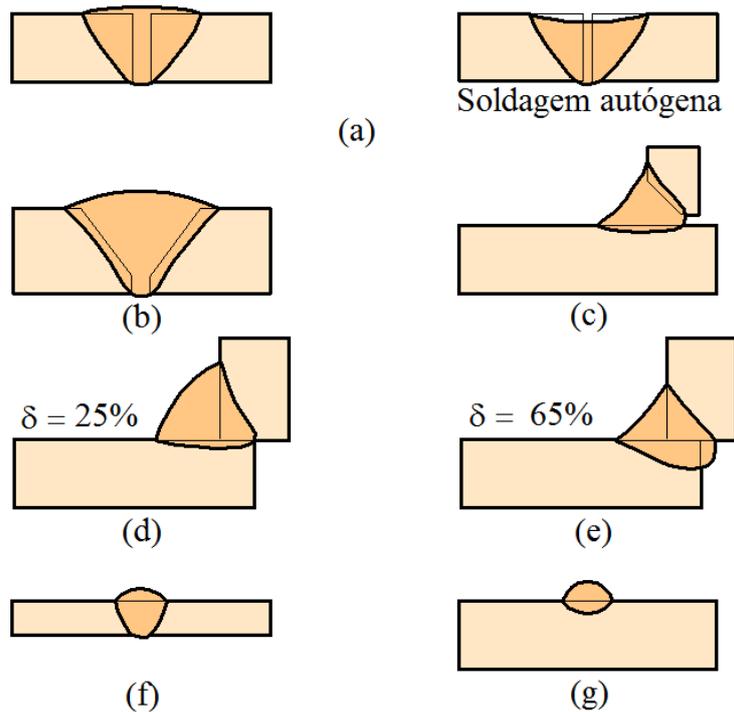


Figura 5.12. Influência de diferentes fatores na diluição: (a) soldas de topo, com penetração total e sem chanfro apresentam alta diluição; (b) e (c) soldas em juntas chanfradas e com vários passes apresentam menor diluição ($\delta \cong 20\%$); (d) e (e) juntas idênticas soldadas por processos ou condições de soldagem diferentes e (f) e (g) soldas realizadas em condições idênticas mas em chapas de espessuras diferentes^(5.9).

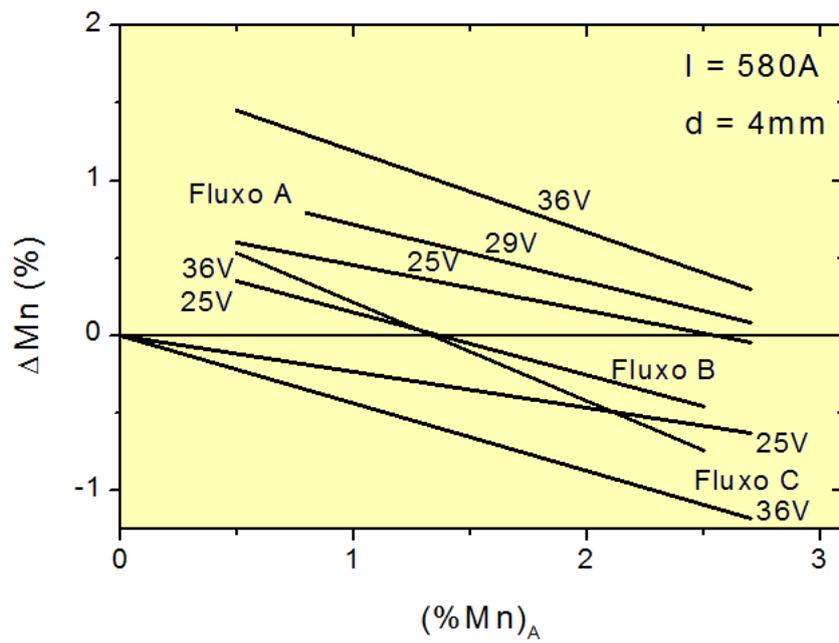
A equação (5.9) não considera a possibilidade de interação do metal fundido com escórias, gases e o meio ambiente em geral nem a volatilização de algum de seus componentes. Esta condição seria encontrada apenas na soldagem com uma atmosfera completamente inerte, como no processo GTAW, e, de forma aproximada, na soldagem a arco submerso ou por eletroescória com fluxos não ativos, isto é, que não influenciam a composição do metal líquido.

Para a maioria dos outros processos e, em particular, para a soldagem a arco submerso com fluxo ativo, a equação (5.9) precisa ser modificada para levar em consideração o efeito do fluxo na composição da solda. Thier^(5.10) propôs a equação abaixo para incluir este efeito:

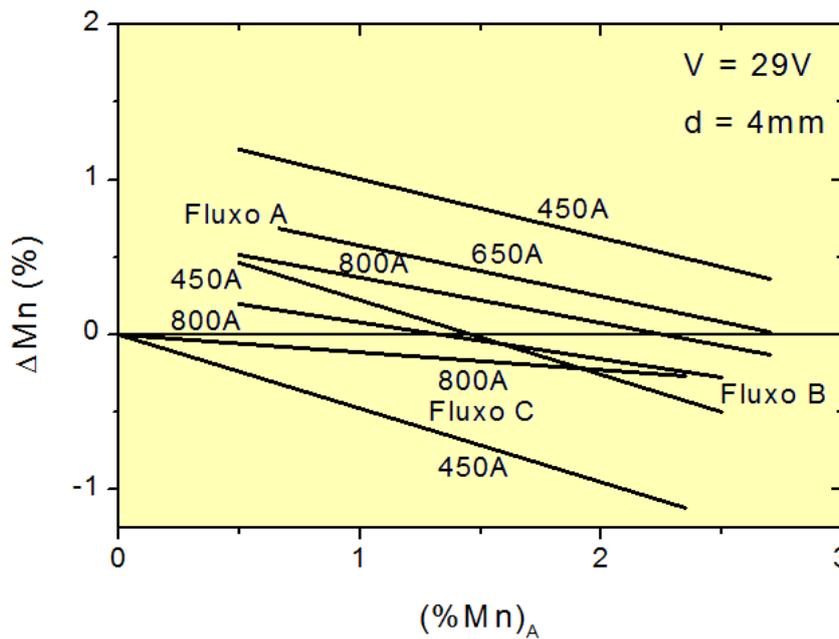
$$\% X = \left(1 - \frac{\delta}{100}\right) \cdot (\% X_A + \Delta X) + \left(\frac{\delta}{100}\right) \cdot \% X_B \quad (5.10)$$

onde ΔX é um coeficiente que indica a influência das reações que ocorrem na ponta do eletrodo (região I, figura 5.1) na composição química. Esta equação despreza o efeito das reações que ocorrem nas outras regiões da zona de soldagem, considerando-as muito menos intensas, como já discutido. O coeficiente ΔX pode ser determinado experimentalmente através da análise química do eletrodo e do último passe de uma solda de “almofada” (cordão de vários passes depositado, na superfície de um metal base, com um passe sobre o anterior de forma a reduzir diluição do metal base). Nestas condições, para uma diluição nula, ΔX é dado, simplesmente, pela diferença das concentrações do elemento considerado no cordão e no eletrodo. Experimentalmente, observa-se que o coeficiente ΔX depende da composição química do

eletrodo e da corrente e tensão de soldagem. A figura 5.13 ilustra estes efeitos para o coeficiente ΔMn .



(a)



(b)

Figura 5.13. Variação do ΔMn em função do teor de Mn no arame, $(\%Mn)_A$ e da (a) tensão e (b) corrente para a soldagem ao arco submerso com diferentes fluxos.^(5.10)

5.5 - Solidificação da poça de fusão

Na parte posterior da poça de fusão, o metal líquido solidifica dando origem ao cordão de solda. O processo de solidificação determina diversas características macro e microestruturais do cordão, tendo, assim, um importante efeito sobre as propriedades e o comportamento da solda. Esta seção discutirá de uma forma simplificada alguns aspectos da solidificação da poça de fusão sem, contudo, avaliar aspectos mais fundamentais deste importante processo. Para tanto, recomenda-se uma consulta à literatura.^(5.11 a 5.13)

5.5.1 – Estrutura de solidificação de um lingote:

Uma peça fundida tende a apresentar uma macroestrutura composta de três regiões características (ver figura 2.11).

A região coquilhada é constituída por grãos equiaxiais e finos. Estes são formados devido à elevada taxa de nucleação que ocorre no metal líquido em contato com o molde em função do grande super-resfriamento deste líquido (que perde muito calor para o molde) e da utilização de materiais isolantes na superfície do molde (que previnem o contato entre este e o líquido e fornecem sítios para a nucleação heterogênea).

A região colunar é formada a partir de grãos do lado interno da região coquilhada que crescem preferencialmente em direção ao centro do lingote. Este processo passa a predominar quando a taxa de nucleação é grandemente reduzida pela forte diminuição do super-resfriamento do metal líquido devido à geração de calor latente de solidificação e o afastamento da interface sólido-líquido da parede do molde. O crescimento dos grãos colunares ocorre no sentido oposto ao de extração de calor pelo molde. Esta região apresenta certa textura cristalográfica devido à competição entre os grãos durante o seu crescimento (crescimento competitivo). Este resulta da maior facilidade de crescimento dos grãos que possuem uma direção cristalina específica (por exemplo, $\langle 100 \rangle$ para os cristais cúbicos) paralela à direção de extração de calor, em comparação com outros grãos desfavoravelmente orientados. Como resultado, os grãos melhor orientados crescem à frente dos demais, aprisionando e impedindo o crescimento destes e a estrutura final torna-se caracterizada por grãos grosseiros, colunares e com uma orientação cristalina preferencial.

A região colunar persiste até que as condições de solidificação se modifiquem e favoreçam a nucleação de novos grãos que bloqueiam o crescimento dos grãos colunares e levam à formação da região equiaxial. Esta é favorecida, na parte central da peça, por uma maior concentração de solutos e impurezas resultantes de sua segregação e pelo resfriamento do líquido.

Em soldagem, como será discutido abaixo, as condições existentes na poça de fusão são desfavoráveis à formação das regiões coquilhada e de grãos equiaxiais e a estrutura da solda tende a ser formada, em geral, apenas pela região de grãos colunares.

5.5.2 – Comparação entre as condições de solidificação em um lingote e em soldagem

Embora, em muitos aspectos, a poça de fusão possa ser considerada como um lingote em miniatura, essa possui características próprias que resultam em diferenças importantes em termos da estrutura de solidificação e, conseqüentemente, de propriedades. Essas características podem ser resumidas como:^(5.11)

- Na soldagem, o início da solidificação não ocorre com a formação de um elevado número de núcleos sólidos como na região coquilhada de uma peça fundida. Na poça de fusão, o metal líquido molha perfeitamente os grãos do metal base que formam a parede da poça e estes estão aquecidos a temperaturas muito próximas de seu ponto de fusão. Desta forma, uma região coquilhada não é formada.
- Na soldagem, a velocidade de solidificação pode ser algumas ordens de grandeza maior do que as geralmente encontradas em peças fundidas. Ela depende da velocidade de soldagem e pode atingir até 10^3 mm/s. Em soldagem, a velocidade de resfriamento também pode ser muito maior do que na fundição convencional (tabela 5.V).
- Os gradientes térmicos na poça de fusão são muito elevados e podem atingir 10^2 °C/mm ou mais. Estes elevados gradientes térmicos e o pequeno volume da poça dificultam, na maioria dos processos de soldagem, a formação da região equiaxial.
- O formato da interface sólido-líquido varia progressivamente com o tempo em uma peça de fundição. Na soldagem, particularmente em processos mecanizados e sem tecimento (de forma similar ao lingotamento contínuo), esta interface se mantém essencialmente a mesma.

Tabela 5.V Comparação entre as condições de resfriamento em fundição, soldagem e técnicas de resfriamento rápido.

Processo	Faixa usual de velocidade de resfriamento (°C/s)
Fundição/Lingotamento contínuo	10^{-2} a 10^2
Soldagem a arco	10^1 a 10^3
Soldagem a laser e feixe de elétrons	10^3 a 10^6
Técnicas de resfriamento rápido	10^4 a 10^7

A figura 5.14 representa, esquematicamente, a poça de fusão. Nesta, na linha **ADB**, ocorre a fusão do metal base e, na linha **ACB**, ocorre a solidificação da solda. Na condição mais simples, isto é, na execução de um cordão autógeno com penetração total sobre uma chapa fina, o problema é essencialmente bidimensional e a velocidade de solidificação em um ponto da frente de solidificação é dada por^(5.12):

$$|\vec{R}| = |\vec{v}| \cdot \cos(\theta) \quad (5.11)$$

onde **R** é a velocidade de solidificação, **v** é a velocidade de soldagem e **θ** é o ângulo entre a normal à frente de solidificação no ponto considerado e o vetor velocidade de soldagem. Segundo esta expressão, a velocidade de solidificação na poça de fusão varia de zero, nas bordas da poça (pontos A e B), até **v**, no centro do cordão (ponto C).

O formato da poça de fusão fica relativamente inalterado se não ocorrerem variações na velocidade de soldagem, na intensidade da fonte de energia, nas condições de dissipação de calor e nem nas condições de transferência de metal de adição. Estas perturbações estarão presentes na maioria dos casos práticos, mas podem ser pouco importantes na soldagem mecanizada, para a qual a discussão acima se aplica melhor.

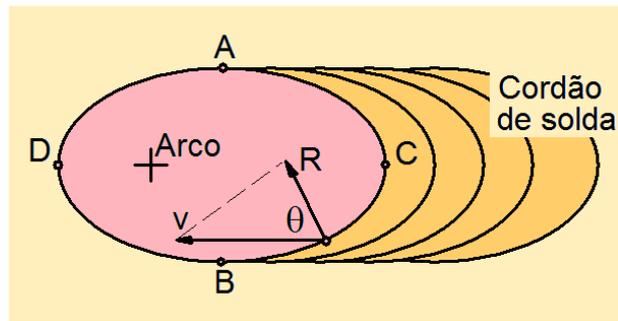


Figura 5.14. Representação esquemática de uma poça de fusão simples.

5.5.3 – Solidificação inicial da poça de fusão

O início da solidificação na poça de fusão e a influência do tamanho de grão do metal base adjacente à zona fundida (ZF) e da orientação cristalina deste sobre a estrutura de solidificação da solda foi estudada por Savage na década de 60^(5.14). A solidificação se inicia na linha que passa entre os pontos de largura máxima (pontos A e B, figura 5.15) e profundidade máxima da poça de fusão. Savage observou que, usualmente, os grãos na ZF se formam como um prolongamento dos grãos do metal base, sem a necessidade da nucleação de novos grãos e denominou este processo de **crescimento epitaxial**.

O crescimento epitaxial ocorre devido às condições existentes na poça de fusão como gradientes térmicos elevados, aquecimento do metal sólido em contato direto com a poça de fusão até temperaturas próximas à de sua fusão e contato direto entre metais líquido e sólido com composições químicas semelhantes e, após a solidificação, com a mesma estrutura cristalina. Estas condições dificultam a nucleação de novos grãos no metal líquido e alternativamente facilitam o crescimento direto do sólido no líquido a partir dos grãos da ZTA em contato com o líquido (figura 5.15a) com um super-resfriamento mínimo (da ordem de 1°C). Como resultado, os grãos da ZF apresentam uma largura semelhante e a mesma orientação cristalina dos grãos do metal base dos quais são prolongamentos. Isto é, os grãos da ZF localizados junto à linha de fusão são uma continuação dos grãos adjacentes da ZTA, o que pode ser facilmente observado em soldas de ligas que não sofrem transformações de fase posteriores no estado sólido, como cobre, alumínio e certos aços inoxidáveis (figura 5.16). Como o tamanho de grão na ZTA depende das características metalúrgicas do metal base e do ciclo térmico, pode-se esperar que o tamanho de grão primário na ZF dependa também dos parâmetros de soldagem que afetam o ciclo térmico, particularmente, da energia de soldagem.

Quando a composição química da solda é sensivelmente diferente da composição do metal base e, principalmente, as estruturas cristalinas do metal base e a resultante na ZF durante a sua solidificação são diferentes, o crescimento epitaxial pode ser inibido e a solidificação, neste caso, pode se iniciar pela **nucleação de novos grãos**.^(5.15) Isto pode ocorrer, por exemplo, na soldagem de metais dissimilares ou na aplicação de revestimentos soldados, situações em que o metal de solda tende a ter composição química e estrutura cristalina diferentes do metal base. Nesta situação, não se observa a continuação dos grãos da ZTA dentro da ZF.

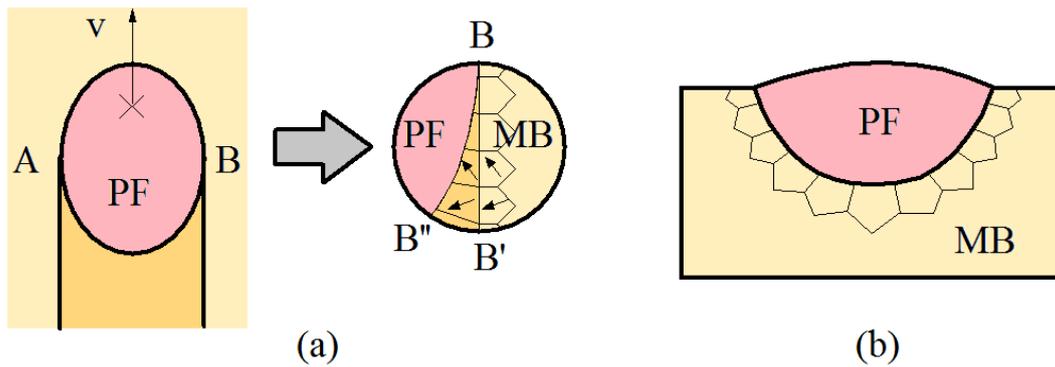


Figura 5.15. Início de solidificação da poça de fusão: (a)vista de cima, (b)corte transversal em AB. PF - poça de fusão, MB - metal base, v - velocidade de soldagem, BB'' - linha de fusão, BB'' - frente de solidificação. As setas no interior dos grãos em (a) indicam esquematicamente as orientações cristalinhas destes.

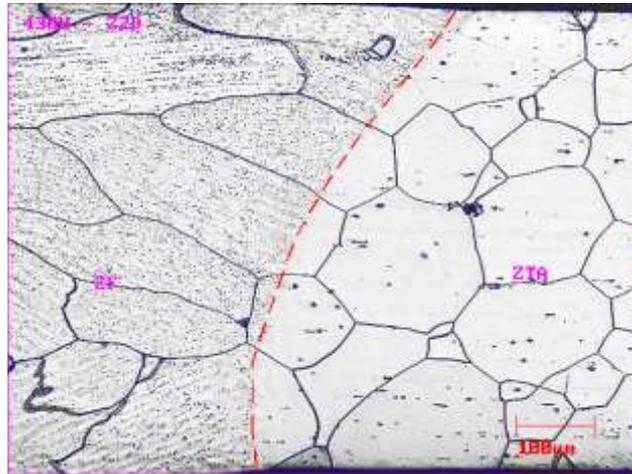


Figura 5.16. Crescimento epitaxial dos grãos de uma solda autóloga em um aço inoxidável ferrítico. A linha pontilhada marca a fronteira entre a ZTA e a ZF. Fonte: Aperam.

5.5.4 – Crescimento competitivo

A solidificação da poça de fusão é caracterizada por um crescimento competitivo entre os grãos similar ao que ocorre na região colunar de peças fundidas. Além disso, condições favoráveis para uma transição para a formação da região equiaxial, em geral, não ocorrem em soldagem. Como resultado, a estrutura de solidificação da ZF é determinada principalmente pelo processo de crescimento competitivo entre os grãos colunares o qual pode influenciar as propriedades finais desta zona.^(5.11)

O crescimento competitivo decorre, como já discutido, da tendência dos materiais cristalinos crescerem, durante a solidificação, com uma maior facilidade em certas direções cristalinhas. Como resultado, os grãos melhor orientados em relação à direção de extração de calor tendem a crescer à frente dos demais grãos, bloqueando-os e impedindo o seu crescimento, figura 5.17. A direção de extração de calor corresponde à normal à frente de solidificação em cada ponto desta (figura 5.14).

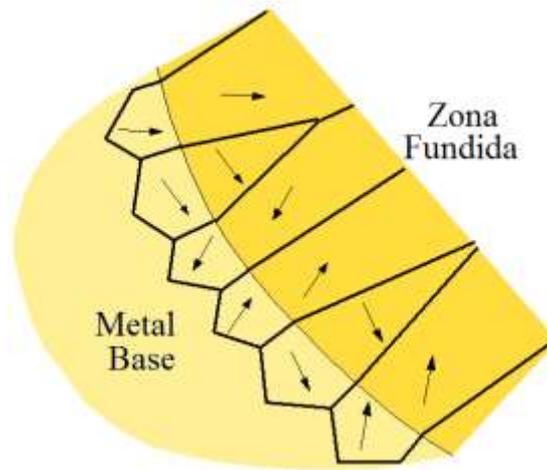


Figura 5.17. Crescimento competitivo entre grãos da ZF.

5.5.5 – Formato da poça de fusão e sua influência

Pelo discutido, pode-se concluir que o formato da poça de fusão influencia diretamente a estrutura de solidificação da zona fundida e que mudanças neste formato, devidas, por exemplo, a variações nos parâmetros de soldagem, podem alterar esta estrutura. Dois formatos básicos para a poça são observados na soldagem com processos mecanizados:

- ❑ **Poça de fusão elíptica:** é característica de baixas velocidades de soldagem (figura 5.18a e c). Neste caso, a orientação da frente de solidificação muda progressivamente da linha de fusão até o centro do cordão, isto é, o ângulo θ (equação 5.11) muda continuamente de valor. Como resultado, nenhum grão encontrará sempre condições ótimas para o seu crescimento e um maior número de grãos terá condições de sobreviver durante a solidificação.
- ❑ **Poça de fusão em gota:** ocorre para valores maiores da velocidade de soldagem. A frente de solidificação tem uma orientação relativamente constante em relação à direção de soldagem, o que favorece o crescimento, desde a linha de fusão até o centro da solda, somente dos grãos inicialmente melhor orientados (figura 5.18b e d). A solidificação se desenvolve como duas paredes, uma de cada lado do cordão, que se deslocam e se encontram no meio deste.

A transição da forma da poça de fusão de elíptica para em gota está associada com as condições de dissipação de calor latente de solidificação (ΔH_f) na parte posterior da poça^(5.12). O gradiente térmico nesta parte da poça é menor do que em outras regiões e, portanto, a sua capacidade de dissipar calor por condução é também menor. Por outro lado, a velocidade de solidificação nesta região é maior do que em outras regiões (pois $\theta = 0$) e, portanto, uma maior quantidade de calor latente tende a ser gerada na parte posterior da poça. Se a velocidade ou a corrente de soldagem forem suficientemente elevadas, pode-se tornar impossível dissipar o calor latente de solidificação gerado na parte posterior de uma poça elíptica. Assim, a frente de solidificação torna-se instável e é alterada para a forma em gota de modo a reduzir o tamanho da região de máxima geração de calor a um ponto (figura 5.18b). A velocidade de soldagem em que esta mudança ocorre tende a ser inversamente proporcional à corrente. Ela depende também das propriedades físicas do metal base. Assim, a formação de uma poça de fusão em gota é favorecida na soldagem de ligas de baixa condutividade térmica (como o aço inoxidável austenítico) enquanto que, na soldagem de ligas de alta condutividade térmica (como o alumínio), a forma elíptica é favorecida.

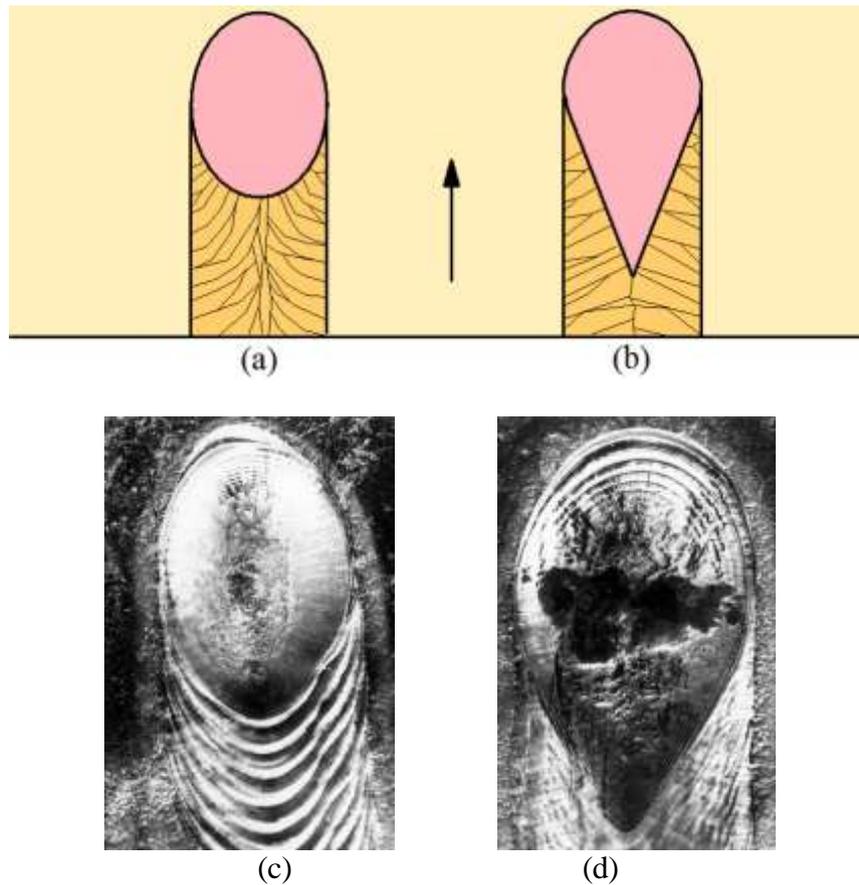


Figura 5.18. Formatos comuns da poça de fusão em processos mecanizados: (a) elíptica, (b) em gota, (c) cratera formada a partir de uma poça elíptica e (d) em gota.

Diferenças na macroestrutura resultantes do formato da poça de fusão podem ter um importante efeito nas propriedades do cordão, como será discutido adiante.

5.5.6 – Subestruturas de solidificação e segregação

Uma forma de analisar o processo de solidificação é considerar que este ocorre através de uma interface entre o sólido e o líquido que se move em direção ao líquido deixando para trás o material já solidificado. Muitas vezes, pode-se considerar que esta interface seja essencialmente plana (figura 5.19). Contudo, em várias situações, a interface plana se torna instável e a sua forma muda para uma que apresenta irregularidades (protuberâncias) mais ou menos intensas (figura 5.20). Estas mudanças têm uma importância fundamental no processo de solidificação, gerando por exemplo diferentes distribuições espaciais de soluto (segregação) no material solidificado que influenciam a formação de sua microestrutura (figura 5.21) e, portanto, as suas propriedades. A existência, durante a solidificação, de diferentes formas da interface sólido-líquido pode ser associada com fatores como a ocorrência de um gradiente negativo de temperatura ou de uma camada enriquecida de soluto no líquido localizado imediatamente à frente do sólido (pela rejeição desse soluto pelo sólido quando este tem uma menor capacidade do que o líquido de manter o soluto dissolvido). Uma discussão mais detalhada destes fatores não será apresentada neste texto. O leitor pode encontrar esta discussão em textos especializados em solidificação^(5.13).



Figura 5.19. Interface de solidificação.

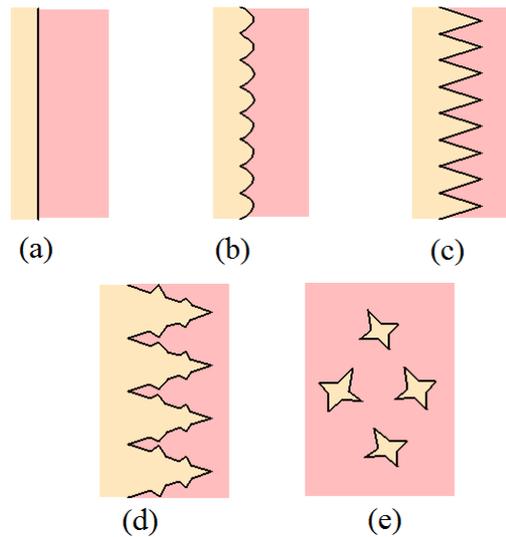


Figura 5.20. Interface de solidificação em função do nível de instabilidade de uma interface plana: (a) Interface plana, (b) celular, (c) celular-dendrítica, (d) colunar-dendrítica e (e) equiaxial.

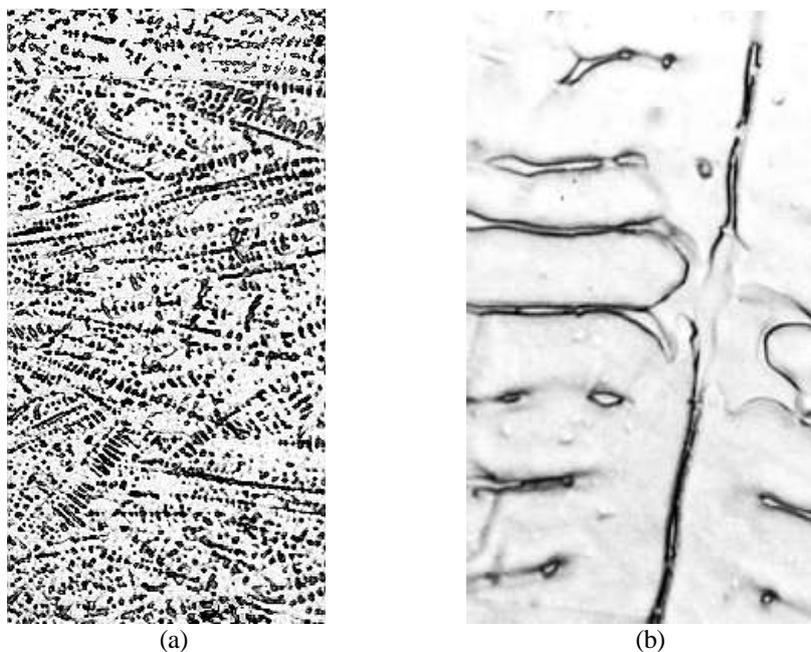


Figura 5.21. Zona fundida de uma solda GTAW (liga Fe-Mn-Al-Si-C) com subestrutura de solidificação dendrítica. Aumentos: (a) 100X e (b) 1600X.

A formação de subestruturas de solidificação relacionadas com interfaces não planas é favorecida por variações suaves de temperatura (pequenos gradientes térmicos, $G = dT/dx$) e pelo enriquecimento do líquido adjacente à interface sólido-líquido em solutos. Este enriquecimento, por sua vez, é favorecido por velocidade de solidificação e concentração de soluto elevadas.

A influência relativa destas variáveis é mostrada esquematicamente no diagrama da figura 5.22, onde G/R , a razão entre o gradiente térmico no líquido junto à interface sólido-líquido e a velocidade de solidificação, é conhecido como **parâmetro de solidificação**. Este parâmetro pode ser estimado em função dos parâmetros de soldagem. Para isto, considera-se primeiro o gradiente térmico:

$$G = \frac{\partial T}{\partial x} = \frac{\partial T}{\partial t} \frac{dt}{dx} = \frac{\partial T / \partial t}{dx / dt} = \frac{\phi}{v} \quad (5.12)$$

A velocidade de resfriamento (v) é dada pelas equações (3.7a) e (3.7b) para a soldagem de chapas grossas e finas com penetração total respectivamente. Portanto:

$$G_{3D} = \frac{2\pi k(T_m - T_0)^2}{q} \quad (5.13a)$$

e

$$G_{2D} = 2\pi vk\rho c \left(\frac{h}{q}\right)^2 (T_m - T_0)^3 \quad (5.13b)$$

onde T_m é a temperatura de fusão e os demais símbolos tem o mesmo significado usado no capítulo 3. A velocidade de solidificação, por sua vez, é dada pela equação 5.11. Assim, o parâmetro de solidificação, para condições de extração de calor tri- e dimensionais será, respectivamente:

$$\left(\frac{G}{R}\right)_{3D} = \frac{2\pi k(T_m - T_0)^2}{qv \cos(\theta)} \quad (5.14a)$$

e

$$\left(\frac{G}{R}\right)_{2D} = \frac{2\pi k\rho c}{\cos(\theta)} \left(\frac{h}{q}\right)^2 (T_m - T_0)^3 \quad (5.14b)$$

Estas equações mostram que a formação de subestruturas de solidificação mais complexas é favorecida por uma maior energia de soldagem e, de uma forma menos importante, por elevada velocidade de soldagem^(5.11, 5.16).

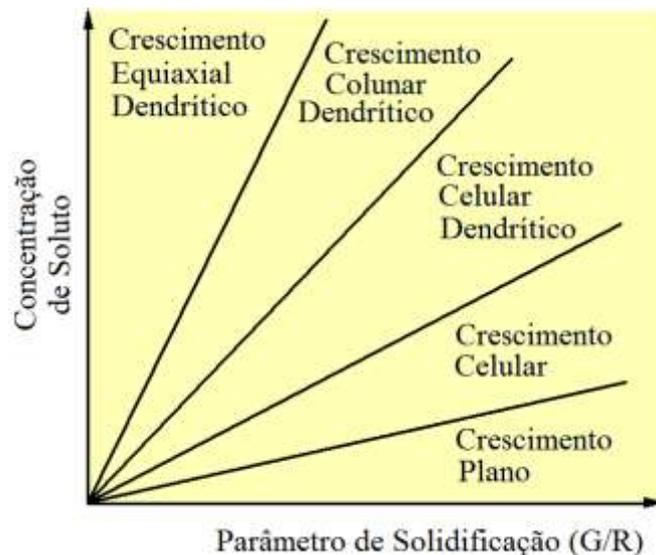


Figura 5.22. Diagrama esquemático mostrando a influência de G, R e da composição química na forma da interface de solidificação.

Como a velocidade de solidificação varia ao longo da frente de solidificação da poça (ACB, figura 5.14), o parâmetro (G/R) também varia, diminuindo das bordas para o centro do cordão e aumentando a chance de crescimento dendrítico. Experimentalmente, verificou-se que a maioria das soldas apresenta uma subestrutura celular, celular-dendrítica ou uma mistura de ambas^(5.12). Estruturas colunar-dendrítica ou plana são mais raramente observadas, esta última somente na linha de fusão e em materiais de elevada pureza.

A distância (espaçamento) média entre subestruturas de solidificação (células, dendritas, ramos de dendritas, etc) é um parâmetro importante para peças fundidas pois afeta várias das propriedades destas. Sabe-se, empiricamente, que o espaçamento interdendrítico é inversamente proporcional à velocidade de resfriamento elevada a uma dada potência. Como a velocidade de resfriamento em soldagem é, em geral, muito superior do que em fundição, o espaçamento interdendrítico tende a ser muito menor em soldas. Este, contudo, tende a crescer com a energia de soldagem^(5.11), uma vez que a velocidade de resfriamento é reduzida com esta.

Da mesma forma que em fundição, a solidificação da poça de fusão ocorre com alterações locais de composição química (segregação). Esta pode causar variações de propriedades mecânicas ao longo do material e, em casos mais graves, problemas de fissuração. Em soldagem, as formas mais comuns de segregação são:

- ❑ **Segregação intercelular e interdendrítica:** este tipo de segregação ocorre dentro dos grãos com uma certa periodicidade que depende do espaçamento intercelular ou interdendrítico. O seu mecanismo é o mesmo que ocorre em fundição ou lingotamento e, em todos os casos, a segregação é mais pronunciada quando o modo de solidificação for dendrítico, figura 5.23.
- ❑ **Segregação em contornos de grão:** esta forma de segregação é mais intensa do que a anterior e ocorre entre os grãos que se solidificam.
- ❑ **Segregação central:** esta segregação ocorre no centro do cordão, podendo ser particularmente intensa quando resulta do encontro de duas frentes de solidificação, como ocorre em uma poça de fusão em gota (figura 5.18b).
- ❑ **Segregação na cratera:** A solidificação final do cordão ocorre em sua cratera de uma forma similar ao que acontece em uma pequena peça fundida, com uma região de segregação final

e, às vezes, com a formação de um pequeno “rechupe” (vazio formado pela contração associada com a solidificação das últimas porções de líquido).

- **Bandeamento transversal:** esta forma de segregação é característica da soldagem, sendo observada em processos tanto manuais como automáticos, com ou sem metal de adição. O bandeamento transversal é formado por regiões sucessivas ao longo do cordão, enriquecidas e empobrecidas em soluto e parece associado com ondulações periódicas na superfície da solda, observadas mesmo quando processos automáticos são utilizados. Esta forma de segregação é associada com um deslocamento intermitente da frente de solidificação devido à necessidade de evolução periódica de calor latente, a variações periódicas da fonte de energia e a pulsações da poça de fusão.

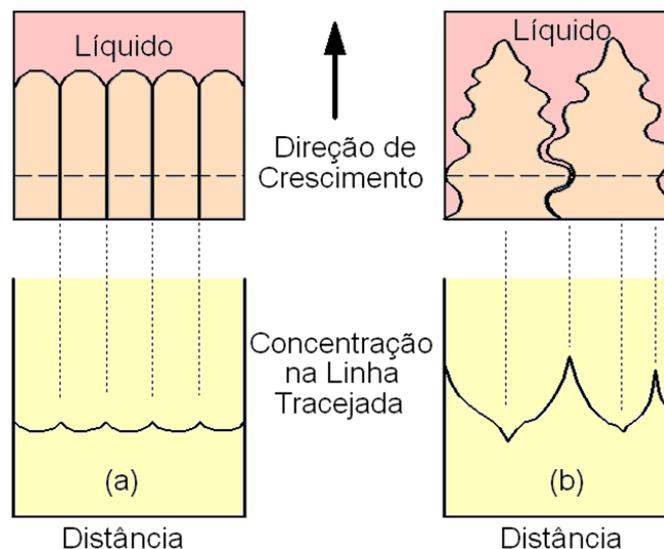


Figura 5.23. Esquema da distribuição de solutos nos crescimentos (a) celular e (b) dendrítico^(5.14).

5.6 – Regiões da Zona Fundida

Até o momento foi assumido que a solidificação da poça de fusão se inicia exatamente em uma superfície (observada macroscopicamente na seção transversal de uma solda como uma linha - a **linha de fusão**) e que não existe diferença sensível de composição entre o metal base e a solda. Isto não é, em geral, estritamente correto, uma vez que grande número de materiais utilizados comercialmente solidifica-se em um intervalo mais ou menos amplo de temperaturas. Em muitos casos, a composição do metal de adição pode diferir bastante do metal base. Assim, Savage^(5.12) propôs que a ZF pode apresentar as seguintes regiões (figura 5.24):

- **Região misturada:** compreende a maioria do cordão e tem uma composição resultante da mistura completa do metal base e do metal de adição na poça de fusão.
- **Região não misturada:** corresponde a uma fina camada (de 50 a 150 μm)^(5.5) adjacente à linha de fusão, na qual o material de base fundido não se misturou com o metal de adição e que pode ser revelada metalograficamente por reagentes especiais. Esta camada pode estar ligada com problemas observados na soldagem de alguns materiais, como aços temperados e revenidos de elevada resistência, nos quais microtrincas podem se originar nesta região.
- **Região Parcialmente Fundida:** corresponde à região com temperaturas de pico entre as temperaturas líquido e sólido do metal base. Esta região corresponde à transição entre a

ZTA e a ZF, sendo caracterizada por uma fusão apenas parcial durante a soldagem, podendo ser uma fonte potencial de microtrincas.

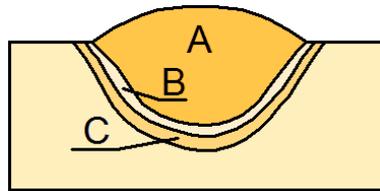


Figura 5.24. Regiões da zona fundida (esquemático): (A) região misturada, (B) região não misturada e (C) região de fusão parcial. As larguras de (B) e (C) estão exageradas no desenho.

5.7 – Microestrutura da Zona Fundida

Ao final da soldagem, a zona fundida apresentará uma microestrutura resultante das interações ocorridas no metal líquido (absorção e evolução de gases e as reações destes com outros componentes da poça), do processo de solidificação (descritos em seções anteriores) e de eventuais transformações no estado sólido que ocorram durante o resfriamento da solda (por exemplo, formação de precipitados). Além disso, na soldagem em vários passes, o aquecimento dos passes já depositados por um novo passe causa mudanças adicionais na estrutura da zona fundida. Em termos gerais, pode-se afirmar que esta estrutura será constituída por inclusões e, eventualmente, poros e outras descontinuidades, constituintes formados e estabilizados pela variação de composição química devido à segregação e por precipitados diversos em uma matriz de grãos colunares e grosseiros. Dependendo da A estrutura de grãos colunares pode ser completamente modificada em ligas cujos constituintes se tornam instáveis com a redução da temperatura como, por exemplo, em aços e ligas de titânio.

A zona fundida de aços baixo carbono e de baixa liga tende a apresentar uma microestrutura complexa que é bem diversa da usualmente encontrada no metal base (neste caso, em geral, composta predominantemente por ferrita e perlita). Após a solidificação e resfriamento até temperaturas ainda acima de A_3 , a ZF é composta de grãos grosseiros e colunares de austenita contendo, em geral, uma elevada quantidade de finas inclusões (na maioria dos processos de soldagem a arco, o teor de oxigênio da ZF pode ser superior a 200ppm, figura 5.10, muito maior que o usual no metal base). Durante o resfriamento final da solda, a austenita será decomposta em diferentes agregados de ferrita e carbonetos, podendo ainda alguma quantidade de martensita ser formada dependendo da composição química e condições de resfriamento. O grande tamanho de grão da austenita e o resfriamento rápido associado com a maioria das condições de soldagem dificultam a nucleação da ferrita, a qual tende a ocorrer com super-resfriamentos relativamente elevados. Além disso, a grande quantidade de inclusões favorece a nucleação intragranular da ferrita. O elevado super-resfriamento favorece o desenvolvimento na ferrita de uma morfologia predominantemente acicular. A figura 5.25 mostra a microestrutura da ZF de um aço baixo carbono soldado com o processo GMAW-CO₂ (MAG). Os diferentes tipos de constituintes formados na ZF têm importante papel na determinação das propriedades mecânicas da solda, particularmente a sua tenacidade. O estudo desta influência está, contudo, fora do escopo deste texto.

Aços inoxidáveis austeníticos são basicamente ligas Fe-Cr-Ni que podem se solidificar, dependendo de detalhes de sua composição química, como ferrita, austenita ou uma mistura

destas duas fases. A figura 5.26 mostra uma seção do diagrama Fe-Cr-Ni. Desconsiderando-se o efeito de outros elementos, o constituinte (ou constituintes) formado na solidificação dependerá basicamente da relação Cr/Ni. Assim, para uma baixa relação (figura 5.26a), a solda se solidificaria como austenita. Para uma relação elevada (figura 5.26c), a solidificação seria como ferrita, seguida da formação da austenita após a solidificação. Para relações intermediárias (figura 5.26b), os dois constituintes seriam formados na solidificação, com a transformação de parte da ferrita em austenita ocorrendo também após o final da solidificação. A transformação da ferrita em austenita não é, em geral, completa devido à alta velocidade de resfriamento e à estabilização da ferrita pela segregação de elementos alfacênicos em partes da ZF. A microestrutura final da solda fica constituída por uma matriz austenítica com a ferrita remanescente apresentando diferentes morfologias (figura 5.27). Quando o teor deste constituinte fica entre cerca de 2 e 10%, a solda apresenta uma ótima resistência à formação de trincas durante a sua solidificação (próximo capítulo), sendo esta microestrutura considerada a mais adequada para as aplicações gerais deste material^(5.16). Uma solda com microestrutura completamente austenítica não é, em geral, desejável devido à sua maior tendência à fissuração, o que torna necessário o uso de cuidados especiais durante a soldagem. Seu uso só se justifica para aplicações específicas como para componentes sujeitos a condições muito severas de corrosão ou para uso em temperatura muito baixa, na qual a ferrita pode reduzir a tenacidade da solda. A figura 5.28 mostra a microestrutura da ZF de um aço AISI309 constituída de austenita (fundo claro) e ferrita (constituente escuro).



Figura 5.25. Microestrutura da ZF obtida na soldagem GMAW de um aço baixo carbono com 0,70% Mn e 0,32% Si. 200x. Ataque: Nital.

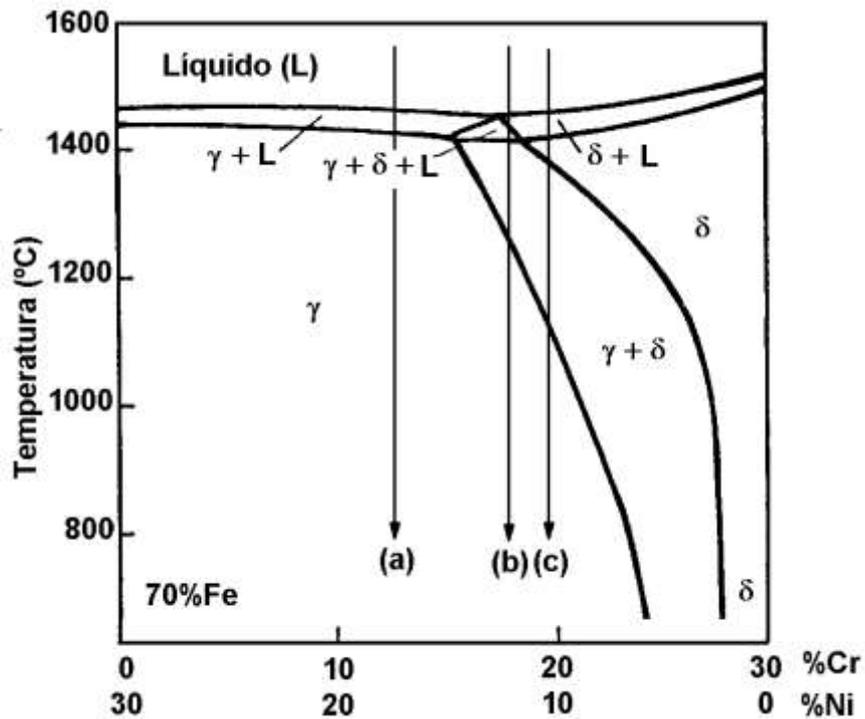


Figura 5.26. Seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para um teor de ferro de 70%. (b) Desenvolvimento da microestrutura para as três condições indicadas no diagrama.

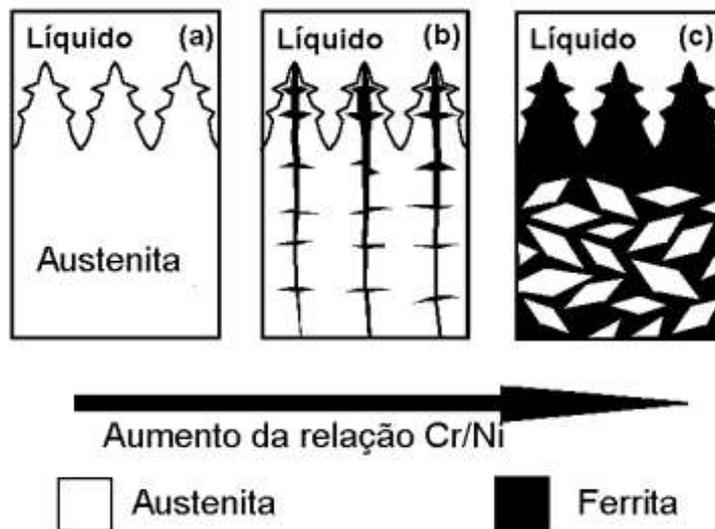


Figura 5.27. Desenvolvimento da microestrutura para as três condições indicadas no diagrama da figura anterior.

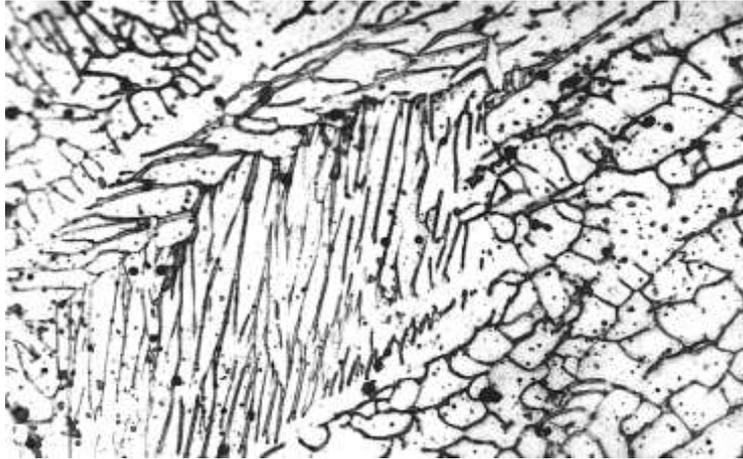


Figura 5.28. Microestrutura da zona fundida de um eletrodo AWS E309-L15. Fundo claro: austenita, constituinte escuro: ferrita. 500X. Ataque: Niygreen.

5.7.1 – Relação entre a estrutura de solidificação e as propriedades da solda

Como o modo de solidificação da poça de fusão controla o tamanho e a forma dos grãos solidificados, pode-se esperar uma relação entre o modo de solidificação e as propriedades da solda. Embora esta relação seja esperada, a sua comprovação experimental é complicada devido à dificuldade de se estudar o efeito de modificações no modo de solidificação independentemente das condições de soldagem.

O modo de solidificação influencia as propriedades mecânicas do metal de solda principalmente devido ao padrão de segregação resultante da solidificação. Este efeito ocorre tanto em escala macroscópica como microscópica. Além disso, o crescimento competitivo, particularmente em condições de uma poça de fusão em gota, pode levar a uma certa anisotropia na solda. Em ligas de estrutura CCC incapazes de sofrer transformações de fase no estado sólido, a granulação grosseira da ZF é um fator importante de fragilização, agravado pela orientação preferencial dos grãos. Estes problemas estão presentes, por exemplo, na soldagem de aços inoxidáveis ferríticos.

A segregação de solutos e impurezas no centro do cordão pode levar à formação de precipitados, inclusões e, eventualmente, partículas de segunda fase nos contornos de grão e entre dendritas. Isto pode fragilizar a região central em relação ao restante da solda e, em casos extremos, resultar em problemas de fissuração.

Em ligas não transformáveis, a natureza e a extensão da segregação na zona fundida pode influenciar a sua resistência e resposta a tratamentos térmicos pós-soldagem. Em ligas de alumínio e magnésio, por exemplo, observou-se que a resistência mecânica da solda é maior para menores espaçamentos interdendríticos^(5.17), os quais aumentam com a energia de soldagem. A resposta a tratamento térmico de homogeneização torna-se também melhor quando o espaçamento interdendrítico é menor, pois o nível de segregação e as distâncias para difusão são menores. Em ligas transformáveis, a segregação pode alterar localmente a microestrutura final.

5.7.2 – Formação de grãos equiaxiais

Em fundição, a transição do crescimento colunar para o crescimento equiaxial pode ser facilitada tanto pelo controle da taxa de nucleação, usando-se inoculantes, como pelo refinamento dinâmico da estrutura, utilizando-se a nucleação forçada em superfícies livres ou a fragmentação dos grãos por meios térmicos ou mecânicos^(5.11). Em soldagem, essa transição é relativamente rara devido às condições existentes na poça de fusão (tamanho reduzido e gradientes térmicos elevados), as quais também dificultam a aplicação das técnicas citadas acima. A possibilidade de utilização de inoculantes em poça de fusão de grandes dimensões (soldagem a arco submerso) foi mostrada por Garland^(5.11), que utilizou partículas de carboneto e nitreto de titânio como inoculantes. Outros trabalhos têm demonstrado a possibilidade de refinar a granulação em soldas realizadas por outros processos, utilizando-se adições de alumínio e nitrogênio (figura 5.29). Técnicas de refinamento do grão baseadas em oscilação, ou vibração, do eletrodo, na pulsação ou na oscilação eletromagnética do arco e na agitação da poça de fusão pela aplicação de ultrassons têm sido aplicadas na soldagem pelos processos GTAW, arco submerso e eletroescória.

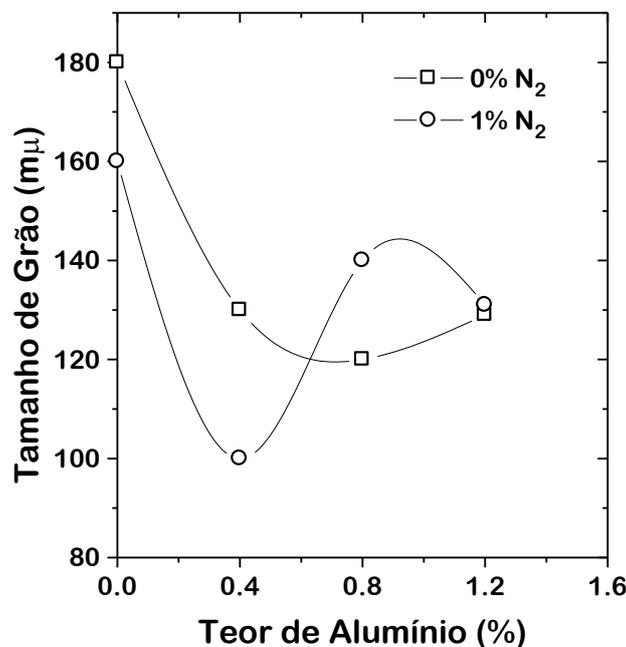


Figura 5.29. Efeito de adições de alumínio e nitrogênio no tamanho de grão médio da ZF em soldas realizadas pelo processo GTAW em um aço inoxidável ferrítico estabilizado com nióbio e titânio^(5.18).

5.8 - Referências Bibliográficas:

1. BHADSHIA, H.K.D.H., SVENSSON, L.-E., GRETOFT, B. "Prediction of microstructure of the fusion zone of multicomponent steel weld deposits", Advances in Welding Technology and Science, ASM, Metals Park, Ohio, U. S. A., 1987, pp. 225-229
2. MITRA U., EAGAR T.W. "Slag-metal reactions during welding: Part III: Verification of the theory", Metallurgical Transactions B, 22B, Fevereiro de 1991, p. 83-100.

3. LALAM, S.H. "Modelling of Mechanical Properties of Ferritic Steel Weld Metals", Tese de Doutorado, University of Cambridge (Inglaterra), 2000.
4. MARCHENKO, A.E. Metallurgical Processes in Arc Welding, Naukova Dumka, Kiev, URSS, 1976, 28p.
5. LANCASTER, J.F. Metallurgy of Welding, 4ª Ed., George Allen & Unwin, Londres, 1987, pp. 53-94.
6. UDA, M., WADA, T. "Solubility of nitrogen in arc-melted and levitation-melted iron and iron alloys", Transactions of National Research Institute for Metals, 10(2), 1968, pp. 21-33.
7. MOTA, C.A M. da "Estudo de Porosidade em Soldas de Alumínio, Fabricadas pelo Processo de Soldagem MIG", Dissertação de Mestrado, CPGEM/UFGM, 1985.
8. KOU, S. Welding Metallurgy, John Wiley & Sons, Nova Iorque, 1987, p. 78.
9. LINNERT, G.E. Welding Metallurgy, American Welding Society, Nova York, 1967, pp. 436-438.
10. THIER, H. "Precalculation of weld metal composition in submerged-arc welding", Doc. XII-802-83, International Institute of Welding, 1983, 25 p.
11. DAVIES, G.J., GARLAND, J.G. "Solidification structures and properties of fusion welds", International Metallurgical Reviews, (20), 1975, pp. 83-106.
12. SAVAGE, W.F. "Solidification, segregation and weld imperfections", Welding in the World, (18), 5/6, 1980, pp. 89-112.
13. GARCIA, A. Solidificação – Fundamentos e Aplicação, Editora da UNICAMP, Campinas, 2001, 399p.
14. SAVAGE, W.F., LUNDIN, C.D., ARONSON, H. "Weld metal solidification mechanics", Welding Journal, 44 (4), 1965, pp. 175s-181s.
15. T. W. NELSON, J. C. LIPPOLD, M. J. MILLS, Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Weld Metals, Part 1 - Nucleation and Growth, Welding Journal, 78 (10) 1999, 329s-337s.
16. SOLARI, M.J.A. Metalurgia del Metal de Soldadura, Comision Nacional de Energia Atomica, Buenos Aires, 1981, 10p.
17. NISHIO, K. et al. "Tensile deformation behavior of aluminum alloys with modeled segregation layer", Transactions of the Japan Welding Society, (12), 2, Out. 1981, pp. 42-50.
18. LOURENÇO, G.C., "Efeitos da Adição de Alumínio e Nitrogênio na Solda de Aço Inoxidável Ferrítico Estabilizado com Nióbio e Titânio", Dissertação de Mestrado, CPGEM/UFGM, 1985.

Capítulo 6

Influências metalúrgicas no metal base
e no metal solidificado

6 - INFLUÊNCIAS METALÚRGICAS NO METAL BASE E NO METAL SOLIDIFICADO

6.1 - Introdução

Neste capítulo, será discutida a influência dos ciclos térmicos na formação da ZTA e o desenvolvimento de tensões residuais na região da solda, sem se considerar características específicas dos materiais. Alguns destes aspectos, para a soldagem dos aços carbono, aços baixa liga e aços inoxidáveis, são discutidos em outros volumes desta série.

6.2 - Formação da Zona Termicamente Afetada

A ZTA compreende as regiões do metal base cuja estrutura ou propriedades foram alteradas pelas variações de temperatura durante a soldagem (capítulo 3). Devido às peculiaridades destas variações e ao desenvolvimento de um complexo estado de tensões e deformações, as alterações que ocorrem na ZTA podem levar a resultados indesejáveis. A formação desta região é influenciada basicamente pelas características do metal base e pelos fatores que determinam o ciclo térmico de soldagem.

6.2.1 - Influência do metal base

Para sistematizar a discussão da formação da ZTA em função do metal base, as diferentes ligas metálicas serão agrupadas em quatro tipos básicos^(6.1):

- ❑ Ligas endurecidas por solução sólida
- ❑ Ligas endurecidas por encruamento
- ❑ Ligas endurecíveis por precipitação
- ❑ Ligas transformáveis

Deve-se ter em mente que esta é uma divisão simplificada e sem grande rigidez. Neste sentido, vários materiais podem pertencer a mais de uma classe e, em alguns casos, materiais que não pertençam a uma dada classe, podem ser analisados, sob alguns aspectos, dentro dessa classe. Esta classificação tem o mérito de permitir uma visão geral e sistematizada das alterações que podem ocorrer na ZTA para inúmeros diferentes materiais.

Ligas endurecidas por solução sólida

Podem ser consideradas, como pertencentes a esta classe, diversas ligas de cobre, níquel e de alumínio e, ainda, aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos de baixo teor de elementos intersticiais no estado recozido. De um modo geral, estes materiais, que não sofrem alterações microestruturais marcantes no estado sólido, são considerados, com algumas exceções, fáceis de soldar do ponto de vista da ZTA.

A principal alteração que caracteriza a ZTA destas ligas é o crescimento de grão próximo da linha de fusão (figura 6.1). O tamanho final de grão nesta região dependerá da temperatura de pico e do tempo de permanência acima da temperatura na qual o crescimento de grão do metal base se torna apreciável. Para um dado metal base, o crescimento de grão será mais pronunciado quanto maior for o valor da temperatura de pico (T_p) e do tempo de permanência (t_c). Assim, o

tamanho de grão final tenderá a ser maior junto à linha de fusão e será afetado por fatores do procedimento de soldagem que determinam t_c como a energia de soldagem, figura 6.2.

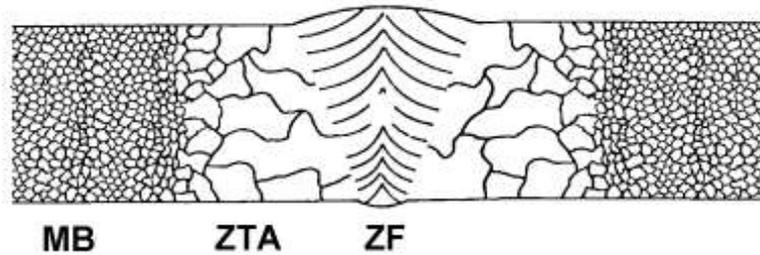


Figura 6.1. Representação esquemática da região da solda de uma liga endurecível por solução sólida. A ZTA é caracterizada pelo seu crescimento de grão.

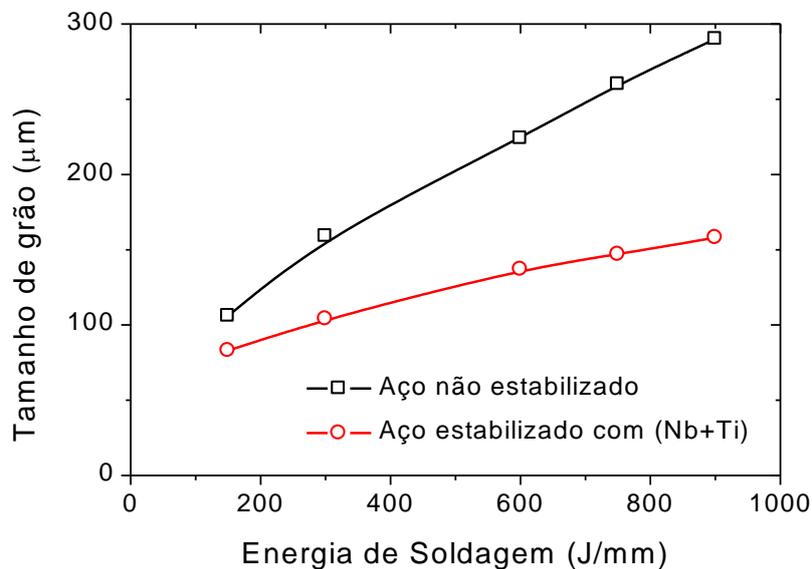


Figura 6.2. Influência da energia de soldagem no tamanho de grão da ZTA em aços inoxidáveis ferríticos^(6.2).

Em ligas de estrutura cristalina CCC, o crescimento de grão na ZTA pode causar um aumento de sua temperatura de transição dútil-frágil medida no ensaio Charpy e uma diminuição de sua tenacidade à temperatura ambiente. Este efeito é particularmente importante em ligas de metais como o nióbio, zircônio e titânio e em aços inoxidáveis ferríticos. Ligas de estrutura CFC (ligas de alumínio, níquel e cobre) são, em geral, insensíveis a este problema.

Sensibilidade à problemas de corrosão na ZTA pode ocorrer em aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, nos quais carbonetos e, eventualmente, nitretos podem precipitar durante o ciclo térmico de soldagem. Os carbonetos, ricos em cromo, precipitam principalmente ao longo dos contornos de grão, causando uma redução desse elemento nestas regiões e uma redução local da resistência à corrosão. A precipitação de carbonetos ou de compostos intermetálicos, tanto inter

como intragranularmente, pode também causar problemas de fragilização na ZTA de certos materiais.

Ligas endurecidas por encruamento

Basicamente, os mesmos materiais do grupo anterior estão incluídos neste grupo, com a diferença, contudo, de terem sido deformados a frio visando, em geral, um aumento de resistência mecânica. Neste caso, a ZTA será composta por uma **região de recristalização** e, como na classe anterior, por uma **região de granulação grosseira**, figuras 6.3 e 6.4.

Na região de recristalização, o ciclo térmico é suficiente para causar a recristalização do material, isto é, a substituição da estrutura deformada por uma isenta de deformação. Mais próximo da linha de fusão, o ciclo térmico é suficiente para, além de recristalização, causar um crescimento de grão como no caso anterior. Aços com baixo teor de carbono trabalhados a frio apresentam uma ZTA cuja estrutura é similar à descrita acima, embora um pouco mais complexa devido às mudanças de fase no estado sólido (austenitização).

A região da solda (ZTA e ZF) de ligas endurecidas por encruamento tende a apresentar menor resistência mecânica do que o metal base em vista da perda de encruamento com a sua recristalização (figura 6.5).

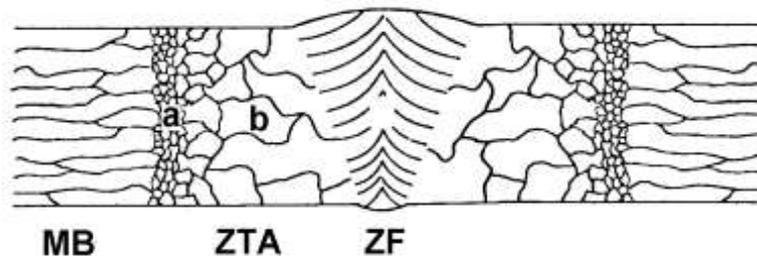


Figura 6.3. Representação esquemática da região da solda em ligas encruadas. (a) Região de recristalização e (b) região de granulação grosseira da ZTA.

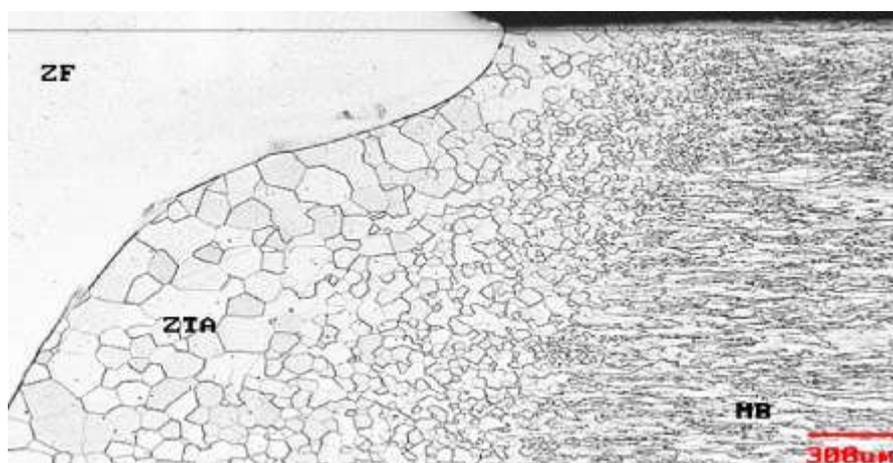


Figura 6.4. ZTA em uma chapa de aço inoxidável ferrítico AISI 409 laminada a frio. Fonte: Aperam.

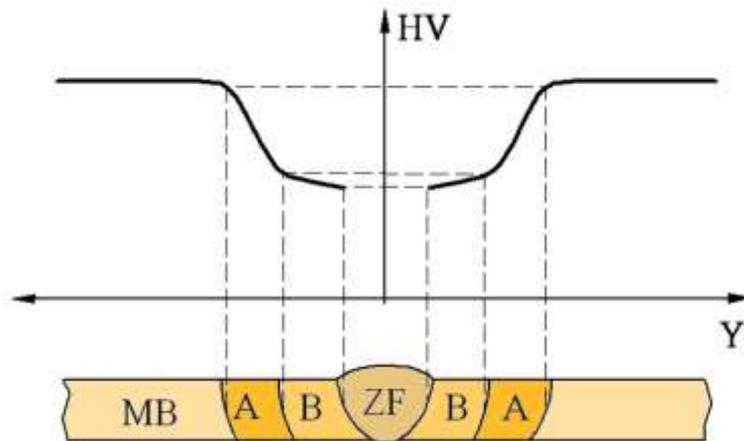


Figura 6.5. Variação esquemática da dureza na ZTA de uma liga encruada. (A) Região de recristalização e (B) região de granulação grosseira.

Ligas endurecíveis por precipitação

Nestes materiais, consegue-se um aumento considerável de resistência mecânica e dureza por tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. Tais ligas possuem um diagrama de equilíbrio do tipo mostrado na figura 6.6, de forma que, aquecendo-as a uma temperatura T_1 , ocorre a dissolução da fase β , estável à temperatura ambiente. O tratamento de solubilização consiste em aquecer o material até T_1 , para a dissolução de β , e, em seguida, resfriá-lo rapidamente de forma a impedir que esta fase se precipite novamente. Como resultado, obtém-se uma solução sólida super-saturada de β que tende a ser macia e dútil. Contudo, se o material for aquecido a uma temperatura moderada (T_2), a fase β , ou uma outra fase meta-estável (isto é, diferente da fase β , a esperada pelo diagrama de equilíbrio, mas cuja velocidade de formação seja maior), poderá se precipitar em uma forma extremamente fina, endurecendo o material consideravelmente (tratamento de envelhecimento). A escolha da temperatura T_2 (e do tempo de permanência nesta temperatura) é muito importante pois, se esta for muito elevada (T_3 , por exemplo), os precipitados obtidos podem ter um tamanho excessivo para causar o aumento desejado nas propriedades mecânicas (super-envelhecimento). A tabela 6.I mostra valores aproximados para as propriedades mecânicas de uma liga endurecível por precipitação em função do tratamento térmico realizado.

São exemplos de ligas endurecíveis por precipitação: ligas de alumínio e cobre (ANSI série 2000), alumínio e zinco (série 7000), ligas de magnésio (AZ80A, ZK60A e HM21A conforme a norma ASTM B275), ligas de níquel contendo Al ou Nb (Waspalloy, Nimonic 90, etc), ligas de titânio e certos aços inoxidáveis (17-7 PH, 17-4 PH, etc).

Materiais endurecíveis por precipitação respondem de forma mais complexa ao ciclo térmico de soldagem e sua ZTA pode apresentar diferentes regiões em função da temperatura de pico, tempo de permanência e condição inicial da liga. Para uma liga envelhecida, a ZTA é formada basicamente por duas regiões principais, figura 6.7. Próximo à linha de fusão, o material é aquecido até o campo monofásico (região ou campo α) e resfriado, em geral, a uma taxa suficientemente rápida para garantir a solubilização da fase β . A região formada (**região de**

solubilização) é mais macia que o metal base e pode apresentar uma granulação grosseira. Contudo, é possível restaurar suas propriedades mecânicas através de um tratamento de envelhecimento pós-soldagem.

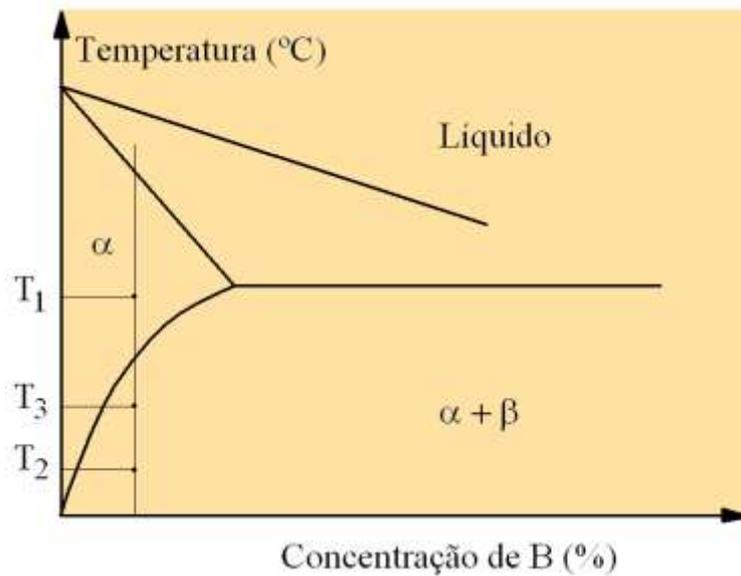


Figura 6.6. Detalhe do diagrama de fases de uma liga endurecível por precipitação.

Tabela 6.I Propriedades mecânicas de uma liga endurecível por precipitação (Al - 4,5%Cu) em função do tratamento térmico^(6.3).

Condição	Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento em 50mm (%)
Solubilizada	240	110	40
Envelhecida	420	310	20
Super-envelhecida	170	70	20
Recozida	170	70	15

Para pontos suficientemente afastados da linha de fusão, T_p torna-se menor que T_4 (figura 6.7). A partir deste ponto, o metal base não chega a sofrer solubilização. Contudo, é possível ocorrer algum super-envelhecimento (**região super-envelhecida**). Esta região também perde dureza pela soldagem. Para restaurar suas propriedades originais, torna-se necessário refazer os tratamentos de solubilização e envelhecimento em toda a peça. Finalmente, regiões da peça mais afastadas da junta soldada sofrem apenas um super-envelhecimento moderado, que não alterara apreciavelmente suas propriedades.

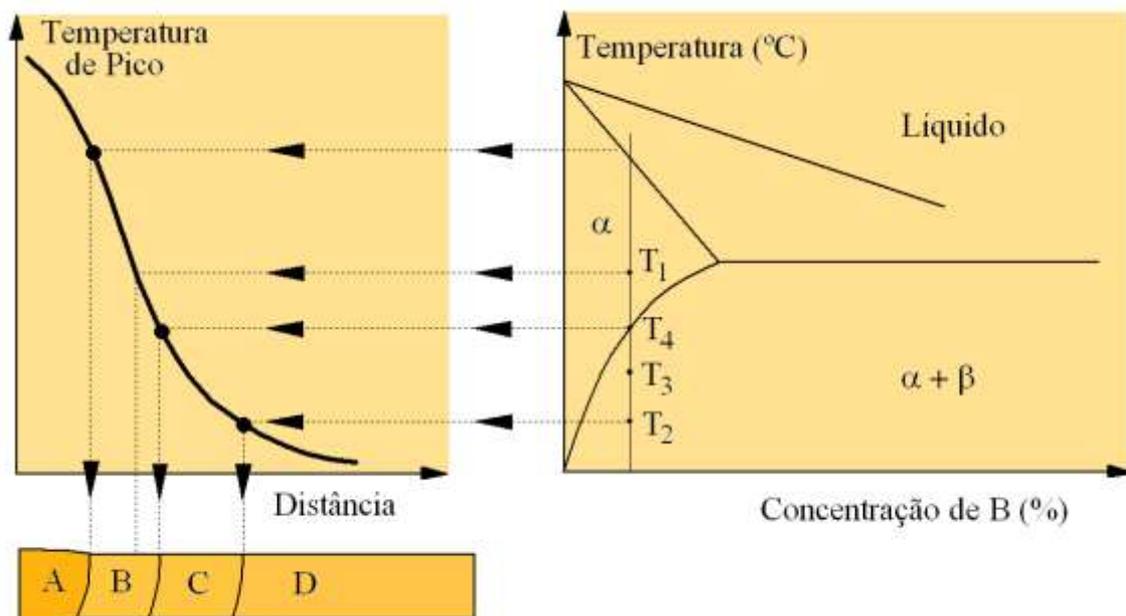


Figura 6.7. Diagrama esquemático de região da solda de uma liga endurecível por precipitação. A - Zona fundida, B - região solubilizada, C - região super-envelhecida e D - metal base não afetado.

Embora seja praticamente impossível soldar uma liga endurecível por precipitação de elevada resistência sem que alguma perda de resistência ocorra, algumas medidas podem ser adotadas para minimizá-la^(6.1):

- ❑ Tratar termicamente (solubilização e envelhecimento) toda a estrutura. Esta é a medida mais efetiva em termos de recuperação de propriedades mecânicas. A sua utilização pode ser, contudo, difícil e de alto custo, podendo ser mesmo impossível no caso de estruturas de grande porte.
- ❑ Submeter a junta a um tratamento de envelhecimento. Este tratamento pode recuperar parte da resistência da região solubilizada, mas não afeta a região super-envelhecida.
- ❑ Soldar a peça na condição solubilizada e envelhecer toda a peça após a soldagem. Novamente, a região super-envelhecida permanecerá com menor resistência.
- ❑ Prever a perda de resistência e compensá-la aumentando a espessura da peça na região da solda. Esta alternativa é raramente justificável devido aos altos custos envolvidos na usinagem e perdas de material.
- ❑ Utilizar processos que permitam a execução da junta com uma menor energia de soldagem e, portanto, com uma menor ZTA.

Ligas transformáveis

Nestes materiais, a ZTA é ainda mais complexa, podendo apresentar várias regiões com diferentes constituintes. Encontram-se nesta classe, os aços carbono e os aços de baixa e média liga utilizados em estruturas soldadas. Ferros fundidos e certas ligas de cobre e de titânio também podem ser enquadrados nesta categoria.

A figura 6.8 mostra esquematicamente as principais regiões que podem ser observadas na ZTA de um aço carbono:

- Região de granulação grosseira (GGZTA),
- Região de granulação fina (GFZTA) ou região normalizada,
- Região intercrítica (ICZTA) e
- Região subcrítica (SCZTA).

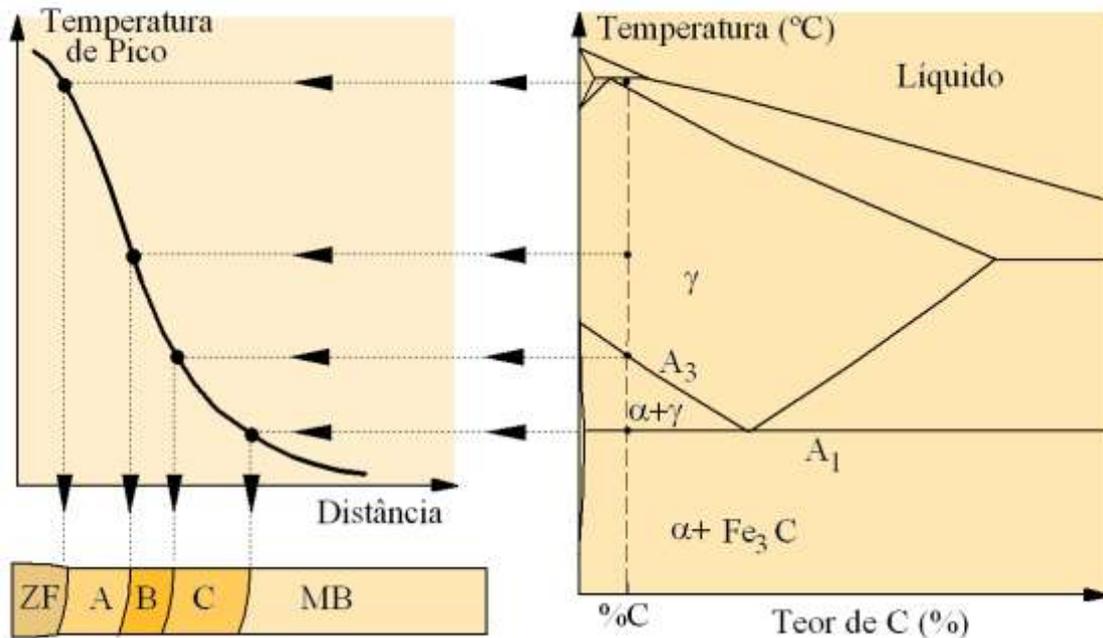


Figura 6.8. Regiões da solda de um aço carbono. Ver texto.

Região de Granulação Grosseira (A): localizada junto à linha de fusão e submetida a temperatura de pico superior a 1200°C, é caracterizada por um grande tamanho de grão austenítico. A microestrutura final desta região depende da composição química do aço e da sua velocidade de resfriamento após soldagem. Em função do aumento da temperabilidade da região (devido ao aumento do tamanho de grão austenítico), esta região é caracterizada por uma microestrutura rica em constituintes aciculares como bainita e martensita. Assim, tende a ser a região mais problemática da ZTA, podendo apresentar dureza elevada, perda de tenacidade e ser um local comum para a formação de trincas. Estes problemas são mais comuns para aços com teor de carbono mais elevado (maior temperabilidade e elevadas dureza e fragilidade da martensita) e para aços ligados (maior temperabilidade).

Região de Granulação Fina (B): a temperatura de pico varia entre 1200°C e a temperatura A₃. Sua estrutura apresenta granulação fina, semelhante a de um material normalizado, não sendo, em geral, uma região problemática na ZTA dos aços.

Região Intercrítica (C): apresenta transformação parcial de sua estrutura original e é submetida a temperaturas de pico entre A₃ e A₁. Em alguns casos, particularmente na soldagem multipasse, constituintes de elevada dureza e baixa tenacidade podem se formar nesta região.

Região Subcrítica (D): corresponde ao metal base aquecido a temperaturas inferiores a A₁. Na soldagem de aços tratados termicamente, esta região pode sofrer um super-revenimento e ocorrer uma perda de resistência mecânica ou dureza (em relação ao metal base).

6.2.2 - Influência do Procedimento de Soldagem

A energia de soldagem e a temperatura de pré-aquecimento são as variáveis do procedimento de soldagem que mais facilmente podem ser alteradas para se controlar o fluxo de calor em soldagem (capítulo 3).

O aumento da energia de soldagem aumenta a extensão da ZTA, pois a curva de repartição térmica (figura 3.8) torna-se mais aberta. O tempo de permanência também aumenta e a região de granulação grosseira torna-se mais extensa e tende a apresentar um maior tamanho de grão. Por outro lado, a velocidade de resfriamento é reduzida e isto tem uma importância fundamental na determinação da estrutura final de ligas transformáveis, em particular, dos aços. Nestes materiais, a elevada velocidade de resfriamento que pode ocorrer na ZTA, quando a energia de soldagem é relativamente baixa, pode ser suficiente para causar a têmpera desta região, com a formação de martensita. Uma maior energia de soldagem, resultando em menores velocidades de resfriamento, pode levar à formação na ZTA de produtos mais macios, figura 6.9. A temperatura de pré-aquecimento tem um efeito semelhante à energia de soldagem, sendo efetiva na redução da velocidade de resfriamento. Esta característica é importante na soldagem dos aços estruturais, para a prevenção da formação de trincas na ZTA, como será discutido no capítulo 6

A figura 6.10 mostra a variação de dureza e de tenacidade da ZTA de um aço estrutural em função das suas condições de resfriamento na soldagem. Para elevadas velocidades de resfriamento (baixos valores de $\Delta t_{8/5}$), a microestrutura tende a ser predominantemente martensítica, de elevada dureza e baixa tenacidade. Para condições de resfriamento lento, associadas, por exemplo, com uma elevada energia de soldagem, a microestrutura da ZTA torna-se muito grosseira e, embora seja formada por produtos de baixa dureza, a sua tenacidade pode ser tornar baixa.

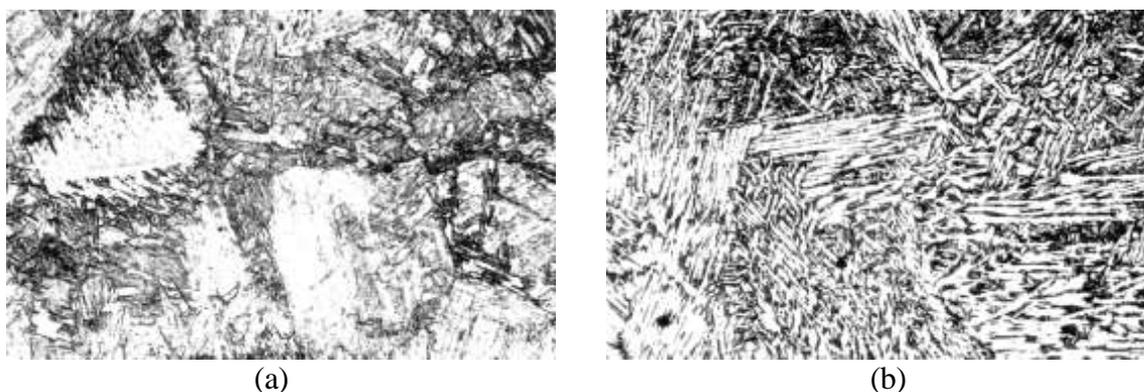


Figura 6.9. Efeito da energia de soldagem na microestrutura (200x) da GGZTA de um aço estrutural de baixo carbono. (a) $H = 10$ kJ/mm, microestrutura: martensita e bainita e (b) $H = 25$ kJ/mm, microestrutura: bainita^(6.4).

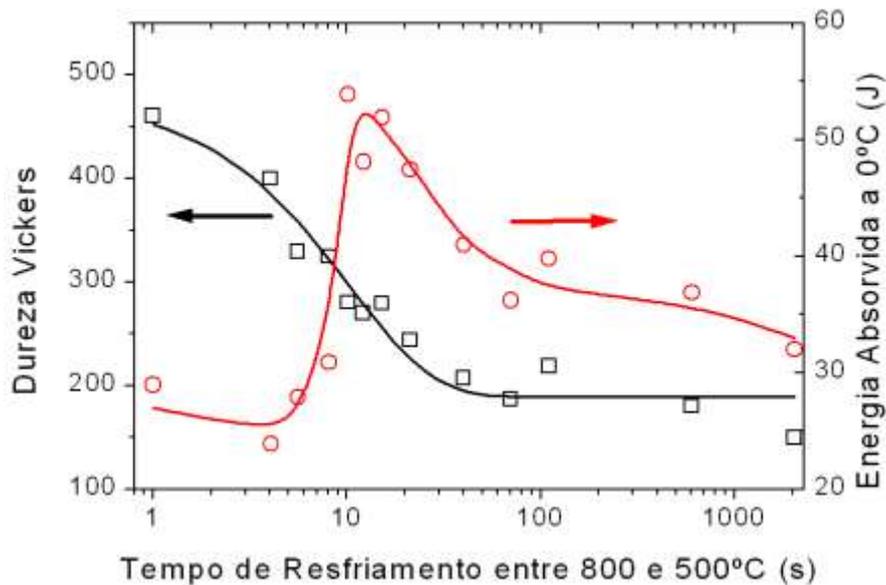


Figura 6.10. Variações de tenacidade (energia absorvida no ensaio Charpy) e de dureza da ZTA de um aço de baixa liga em função das condições de resfriamento na soldagem.

6.3 - Fragilização da Zona Termicamente Afetada

A ZTA sofre alterações microestruturais mais ou menos pronunciadas que mudam a sua microestrutura original. Estas alterações são relativamente descontroladas podendo, portanto, prejudicar as propriedades no material nesta região.

Um aspecto importante em muitas estruturas soldadas é a sua resistência à fratura. Alterações metalúrgicas resultantes do ciclo térmico de soldagem podem afetar esta resistência. Nas regiões próximas à linha de fusão, o crescimento de grão é fragilizante para vários materiais. A difusão de hidrogênio da poça de fusão para a ZTA causa fragilização no aço (temporária), em cobre não desoxidado e em vários outros materiais, embora o seu efeito seja menor em ligas de estrutura CFC. Absorção de oxigênio e nitrogênio do ar diretamente pelo material sólido super-aquecido pode ser altamente fragilizante para ligas de titânio. Precipitação de carbonetos, nitretos e outras fases e segregação junto a contornos de grão também podem causar fragilização em diferentes materiais. Em casos extremos, os problemas de fragilização, juntamente com o desenvolvimento de tensões de tração na região da solda, podem levar ao aparecimento de trincas. A formação de trincas é considerada extremamente indesejável na maioria das aplicações e será tratada, do ponto de vista metalúrgico, no próximo capítulo.

6.4 - Referências Bibliográficas:

1. AMERICAN WELDING SOCIETY, Welding Handbook, Vol. 1, 8ª Ed., AWS, Miami, 1987, pp. 89-123.
2. ALFARO, S.C.A. “Estudo da Soldabilidade e Propriedades Mecânicas da Zona Termicamente Afetada dos Aços Inoxidáveis Ferríticos com Nióbio”, Dissertação de Mestrado, CPGEM/UFMG, 1983.

3. VAN VLACK, L. H. Princípios de Ciência dos Materiais, 5ª Ed., Editora Campus, Rio de Janeiro, 1984, p. 428-432.
4. ALÉ, R.M. "Soldabilidade do Aço WSTE-36" Dissertação de Mestrado, CPGEM/UFMG, 1985.
5. MASUBUCHI, K. Analysis of Welded Structures, Pergamon Press, London, 1980, 642p.
6. OKIMURA, T. & TANIGUCHI, C. Engenharia de Soldagem e Aplicações, LTC, 1982, capítulo 5.

Capítulo 7

Fissuração em Juntas Soldadas

7 - FISSURAÇÃO EM JUNTAS SOLDADAS

7.1 – Aspectos Gerais

Fissuras, ou trincas, são consideradas um dos tipos mais graves de descontinuidade em uma junta soldada. Formam-se quando *tensões de tração* se desenvolvem em um *material fragilizado*, incapaz de se deformar plasticamente para absorver estas tensões. Tensões de tração elevadas se desenvolvem na região da solda como resultado das expansões e contrações térmicas localizadas (associadas com o aquecimento não uniforme característico da soldagem), das variações de volume devido a transformações de fase e como resultado das ligações entre as peças sendo soldadas e o restante da estrutura.

A fragilização na região da solda pode resultar de mudanças estruturais, da absorção de elementos nocivos, de alterações posteriores durante outras operações de fabricação (por exemplo, tratamentos térmicos) ou, ainda, em serviço.

Problemas de fissuração em soldagem podem ocorrer tanto em aços como em ligas não ferrosas, com as fissuras se localizando na ZF, na ZTA e no metal base, figura 7.1. As fissuras podem ser macroscópicas, com até vários centímetros de comprimento (macrofissuras) ou serem visíveis somente com um microscópio (microfissuras).

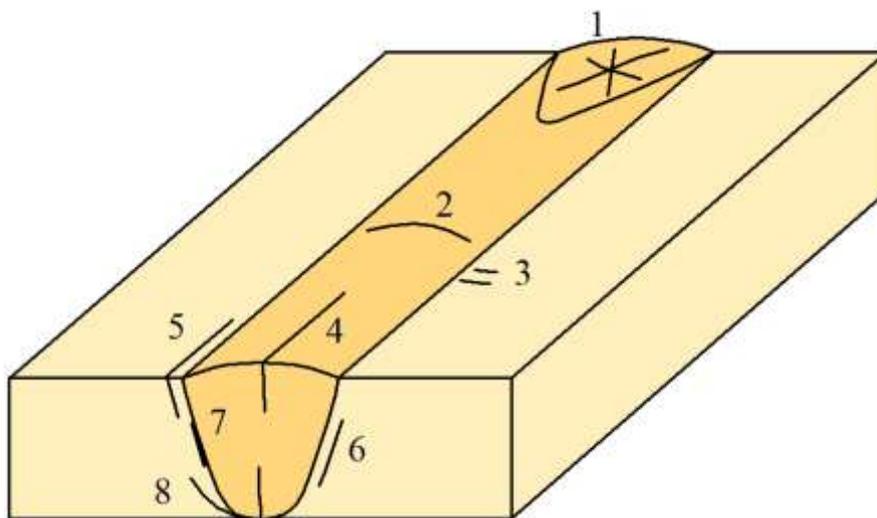


Figura 7.1. Classificação do tipo de fissuração de acordo com a localização da trinca^(3,4): (1) Fissuração na cratera, (2) fissuração transversal na ZF, (3) fissuração transversal na ZTA, (4) fissuração longitudinal na ZF, (5) fissuração na margem da solda, (6) fissuração sob o cordão, (7) fissuração na linha de fusão e (8) fissuração na raiz da solda.

Diferentes mecanismos de fissuração podem ser associados com a soldagem. Alguns destes ocorrem para diferentes materiais e processos de soldagem, enquanto outros são mais comuns para um tipo particular de material. Classificar os diferentes mecanismos de fissuração pode ser uma tarefa complicada. Como o problema é melhor conhecido e estudado para a soldagem dos aços, particularmente, os aços carbono e de baixa liga, será apresentada, a seguir, uma tentativa de classificação aplicável a estes materiais e baseada na temperatura e no momento de formação

da descontinuidade. Para cada classe de problema, são também citados alguns mecanismos de fissuração conhecidos.

- ❑ Problemas de fissuração que ocorrem durante a soldagem quando o material está submetido a altas temperaturas, isto é, superior à metade de sua temperatura líquidus, expressa em graus Kelvin^(7.1), mas, mais comumente, próximas dessa temperatura. Como exemplos deste tipo de fissuração, citam-se:
 - ❑ Fissuração na solidificação
 - ❑ Fissuração por liquação na ZTA
 - ❑ Fissuração por perda de ductilidade (ductility-dip cracking)

Estas formas de fissuração são comumente referidas, particularmente a fissuração na solidificação, como **fissuração a quente** (hot cracking ou high temperature cracking).

- ❑ Problemas de fissuração que ocorrem durante a soldagem, ou logo após esta operação, quando o material está submetido a temperaturas inferiores à metade de sua temperatura líquidus, em graus Kelvin. Como exemplos citam-se
 - ❑ Fissuração pelo Hidrogênio (**fissuração a frio** ou cold cracking)
 - ❑ Decoção Lamelar
- ❑ Problemas de fissuração que ocorrem durante operações subsequentes de fabricação ou durante o serviço. Exemplos:
 - ❑ Fissuração ao Reaquecimento
 - ❑ Decoção Lamelar
 - ❑ Fissuração por Corrosão sob Tensão
 - ❑ Fadiga

Destes mecanismos, os dois últimos estão mais relacionados com as condições de serviço do que com a operação de soldagem embora esta possa exercer um efeito importante.

7.2 – Fissuração na Solidificação

Este tipo de trinca está associado com a presença de segregações que levam à formação de filmes líquidos intergranulares, nas etapas finais da solidificação^(7.1). Esta forma de fissuração apresenta as seguintes características^(7.2):

- ❑ Ocorre a altas temperaturas, em geral, próximas à temperatura sólidos do material ou quase certamente acima da metade desta temperatura expressa em graus Kelvin. Exceções podem ocorrer em alguns poucos casos (por exemplo, certas ligas de alumínio) onde a trinca parece se formar a temperaturas bem inferiores à sólidos, quando o filme final de metal líquido já se solidificou^(7.3).
- ❑ A trinca aparece entre os contornos de grão, contornos interdentríticos ou entre células (figura 7.2), isto é, a sua morfologia é intergranular em relação à estrutura primária de solidificação.

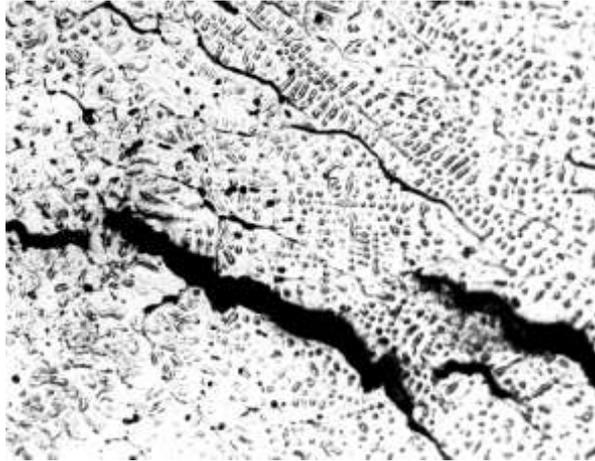


Figura 7.2. Microtrincas de solidificação na ZF de uma liga Fe-Mn-Al-Si-C. 200x.

- ❑ Quando a trinca aflora externamente, a sua superfície apresenta-se geralmente oxidada, refletindo a sua alta temperatura de formação.
- ❑ As trincas são, em geral, longitudinais e superficiais, ocorrendo, com frequência no centro do cordão (figura 7.3), mas podem ser também transversais ou, na cratera, radiais. Trincas internas podem também ser formadas e serem macro ou microscópicas.

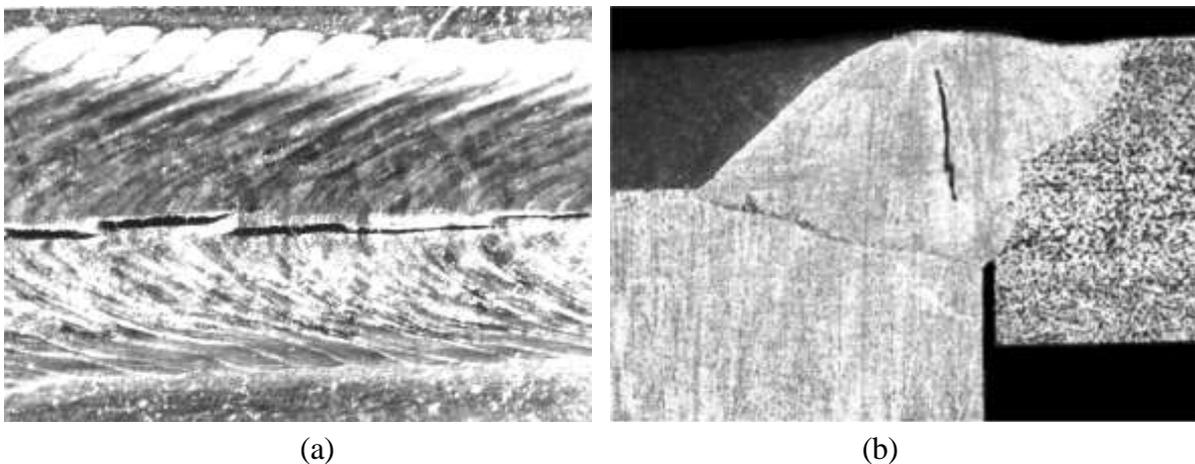


Figura 7.3. Exemplos de trincas no centro do cordão (a) trinca superficial observada de cima em um cordão TIG em aço inoxidável e (b) trinca interna em uma solda unindo peças de aços de baixo e médio teores de carbono.

- ❑ Esta forma de fissuração pode ocorrer em associação a todos os processos de soldagem conhecidos e, também, com processos de fundição.
- ❑ A superfície da trinca, quando observada com o microscópio eletrônico de varredura (MEV), apresenta uma aparência "dendrítica" típica, associada frequentemente com filmes de segregação (figura 7.4).

- ❑ O problema pode ocorrer na soldagem da maioria das ligas usadas industrialmente. Contudo, algumas são particularmente sensíveis: aços cromo-níquel com estrutura de solidificação completamente austenítica, ligas de alumínio com silício (0 - 1,5%Si), cobre (0,5 - 5,0%Cu) ou magnésio (1,0 - 4,0 %Mg), ligas de cobre contendo bismuto ou chumbo, bronze de alumínio (com cerca 7,5%Al) e ligas de níquel contendo elementos como Pb, Bi, S, P, Cd, Zr e B.
- ❑ A chance de formação de trincas aumenta com o nível de restrição da junta. Entende-se, como nível de restrição, a maior ou menor falta de liberdade que os membros da junta têm para se mover e acomodar as tensões resultantes da soldagem. O nível de restrição aumenta com a espessura da junta e com uma maior rigidez da montagem, figura 7.5.
- ❑ A forma da poça de fusão e o seu padrão de solidificação também influenciam a sensibilidade à fissuração (figura 7.6). Condições de solidificação que levem ao crescimento dos grãos colunares para o interior da poça, favorecem o aparecimento de trincas. Essas condições ocorrem em cordões de elevada relação penetração/largura, com formato de sino ou de acabamento côncavo. O efeito está ligado, como ocorre em fundição, à menor facilidade de partes da poça de fusão serem alimentadas com metal líquido nas etapas finais da solidificação.

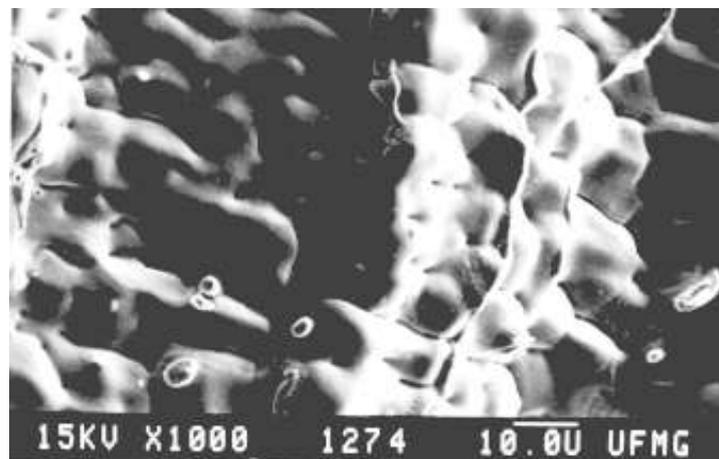


Figura 7.4. Superfície de uma trinca de solidificação em aço inoxidável ferrítico observada ao microscópio eletrônico de varredura.

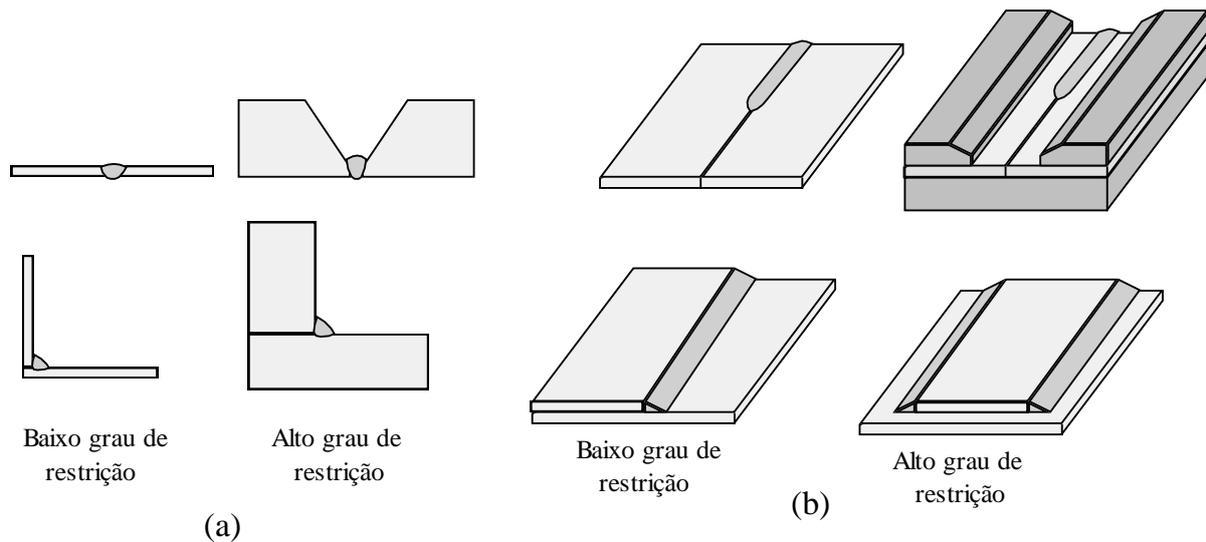


Figura 7.5. Nível de restrição em função (a) das dimensões da solda em relação à junta e (b) da rigidez da montagem^(7.3).

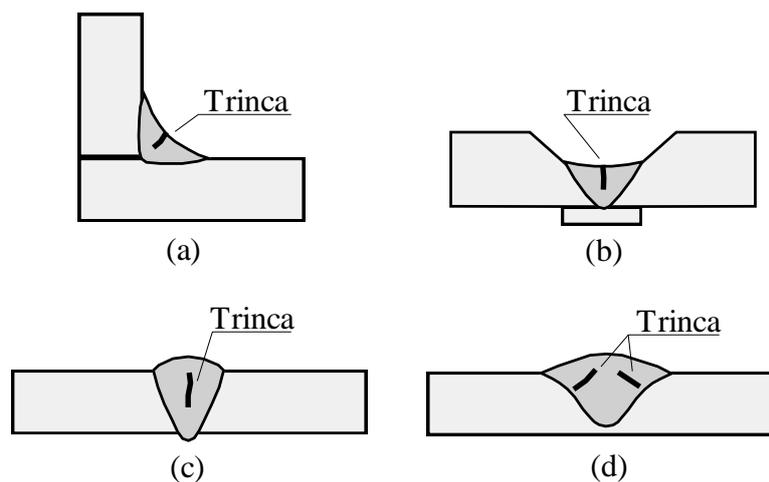


Figura 7.6. Formação de trincas de solidificação em (a) cordões côncavos em soldas de filete, (b) cordões côncavos em passe de raiz, (c) soldas de topo com elevada razão penetração/largura e (d) em cordões em forma de sino.

Como discutido anteriormente, pode-se associar a formação de uma trinca de solidificação com dois fatores básicos: incapacidade do material se deformar e presença de esforços de tração, causando tensões que eventualmente podem ultrapassar a capacidade de resistência do material. Uma fragilização pode ocorrer nas etapas finais do processo de solidificação, quando os grãos ainda estão largamente separados por filmes de material líquido, existindo apenas poucos pontos de contato entre os grãos^(7.4). Nestas condições, o material é incapaz de se deformar apreciavelmente, apresentando, contudo, alguma resistência mecânica (figura 7.7). A temperatura na qual o material passa a possuir resistência mecânica, ao final da solidificação, é conhecida como **temperatura coerente**.

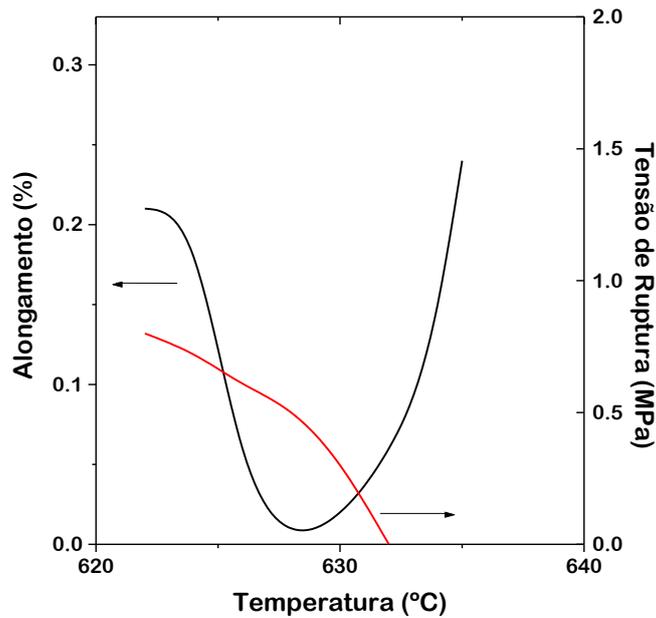


Figura 7.7. Propriedades mecânicas (alongamento e tensão de ruptura) de uma liga Al-0,7%Sn em altas temperaturas^(7.4).

O intervalo de temperatura entre a temperatura coerente e aquela em que a ductilidade do material passa a aumentar rapidamente é conhecida como intervalo de fragilidade. Este intervalo pode ser usado como indicação da sensibilidade do material à fissuração na solidificação, isto é, quanto maior o seu valor, maior é a sensibilidade esperada do material à fissuração na solidificação. O intervalo de fragilização tende a ser grande, por exemplo, quando a composição química do material favorece a formação de uma pequena quantidade de eutético ao final da solidificação, figura 7.8.

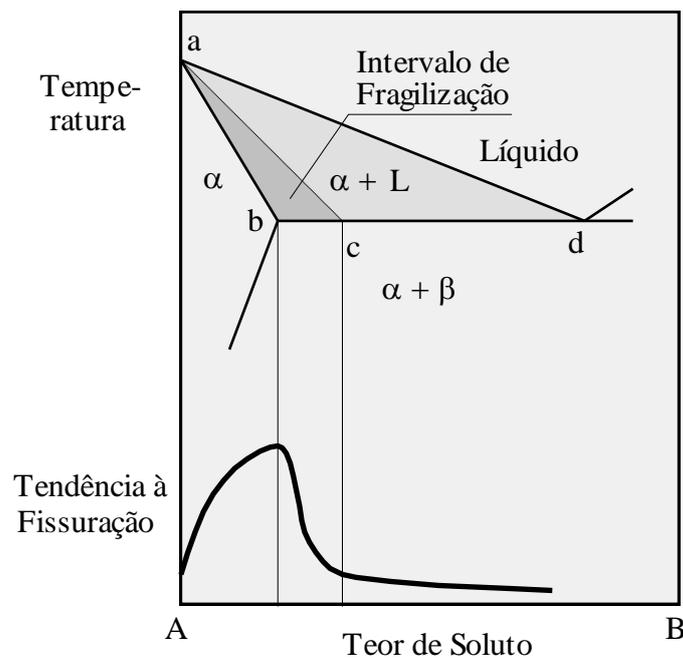


Figura 7.8. Efeito da composição química na sensibilidade a fissuração de ligas eutéticas^(7.4).

Outro fator importante é a maior ou menor capacidade do líquido de molhar os contornos de grão, isto é, a sua capacidade de se espalhar, na forma de finos filmes. Assim, o manganês, que tende a globulizar os sulfetos, ajuda a prevenir a fissuração da solda em aços por reduzir a molhabilidade dos sulfetos.

7.3 - Fissuração por Liquação na ZTA

Este termo refere-se a trincas formadas na ZTA, em regiões aquecidas a temperaturas próximas do sólido do metal base, e que são associadas com a formação, por diferentes causas, de bolsões de material líquido nesta região. Este líquido, em contato com contornos de grão e dependendo de sua capacidade de molhá-los, pode espalhar-se entre os grãos na forma de um fino filme. Nestas condições, o material fica fragilizado e trincas podem se formar no resfriamento, com o aparecimento de tensões trativas. Este tipo de fissuração foi observado em aços austeníticos e ligas não ferrosas e está associado a inclusões e precipitados que podem se fundir durante o ciclo térmico de soldagem, tais como^(7.1):

- inclusões de sulfetos;
- inclusões de silicatos e espinélio de baixo ponto de fusão;
- carbonetos e carbonitretos (NbC, M₆C, Zr(C,N), TiC, M₂₆C₆);
- boretos (M₃B₂, Ni₄B₂) e
- fases intermetálicas (por exemplo, em ligas de Al).

A formação de líquido é causada pela dissolução fora do equilíbrio de precipitados durante o aquecimento rápido que ocorre na soldagem. A figura 7.9 ilustra este efeito.

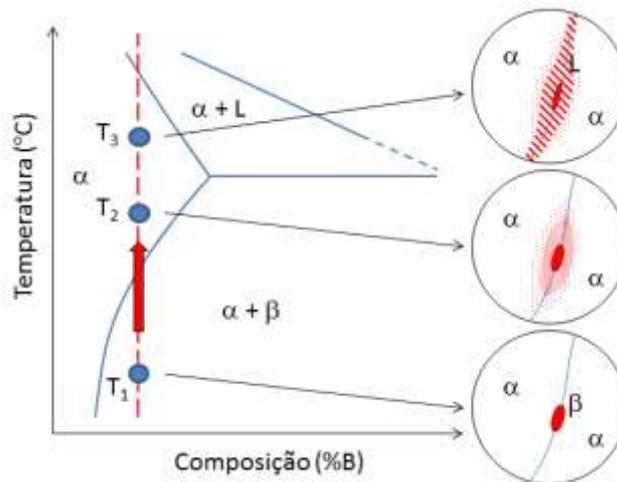


Figura 7.9. Modelo para a formação de líquido durante o aquecimento rápido da ZTA na soldagem. Em T₁, tem-se o material na sua condição inicial formado por uma matriz α e precipitados de β. Na figura é mostrado um precipitado no contorno de grão. Em T₂, o precipitado está se dissolvendo. Contudo, devido às condições rápidas de aquecimento, a região da matriz adjacente ao precipitado fica enriquecida em B. Em T₃, acima da temperatura eutética, as regiões da matriz mais enriquecidas em B se transformam em líquido.

Trincas de liquação ocorrem sempre próximas da linha de fusão, embora possam, às vezes, penetrar em regiões submetidas a menores temperaturas de pico, particularmente quando associadas com outros mecanismos de fissuração. Ao microscópio óptico, este tipo de trinca apresenta um aspecto serrilhado típico de abertura variável, ocorrendo sempre ao longo dos contornos de grão.

7.4 - Fissuração por perda de ductilidade (“ductility dip cracking”)

Em certas ligas, problemas de fissuração a alta temperatura foram observados sem a formação de fase líquida e têm sido associados à uma perda de ductilidade a temperatura elevada observada nestes materiais (figura 7.10). Exemplos de materiais sensíveis incluem: aços cromo-níquel de estrutura completamente austenítica e certas ligas de níquel e cromo-níquel^(7.3).

A trinca ocorre ao longo de contornos de grão sem apresentar, contudo, evidências de filmes de segregação na superfície dos grãos. Este tipo de fissuração parece ocorrer a temperaturas inferiores do que os tipos discutidos anteriormente. Assim, a sua presença é mais comum em regiões mais afastadas da linha de fusão, podendo ocorrer em associação com trincas iniciadas durante a solidificação ou por liquação.

O mecanismo fragilizante não é bem conhecido, mas parece estar associado com a segregação, durante exposição a temperaturas elevadas, de impurezas, principalmente o fósforo, e de elementos de liga, como o níquel, para contornos de grão. Paralelamente, a ocorrência de precipitação no interior dos grãos causaria um endurecimento destes concentrando os esforços nos contornos.

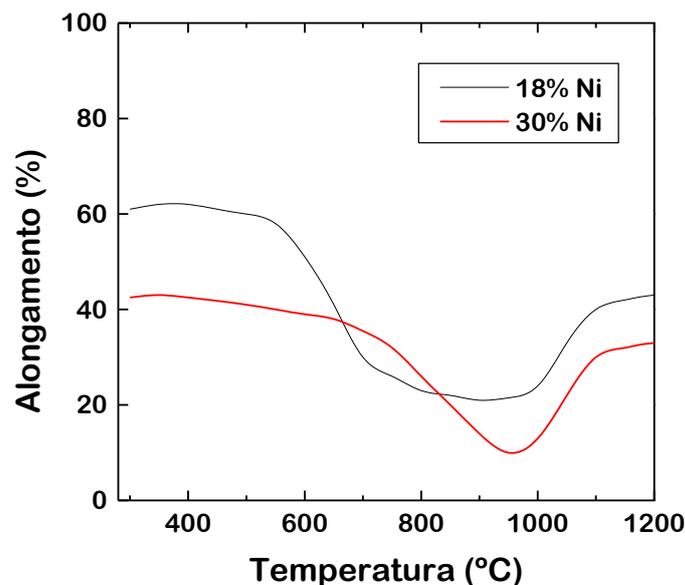


Figura 7.10. Variação da ductilidade de ligas binárias Cu-Ni com a temperatura^(7.3).

7.5 – Fissuração pelo hidrogênio

Esta forma de fissuração é considerada um dos maiores problemas de soldabilidade dos aços estruturais comuns, particularmente para processos de baixa energia de soldagem. Ela pode ocorrer tanto na ZTA como na ZF. A trinca se forma quando o material está próximo da temperatura ambiente. A sua formação se inicia após um período inicial, tendendo a crescer de forma lenta e descontínua e levando até 48 horas após soldagem para a sua completa formação. A fissuração pelo hidrogênio tem sido associada muitas vezes com a falha prematura de componentes soldados, ajudando a iniciação de fratura frágil ou por fadiga. A fissuração pelo

hidrogênio é muitas vezes citada na literatura técnica com diferentes nomes, como: "cold cracking" (fissuração a frio), "delayed cracking" (fissuração retardada), "underbead cracking" (fissuração sob o cordão) e "toe cracking" (fissuração na margem do cordão).

As trincas podem ser longitudinais, transversais, superficiais ou sub-superficiais, se originando, frequentemente, a partir de concentradores de tensão, como a margem ou a raiz da solda. Ocorre principalmente na ZTA, na região de crescimento de grão, mas pode também ocorrer na zona fundida. A figura 7.11 mostra o aspecto típico de uma trinca pelo hidrogênio.

A fissuração pelo hidrogênio é causada quando ocorrem simultaneamente 3 fatores: (a) presença de hidrogênio na região da solda, (b) formação de microestrutura de elevada dureza, capaz de ser fortemente fragilizada pelo hidrogênio, e (c) sollicitação de tensões residuais e externas. Para minimizar a chance de fissuração, deve-se atuar nos fatores acima, por exemplo, através da seleção de um material menos sensível, da redução no nível de tensões, da seleção do processo de soldagem e do controle da velocidade de resfriamento.

Durante a soldagem, o **hidrogênio** proveniente de moléculas de material orgânico e umidade que são dissociadas no arco é absorvido pela poça de fusão, ficando em solução na solda após a solidificação. O hidrogênio difunde-se rapidamente no aço, atingindo regiões da ZF e, principalmente, da ZTA cuja microestrutura é fortemente fragilizada pela sua presença. Com a ocorrência de tensões de tração (residuais e externas), fissuras podem ser formadas. A fragilização pelo hidrogênio é particularmente intensa à temperatura ambiente.

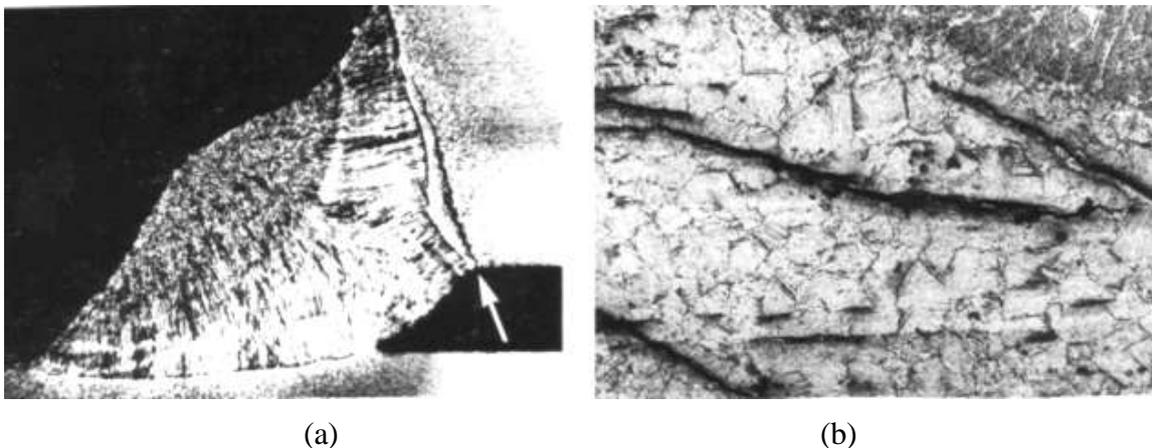


Figura 7.11. Trincas de hidrogênio: (a) aspecto macrográfico (b) aspecto micrográfico obtido por microscopia ótica. Ataque: Nital. Aumento 100X.

Microestruturas de elevada dureza, particularmente a martensita, são, em geral, mais sensíveis à fissuração pelo hidrogênio. Neste contexto, fórmulas de **carbono-equivalente**, que representam o efeito dos diversos elementos de liga, na temperabilidade, em termos de seu teor equivalente de carbono, servem para avaliar a sensibilidade do metal base à fissuração pelo hidrogênio. Uma fórmula de carbono-equivalente muito usada é:

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Mo}{4} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Ni}{15} + \frac{\%Cu}{15} + \frac{\%P}{3} \quad (\% \text{ em peso}) \quad (7.1)$$

Um critério simples, baseado nesta fórmula, considera que, se $CE < 0,4$, o aço é insensível à fissuração e, se $CE > 0,6$, o material é fortemente sensível, exigindo técnicas especiais de soldagem, por exemplo, o uso de processos de baixo nível de hidrogênio e de pré-aquecimento.

O **nível de tensões residuais na solda** pode ser minimizado, reduzindo, assim, a chance de fissuração, por medidas que podem ser tomadas no projeto. Cita-se, por exemplo, a seleção adequada da disposição das soldas e da sequência de montagem do componente ou estrutura. Na execução, a adoção de sequências especiais de deposição e cuidados para se evitar a presença de mordeduras, reforço excessivo e falta de penetração na raiz também ajudam a minimizar o nível de tensões localizadas na solda e, desta forma, a chance de fissuração.

A liberdade de escolha de **processos de soldagem** é muitas vezes limitada por considerações práticas e econômicas. Exigências de propriedades mecânicas, particularmente tenacidade, podem forçar a utilização de um dado processo em lugar de outro. De uma maneira geral, processos que usam elevada energia de soldagem, como a soldagem a arco submerso e por eletroescória, apresentam menor risco de fissuração pelo hidrogênio. Na soldagem com eletrodo revestido de juntas de pequena espessura de aço baixo carbono, eletrodos celulósicos e rútilicos são comumente usados. Por outro lado, para aços ligados e aços de alta resistência mecânica, eletrodos básicos são mais utilizados pois estes podem garantir menor quantidade de hidrogênio na soldagem. Estes, contudo, são altamente higroscópicos e exigem cuidados especiais para a sua armazenagem e uso para evitar que absorvam umidade. Em geral, cuidados devem ser tomadas para evitar a contaminação de consumíveis ou do metal base com umidade, óleos ou graxa, pois estas substâncias podem fornecer hidrogênio à solda.

Finalmente, a fissuração por hidrogênio pode ser controlada pelo **pré-aquecimento** da peça a ser soldada. Esta medida reduz a velocidade de resfriamento, possibilitando a formação de uma estrutura menos dura na ZTA e propiciando um maior tempo para que o hidrogênio escape da peça antes que se atinja as temperaturas de fragilização por este elemento. O pré-aquecimento pode ser uniforme em toda a peça ou, mais comumente, ser localizado, na região da junta. Neste caso, deve-se garantir que uma faixa suficientemente larga do material seja aquecida até uma temperatura adequada (por exemplo, 75 mm de cada lado da junta).

Em casos particularmente sensíveis à fissuração, a junta ou toda a peça pode ser mantida aquecida após a soldagem (**pós-aquecimento**). Este procedimento permite que o hidrogênio escape da região da solda, reduzindo, assim, a chance de formação de trincas. Para ser efetivo, temperaturas superiores a 200°C e tempos relativamente longos (superiores a 2 horas) devem ser usados e o resfriamento final, até a temperatura ambiente, deve ser lento.

7.6. Decoção Lamelar

A decoção lamelar, ou trinca lamelar, é uma forma de fissuração que ocorre no metal base (e às vezes na ZTA), em planos que são essencialmente paralelos à superfície da chapa. Estas trincas ocorrem tipicamente em soldas de vários passes em juntas em T feitas em chapas ou placas laminadas de aço com espessura entre cerca de 12 e 60mm. Foram observadas na construção de prédios e pontes de estrutura metálica e na fabricação de vasos de pressão, navios, estruturas "off-shore" e caldeiras e equipamento nuclear.

Na análise macrográfica, a trinca lamelar apresenta uma aparência típica em degraus, figura 7.12. Esta aparência está associada com o seu mecanismo de formação, que está ligado à decoção ou fissuração de inclusões alongadas, quando o metal base é submetido a tensões de tração no sentido da espessura (direção Z). Os vazios formados crescem e se unem por rasgamento plástico

da matriz entre as inclusões ao longo de planos horizontais e verticais, resultando na sua morfologia característica.

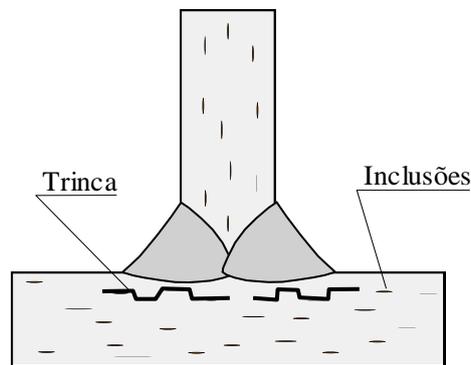


Figura 7.12. Desenho esquemático do aspecto de trincas lamelares em uma junta em T.

As características das inclusões não metálicas no metal base é a variável de maior influência na formação da trinca lamelar. Como resultado do processo de laminação, uma chapa ou placa de aço possui uma certa quantidade de inclusões alongadas. Inclusões de sulfeto e, em menor grau, as inclusões de silicato são os tipos mais deformáveis e, portanto, capazes de se apresentarem numa forma alongada. Estas inclusões prejudicam fortemente a ductilidade na direção Z, tendo um efeito muito menor nas outras direções.

Assim, a medida mais comum para evitar a formação de trincas lamelares é o uso de um metal base com boas propriedades na direção Z, em juntas que apresentam condições favoráveis à sua formação. Isto é conseguido principalmente pela redução do teor de enxofre no aço e/ou pela adição de certos elementos de liga que tendem a tornar as inclusões menos deformáveis.

O ensaio de tração de um corpo de prova retirado na direção Z pode ser utilizado para avaliar a sensibilidade à decoesão de um aço, sendo a redução de área (RA) o parâmetro mais usado nesta avaliação. Considera-se comumente que, se RA for superior a 30%, o material não é sensível ao problema; se RA estiver entre 20 e 30%, o material é pouco sensível e, finalmente, para RA inferior a 20%, o material é considerado fortemente sensível.

Outras medidas para minimizar a ocorrência de trincas lamelares são baseadas principalmente em mudanças no projeto da junta ou no procedimento de soldagem. Exemplos de mudanças no projeto da junta compreendem:

- ❑ redução do volume de metal depositado por mudança da geometria da junta (figura 7.13 - a e b),
- ❑ redução do nível de tensões na direção z por troca da peça a ser chanfrada ou por alteração da configuração da junta (figura 7.13 - c e d),
- ❑ substituição local da chapa laminada por um material insensível ao problema, por exemplo, uma peça forjada (figura 7.13 - e).

Além dessas, alguns cuidados relacionados com o procedimento podem ser indicados na soldagem de juntas com elevado risco de decoesão lamelar:

- ❑ martelamento entre passes (quando permitido),

- utilização de eletrodo de menor limite de escoamento,
- soldagem com processo de baixo hidrogênio e
- "amanteigamento" (deposição de uma camada de solda), na região de alto risco, com um material de alta ductilidade antes da soldagem propriamente dita.

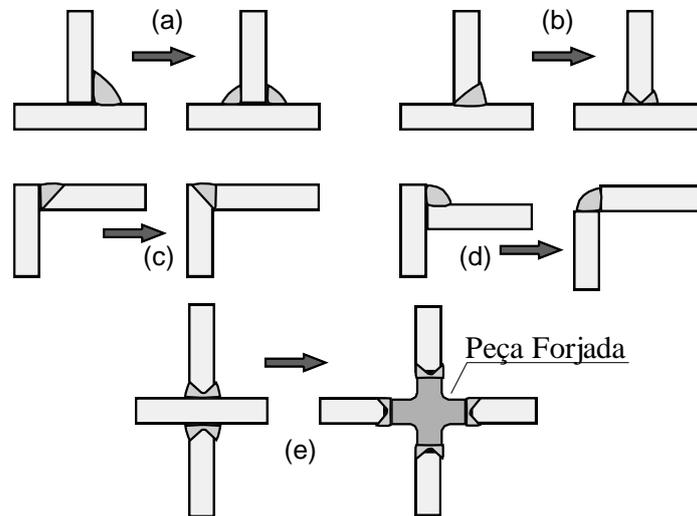


Figura 7.13. Exemplos de técnicas baseadas no projeto da junta usadas para minimizar a ocorrência de decoesão lamelar.

7.7. Tipos de Fissuração em Serviço

Inúmeros fatores podem levar ao aparecimento de trincas em uma junta soldada nas etapas posteriores de um processo de fabricação ou durante o uso (serviço) desta. Durante a fabricação, trincas podem ser formadas em uma junta em função de solicitações mecânicas excessivas devido a um processamento inadequado. Absorção de um elemento nocivo, como hidrogênio, durante a deposição de camadas protetoras por método eletroquímico, pode causar a fragilização do material e a formação de trincas.

Trincas de reaquecimento (ou **trincas de alívio de tensão**) podem ser formadas durante tratamentos térmicos pós-soldagem (a temperaturas entre cerca de 450 e 700°C) em alguns materiais, particularmente aços Cr-Mo-V e aços inoxidáveis austeníticos. Um tipo similar de fissuração pode, também, se desenvolver em juntas soldadas, após vários anos de serviço a temperaturas em torno de 300 a 400°C, em usinas térmicas, químicas ou em refinarias. Trincas de reaquecimento ocorrem, em geral, na ZTA, região de crescimento de grão, e propagam ao longo dos contornos de grão austeníticos (no caso de aços estruturais ferríticos, os contornos dos grãos austeníticos que existiam quando o material estava submetido a alta temperatura).

Juntas soldadas de materiais dissimilares, em equipamentos submetidos a temperaturas elevadas, podem desenvolver, também, trincas de **fadiga térmica** devido a tensões que aparecem em função de diferenças nos coeficientes de expansão térmica dos materiais.

Trincas de fadiga são causadas por esforços mecânicos variáveis. A fadiga de um material é um fenômeno progressivo, que se inicia em regiões localizadas, nas quais existe, em geral, um entalhe qualquer, originário de projeto ou do processo de fabricação, capaz de causar uma concentração de tensões. Em juntas soldadas, mordeduras, falta de penetração na raiz, trincas

pré-existentes e outras descontinuidades podem desempenhar este papel e acelerar o aparecimento da trinca de fadiga. A figura 7.14 compara o efeito da presença de porosidade nos limite de resistência mecânica e à fadiga de soldas de aço baixo carbono. Pode-se observar que a porosidade tem um efeito mais pronunciado na fadiga do que na resistência ao carregamento estático. Por exemplo, enquanto uma perda da área na seção da solda de cerca de 10% devido a porosidade reduz o limite de resistência aproximadamente da mesma quantidade, a resistência à fadiga é reduzida cerca de 50%.

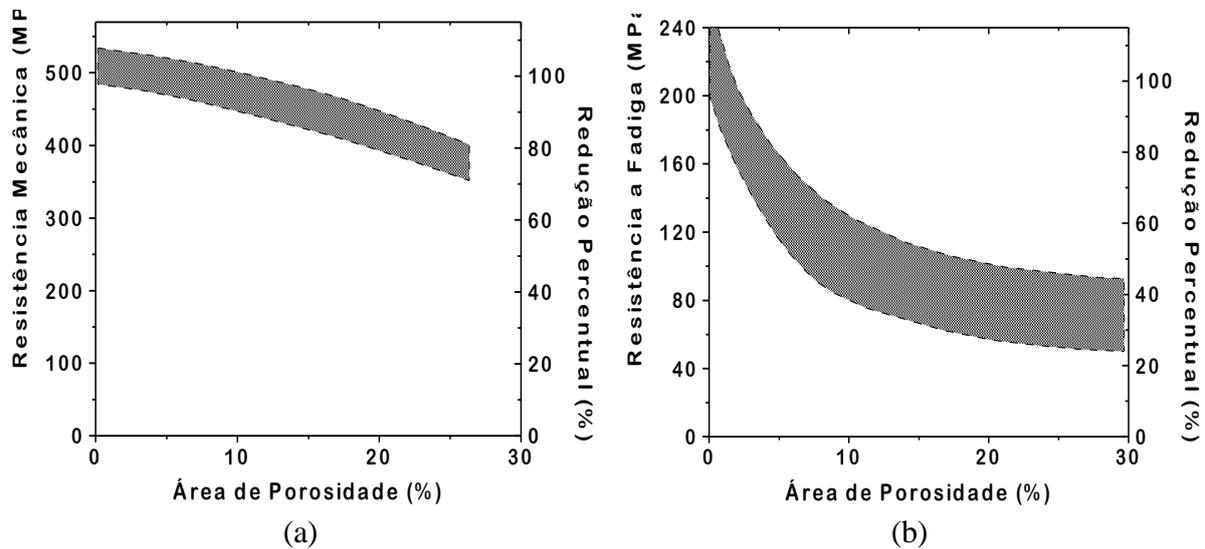


Figura 7.14. Redução do limite de resistência mecânica (a) e na resistência à fadiga (b) devido à presença de porosidade em soldas de aço de baixo carbono^(7.5)

A trinca de fadiga se propaga lentamente por um período de tempo até atingir um tamanho crítico, quando a ruptura final tende a ocorrer de forma rápida e, em geral, inesperada e com consequências desastrosas. Devido às suas características, particularmente à possibilidade de ruptura inesperada com tensões nominais abaixo do limite de escoamento, a possibilidade da ocorrência de fadiga é uma consideração fundamental no projeto e fabricação de vários componentes soldados. A figura 7.15 mostra a macrografia de uma junta soldada, parte de um braço de uma escavadeira, que se em serviço devido a formação de uma trinca de fadiga. A trinca se iniciou na raiz da solda devido a um entalhe resultante de um desalinhamento dos componentes da junta (seta). Devido a este entalhe, o desenvolvimento da trinca de fadiga foi fortemente abreviado, levando à falha do componente após poucos meses de serviço.

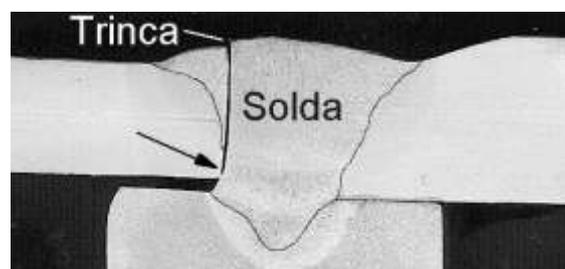


Figura 7.15. Trinca de fadiga formada a partir de um entalhe na raiz da solda (seta). A junta era parte de um braço de escavadeira que falhou em serviço.

Trincas de corrosão sob tensão (CST) podem aparecer em soldas de diferentes materiais quando estes estão tensionados e em contato simultâneo com um dado ambiente corrosivo. Este problema não é específico de juntas soldadas, mas, nestas, a sua ocorrência é facilitada pela presença de um nível elevado de tensões residuais (ver capítulo 4). Além disto, as alterações microestruturais causadas pela soldagem podem tornar o material mais sensível à corrosão sob tensão do que o metal base em um dado ambiente. As trincas de CST tendem a se formar após um período de incubação que pode ser mais ou menos longo e propagar de forma relativamente rápida (em comparação, por exemplo, com a fadiga). Numerosas trincas altamente ramificadas tendem a se formar.

Na região da solda, as tensões residuais podem atingir um valor próximo ao limite de escoamento do material e, em geral, superior ao limite mínimo para a formação de trincas de corrosão sob tensão. Em alguns casos, a formação de trincas pode ser reduzida ou inibida pelo controle do procedimento de soldagem. Por exemplo, a fissuração em aço carbono em ambiente de H_2S necessita de um nível de tensão relativamente elevado e o problema pode ser controlado limitando-se a dureza da solda a valores inferiores a 200 Brinell. Em muitos casos, um tratamento térmico de alívio de tensões pode ser realizado após soldagem para reduzir a chance de ocorrência de corrosão sob tensão.

A figura 7.16 mostra trincas de CST formadas em uma chapa de aço inoxidável austenítico que fazia parte da camisa de água da abóboda de um forno. As trincas se iniciaram a partir do lado da chapa em contato com a água. Soldas colocadas como uma tentativa de fechar algumas trincas possivelmente aceleraram o processo. Para maiores informações sobre CST podem ser encontradas no capítulo 8.

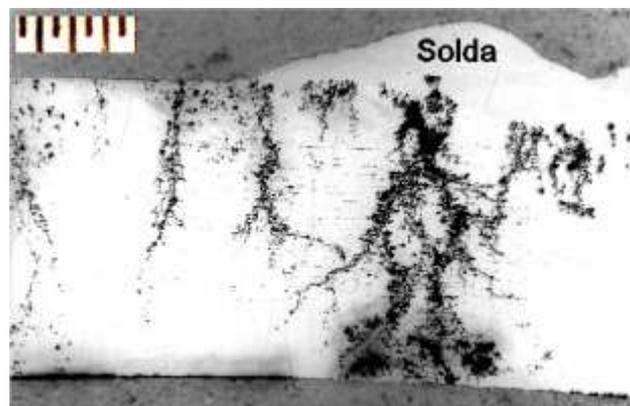


Figura 7.16. Trincas de corrosão sob tensão em uma chapa de aço inoxidável austenítico.

7.8 – Ensaio de Fissuração

Um grande número de trabalhos tem sido realizado há várias décadas para a compreensão e a caracterização das diversas formas de fissuração que podem ocorrer em uma solda. Aspectos como a influência da composição química da solda ou do metal base, dos parâmetros de soldagem e dos níveis de tensão têm sido estudados. Por outro lado, a tendência de uma trinca se formar em um dado componente soldado é um evento complexo que depende de inúmeros fatores, vários deles de difícil caracterização. Como consequência, um grande número de ensaios de fissuração (ou de soldabilidade) tem sido desenvolvido por diferentes autores.

Alguns ensaios foram desenvolvidos para avaliar uma forma de fissuração em uma dada aplicação bem específica. Estes ensaios tentam reproduzir com uma montagem, em geral, de pequenas dimensões, as condições existentes na estrutura soldada de interesse. Vários ensaios fornecem resultados apenas qualitativos (do tipo “trinca/não trinca”). Outros ensaios fornecem resultados quantitativos, contudo, na maioria dos casos, estes resultados não podem ser usados diretamente para prever se trincas poderão se formar durante a soldagem de uma estrutura real. Apesar destas limitações, ensaios de fissuração são usados em diferentes aplicações, por exemplo, incluindo a seleção de materiais para soldagem, o desenvolvimento de um procedimento de soldagem, a homologação de consumíveis de soldagem e estudos mais acadêmicos dos mecanismos que controlam uma certa forma de fissuração.

Alguns ensaios são bastante simples, podendo ser realizados em qualquer oficina e com equipamentos ou ferramentas de baixo custo. Consistem em realizar uma solda em uma junta simples e, depois, rompê-la de alguma forma e examinar a superfície de fratura para se determinar a presença de descontinuidades de soldagem, inclusive trincas. Devido à sua simplicidade, os **ensaios em juntas simples** são comumente requeridos em normas de fabricação ou em especificações de consumíveis de soldagem.

Outros ensaios utilizam uma junta especial capaz de gerar, na solda, tensões transientes e residuais que podem levar à formação de trincas. Como as tensões se originam da própria montagem, este tipo de ensaio é comumente chamado de **ensaio auto-restringido**. Finalmente, existem ensaios nos quais a sollicitação é imposta por um dispositivo externo que aplica uma carga ou deformação controlada ao corpo de prova, durante ou após a soldagem. São conhecidos como **testes com restrição externa**. A tabela 7.I lista alguns dos ensaios de fissuração citados na literatura. Uma descrição destes ensaios e de vários outros pode ser encontrada no livro de Stout e Doty^(7.6). A seguir, alguns ensaios selecionados de cada um dos tipos definidos acima serão discutidos de forma resumida.

Tabela 7.I Alguns testes de fissuração.

Testes auto-restringidos	Testes com restrição externa	Testes com juntas simples
Ensaio do cordão de solda circular	Ensaio de Implante	Teste “Nick-break”
Ensaio de Severidade Térmica Controlada (CTS).	Ensaio Varestraint	Teste de junta de filete
Ensaio Tekken	Ensaio Murex	
Ensaio Cruciforme		
Ensaio Lehigh		
Ensaio Houldcroft		

□ Ensaio CTS:

Este ensaio foi concebido para avaliar a sensibilidade de aços à fissuração (pelo hidrogênio) em condições de resfriamento que são controladas pela espessura das chapas usadas na montagem do corpo de prova e pelo número de caminhos disponíveis para o escoamento do calor de soldagem. O corpo de prova consiste de duas chapas, uma quadrada (chapa de topo, de espessura t) e a outra retangular (chapa de base, de espessura b), unidas por um parafuso de 12,5mm de diâmetro (figura 7.17). Duas soldas de teste são depositadas em cada corpo de prova. Primeiro deposita-se a solda mostrada à direita na figura 7.17. Após o corpo de prova se resfriar completamente, a solda à esquerda é depositada. Esta última apresenta condições mais favoráveis para a difusão do calor de soldagem (capítulo 3), apresentando uma maior velocidade média de resfriamento e, portanto, maior chance de vir a trincar. Após o corpo de prova permanecer por 72 horas à temperatura ambiente, três amostras metalográficas da seção transversal de cada solda de teste são retiradas e o comprimento das trincas eventualmente presentes é medido. A severidade do ensaio pode ser aumentada usando-se chapas de topo e de base de maior espessura ou, alternativamente, aumentando-se a abertura da raiz das soldas de teste pela usinagem de um pequeno rebaixo na chapa de topo ou pela colocação de uma arruela no parafuso, entre as chapas de topo e de base (ensaio CTS modificado).

O ensaio CTS é usado na Inglaterra como um teste padrão para avaliar a sensibilidade à fissuração pelo hidrogênio de aços estruturais de média e alta resistência.

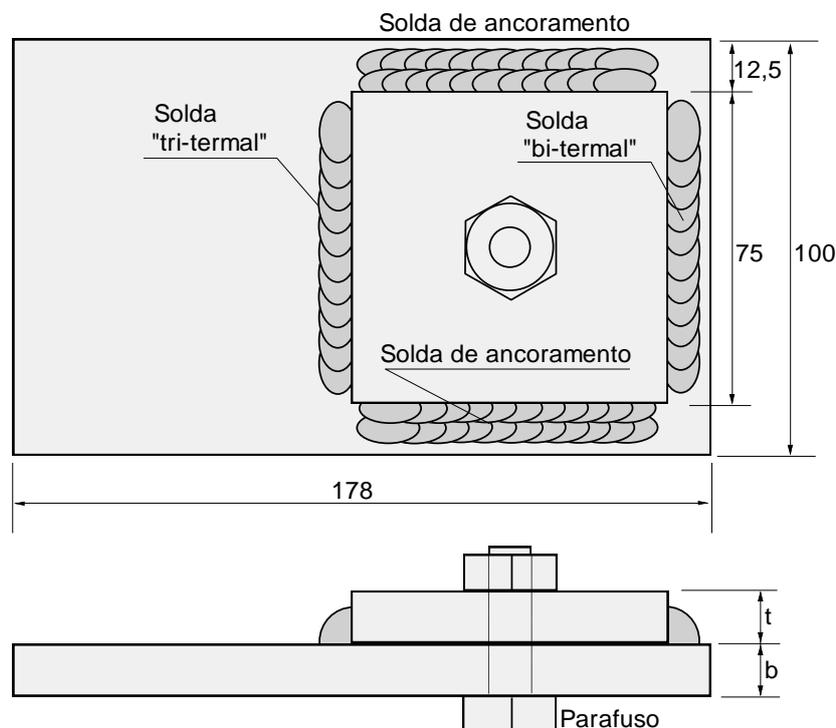


Figura 7.17. Corpo de prova do ensaio CTS (esquemático).

□ Ensaio Tekken:

O ensaio Tekken foi desenvolvido no Japão, tendo se tornado um dos mais utilizados para a avaliação de problemas de fissuração pelo hidrogênio em aços estruturais de alta resistência. Esta popularidade se justifica por ser este ensaio considerado um dos mais sensíveis à fissuração pelo hidrogênio, por permitir a avaliação e medição de seus resultados de uma forma relativamente simples e por apresentar uma razoável repetibilidade de resultados. A figura 7.18 ilustra o corpo de prova usado neste ensaio. A solda de teste (de um único passe) é realizada na parte central do corpo de prova de cerca de 80mm. Decorrido um período de tempo após a soldagem, usualmente 48 horas, amostras metalográficas são retiradas da seção transversal da solda de teste e a presença ou não de trincas é observada. As trincas são observadas principalmente na raiz da solda, tanto na ZTA como na ZF.

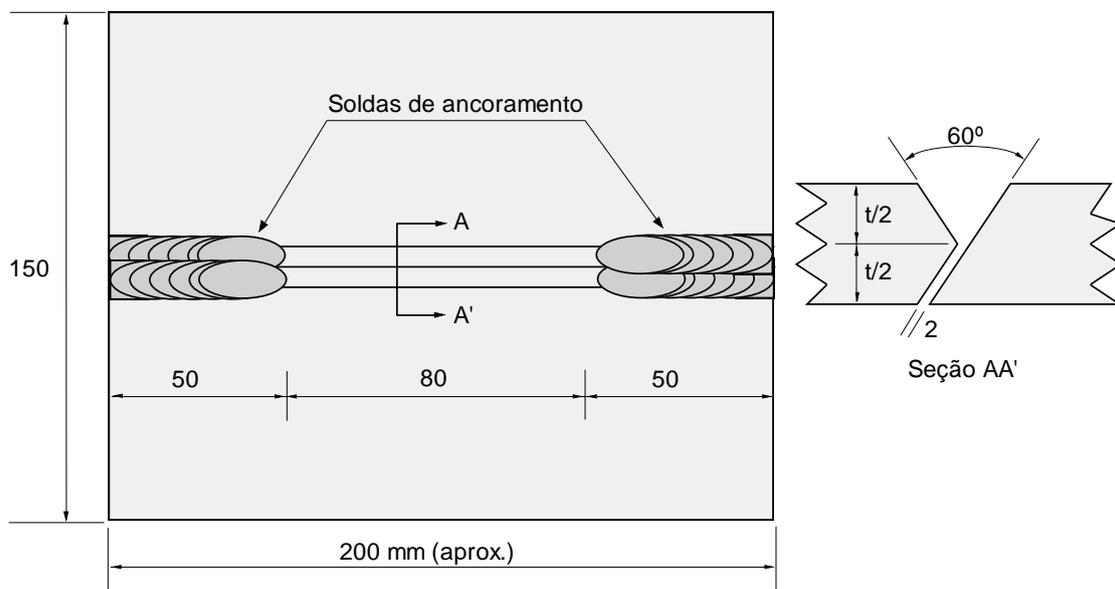


Figura 7.18. Corpo de prova do ensaio Tekken (esquemático). t – espessura.

□ Ensaio Houldcroft:

O ensaio Houldcroft foi desenvolvido para avaliar a sensibilidade à fissuração na solidificação em chapas finas. Neste ensaio, uma série de entalhes de profundidade variável é feita nos dois lados do corpo de prova de forma a desenvolver um grau de restrição variável ao longo deste (figura 7.19). A soldagem é feita usualmente com o processo GTAW, sem metal de adição, em condições de soldagem que permitam a obtenção de um cordão de penetração total e é feita da região de maior restrição (menores entalhes) para a de maior restrição. O resultado do ensaio é expresso como o comprimento da trinca formada.

□ Ensaio de Implante:

O ensaio de implante foi desenvolvido pelo Institut de Soudure (França) como um método para se obter informações quantitativas sobre a sensibilidade à fissuração pelo hidrogênio. O ensaio utiliza uma pequena barra (implante) do material que será testado e que é colocada em um furo com ajuste folgado feito em uma chapa auxiliar (figura 7.20). O implante tem um diâmetro de 6 a 8mm e um entalhe de 1mm de profundidade colocado em posição tal que este fique localizado

na ZTA, na região de crescimento de grão, após a soldagem do conjunto. Para facilitar o posicionamento do entalhe nesta região, pode-se usar alternativamente uma rosca na extremidade do implante que será colocada no furo. Um cordão de solda é depositado sobre a chapa de teste e o implante. Após a soldagem, uma carga constante de tração é aplicada na barra e o tempo para a ruptura é registrado. Desta forma, variando-se a carga em uma série de testes é possível determinar a curva de tempo de fratura em função da carga aplicada para o material e as condições de soldagem testadas.

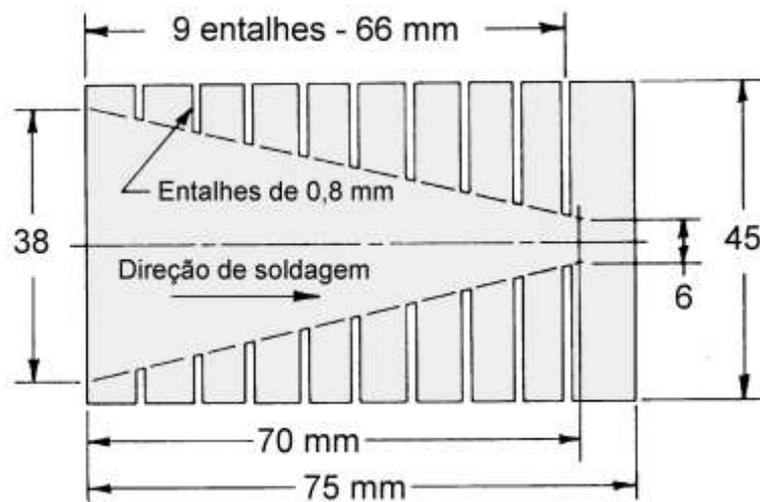


Figura 7.19. Diagrama do corpo de prova usado no ensaio Houldcroft (dimensões aproximadas).

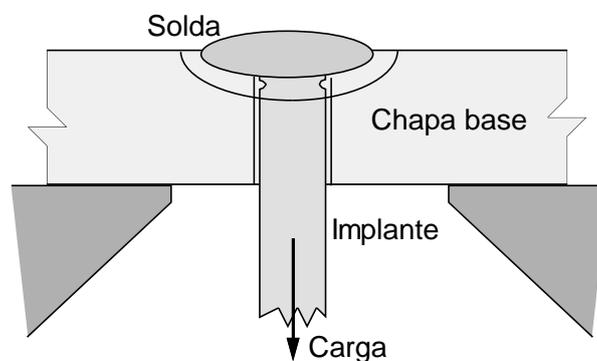


Figura 7.20. Esquema do ensaio de implante.

O ensaio de implante foi modificado por alguns pesquisadores^(7.7) para permitir o seu uso no estudo da fissuração ao reaquecimento. Para esta aplicação, é ainda necessário, além do sistema de aplicação de carga, de um sistema para o aquecimento do conjunto (um forno), o qual é usado para simular o tratamento térmico pós soldagem, e de um sistema de monitoração que é usado para o acompanhamento da evolução da temperatura e da carga sobre o implante durante o tratamento térmico. Em lugar de se trabalhar com uma carga constante, é preferível, para este tipo de ensaio, a aplicação de uma deformação constante e a monitoração do alívio da carga durante o tratamento térmico. A figura 7.21 mostra, de uma forma esquemática, um dispositivo para o ensaio de implante modificado^(7.8). Uma descrição do ensaio de implante para avaliação da

sensibilidade à fissuração pelo hidrogênio de soldas pode ser encontrada, por exemplo, na norma francesa NF A 89-100.

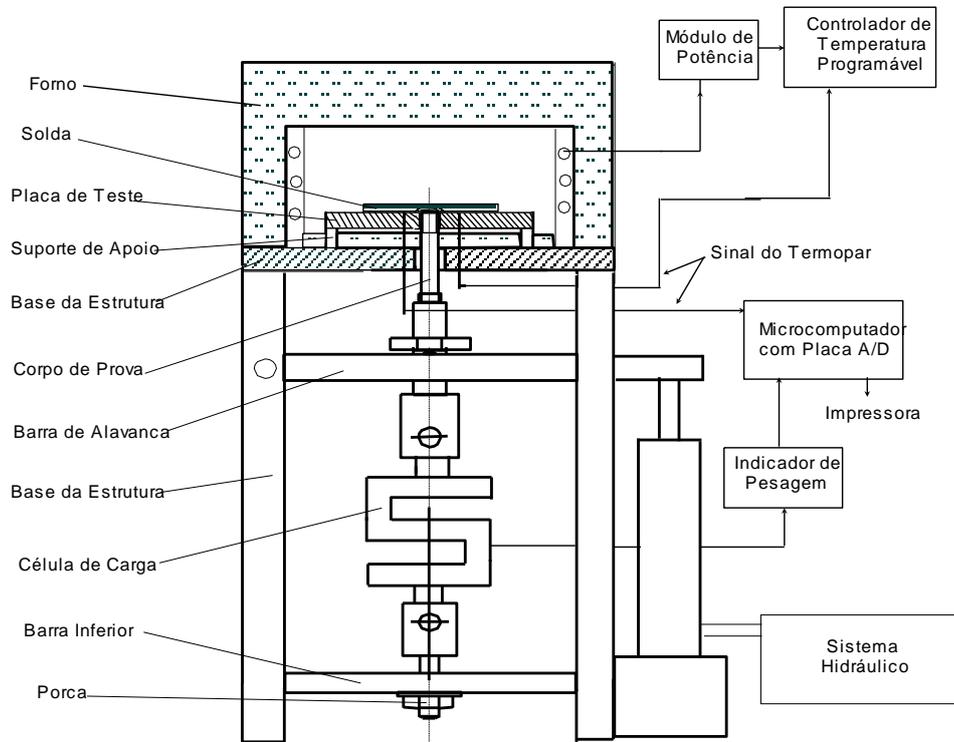


Figura 7.21. Diagrama de uma montagem para o ensaio de implante modificado^(7.8).

□ Ensaio Varestraint:

O ensaio Varestraint foi desenvolvido por Savage e Lundin^(7.9) para avaliar quantitativamente a influência do metal base e de outras variáveis do processo de soldagem na tendência de formação de trincas de solidificação. Neste ensaio, um nível definido de deformação é aplicado a um corpo de prova durante a sua soldagem e a quantidade de trincas formadas em torno da poça de fusão naquele instante é, posteriormente, medida. A deformação é aplicada forçando o corpo de prova a se dobrar, durante a soldagem, sobre uma matriz de dimensões conhecidas (figura 7.22). A quantidade de deformação na face da solda é dada por:

$$\varepsilon = \frac{t}{2R} \quad (7.2)$$

onde **t** é espessura do corpo de prova e **R** é o raio de curvatura da matriz. Assim, a quantidade de deformação aplicada no teste pode ser alterada simplesmente mudando-se a matriz.

A figura 7.22 ilustra a montagem e o procedimento do ensaio. O corpo de prova (por exemplo, uma chapa de 50x305mm) é montado em balanço sobre o matriz de dobramento. A soldagem é iniciada no ponto **A** continuando em direção do ponto **C**. Quanto a poça de fusão atinge o ponto **B**, o sistema de dobramento é acionado, forçando o corpo de prova a se dobrar sobre a matriz. A região da solda, próxima do ponto **B**, é posteriormente examinada em uma lupa (aumentos de 40 a 80X) para a determinação da presença de trincas. O resultado do ensaio pode ser registrado, em função da deformação aplicada (equação 2) e de outras variáveis do processo, através de diversos

parâmetros como, por exemplo, o número de trincas, o tamanho da maior trinca observada ou o tamanho total das trincas (soma dos comprimentos de todas as trincas observadas).

Uma descrição mais detalhada do ensaio Varestraint e de seu procedimento de execução podem ser encontrados na norma AWS B 4.0^(7.10).

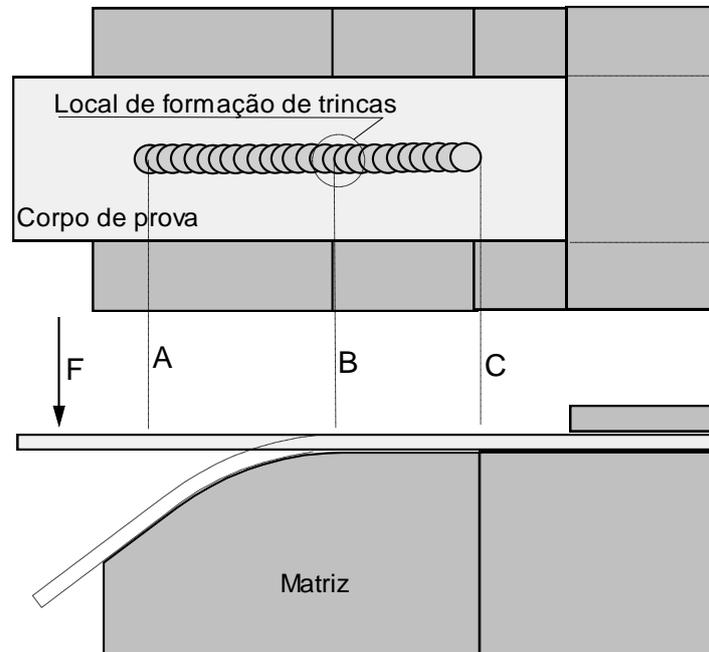


Figura 7.22. Diagrama da montagem e procedimento de execução do ensaio Varestraint.

□ Ensaio “Nick Break”:

O ensaio “Nick Break” é uma forma simples de se avaliar a presença de descontinuidades (porosidade, inclusões ou trincas) em uma solda de topo. O corpo de prova é retirado do material soldado tendo, por exemplo, um comprimento de 230mm e uma largura igual a 25mm (figura 7.23). Entalhes são feitos em ambos os lados da solda e o corpo de prova é dobrado até se romper na seção entalhada. A superfície de fratura é, então, inspecionada para se determinar a presença de descontinuidades na solda. O ensaio “Nick Break” é usado, por exemplo, na norma API 1104^(7.11) para a qualificação de procedimentos de soldagem e de soldadores.

□ Ensaio de Filete:

Este ensaio é usado para avaliar o desempenho de um consumível de soldagem ou verificar a seleção adequada de parâmetros e técnica de soldagem para produzir soldas isentas de descontinuidades em juntas de filete. Sua execução é similar a do ensaio anterior. Consiste na deposição de uma pequena solda de filete, a sua ruptura pela raiz (figura 7.24) e o exame da superfície de fratura para avaliar a presença de porosidade, falta de penetração e outras descontinuidades. Este ensaio é descrito na norma AWS B 4.0^(7.10).

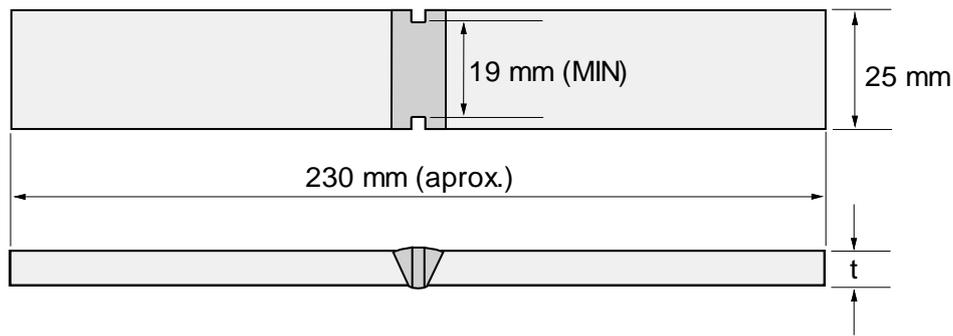


Figura 7.23. Corpo de prova do ensaio “Nick Break”.

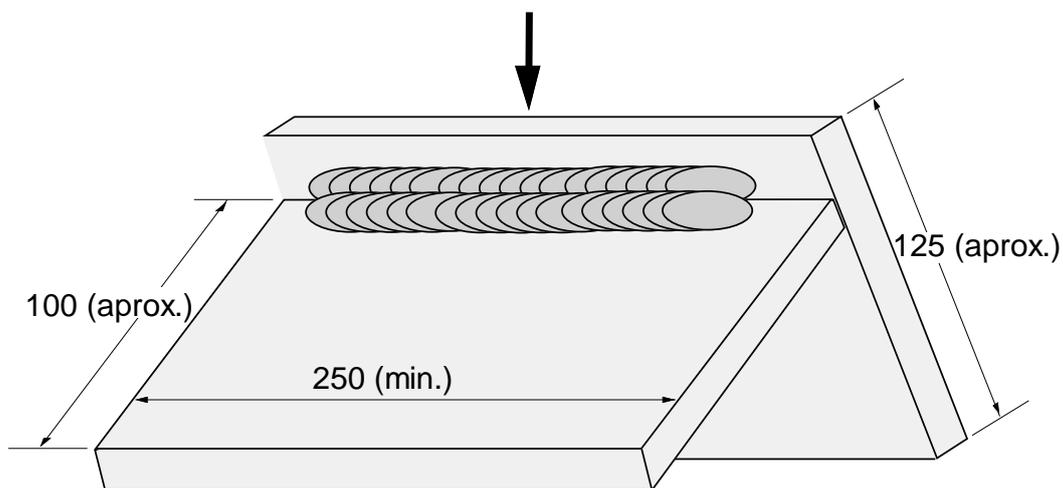


Figura 7.24. Corpo de prova do ensaio de filete (dimensões em mm). Seta – local de aplicação da carga para a ruptura do corpo de prova.

7.9 - Referências Bibliográficas:

1. HEMSWORTH, B., BONISZEWSKI, T., EATON, N.F. "Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys", Metal Construction and British Welding Journal, Fev. 1969, pp. 5-16.
2. MACHADO, I.G., KISS, J.F. "Mecanismo e natureza das trincas de solidificação nas soldas, partes I e II", Tecnologia de Soldagem, Associação Brasileira de Soldagem, São Paulo, 1980, pp. 1-30.
3. LANCASTER, J.F. Metallurgy of Welding, 4ª Ed., George Allen & Unwin, Londres, 1987, 361p.
4. BORLAND, J.C. "Fundamentals of solidification cracking in metals. Part I", Welding and Metal Fabrication, Jan/Fev. 1979, pp. 19-29.
5. MASUBUCHI, K. Analysis of Welded Structures, Pergamon Press, London, 1980, 642p.

6. STOUT, R. D., DOTY, W. D'O. Weldability of Steels, Welding Research Council, Nova Iorque, 1978, pp. 253-269.
7. GRANJON, H., DEBIEZ, S. "Evaluation du risque de fissuration des ensembles soudées sur acier", Revue de Metallurgie, Dez. 1973, pp. 1033-1041.
8. MARTINS, F., FERRARESI, V.A., TREVISAN, R.E. "Projeto, construção e aferição de um equipamento de teste de implante modificado para o estudo de trincas de reaquecimento" Anais do XIII Congresso Brasileiro e II Congresso Ibero-americano de Engenharia Mecânica, UFMG - Belo Horizonte, 12-15 de dezembro de 1995, 1995, 4p.
9. SAVAGE, W. F., LUNDIN, C. D. "Application of the V-restraint Test Technique to the Study of Weldability", Welding Journal, 45(11), 1966, pp. 497s-503s.
10. AMERICAN WELDING SOCIETY Standard Methods for Mechanical Testing of Welds, ANSI/AWS B4.0-77, Miami, 1977. 60p.
11. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE Standard for Welding Pipelines and Related Facilities, API STD 1104, 14^a ed., Washington, 1977. 46p.

Capítulo 8

Aspectos do Comportamento em Serviço de Soldas

8 - ASPECTOS DO COMPORTAMENTO EM SERVIÇO DE SOLDAS

8.1 - Introdução

Um componente mecânico, soldado ou não, pode, em resposta às solicitações a que é submetido, sofrer processos que levam à impossibilidade deste desempenhar de forma adequada as suas funções (isto é, levam à sua **falha**). Em muitos casos, pode-se considerar que a falha se desenvolve em duas etapas: (I) Por diferentes mecanismos, ocorre uma redução progressiva da seção do componente, de forma localizada ou não, ou a formação e crescimento estável de uma trinca. (II) Quando a trinca ou a redução de espessura atinge um valor crítico para as condições normais de operação ou ocorre uma sobrecarga (acidental ou não), o componente sofre a sua falha final, a qual pode ser por: (a) fratura (quebra), (b) deformação plástica, (c) vazamento (em tubulações e vasos de contenção), (d) instabilidade sob compressão (flambagem) e (f) deformação ou fratura por fluência (para componentes que trabalham a temperaturas elevadas). Como mecanismos mais usuais responsáveis pela primeira etapa (perda de espessura ou crescimento estável de trinca) podem-se citar: (a) fadiga, (b) diferentes formas de corrosão, (c) abrasão e erosão, (d) fluência, (e) corrosão sob tensão e (f) mecanismos resultantes da interação de dois ou mais dos anteriores (por exemplo, fadiga sob corrosão).

As estruturas soldadas são construídas para desempenhar alguma função por um certo período de tempo. A soldagem, contudo, pode ser considerada, em muitos casos, como uma "agressão" ao material. Esta gera alterações localizadas de microestrutura, propriedades e, frequentemente, descontinuidades tanto físicas como metalúrgicas; tudo isto podendo afetar negativamente o comportamento geral da estrutura em serviço. A diferença de propriedades entre o metal de base e a região da solda depende das características dos materiais envolvidos, do processo de soldagem, do procedimento operacional e da sua execução. Na soldagem por fusão, as alterações de microestrutura e propriedades tendem a serem importantes tanto para a zona fundida como a zona termicamente afetada. Como resultado, as propriedades mecânicas podem variar de forma mais ou menos significativa ao longo da junta. Além disto, a resistência a diferentes formas de corrosão pode ser afetada e tanto a ZF como a ZTA podem ser seletivamente atacadas pelo ambiente em contato com a junta. A interação com o ambiente pode, sob a influência das tensões residuais resultantes da própria soldagem, levar à formação de trincas por corrosão sob tensão. Mesmo na ausência de efeitos metalúrgicos significativos, descontinuidades geométricas como trincas, mordeduras, poros e reforço excessivo podem reduzir a seção útil da solda ou atuar como concentradores de tensão e acelerar o desenvolvimento de trincas de fadiga ou a ocorrência de fratura frágil. Em função de todos estes aspectos, pode-se esperar que falhas tendam a ocorrer, com uma maior probabilidade, a partir da região da solda do que de outras partes de uma estrutura ou componente (figura 8.1).

A falha prematura de um componente soldado pode ocasionar grandes perdas dependendo do tipo de componente considerado e da extensão e localização do problema. Por exemplo, em uma caldeira de uma central termoelétrica podem existir milhares de soldas em tubulações e a ruptura de uma delas pode forçar a parada de toda a caldeira. Em estruturas, deficiências em uma única solda podem ser de pouca gravidade, contudo, se a solda estiver localizada em uma posição crítica, a sua ruptura pode condenar ou mesmo causar o colapso de toda a estrutura. Além disto, trincas e outras descontinuidades, mesmo localizadas em soldas consideradas menos críticas, podem crescer por processos como fadiga e eventualmente levar à falha de toda a estrutura ou componente. Existem inúmeros exemplos de falhas de estruturas e componentes soldados, alguns deles de grande porte e com resultados "espetaculares". A figura 8.2 mostra o navio

tanque MV Kurdistan após se romper em dois, próximo da costa do Canadá em março de 1979^(8.2). A parte posterior da embarcação foi recuperada, levada para um estaleiro e uma nova proa soldada a ela a um custo de cerca de 2,75 milhões de libras esterlinas e o inquérito resultante custou algo em torno de 3,3 milhões de libras, sem contar as perdas dos donos da embarcação devido à impossibilidade de usar a embarcação^(8.3). A investigação do acidente determinou que a fratura se iniciou uma solda com falta de penetração feita em uma quilha no bojo do navio (figura 8.3).

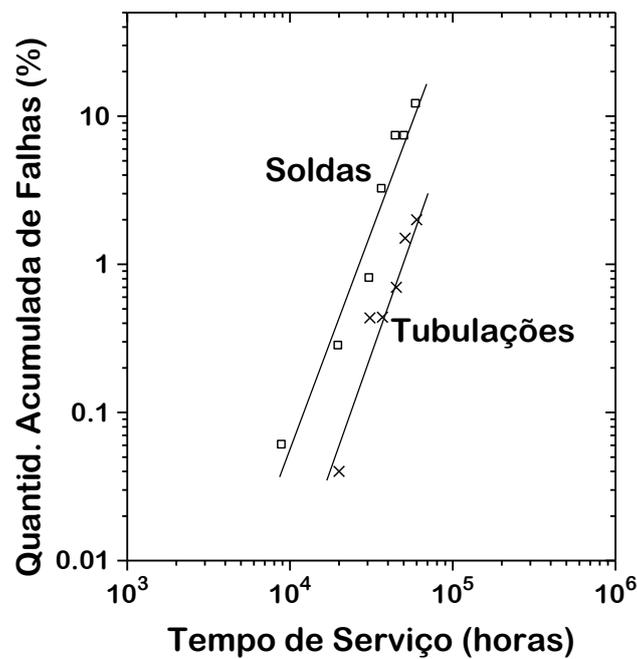


Figura 8.1. Diagrama mostrando a quantidade acumulada de falhas por fluência em tubulações de um forno reformador de vapor e metano^(8.1).

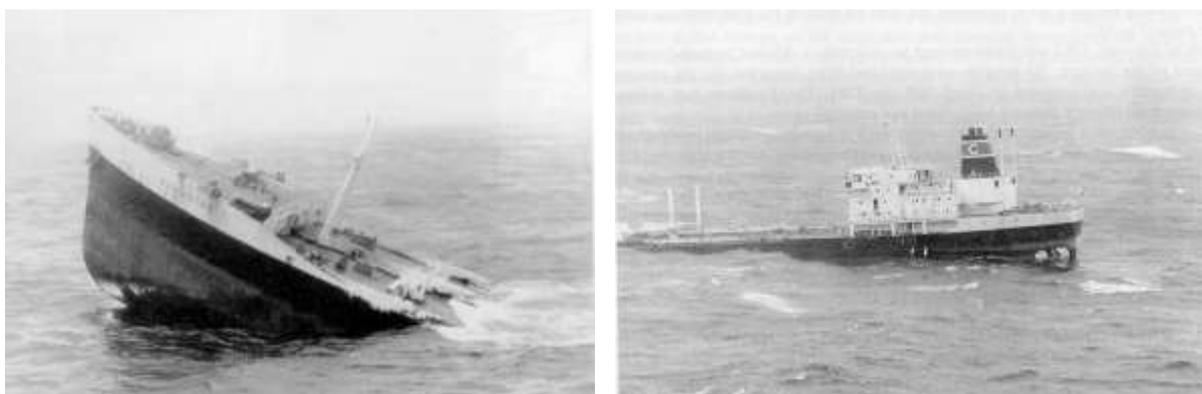


Figura 8.2. O MV Kurdistan após o seu acidente^(8.3). (a) Proa e (b) popa.

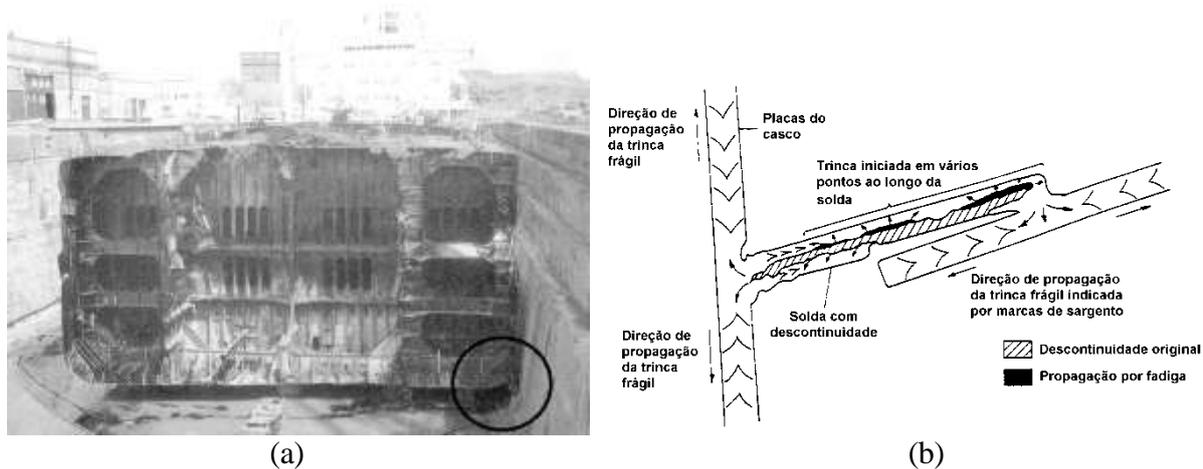


Figura 8.3. (a) Popa do navio na doca seca e (b) diagrama esquemático do local em que a falha se iniciou^(8.3). O círculo em (a) indica a localização do detalhe (b).

Assim, uma das principais razões para se tentar compreender os complexos processos físicos e metalúrgicos, que se desenvolvem durante a soldagem, é o aumento da confiabilidade das juntas soldadas através da especificação correta de materiais, procedimentos e técnicas de controle mais adequados. Uma discussão interessante de falhas de estruturas soldadas e as suas consequências pode ser encontrada, por exemplo, nas referências 8.3 e 8.4.

Neste capítulo serão discutidos alguns problemas que podem ocorrer durante a vida em serviço de um componente soldado. Contudo, em função da complexidade e extensão destes problemas, esta discussão será feita de uma forma bastante resumida e simplificada. Maiores informações podem ser conseguidas na literatura especializada citada ao final do capítulo.

8.2 - Fratura frágil

Fratura frágil é uma forma de ruptura caracterizada pela ausência de deformação plástica macroscópica. Em uma escala microscópica, esta fratura é muitas vezes caracterizada pela ruptura dos grãos ao longo de seus planos de clivagem, o que confere à superfície de fratura, um aspecto brilhante e granular típico. A possibilidade de ocorrência de fratura frágil em uma estrutura, soldada ou não, deve ser cuidadosamente considerada sob o ponto de vista de duas de suas características^(8.5):

- ❑ na presença de concentradores de tensão, a fratura pode ocorrer para tensões inferiores às correspondentes ao escoamento generalizado. Neste caso, critérios de projeto baseados em tensões médias não garantem a imunidade da estrutura quanto a este problema, e
- ❑ a trinca pode se propagar de forma instável, isto é, sem a necessidade do aumento das tensões e com uma elevada velocidade de propagação (que pode atingir cerca de 2000m/s em aços), ocasionando frequentemente graves acidentes quando ocorrem em serviço.

Em estruturas soldadas, a fratura frágil pode ter consequências ainda mais graves devido às características próprias destas estruturas (particularmente, a sua continuidade estrutural), à possibilidade de formação de entalhes (trincas, mordeduras, falta de fusão, etc) capazes de causar forte concentração de tensões, ao desenvolvimento de tensões residuais de tração junto ao cordão de solda e às alterações microestruturais na região da solda que podem causar uma importante redução de tenacidade na região.

A fratura frágil não é, em condições normais, observada em ligas com estrutura cristalina CFC (por exemplo, em ligas de níquel e em aços inoxidáveis austeníticos), mas pode ocorrer em ligas de estrutura CCC (por exemplo, nos aços estruturais comuns) e de estrutura HC. A ocorrência da fratura frágil é favorecida por:

- ❑ baixa temperatura ou elevada velocidade de deformação ou de aplicação de carga (impacto),
- ❑ espessura ou rigidez elevadas,
- ❑ presença de concentradores de tensão na forma de, por exemplo, transições bruscas de espessura ou descontinuidades de soldagem,
- ❑ material de microestrutura inerentemente frágil (por exemplo, de granulação grosseira) ou fragilizado por algum motivo, e
- ❑ elevada resistência mecânica.

Falhas por fratura frágil em estruturas de aço têm sido noticiadas desde cerca de 1850, quando o material se tornou disponível em maiores quantidades^(8.6). O mais conhecido caso de falha por fratura frágil está associado com os navios tanques e cargueiros ("Liberty Ships") fabricados por soldagem, nos Estados Unidos, durante a 2ª Guerra Mundial. Dos cerca de 5000 navios fabricados durante este período, aproximadamente 1000 navios experimentaram cerca de 1300 falhas diversas antes de abril de 1946, quando a maioria dos navios tinha menos de três anos de uso. Falhas graves, resultando na perda total do navio ocorreram em aproximadamente 250 casos e cerca de 20 navios simplesmente se partiram ao meio. Estas falhas foram estudadas por numerosos comitês que mostraram que as fraturas ocorreram de modo frágil e se originaram sempre de descontinuidades estruturais (50% dos casos), como cantos de janelas, ou originárias da soldagem ou de operações de corte (50% dos casos).

Exemplos de falha por fratura frágil foram observados em pontes (por exemplo, a "King's bridge" na Austrália, 1962), vasos de pressão, tanques de armazenamento, trocadores de calor e em navios (figuras 8.2 e 8.3), aviões e foguetes fabricados com aços de elevada resistência^(8.5-8.7). As fraturas tendem a se iniciar de descontinuidades geométricas capazes de causar concentração de tensões como, por exemplo, trincas na ZF ou ZTA, trincas de fadiga, marcas de abertura do arco, ponto do término de soldas de filete e faltas de penetração ou de fusão em soldas. Esta característica realça a importância do controle do processo de soldagem em aplicações em que existe a possibilidade de ocorrência de fratura frágil.

A análise de falhas em serviço ou fabricação e o estudo experimental e teórico deste problema demonstram que a presença de descontinuidades é essencial para a ocorrência de fratura frágil com um baixo nível de tensões. Descontinuidades de formato aproximadamente esférico são relativamente inofensivas, enquanto que descontinuidades de formato planar, como trincas e falta de fusão, são as mais perigosas. Para iniciar a propagação instável de uma fratura frágil em uma estrutura de um dado material e submetida a um certo carregamento a uma dada temperatura, uma descontinuidade precisa ter um tamanho superior a um valor crítico. Atualmente, existem metodologias que permitem a estimativa deste tamanho^(8.8 e 8.9).

Tubulações para transporte de gases comprimidos e vasos de pressão submetidos a uma rápida sobrecarga podem sofrer uma falha instável por fratura dútil, isto é, com deformação plástica macroscópica^(8.5). Esta forma de ruptura tem, como força motriz, a elevada pressão do gás e pode propagar por milhares de metros em tubulações antes de ser interrompida^(8.10).

O ensaio de impacto charpy com entalhe em V (C_V) é ainda hoje o método mais utilizado para se estimar a resistência de um material à fratura frágil. Detalhes deste ensaio podem ser encontrados

na literatura^(8.11). A figura 8.4 mostra um exemplo de resultados deste teste, em função da temperatura, para um aço de baixo carbono. Os resultados deste ensaio podem ser expresso principalmente como:

- Temperatura de transição, isto é, temperatura que caracteriza uma mudança de comportamento do corpo de prova. Diversos critérios podem ser considerados para a determinação da temperatura de transição, como, por exemplo, uma queda no valor da energia absorvida para a metade de seu valor máximo, uma certa porcentagem de fratura fibrosa (dútil) ou um valor arbitrário de energia absorvida (27J, por exemplo), e
- Valor da energia absorvida a uma certa temperatura.

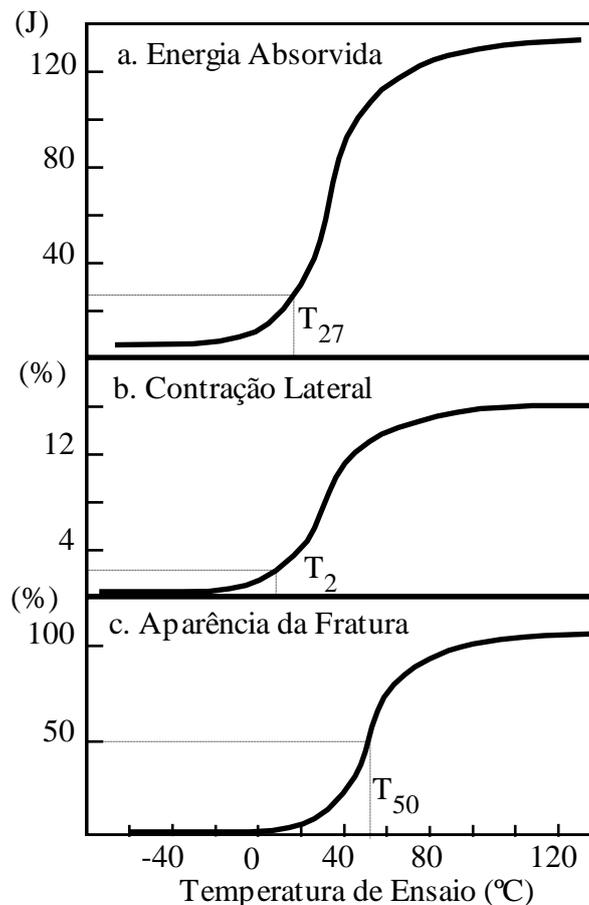


Figura 8.4. Exemplo do resultado de um conjunto de ensaios charpy em função da temperatura. (a) Energia absorvida na fratura, (b) deformação (contração) lateral do corpo de prova e (c) aparência da superfície de fratura^(8.6).

O ensaio charpy possui uma série de limitações que tornam questionável a sua utilização para a determinação da resistência à fratura frágil de uma peça. Entre as principais limitações pode-se citar:

- entalhe usinado no corpo de prova é, em geral, um concentrador de tensões menos severo do que aqueles encontrados na prática,
- corpo de prova tem uma espessura padronizada, em geral, diferente da encontrada na estrutura de interesse, e

- certos materiais, em particular aços de elevada resistência, não têm uma transição de comportamento bem marcada como os aços de baixo carbono.

Devido a estas limitações, torna-se impossível a aplicação dos resultados do ensaio C_v diretamente no projeto de uma estrutura ou componente soldado e, em geral, correlações empíricas entre estes resultados e experiências prévias para um dado material e aplicação são usadas. Este é o caso, por exemplo, do valor de 27J (20lb.ft) na menor temperatura de serviço adotado em construção naval com aço de baixo carbono. A adoção deste valor, contudo, para outros tipos de aços, como aços de baixa liga ou temperados e revenidos, e para outras aplicações não é um procedimento recomendável e pode ter efeitos desastrosos. De uma maneira geral, pode-se afirmar que a energia mínima obtida no ensaio C_v , para garantir resistência à fratura frágil em uma dada aplicação, aumenta rapidamente com o limite de escoamento do material^(8.7).

Tendo em vista as limitações do ensaio charpy, ensaios alternativos foram desenvolvidos para a avaliação da resistência à fratura frágil em condições mais próximas da realidade, pela utilização de entalhes mais severos e/ou de corpos de prova de grandes dimensões. Exemplos destes ensaios são mostrados nas figuras 8.5 e 8.6. Uma descrição geral destes ensaios e de outros pode ser encontrada na literatura^(8.6,8.12,8.13).

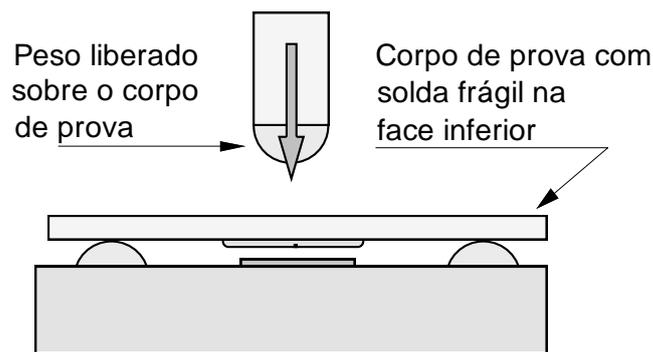


Figura 8.5. Ensaio DWT ("Drop Weight Test"). Neste ensaio, o entalhe é formado pela deposição de um cordão de solda de um material frágil, no corpo de prova, na face oposta à face onde a carga será aplicada.

Alternativamente, várias técnicas de ensaio foram desenvolvidas baseadas em uma disciplina conhecida como **Mecânica da Fratura**. Estes ensaios utilizam corpos de prova avaliam a resistência à fratura em corpos de prova contendo descontinuidades geométricas na forma de trincas. A mecânica da fratura parte da premissa de que praticamente toda estrutura fabricada pelo homem possui descontinuidades agudas e que, para analisar a tendência desta descontinuidade crescer na forma de uma trinca, algum tipo de descrição do estado de tensões (e deformações) na região junto à extremidade da descontinuidade deve ser feita^(8.14), em geral, supondo que as dimensões desta descontinuidade são muito maiores do que as características microestruturais do material de forma a poder ser considerada como localizada em um meio contínuo e isotrópico.

Assim, a ferramenta básica da mecânica da fratura são soluções da distribuição de tensões, deformações ou do fluxo de energia em corpos que contêm uma trinca e que são utilizadas para determinar algum parâmetro da região na ponta da trinca capaz de descrever o comportamento

deste corpo na fratura. A idéia central desta abordagem em problemas de engenharia é a possibilidade de comparar o comportamento de diferentes corpos de um mesmo material contendo trincas. Em particular, um corpo de prova pode ser testado em laboratório para se determinar o valor crítico de algum parâmetro que possa descrever a resistência à propagação da trinca sob certas condições específicas. Este valor pode ser, então, utilizado para determinar as combinações de carga e tamanho de trinca capazes de causar o crescimento da trinca em uma dada estrutura. Em estruturas de grande espessura de parede e/ou feitas com material de muito alta resistência mecânica, para as quais a deformação plástica durante o processo de fratura fica confinada a uma pequena região na ponta da trinca, um parâmetro comumente utilizado para estabelecer um critério para a propagação instável da trinca é o **Fator de Intensidade de Tensões Crítico** (K_{IC}). Para materiais capazes de sofrer maior deformação plástica na ponta da trinca, outros parâmetros foram desenvolvidos (por exemplo, o valor da abertura da ponta da trinca no início de sua propagação, CTOD ou δ). Uma descrição dos princípios da mecânica da fratura e dos diversos métodos de ensaio baseados nesta está além do escopo deste texto. Para maiores detalhes, o leitor deve consultar a literatura especializada^(8.14-8.16).

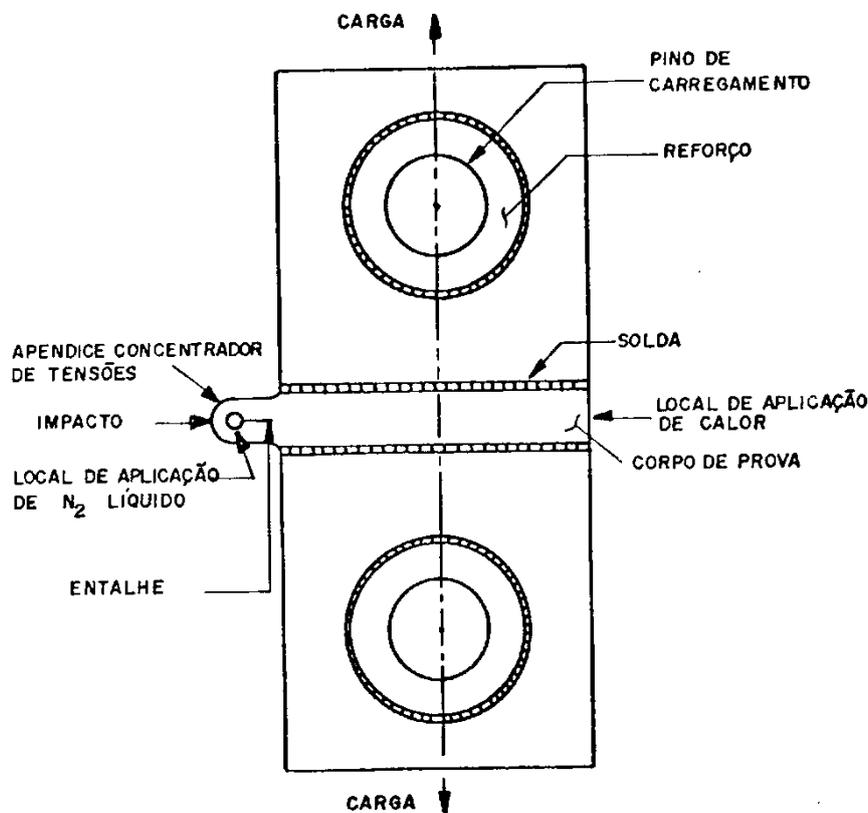


Figura 8.6. Corpo de prova do ensaio Robertson. Neste ensaio, utiliza-se um corpo de prova de grandes dimensões submetido a tensões de tração e a um gradiente de temperaturas ao longo de sua largura. O resultado do ensaio é dado em termos da temperatura do ponto onde uma trinca, gerada na parte mais fria do corpo de prova, é interrompida.

8.3 - Fratura por Fadiga

A fratura por fadiga ocorre em estruturas ou componentes submetidos à aplicação de cargas variáveis, que podem ser consideravelmente inferiores ao limite de resistência do material e que, se fossem aplicadas lentamente ou de uma forma estática, seriam insuficientes para causar a

ruptura. A fadiga é um fenômeno progressivo, que se inicia em regiões localizadas, onde existe, em geral, uma concentração de tensões originária, por exemplo, de descontinuidades resultantes do projeto ou do processo de fabricação. Na presença de solicitações flutuantes (de tração), a trinca se desenvolve progressivamente por um período de tempo. Quando esta atinge um tamanho crítico, sua propagação final pode ocorrer de uma forma rápida e inesperada. Nestas condições, as suas consequências podem ser desastrosas.

Resultados de testes de fadiga são tradicionalmente representados na forma da curva S/N ou de Wöhler (figura 8.7). Nesta curva, a tensão de ensaio (S) é representada em função do número de ciclos (N) para produzir a ruptura. Para alguns materiais, em particular os aços de baixo carbono, é possível estabelecer um **limite de resistência à fadiga** abaixo do qual o material não se rompe. Em outros materiais, este limite pode não ser observado.

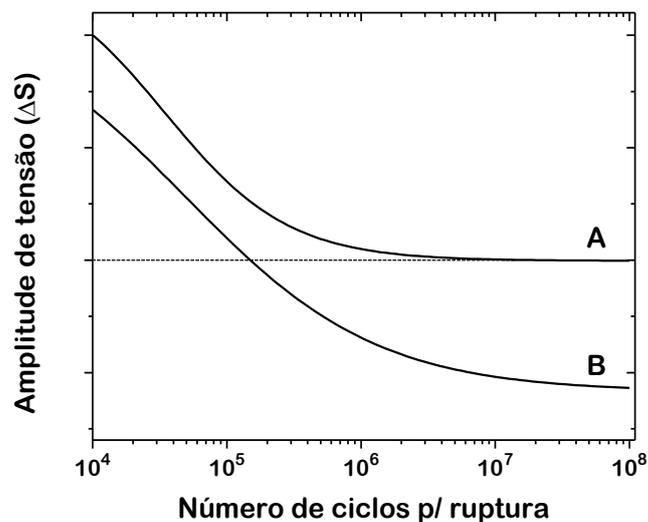


Figura 8.7. Curvas S/N para um material ferroso (a) e um não ferroso (b).

Acredita-se que a ruptura por fadiga seja responsável por cerca de 90% das falhas em serviço de componentes que sofrem uma forma ou outra de movimento^(8.17). Fadiga é uma consideração muito importante no projeto de diversos tipos de construção soldada. Por exemplo, em estruturas marinhas para a extração de petróleo, oscilações causadas pela ação de ventos e das ondas do mar devem ser consideradas no projeto do ponto de vista da ocorrência de fadiga^(8.7). A utilização crescente de aços de maior resistência mecânica observada nos últimos anos tende a aumentar ainda mais os problemas de fadiga pois, nestes materiais, o limite de resistência à fadiga não acompanha proporcionalmente o limite de escoamento. Uma discussão mais profunda da fadiga pode ser encontrada na literatura, por exemplo, na referência 8.17.

Como a trinca de fadiga tende a se iniciar em descontinuidades capazes de gerar concentrações de tensões, a presença destas precisa ser minimizada para aumentar a vida útil de peça sujeitas à fadiga. A figura 8.8 compara o efeito da presença de porosidades no limite de resistência mecânica e à fadiga em soldas de aços de baixo carbono. Pode-se observar que o efeito das porosidades é muito mais pronunciado na fadiga do que em condições de carregamento lento. Por exemplo, na figura, uma perda de área de 10% associada à porosidade resulta em uma redução de cerca de 50% no limite de resistência à fadiga.

Juntas soldadas produzem, quase sempre, concentrações de tensões capazes de reduzir o limite de fadiga da junta em comparação com um componente sem a união soldada. Juntas soldadas de topo e livres de trincas e mordeduras tendem a apresentar melhor resistência à fadiga do que juntas rebitadas ou parafusadas. Juntas de topo obtidas por soldagem por fricção ou resistência são, em geral, melhor do que aquelas feitas por soldagem a arco^(8.7). Nestas, a resistência à fadiga aumenta com o ângulo de contato do reforço da solda, podendo atingir um valor semelhante ao metal de base se o reforço for corretamente usinado e outras descontinuidades não estiverem presentes.

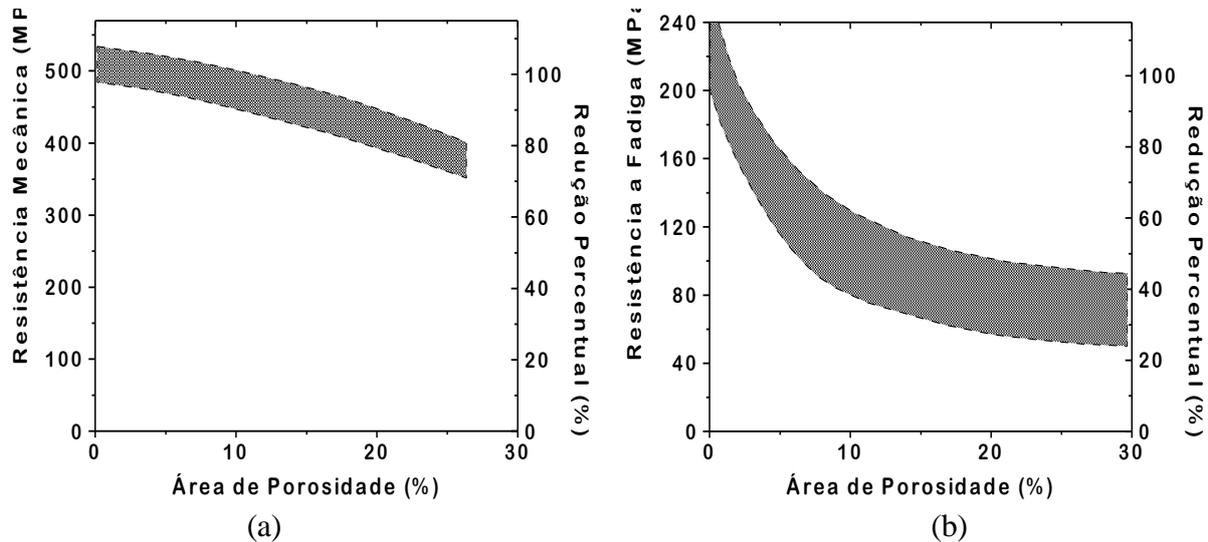


Figura 8.8. Redução no limite de resistência mecânica (a) e no limite de fadiga (b) devido à presença de porosidades em soldas de baixo carbono^(8.6).

Uma vez que produzem concentrações de tensão mais severas, soldas de filete tendem a ser mais problemáticas, do ponto de vista da fadiga, do que soldas de topo. Assim, placas soldadas de filete como um reforço para a estrutura podem reduzir drasticamente o resistência à fadiga desta. Pontos de término de soldas, particularmente em soldas intermitentes, e marcas acidentais de abertura do arco são pontos favoráveis à iniciação de trincas de fadiga. Entre as descontinuidades resultantes do processo de soldagem, trincas, mordeduras, falta de fusão e de penetração são consideradas as mais prejudiciais em juntas de topo. Quanto à sua localização, descontinuidades superficiais são, em geral, mais problemáticas do que descontinuidades internas. Valores aproximados da redução relativa nas resistências mecânica e à fadiga para juntas em T e de topo são mostrados nas figuras 8.9 e 8.10, respectivamente.

8.4 - Corrosão em juntas soldadas

Uma junta soldada apresenta geralmente uma resistência à corrosão similar ao metal de base. Contudo, variações de composição química e alterações metalúrgicas e geométricas resultantes da soldagem podem favorecer o aparecimento de problemas de corrosão em algumas situações. Para algumas combinações material e ambiente, tensões residuais de soldagem também favorecem problemas específicos de corrosão. Nestes casos, falhas prematuras e, eventualmente, catastróficas associadas com problemas de corrosão podem ocorrer em equipamentos ou estruturas, se uma seleção e controle adequados de materiais e procedimentos de soldagem não forem realizados. Uma discussão detalhada dos diferentes tipos de corrosão e seus mecanismos

pode ser encontrada na literatura, por exemplo, em (8.19). Material adicional e diretamente ligado a problemas de corrosão em juntas soldadas pode ser encontrado nas referências (8.20) e (8.21).

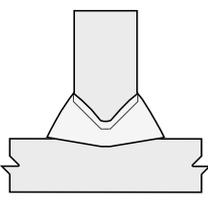
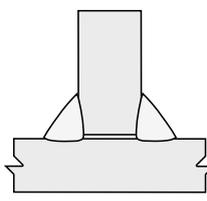
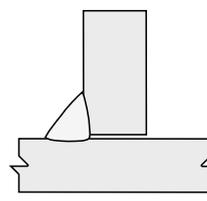
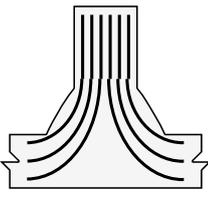
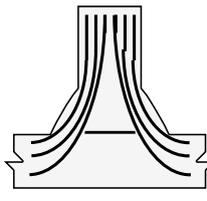
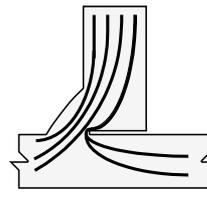
Juntas em T			
Padrões de tensões			
Resistência mecânica	100%	80%	30%
Resistência à fadiga	40%	25%	10%

Figura 8.9. Linhas de tensão e resistências mecânica e à fadiga em juntas de filete^(8.18).

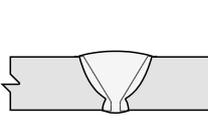
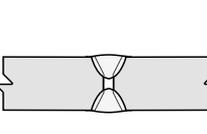
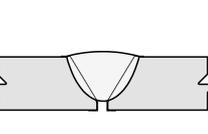
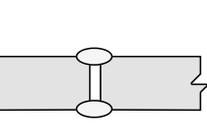
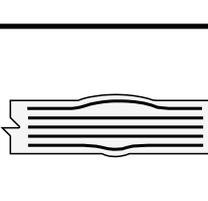
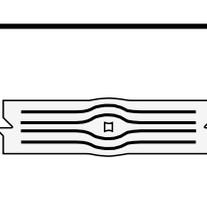
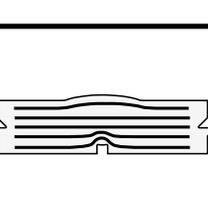
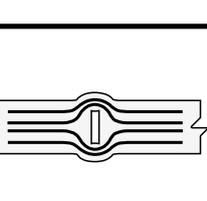
Juntas de topo				
Padrões de tensões				
Resistência mecânica	150%	85%	70%	60%
Resistência à fadiga	100%	35%	15%	10%

Figura 8.10. Linhas de tensão e resistências mecânica e à fadiga em juntas de topo^(8.18).

Problemas de **corrosão seletiva** em soldas podem tornar-se inevitáveis em certos ambientes devido a diferenças na estrutura metalúrgica e na composição da ZF e do metal de base e à presença de segregação na ZF. Devido à área relativamente pequena da região da solda, a corrosão pode se tornar particularmente importante quando a zona fundida, ou a zona termicamente afetada forem mais anódicas do que o restante da estrutura. A figura 8.11 mostra

diferentes formas de ataque seletivo que podem ocorrer em juntas soldadas. Em muitos casos, a forma predominante de ataque não é facilmente previsível. Por exemplo, juntas soldadas de aço carbono expostas à água do mar podem sofrer corrosão tanto na ZTA como na ZF e, em ambientes úmidos contendo CO₂, o ataque é, em geral, confinado à ZTA.

Consumíveis para aços carbono e C-Mn são usualmente especificados com base em suas propriedades mecânicas, com pouco ou nenhuma consideração quanto a sua resistência à corrosão. Em termos gerais, um aumento no teor de liga, principalmente Ni e Cu, na zona fundida tornará esta mais catódica do que o metal de base. Um excesso destes elementos, contudo, pode não resolver o problema ao deslocar a corrosão para regiões da ZTA. Consumíveis de soldagem capazes de fornecer cerca de 0,5%Ni e 0,5%Cu na solda são comumente utilizados para evitar a corrosão em aços C e C-Mn.

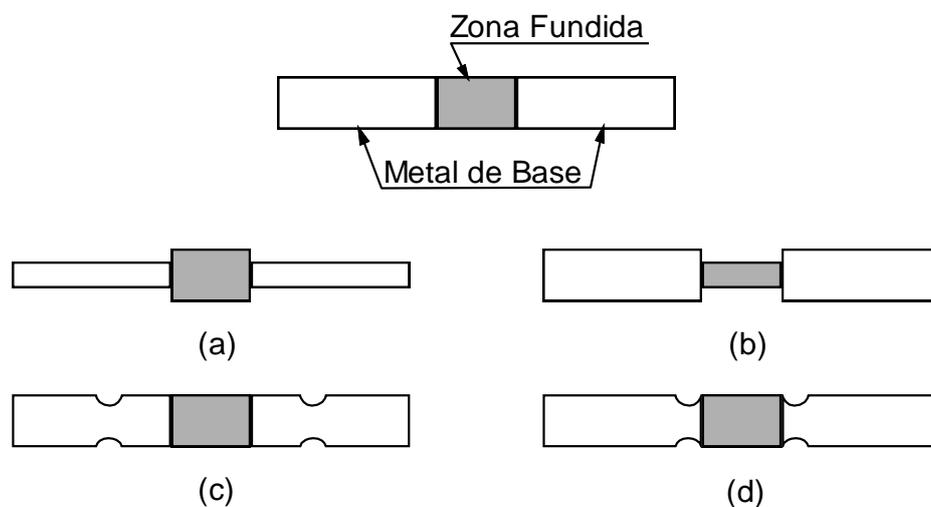


Figura 8.11. Formas de corrosão seletiva em juntas soldadas.

Aços inoxidáveis austeníticos podem sofrer corrosão preferencial da ZF em várias situações. Em ambientes contendo ácido clorídrico, que podem ser encontrados na indústria alimentícia, a ZF de um aço do tipo AISI 316 pode ser atacada seletivamente. Uma solução é aumentar o teor de molibdênio da ZF para cerca de 1% acima do teor do metal de base. Na fabricação da uréia, o vaso reator pode ser revestido internamente por soldagem com um aço do tipo AISI 316L. Se a ZF conter uma quantidade apreciável de ferrita delta, esta fase poderá ser atacada preferencialmente. Assim, neste tipo de aplicação, a quantidade de ferrita delta é geralmente limitada a um máximo de 2%. A corrosão preferencial da ferrita delta pode ocorrer, também, em associação com ácidos minerais a quente. O alumínio é útil na manipulação de ácido nítrico, mas, para as condições mais severas, a pureza deste metal deve ser elevada para se evitar o ataque seletivo na ZF, provavelmente, devido a problemas de segregação na ZF.

Ataque intergranular em regiões adjacentes à solda pode ocorrer em aços inoxidáveis como já discutido no capítulo 6. Em aços austeníticos, o problema é evitado pela utilização de metal de base de baixo teor de carbono ou, então, estabilizado. Em aços ferríticos não estabilizados, tanto carbono como nitrogênio devem ser reduzidos a nível extremamente baixos no metal de base e ZF.

Corrosão em fendas em juntas soldadas pode ocorrer de diferentes formas: em trincas ou porosidade superficiais, encrustações de escória, mordeduras, falta de penetração e em descontinuidades originárias do projeto. Assim, certos tipos de juntas, por exemplo juntas

sobrepostas, são inadequadas do ponto de vista da prevenção da corrosão em fendas. Neste caso, juntas de topo de penetração total são mais recomendáveis. Como todas as formas de ataque localizado, a corrosão em fendas não ocorre em todas as combinações de metal e ambiente.

Alguns metais são mais sensíveis do que outros, particularmente aqueles que dependem da formação de filme de óxido para a sua proteção como, por exemplo, aços inoxidáveis e alumínio. Nos casos em que esta forma de corrosão pode ocorrer, medidas utilizadas para combater este problema incluem a escolha de ligas menos sensíveis, o projeto e execução da soldagem criteriosos, de forma a evitar a formação de fendas, e uma operação cuidadosa com a utilização de manutenções periódicas de forma a manter as superfícies limpas e isentas de detritos. Do ponto de vista da seleção de materiais, esta é uma forma de corrosão particularmente problemática uma vez que pode ocorrer em ambientes que poderiam ser normalmente considerados inócuos para o material.

A ação conjunta de tensões de tração e de um ambiente agressivo pode resultar na formação de **trincas de corrosão sob tensão**. Diversos materiais são sensíveis ao problema, mas o número de combinações material/ambiente em que o problema pode ocorrer é relativamente pequeno (tabela 8.I).

Tabela 8.I Exemplos de combinações de material/ambiente sensíveis à formação de trincas por corrosão sob tensão^(8.1).

Material	Ambiente
Ligas de alumínio	Ar úmido, vapor d'água, água do mar, soluções de NaCl em H ₂ O ₂ .
Ligas de magnésio	Ácido nítrico, ambientes cáusticos, soluções de HF, ambientes costeiros.
Ligas de cobre	Amônia, hidróxido de amônia, aminas e mercúrio.
Aço carbono	Soluções de NaOH, amônia anidra, soluções de nitrato, soluções de CO/CO ₂ , soluções aquosas de cianeto e H ₂ S.
Aço inoxidável	Água do mar, soluções ácidas contendo cloretos, soluções de H ₂ S.
Ligas de níquel	Soda cáustica fundida, ácido clorídrico.
Titânio	Água do mar, ácido nítrico fumegante, solução de metanol/HCl.

A fissuração por corrosão sob tensão pode ser causada por tensões residuais resultantes de trabalho a frio, soldagem ou tratamento térmico ou tensões externamente aplicadas em serviço. As principais características desta forma de corrosão são:

- ❑ trincas ramificadas, intergranulares ou transgranulares,
- ❑ a formação das trincas necessita de uma tensão de tração (ou melhor, de um fator de intensidade de tensões, K) superior a um valor crítico,
- ❑ a fratura tem, macroscopicamente, um aspecto frágil, embora a liga seja normalmente dútil na ausência do meio agressivo,
- ❑ problema depende do estado metalúrgico do material,

- ❑ problema pode ocorrer em ambientes que, em outras situações seriam considerados fracamente corrosivos para o material e
- ❑ longos períodos de tempo (muitas vezes, anos) podem se passar antes que as trincas se tornem visíveis; contudo, uma vez formadas, as trincas tendem a se propagar rapidamente podendo resultar em uma falha inesperada do componente.

Na região da solda, as tensões residuais presentes podem atingir um valor próximo ao limite de escoamento do material e, em geral, superior ao limite mínimo para a formação de trincas de corrosão sob tensão. Isto, contudo, não é sempre verdade e, em alguns casos, a formação de trincas pode ser inibida pelo controle do procedimento de soldagem. Por exemplo, problemas de fissuração em aços em ambiente de sulfeto de hidrogênio ou em soluções aquosas de cianeto necessitam de um nível de tensão relativamente elevado e podem ser controlados limitando-se a dureza da solda. Em muitos casos, um tratamento térmico de alívio de tensões pode ser realizado após soldagem para reduzir a chance de ocorrência de corrosão sob tensão (figura 8.12).

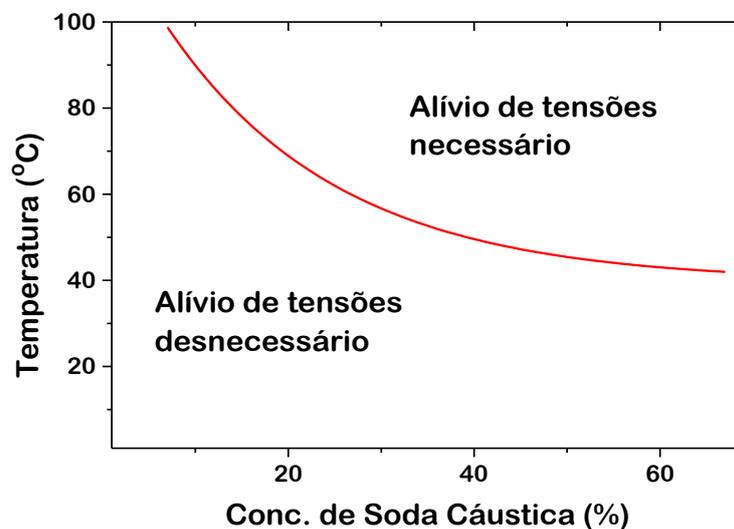


Figura 8.12. Condições que exigem tratamento térmico de alívio de tensões em juntas soldadas em aço carbono de forma a evitar corrosão sob tensão em solução de soda cáustica^(8.1).

A corrosão sob tensão em aços inoxidáveis austeníticos foi discutida no capítulo 6. Em princípio, tratamentos térmicos de alívio de tensões após soldagem podem ser utilizados para minimizar a ocorrência deste problema nestes materiais. Este tratamento, contudo, é pouco usado pois pode causar problemas de distorção. Uma solução alternativa é utilizar uma liga menos sensível. Assim, aços do tipo 316, que contêm Mo, são significativamente mais resistentes do que aços dos tipos 304, 321 ou 347. Um aumento ou uma redução do teor de níquel pode também ser benéfico. Contudo, ligas mais ricas em Ni são mais caras e ligas com menor teor deste elemento como, por exemplo, aços inoxidáveis ferríticos e duplex, que, muitas vezes, são menos caras, podem apresentar problemas de fragilização na região da solda.

8.5 - Referências Bibliográficas

1. Lancaster, J.F. Metallurgy of Welding, 4ª ed., George Allen & Unwin, Londres, 1987, pp.

2. Garwood, S.J. "Investigation of the MV Kurdistan casualty", Engineering Failure Analysis, 1, (4), 1997, pp. 3-24.
3. Harrison, J.D. et al. "The costs of fracture in welded equipment", Welding & Metal Fab., 58, (3), 1990, pp. 144-147.
4. Earterling, K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Butterworths, Londres, 1985, pp. 203-218.
5. Cetlin, P.R., Silva, P.S.P.da Análise de Fraturas, Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 1978, pp. 59-180.
6. Masubuchi, K. Analysis of Welded Structures, Pergamon Press, Londres, 1980, pp. 336-448.
7. Weck, R. "Avoiding failures in welded constructions", Metal Progress, Abr. 1976, pp. 37-43.
8. Technical Committee WEE/37 PD6493 – Guidance on Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Fusion Welded Structures, British Standard Institute, 1991, 118p.
9. JWES WES 2805 – Method of Assessment for Flaws in Fusion Welded Joints with Respect to Brittle Fracture and Fatigue Crack Growth, Japan Welding Engineering Society, 1997, 165p.
10. Howden, D.G. "Defeitos de soldagem como causa de fratura em tubulações", Metalurgia ABM, Abr. 1975, pp. 235-241.
11. Souza, S.A. Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos, Ed. Edgard Blucher, São Paulo 1974, pp. 99-110.
12. AMERICAN WELDING SOCIETY, Welding Handbook, vol. 1, 8ª ed., AWS, Miami, 1987, pp. 385-410.
13. Stout, R.D., Doty, W.D. Weldability of Steels, Welding Research Council, 1978, pp. 113-163.
14. Ewalds, H.L. Fracture Mechanics, Eduard Arnold, 1985, 304 p.
15. Broek, D. Elementary Engineering Fracture Mechanics, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, 1986, 501 p.
16. Anderson, T.L. Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, CRC Press, 1995, 688p.
17. Meyers, M.A., Chawla, K.K. Princípios de Metalurgia Mecânica, Editora Edgard Blucher, 1982, pp. 422-454.
18. Cary, H.B. Modern Welding Technology, Pretice-Hall, 1979, pp. 487-489.
19. Fontana, M.G., Greene, N.D. Corrosion Engineering, MacGraw Hill, Tóquio, pp. 1-115.
20. Noble, D.N. "Understanding and preventing corrosion in welded joints", Welding & Metal Fabrication, 59, (6), 1991, pp. 293-298.
21. Kane, R.D. et al. "What's behind the corrosion of microalloy steel weldments?", Welding Journal, 70, (5), 1991, pp. 56-64.

Capítulo 9

Técnicas Metalográficas para Soldas

9 - TÉCNICAS METALOGRÁFICAS PARA SOLDAS

9.1 - Introdução

O estudo da metalurgia da soldagem concentra-se em três pontos: os parâmetros envolvidos na soldagem, a estrutura metalúrgica obtida e o conjunto de propriedades resultantes. Quando se varia a quantidade de energia fornecida a uma solda, para um dado processo, determinadas modificações ocorrem na estrutura da solda, na zona termicamente afetada e na peça de um modo geral. De acordo com a composição química da liga, dos materiais de solda, velocidades de aquecimento e resfriamento e outros fatores inerentes ao processo utilizado, pode-se esperar que ocorram variações de microestrutura. Por outro lado, as propriedades mecânicas resultantes são função desta microestrutura.

As técnicas metalográficas constituem uma série de procedimentos utilizados para estudar a estrutura dos metais e ligas metálicas. Estes procedimentos são básicos, isto é, são os mesmos utilizados na metalografia das ligas metálicas, havendo ou não a solda.

A metalografia consiste na preparação de uma superfície plana e polida, devidamente atacada por um reativo adequado, observação e interpretação da estrutura e obtenção de um documento que reproduza os resultados obtidos no exame. A estrutura dos metais pode ser abordada em três níveis: estrutura cristalina, microestrutura e macroestrutura. A metalografia convencional estuda os metais no nível de suas microestrutura e macroestrutura, enquanto a metalografia moderna atua no nível das estruturas cristalina e sub-microscópica.

As técnicas metalográficas convencionais utilizam a lupa e o microscópio ótico metalográfico. As técnicas modernas utilizam os microscópios eletrônicos, de varredura e transmissão, a microsonda eletrônica e a difratometria de raios-X, além de outros instrumentos. Neste capítulo, a ênfase será dada às técnicas metalográficas convencionais, macrografia e micrografia. Também serão abordados os princípios e aplicações da microscopia eletrônica de varredura e microsondagem eletrônica, microscopia eletrônica de transmissão, microscopia Auger e difração de raios-X. As técnicas e instrumentos mencionados são utilizados nos exames e análises de materiais de um modo geral, sejam metálicos, cerâmicos ou poliméricos, diferindo de acordo com a natureza de cada um. Contudo, os exemplos citados são dirigidos para a área de soldagem.

9.2 - Macrografia

A macrografia consiste na preparação de uma superfície plana, através do lixamento sucessivo da amostra e do ataque desta superfície por um reativo adequado, na interpretação dos resultados e na obtenção de documentos que reproduzam os resultados dos exames. O exame da superfície atacada é feito a olho nú ou com o auxílio de uma lupa, com aumento de até cerca de 50 vezes.

A técnica macrográfica pode ser dividida nas seguintes etapas:

- a - Corte
- b - Lixamento
- c - Ataque da superfície
- d - Exame e interpretação

e - Elaboração do documento de exame.

O corte da amostra é feito através de serra mecânica, arco de serra, disco abrasivo, etc. Em qualquer caso deve-se tomar cuidado para não aquecer excessivamente a peça durante o corte, pois este aquecimento pode resultar em mudanças na microestrutura da amostra. A escolha da seção a ser cortada é função dos objetivos do exame. Para uma solda, as seguintes características podem ser observadas em um exame macrográfico: porosidades, bolhas, incrustações, granulação grosseira, número de passes de soldagem, profundidade e penetração dos cordões, extensão da zona termicamente afetada (ZTA) e homogeneidade da solda. estas características podem ser observadas em corte transversal à solda, que contenha a solda e o metal base.

A figura 9.1 mostra um exemplo de macrografia em uma solda. Podem ser observadas as seguintes características: ZTA e Zona Fundida (ZF), extensão da ZTA, número de passes e estrutura colunar da ZF.

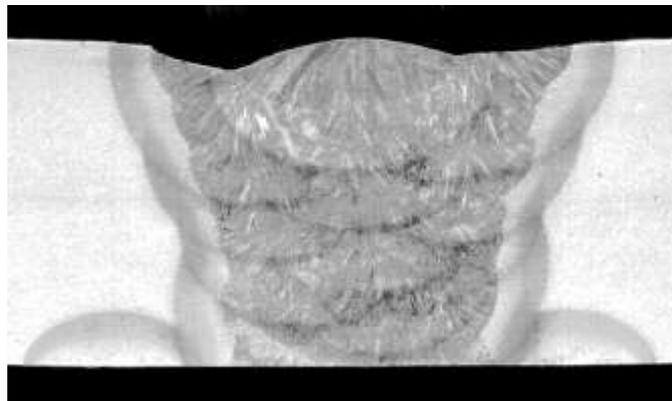


Figura 9.1. Macrografias de soldas.

Após o corte da amostra, a superfície é preparada através de lixamentos sucessivos. Se for necessário um desbaste superficial da superfície de corte, pode-se utilizar uma lixadeira rotativa do tipo fita, o esmeril ou a plaina. O lixamento sucessivo consiste em lixar a peça utilizando-se lixas de granulação decrescente, na seguinte seqüência: 180, 240, 280 e 320. Após cada etapa do lixamento, a peça é girada de 90°, de modo que os riscos da lixa anterior estarão perpendiculares ao da lixa corrente. Desta forma é mais fácil saber quando se deve interromper o lixamento com uma determinada granulação, isto é, quando desaparecerem todos os riscos da lixa anterior. Após a última lixa, aplica-se um lixamento circular aleatório, para evitar regiões de ataque químico preferencial na etapa seguinte. Na figura 9.2 são mostradas lixas com diferentes granulações. As partículas do abrasivo (Al_2O_3) estão presas a folhas de papel através de um aglutinante. Pode-se observar que as arestas das partículas são muito pontiagudas, objetivando o corte do metal.

Completada a etapa de lixamento, limpa-se a superfície da amostra e, em seguida, procede-se o ataque químico. Este pode ser feito aplicando-se o reativo de ataque com um chumaço de algodão ou imergindo a superfície preparada diretamente na solução de ataque. terminado o ataque, a superfície é lavada em água corrente para interromper a ação do reativo e secada com o auxílio de um jato de ar quente. Lavar a superfície com álcool após a lavagem em água corrente auxilia na secagem da amostra, pois o álcool evapora mais facilmente.

Os reativos de ataque são misturas de sais com água destilada ou soluções ácidas diluídas em diferentes concentrações, de acordo com o objetivo do exame, tempo e temperatura de ataque. A Tabela 9.I lista alguns tipos de reativos e suas características.

O reativo corrói a superfície da amostra de maneira não homogênea, isto é, regiões com composição química (segregações, inclusões, incrustações, diferentes fases, etc.) e/ou com estrutura cristalina diferentes (granulação grosseira, estrutura dendrítica, regiões afetadas pelo calor, zona fundida, etc.) são mais atacadas pelo reativo. Assim, é possível diferenciar as diversas regiões que compõem uma solda e interpretar os resultados do exame.

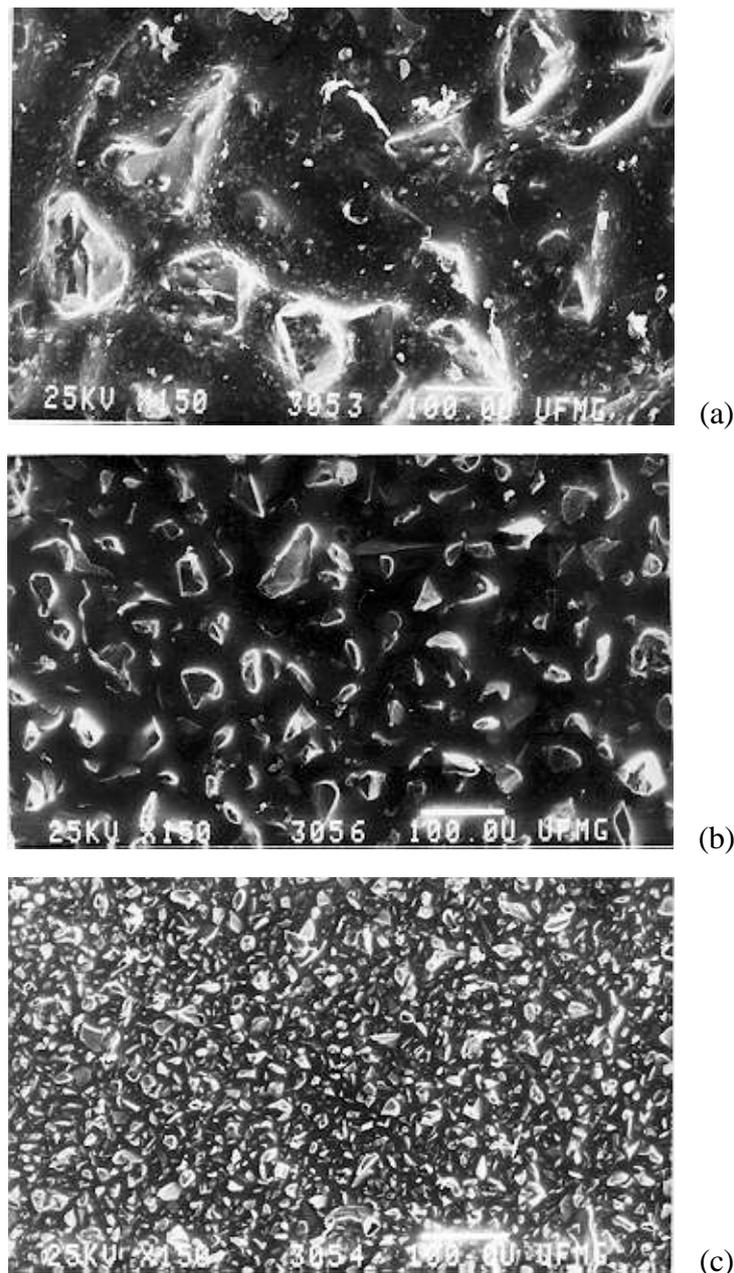


Figura 9.2. Fotografia obtida no microscópio eletrônico de varredura das lixas números (a) 120, (b) 320 e (c) 600.

É importante ressaltar que na fase de interpretação dos resultados do exame macrográfico é fundamental considerar a história da solda, isto é, composição química do metal base, do metal de adição, procedimentos utilizados, resultados de outros exames realizados e as condições a que a peça será submetida em serviço, para se chegar a uma conclusão final.

A documentação do exame pode ser feita através de uma ou mais fotografias, nas quais deverá haver uma escala para avaliação das dimensões da solda, características e defeitos. A figura 9.3 ilustra um esquema para a obtenção de fotomacrografias.

Tabela 9.I - Reativos para exame macrográfico.

Reativo	Composição	Comentários	Usos
Ácido clorídrico	50 ml HCl, 50 ml H ₂ O.	Usar a 71-82°C por 1-60 min, dependendo do tamanho da amostra, tipo de aço e estrutura a ser revelada. Usar capela.	Mostra segregação, porosidade, trincas. Pode produzir trincas em aços tensionados.
Mistura de ácidos	38 ml HCl, 12 ml H ₂ SO ₄ , 50 ml H ₂ O.	Usar quente ou fervendo por 15-45 min ou fria por 2-4 h. Usar capela.	Aços. Macro em geral, um dos melhores. Mostra segregação, trincas, zona temperada, pontos macios, estruturas de soldas.
Ácido nítrico em água	(A) 25 ml HNO ₃ , 75 ml H ₂ O. (B) 0,5-1,0 ml HNO ₃ , 99,5-99,0 ml H ₂ O.	Usar frio sobre grandes superfícies que não podem ser aquecidas. Imersão 30-60 s após preparação da superfície.	Mesmo que o reativo HCl. Mostra estrutura de soldas.
Nital	5 ml HNO ₃ , 95 ml C ₂ H ₅ OH.	Atacar 5 min, seguindo 15 min em 10% HCl em H ₂ O. Não armazenar.	Revela limpeza, profundidade de têmpera, cementação e descarbonetação.
Persulfato de amônio	10 ml (NH ₄) ₂ S ₂ O ₈ , 90 ml H ₂ O.	Ataque por aplicação.	Revela estrutura de grãos, crescimento excessivo de grãos, recristalização em soldas, linhas de fluxo.
Kalling	1,5 g CuCl ₂ , 33 ml HCl, 33 ml H ₂ O.	Tempo de ataque muito curto.	Revela estrutura dendrítica no aço, ataca aços inox. ferríticos e martensíticos. Ferrita escurece, martensita preta, austenita clara.
Villela	1 g ácido pícrico, 50 ml HCl, 50 ml H ₂ O.	Pode ser usado quente.	Aços Cr-Ni e Cr-Mn. Revela contorno de grão austenítico.

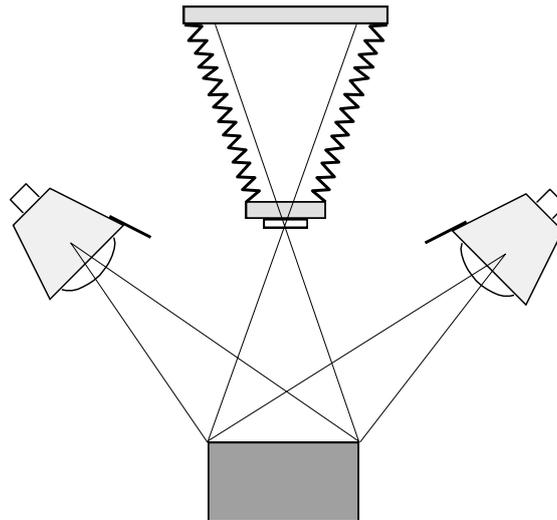


Figura 9.3. Esquema para obtenção de fotomicrografias.

9.3 - Micrografia

Para o exame micrográfico, a superfície da amostra será preparada, inicialmente, de forma similar à da macrografia. Porém, o lixamento será conduzido até uma lixa mais fina (número 600). Em seguida, a amostra deve ser polida de forma especular e então atacada pelo reativo.

O exame micrográfico é realizado utilizando o microscópio metalográfico, cujas ampliações variam de 50 a 2000 vezes. As características que podem ser observadas neste exame são: tamanho de grão da solda e do metal base, fases e constituintes, inclusões não-metálicas, microporosidades, microtrincas, precipitação, produtos de corrosão, etc. A técnica metalográfica consiste nas seguintes etapas:

- a - Corte
- b - Embutimento
- c - Lixamento
- d - Polimento
- e - Ataque químico
- f - Exame e interpretação
- g - Elaboração de documento que reproduza os resultados do exame.

As etapas de corte e desbaste são feitas como na macrografia. A escolha da área pode ser feita baseando-se nos resultados de exame macrográfico. Na micrografia, as dimensões da amostra são normalmente mais reduzidas (cerca de 20 mm de diâmetro) que as da macrografia. Para facilitar a manipulação da amostra, esta é embutida em molde de resina acrílica ou termofixa, do tipo baquelite.

O lixamento é feito em lixadeiras rotativas, do tipo prato, na seguinte seqüência de lixas: 280, 320, 400 e 600. Quando a superfície da amostra estiver riscada em um só sentido, passa-se lixa seguinte, girando-a de 90°, tal como é feito na macrografia.

Terminado o lixamento, a amostra é polida de forma especular, utilizando-se abrasivos que são aplicados sobre um pano próprio para metalografia. Este pano é colado em um prato que vai

girar a cerca de 300 rpm. O polimento é feito atritando a amostra contra o pano e girando-a no sentido contrário ao de rotação do prato da politriz.

O melhor abrasivo existente é a pasta de diamante, nas granulometrias de 7, 3, 1 e 1/4 de mm, respectivamente. Outros abrasivos como alumina, óxido de cromo, óxido de ferro e óxido de magnésio também são usados nesta etapa.

Antes de proceder ao ataque químico, a amostra é observada no microscópio metalográfico para verificação do polimento, ou seja, se os riscos do lixamento foram eliminados. Verifica-se também a existência de microtrincas, porosidades e inclusões não metálicas. Se a superfície estiver bem preparada, procede-se o ataque químico com o reativo adequado. A Tabela 9.II lista alguns reativos utilizados em soldas, suas características e aplicações. O ataque pode ser feito por aplicação ou imersão, seguindo-se lavagem da amostra e secagem.

Tabela 9.II - Reativos para exame micrográfico.

Nital	2 ml HNO ₃ , 98 ml C ₂ H ₅ OH.	Não é tão bom quanto picral para alta resolução em estruturas tratadas termicamente. Excelente para delinear contornos de grão ferríticos. Tempo de ataque: 3-60 s.	Para aços carbono: fornece contraste máximo entre perlita e ferrita ou rede de cementita, revela contornos ferríticos; distingue ferrita de martensita.
Picral	4 g de ácido pícrico, 100 ml de C ₂ H ₅ OH.	Não tão bom quanto Nital para revelar contornos de grão ferríticos. Fornece maior resolução com perlita fina, martensita revenida e bainita. Deteta carbonetos. Tempo de ataque: 5-60 s ou mais.	Para todos os aços carbono: recozido, normalizado, temperado e revenido, esferoidizado e austemperado.
Metabissulfito de sódio	(A) 8 g Na ₂ S ₂ O ₅ , 100 ml H ₂ O. (B) 1 g Na ₂ S ₂ O ₅ , 100 ml H ₂ O.	Reativo geral para aços. Resultados similares ao Picral. Tempo de ataque: 5-60 s. Imersão da amostra por 2 min até que a superfície polida torna-se laranja. Melhor usar luz polarizada.	Escurece a martensita. Tinge a martensita de baixo carbono (ripas) em ligas Fe-C.
Villela	5 ml HCl, 1 g ácido pícrico, 100 ml C ₂ H ₅ OH.	Melhores resultados são obtidos para martensita revenida.	Para revelar tamanho de grão austenítico em aços temperados e temperados e revenidos.
Cloreto férrico	5 g FeCl ₃ , 50 ml H ₂ O.	Imersão até revelação da microestrutura.	Revela estrutura de níquel e aços inoxidáveis.
Marble	5 g CuSO ₄ , 20 ml HCl, 20 ml H ₂ O.	Imersão até revelação da microestrutura	Para aços inox. e outros de alto Ni ou Co.

O reativo químico atua sobre o metal através de dois mecanismos: (a) corrói preferencialmente uma determinada fase, o contorno de grão e o contorno de fase e (b) deposita um filme sobre uma determinada fase. Portanto, o contraste na micrografia ótica resultará das diferentes reflexões da luz proveniente do relevo, da amostra (figura 9.4), ou de diferentes regiões que

foram atingidas de maneira distinta. A maioria das micrografias apresentadas neste texto resulta do ataque do tipo corrosão que provoca relevo.

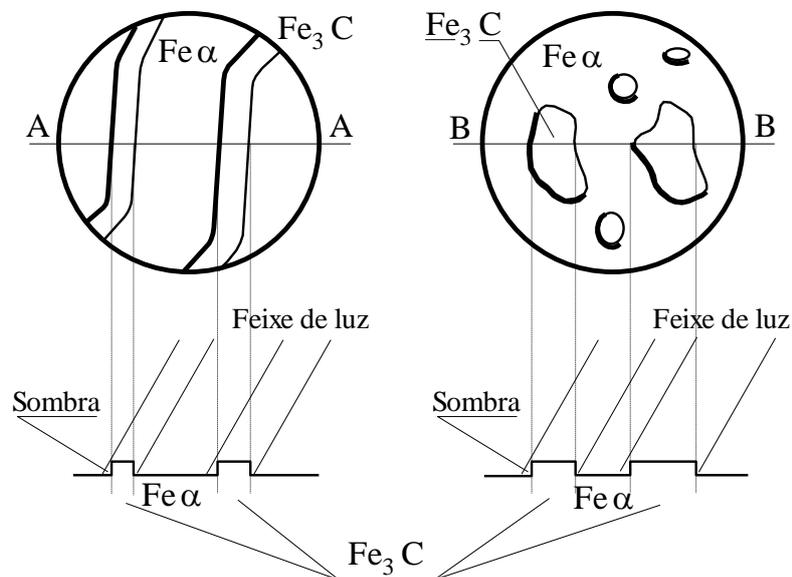


Figura 9.4. Formação do contraste no microscópio metalográfico.

A interpretação do exame micrográfico será baseada no mecanismo de ataque do reativo utilizado, na composição química da liga metálica, no tipo de resfriamento a que foi submetida a amostra, nos diagramas de equilíbrio e nos diagramas de transformação isotérmica ou de resfriamento contínuo. Isto é, de acordo com a história térmica da solda, faz-se uso dos diagramas convenientes.

Na figura 9.5 é mostrado um esquema do princípio de funcionamento de um microscópio metalográfico. Também é possível desviar os raios de luz para uma câmara fotográfica, permitindo a obtenção de fotografias do que é observado.

Uma técnica micrográfica utilizada mais recentemente é a metalografia a cores. O ataque é feito por imersão e, em muitos casos, este é o único método capaz de revelar satisfatoriamente a microestrutura. Este tipo de ataque baseia-se na formação de uma fina película capaz de tingir a superfície da amostra. Deste modo, é possível obter evidências das variações de microestrutura que normalmente estariam invisíveis, como por exemplo, zonas termicamente afetadas, separação de constituintes, etc. Uma outra grande vantagem é que o processo não requer nenhum equipamento adicional. Além disso, é realizado à temperatura ambiente.

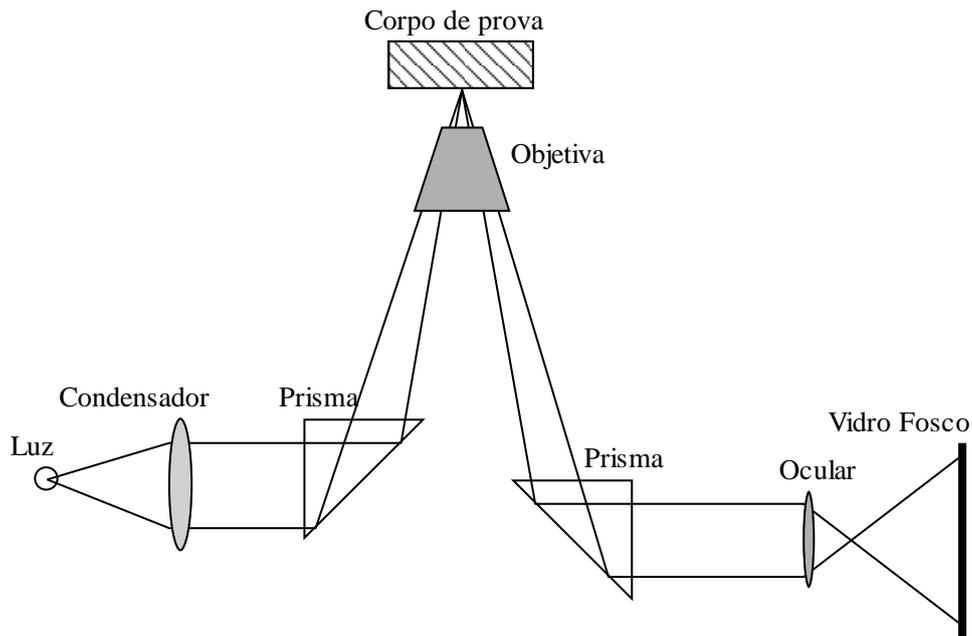


Figura 9.5. Princípio de funcionamento do microscópio metalográfico.

9.4 - Técnicas que envolvem feixe de elétrons

Os microscópios eletrônicos e ótico têm a mesma função básica: observar objetos que são muito pequenos para serem observados a vista desarmada. Contudo, diferenças substanciais aparecem nos seus sistemas de iluminação. O microscópio eletrônico de varredura (MEV) e o de transmissão (MET) utilizam um feixe de elétrons, enquanto o microscópio ótico usa a luz proveniente de uma lâmpada (incluindo a região ultra-violeta do espectro). Outras diferenças são resumidas na Tabela 9.III.

A figura 9.6 ilustra a formação de imagens no microscópio ótico, eletrônico de varredura e de transmissão. como os microscópios eletrônicos utilizam o feixe de elétrons para iluminar a amostra, uma restrição se impõe à sua operação: ele deve funcionar sob vácuo, caso contrário os elétrons se chocariam com as moléculas de gás.

No microscópio eletrônico de varredura o feixe de elétrons é focalizado sobre a superfície da amostra e se movimenta no sentido longitudinal e transversal, varrendo uma determinada área. As amostras normalmente observadas são opacas ao feixe de elétrons, resultando na produção de diversos sinais, esquematizados na figura 9.7.

Estes sinais são utilizados para formarem uma ou mais imagens no tubo de raios catódicos, bem como para a análise química de micro-regiões através dos raios-X gerados.

Tabela 9.III Comparação entre o microscópio eletrônico de varredura e o microscópio ótico.

Ítem	Microscópio Eletrônico de Varredura	Microscópio Otico
Iluminação	Feixe de elétrons (comprimento de onda: 0,06 Å aprox.)	Feixe de luz (comprimento de onda: 2000 a 7500 Å aprox.)
Meio	Vácuo	Atmosfera
Lentes	Eletromagnéticas	Óticas
Resolução	Imagem de elétrons secundários: 60 Å	Região visível: 2.000 Å
Profundidade de campo	30 mm (a 100 X)	Em torno de 0,1 mm
Ampliação	10 a 18.000 X (contínua)	10 a 2.000 X (troca de lentes)
Sistema de focalização	Elétrico	Mecânico
Imagens obtidas	Elétrons secundários e retro-espalhados	Transmitidas e refletidas
Contraste	Forma geométrica, propriedades físicas e químicas	Absorção e reflexão da luz (cor e brilho)
Monitor	Tubo de raios catódicos	Observação direta ou projeção em tela

A preparação de amostras pode envolver um procedimento metalográfico convencional ou, às vezes, somente o corte, devido às limitações dimensionais do porta-amostras. O MEV permite observação de finos detalhes (alta resolução) com um bom foco (grande profundidade de campo) sobre uma grande extensão da superfície examinada. A imagem produzida é clara (semelhante àquela vista a olho nu), variando de aspectos macroscópicos a estruturas de algumas dezenas de ângstroms. O contraste varia de acordo com o relevo e composição química da amostra, de forma que informações preciosas podem ser obtidas diretamente da imagem formada. Em sua estrutura básica, o MEV pode ser imaginado como uma combinação de uma câmara de TV e um monitor. A figura 9.8 ilustra a geração de sinais a diferentes profundidades dentro da amostra.

Os raios-X gerados podem ser detectados através de dois tipos de detectores: o espectômetro de comprimento de onda dispersivo de raios-X (WDS) e o espectômetro de energia dispersiva (EDS). No primeiro caso, como mostra a figura 9.9 (a), os raios-X são difratados em um cristal analisador e detectados em um contador proporcional. Pela Lei de Bragg tem-se:

$$n\lambda = 2d \sin(\theta) \quad (9.1)$$

onde **n** é um inteiro, **d** é o espaçamento entre os planos do cristal, **θ** o ângulo de difração e **λ** o comprimento de onda dos raios-X.

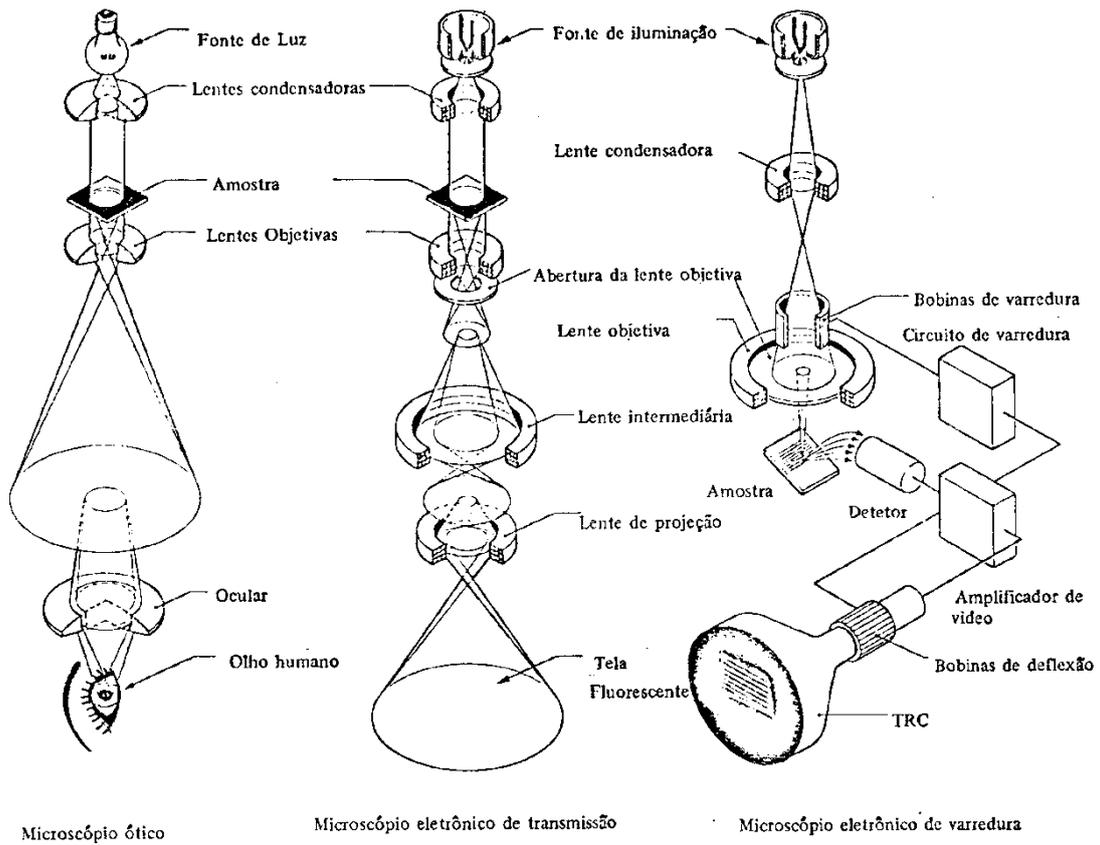


Figura 9.6. Formação de imagens nos microscópios ótico e eletrônicos.

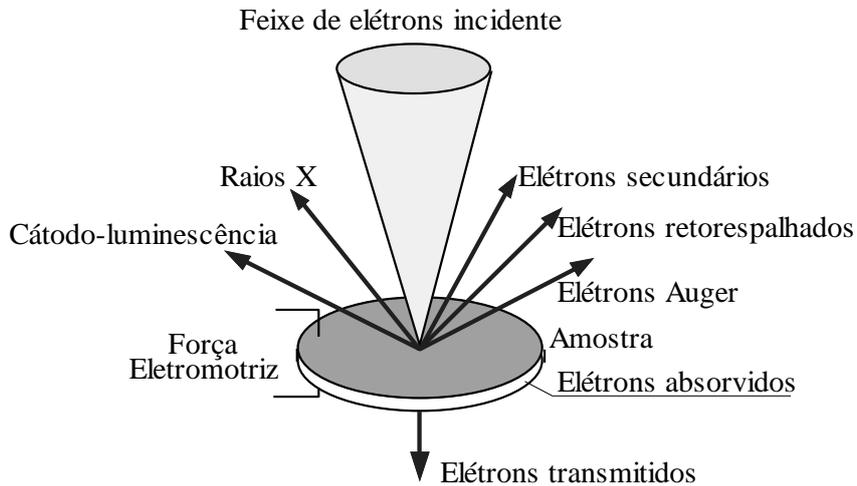


Figura 9.7. Sinais produzidos por um feixe de elétrons incidente.

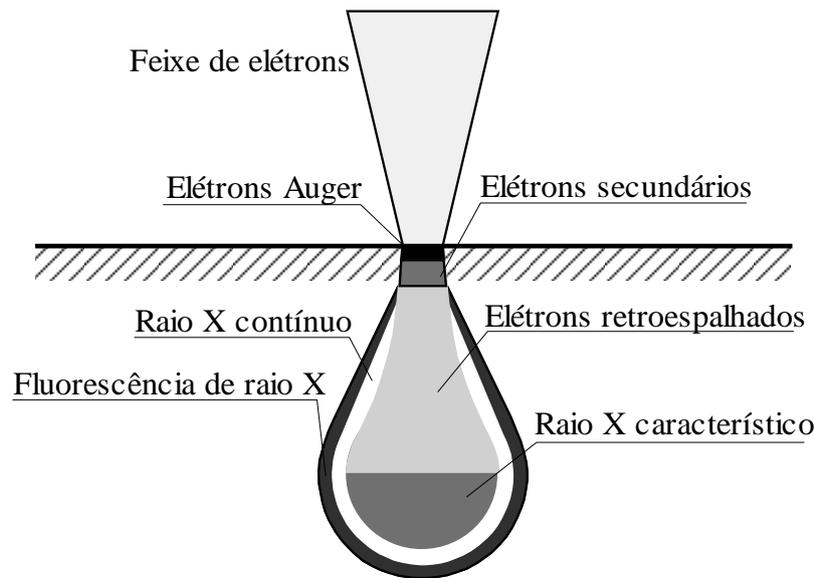


Figura 9.8. Geração de sinais a diferentes profundidades dentro da amostra.

O elemento químico de peso atômico Z pode ser identificado quando a equação (9.1) é satisfeita porque, segundo Moseley:

$$\lambda = \frac{K}{(Z - \sigma)^2} \quad (9.2)$$

onde k e s são constantes. Por outro lado, o comprimento de onda dos raios-X se relaciona com a energia através da equação:

$$\lambda = \frac{hc}{eE} = \frac{12,398}{E} \quad (9.3)$$

onde h é a constante de Planck, c é a velocidade da luz e e é a carga do elétron. A energia é dada em keV e λ em Å. A partir de 1963 foram desenvolvidos os detectores de raios-X de estado sólido. Este detector é um cristal de silício dopado com lítio que, ao ser atingido por um fóton de raio-X, emite um pulso de corrente cuja intensidade é proporcional à energia do fóton (figura 9.9 b).

O MEV equipado com os espectrômetros EDS ou WDS passa a funcionar como uma microsonda eletrônica. Assim é possível detectar e contar os raios-X gerados na amostra, obtendo-se uma análise química qualitativa, através da identificação dos elementos presentes na região examinada, e também quantitativa, comparando-se as contagens de raios-X da amostra examinada com as de padrões de composição química bem definida.

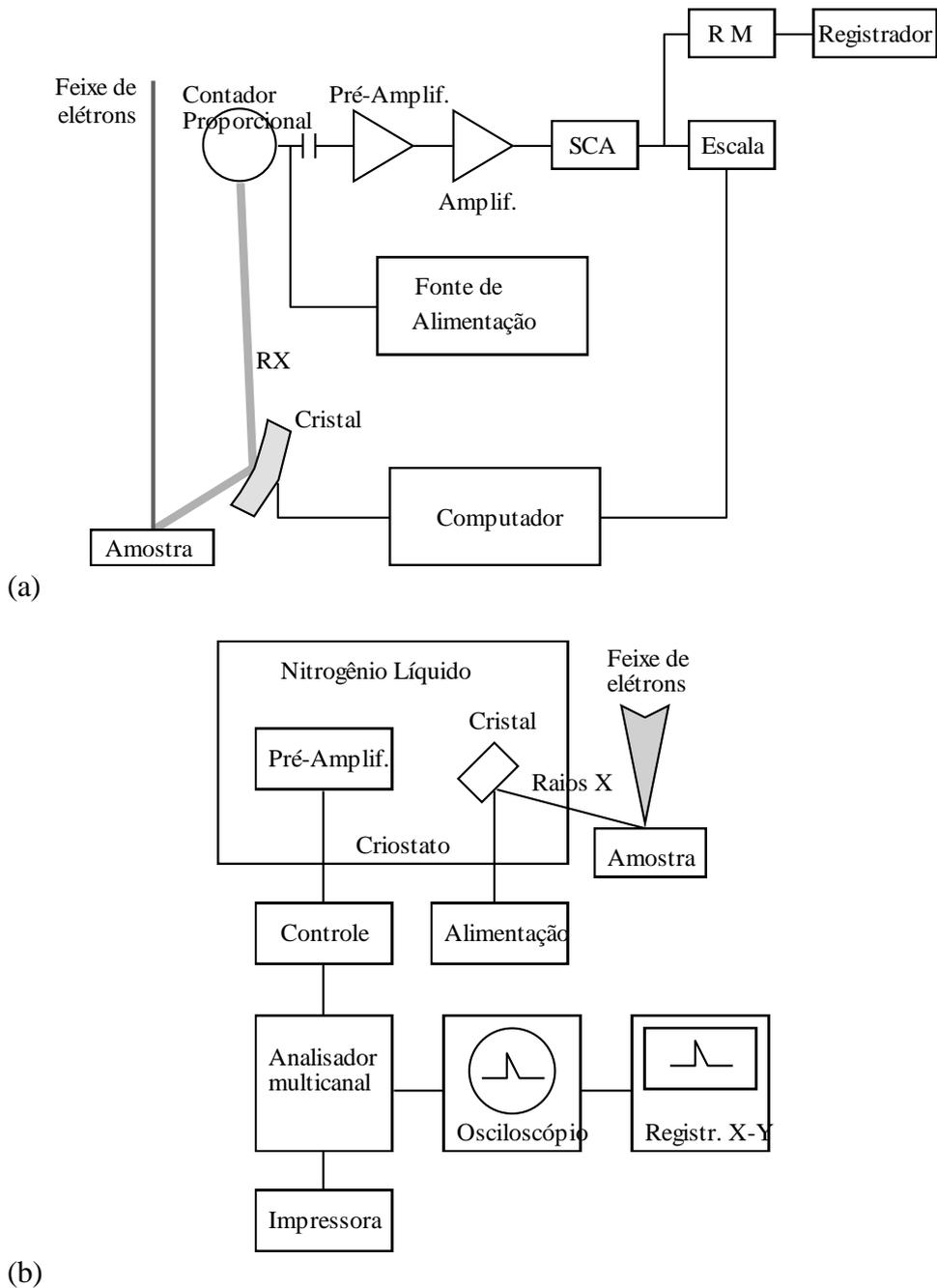


Figura 9.9. Princípio de funcionamento dos espectrômetros (a) WDS e (b) EDS.

9.4.1 - Microscópio eletrônico de varredura e de transmissão

A combinação do microscópio eletrônico de varredura com o de transmissão resultou na construção de um microscópio eletrônico de varredura e transmissão. O uso de duas lentes condensadoras para colimar o feixe para a varredura também forma um ponto suficientemente pequeno para analisar áreas de 20 nm. O instrumento foi projetado para estudar partículas abaixo de 10 μ m de diâmetro. Os sinais produzidos pelo MEVT são os mesmos da figura 9.7. Os mais importantes do ponto de vista de análise são os elétrons secundários, os retroespalhados, os raios-X emitidos e os elétrons transmitidos. Conseqüentemente, é possível estudar a morfologia,

composição química e estrutura cristalográfica de partículas muito pequenas, num mesmo instrumento.

9.4.2 - Microscópio Auger

O bombardeamento do feixe de elétrons sobre a amostra resulta na ionização dos átomos que emitem raios-X e elétrons Auger. A emissão Auger envolve a transferência de um elétron para um estado de energia mais baixo com a ejeção simultânea de um segundo elétron. A energia cinética do elétron ejetado é relacionada com o número atômico do átomo envolvido e pode ser medida com um analisador de energia. Desde que estes elétrons têm um caminho livre médio muito curto, devido à sua baixa energia, somente elétrons da superfície (0,3 - 3 nm de profundidade) podem escapar da amostra. Em adição, os elétrons Auger predominam nos átomos de peso atômico baixo. Assim, é possível a análise de elementos leves, não analisados por EDS. As principais desvantagens da microscopia Auger estão no custo do instrumento, dificuldades na análise quantitativa e variações nas respostas espectrais para um mesmo elemento, dependendo do seu ambiente químico. A figura 9.10 ilustra o processo de emissão de um elétron Auger.

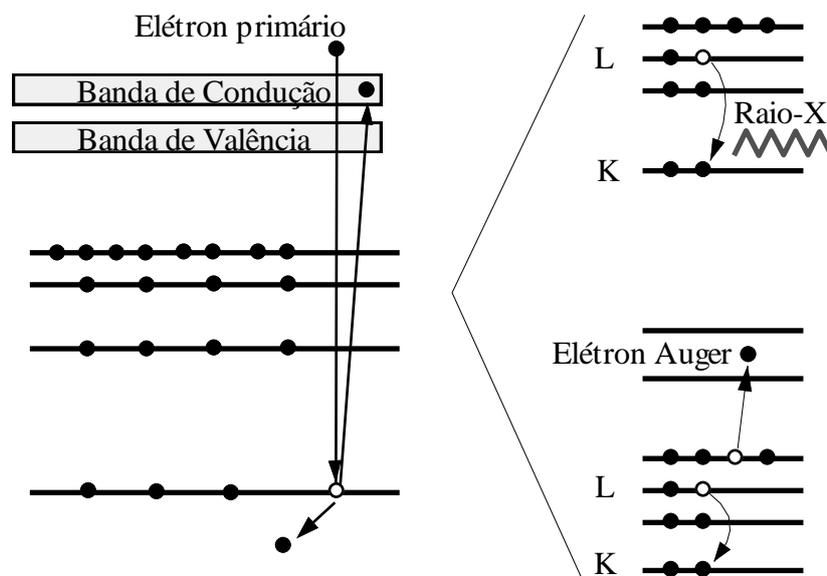


Figura 9.10. Emissão de raios-X e elétrons Auger.

9.5 - Exemplos de aplicações

Exemplos de fotografias obtidas no MEV são mostradas nas figuras 9.2 a-c.

Uma aplicação do MEV e do microscópio Auger no estudo e microanálise de estruturas de soldas pode ser vista nas figuras 9.11 a 9.14. Estes instrumentos foram utilizados no estudo da sensibilidade à formação de trincas de solidificação e nas razões dos efeitos benéficos da ferrita delta na redução desta sensibilidade em soldas de aços inoxidáveis austeníticos.

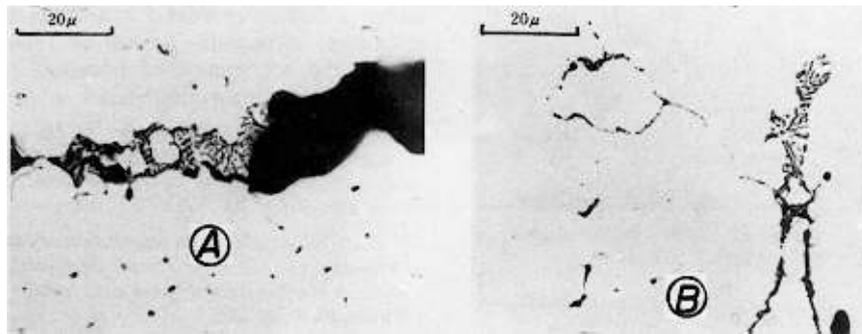


Figura 9.11. Constituinte eutético observado no metal de solda e na ZTA de um aço inoxidável completamente austenítico com alto teor de nióbio. A - Ponta da trinca no metal de solda. B - No contorno de grão e matriz da ZTA. Micrografia ótica^(9.1).

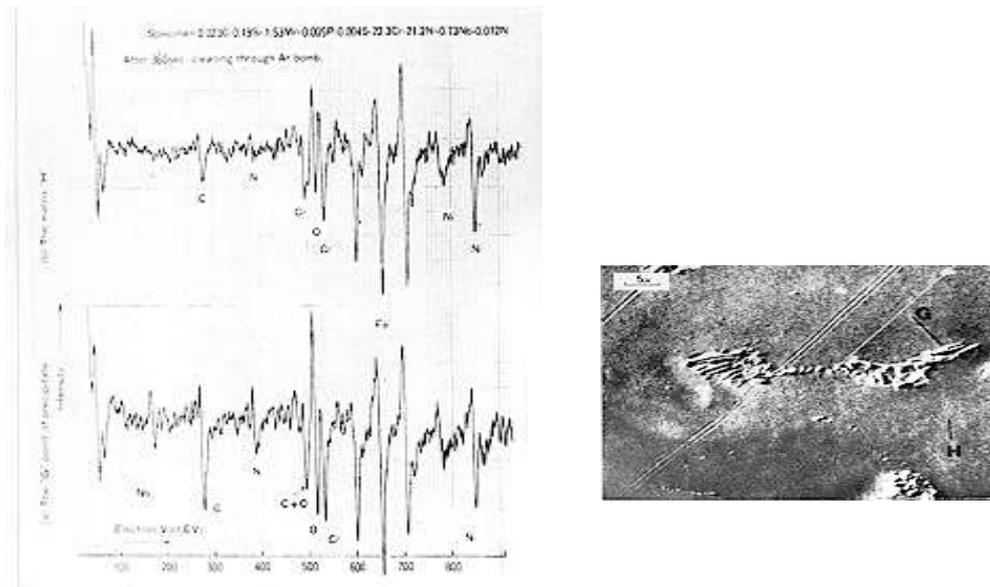


Figura 9.12. Análise por espectroscopia Auger do constituinte eutético e adjacente na matriz da ZTA em um ponto a 40 mm da linha de fusão. Micrografia do MEV^(9.2).

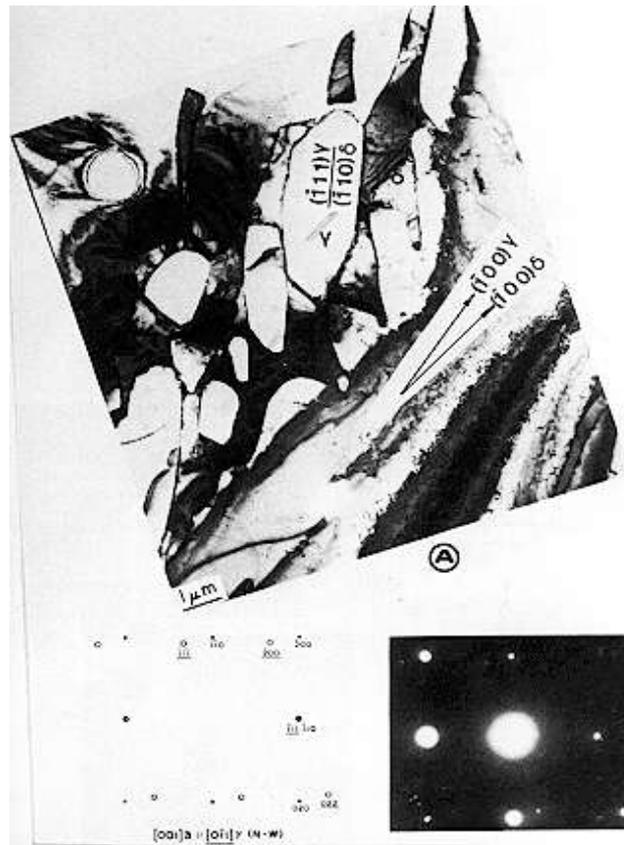


Figura 9.13. Micrografia do MET da ferrita em forma de ripas : A - Na solda de uma liga 22 Cr 13 Ni. B - Difração de elétrons para identificação da fase ^(9.1).

9.6 - Referências Bibliográficas

1. Brooks, J.A. A Fundamental Study of The Beneficial Effects of Delta Ferrite in Reducing Weld Cracking. Welding Journal, 3, 1974. pp. 71-5, 83-5.
2. Ogawa, T. and Tsunetomi, E. Hot Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steels. Welding Journal, 3, 1982. pp. 82s-93s.

Leitura Suplementar

- a. Jeol Ltd. Principles of Scanning Electron Microscopy (SEM Training Textbook). Tokyo, Japan. 1981.
- b. Rowlands, N. Electron Beam Techniques for the Analysis of Fine Particles in Minerals Industry. Journal of Metals, 6, 1985. pp. 16-19.

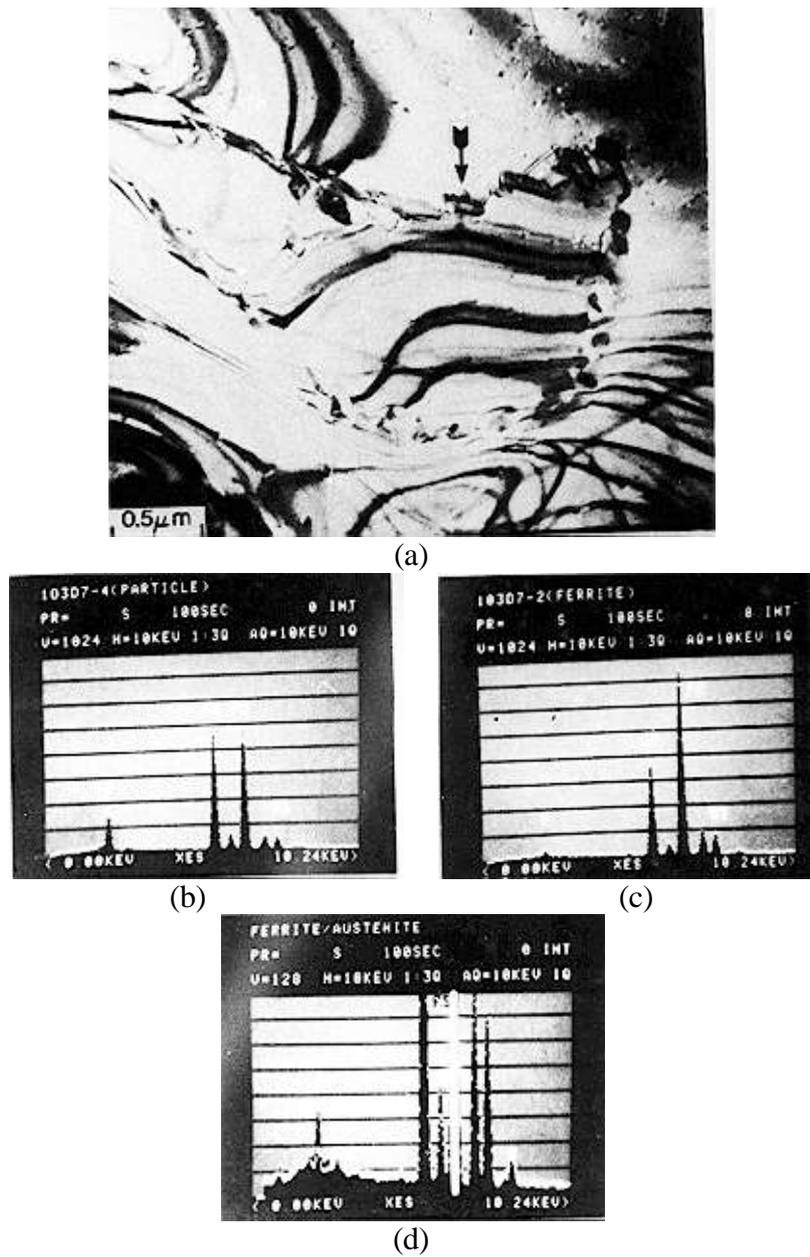


Figura 9.14 Ferrita eutética de uma liga 19 Cr 11 Ni dopada com 0,3% P. A - Imagem do MEV. Espectros do EDS: B - Partículas ao longo da interface s - g, C - Ferrita, D - Ferrita-austenita superposto à ferrita (preto)^(9.1).