

SELEÇÃO DE MATERIAIS

LIVRO UM: MÉTODOS DA SELEÇÃO

GILBERTO AUGUSTO DE MORAIS

Reitor

José Daniel Diniz Melo

Vice-Reitor

Henio Ferreira de Miranda

Diretoria Administrativa da EDUFRN

Maria da Penha Casado Alves (Diretora)

Helton Rubiano de Macedo (Diretor Adjunto)

Bruno Francisco Xavier (Secretário)

Conselho Editorial

Maria da Penha Casado Alves (Presidente)

Judithe da Costa Leite Albuquerque (Secretária)

Adriana Rosa Carvalho

Alexandro Teixeira Gomes

Elaine Cristina Gavioli

Everton Rodrigues Barbosa

Fabrcio Germano Alves

Francisco Wildson Confessor

Gilberto Corso

Gleydson Pinheiro Albano

Gustavo Zampier dos Santos Lima

Izabel Souza do Nascimento

Josenildo Soares Bezerra

Ligia Rejane Siqueira Garcia

Lucélio Dantas de Aquino

Marcelo de Sousa da Silva

Márcia Maria de Cruz Castro

Márcio Dias Pereira

Martin Pablo Cammarota

Nereida Soares Martins

Roberval Edson Pinheiro de Lima

Tatyana Mabel Nobre Barbosa

Tercia Maria Souza de Moura Marques

Equipe Técnica

Helton Rubiano de Macedo (Editor)

Paula Frassinetti dos Santos (Editora)

Alva Medeiros da Costa (Supervisora Editorial)

Francisco Guilherme de Santana (Supervisor Gráfico)

Ian Medeiros (Capa)

Wilson Fernandes (Miolo)

GILBERTO AUGUSTO DE MORAIS

SELEÇÃO DE MATERIAIS

LIVRO UM: MÉTODOS DA SELEÇÃO



60
anos

Fundada em 1962, a Editora da UFRN (EDUFRN) permanece até hoje dedicada à sua principal missão: produzir livros com o fim de divulgar o conhecimento técnico-científico produzido na Universidade, além de promover expressões culturais do Rio Grande do Norte. Com esse objetivo, a EDUFRN demonstra o desafio de aliar uma tradição de seis décadas ao espírito renovador que guia suas ações rumo ao futuro.

Esta obra foi originalmente publicada em 2015 no suporte impresso pela EDUFRN.

Coordenadoria de Processos Técnicos

Catálogo da Publicação na Fonte.UFRN / Biblioteca Central Zila Mamede

Morais, Gilberto Augusto de.

Seleção de materiais [recurso eletrônico] : livro um : métodos da seleção / Gilberto Augusto de Moraes. – Dados eletrônicos (1 arquivo : 21.765 KB). – Natal, RN : EDUFRN, 2022.

Modo de acesso: World Wide Web

<<http://repositorio.ufrn.br>>.

Título fornecido pelo criador do recurso

ISBN 978-65-5569-254-91

1. Ciências dos materiais. 2. Materiais – Seleção. 3. Aço. 4. Metais. I. Título.

RN/UF/BCZM

2022/11

CDD 620.11

CDU 620.1

Elaborado por Jackeline dos S.P.S. Maia Cavalcanti – CRB-15/317

Todos os direitos desta edição reservados à EDUFRN – Editora da UFRN
Av. Senador Salgado Filho, 3000 | Campus Universitário
Lagoa Nova | 59.078-970 | Natal/RN | Brasil
e-mail: contato@editora.ufrn.br | www.editora.ufrn.br
Telefone: 84 3342 2221

A seleção de materiais nem sempre é tão bem-definida, nem quanto direta como antigamente. No passado, um material (por exemplo, aço) ou uma classe de materiais (por exemplo, metais) pode ser considerado necessário para uma aplicação particular. Todavia, agora diferentes classes de materiais competem para a especificação, a fim de que uma peça ou um conjunto fabricado seja tão barato, leve, e duradouro quanto possível, apenas alguns fatores que podem ser levados em consideração.

A seleção de materiais está em quatro livros. O livro um, tem um capítulo muito longo, mas importante, fornece uma boa introdução nos métodos quantitativos que se pode aplicar aos problemas da seleção de materiais e explora a endurecibilidade dos aços. O livro dois trata da aplicação tradicional dos aços. O livro três abrange os metais não ferrosos. O livro quatro envolve os materiais (polímeros, cerâmicos e compósitos), dos materiais tradicionais aos novos em uso. Um par de capítulos trata especificamente dos problemas potenciais que se devem estar cientes ao selecionar materiais particulares. O aspecto final da seleção de materiais envolve fontes de dados, projetos e processos de fabricação usados nas classes dos materiais disponíveis e das aplicações que cobrem o espaço aéreo, médico, aços para diversas finalidades, superligas, esportes e materiais inteligentes.

A invenção nasce frequentemente da necessidade, ou apenas do desejo de melhorar algo. Esta indicação simples (uma maneira antiga de dizer 'a necessidade é a mãe da invenção') é a força motriz para o desenvolvimento do livro seleção de materiais. Esse livro tem como público alvo estudantes da engenharia e profissionais da área que necessitem determinar quais materiais possam especificar e requisitar, para fazer melhor uso de algo, se é uma prótese médica, uma bicicleta, um automóvel, uma construção mecânica, um avião, um pacote eletrônico, ou uma passarela para pedestres.

Espero que este livro (fruto de mais de trinta anos de experiência em sala de aula no curso de engenharia mecânica da UFRN) ajude tomar as melhores decisões possíveis, a fim de promover crescimento num mundo mudado e melhorado, pela correta seleção de materiais.

SUMÁRIO

Capítulo 1

Métodos quantitativos da seleção de materiais, 9

Capítulo 2

Aços carbono e aços liga, 39

Capítulo 3

Transformações martensíticas e por maclação, 99

Capítulo 4

Endurecibilidade dos aços, 235

Bibliografia, 355

MÉTODOS QUANTITATIVOS DA SELEÇÃO DE MATERIAIS

1 INTRODUÇÃO

Estima-se que há atualmente mais de 40.000 ligas metálicas úteis e, provavelmente, perto desse número de materiais de engenharia não metálicos tais como plásticos, cerâmica e vidros, materiais compostos e semicondutores. Esse grande número de materiais e de muitos processos de fabricação disponíveis ao engenheiro, acoplado com os relacionamentos complexos entre os parâmetros diferentes da seleção, faz frequentemente à seleção de materiais para um componente dado uma tarefa difícil. Se o processo da seleção é realizado de forma casual, haverá o risco de negligenciar um material possível da alternativa atrativa. Esse risco pode ser reduzido adotando um procedimento da seleção de material sistemático. Uma variedade de procedimentos da seleção foi desenvolvida para analisar a grande quantidade de dados envolvidos no processo da seleção de modo que pode ser feita uma avaliação sistemática. Diversos dos procedimentos quantitativos podem ser adaptados aos computadores na seleção de um banco de dados de materiais.

A experiência tem mostrado que é conveniente adotar a abordagem holística de tomada de decisão da engenharia simultânea no desenvolvimento de produtos na maioria das indústrias. Simultaneamente com a engenharia, os materiais e os processos de fabricação são considerados nas fases iniciais do projeto e são definidos mais precisamente como progressos do projeto, do conceito à incorporação e finalmente, às fases do detalhe.

A Fig. 1 define as diferentes fases de concepção e mostra as atividades relacionadas à seleção do processo de fabricação. Também, ilustra a natureza progressiva do processo da seleção de materiais e define três estágios da seleção, ou seja, triagem inicial, desenvolvimento e comparação de alternativas, selecionando a melhor solução. Este capítulo discute esses três estágios do processo da seleção de

material e, com mais detalhes, apresenta um estudo de caso para ilustrar o procedimento.

Embora o processo da seleção de materiais muitas vezes seja pensado em termos de desenvolvimento de novos produtos, existem muitos outros incidentes em que os materiais são considerados para um produto existente. Questões relacionadas com a substituição dos materiais são discutidas neste capítulo.

Ao contrário das ciências exatas, na qual normalmente há apenas uma única solução correta para um problema, a seleção de materiais e decisões de substituição requer a solução de conflito e vantagens, limitações, necessitando de consideração e, como consequência, diferentes soluções satisfatórias são possíveis. Isso é ilustrado pelo fato de que componentes similares realizam semelhantes funções, mas produzidos por diferentes fabricantes, muitas vezes são feitos a partir de diferentes materiais e até mesmo por diferentes processos de fabricação.

Fig. 1 – Estágios do projeto e os estágios relacionados na seleção de materiais

Estágios do projeto	Estágios da seleção de materiais
<p>Projeto preliminar e conceitual Descreva as ideias do mercado no projeto industrial que conduz à descrição larga do produto: Que é ele? Que faz? Como o faz? Quanto deve ser? Formule especificações do produto, desenvolva vários conceitos e selecione o melhor conceito. Decomponha o produto em subconjuntos e identifique as diferentes partes de cada subconjunto. Especifique a função principal de cada parte e identifique suas exigências críticas.</p>	<p>Análise de exigências de desempenho dos materiais Criando materiais alternativos e soluções do processo para melhores conceitos Seleção inicial Use as exigências críticas de cada parte para definir as exigências de desempenho do material. Comece com todos os materiais disponíveis e limite as escolhas com base nas exigências rígidas.</p>

Estágios principais do projeto e estágios relacionados da seleção de materiais I

Estágios do projeto	Estágios da seleção de materiais
<p data-bbox="252 342 699 432">Configuração (incorporação) do projeto</p> <p data-bbox="252 506 775 813">Desenvolva um esboço qualitativo de cada parte dando somente a ordem de valor das dimensões principais, mas que mostra as características principais, paredes, saliências, reforços, furos, sulcos etc.</p>	<p data-bbox="812 342 1286 376">Comparando soluções alternativas</p> <p data-bbox="812 450 1329 595">Use os requisitos flexíveis, ou relativos, para estreitar mais o campo de materiais possíveis a alguns melhores candidatos.</p>

Estágios principais do projeto e estágios relacionados da seleção de materiais II

Estágios do projeto	Estágios da seleção de materiais
<p data-bbox="244 1057 700 1090">Detalhe (paramétrico) do projeto</p> <p data-bbox="244 1164 780 1861">Determine as dimensões e as características das peças baseadas em um material específico e em um processo de fabricação que levam em consideração as limitações do projeto, no processo de fabricação, em interesses no peso, em limitações do espaço etc. O custo deve agora ser considerado em detalhe. A geração de um detalhe do projeto alternativo, que requer a seleção de um projeto baseado em materiais e na avaliação alternativas de encontro às especificações.</p>	<p data-bbox="812 1057 1171 1090">Seleção da melhor solução</p> <p data-bbox="812 1164 1343 1310">Use os melhores materiais e os processos de fabricação em harmonização para fazer os detalhes dos projetos.</p> <p data-bbox="812 1335 1343 1480">Compare as combinações alternativas que levam em consideração os elementos de custo.</p> <p data-bbox="812 1505 1262 1650">Selecione a melhor combinação de processo de fabricação, projeto e material.</p>

Estágios principais do projeto e estágios relacionados da seleção de materiais III

2 TRIAGEM INICIAL DOS MATERIAIS

Nos primeiros estágios do desenvolvimento de um novo produto, as seguintes questões podem ser postas: O que é isso? O que ele faz? Como ele faz isso? Para responder a essas questões é necessário especificar os requisitos de desempenho das diferentes partes envolvidas no projeto e delinear amplamente o desempenho principal dos materiais e requisitos de processamento. Isso permite a triagem inicial dos materiais por meio de que certas classes de materiais e outros processos de fabricação podem ser escolhidos como prováveis candidatos.

2.1 Análises de requisitos de desempenho dos materiais

Os requisitos de desempenho dos materiais podem ser divididos em cinco grandes categorias, requisitos funcionais, ou seja, os requisitos de capacidade de processamento, confiabilidade, custo e resistência a condições de serviços.

Requisitos funcionais

Os requisitos funcionais estão diretamente relacionados com as características requeridas para a peça ou do produto. Por exemplo, se a peça suporta uma carga de tração uniaxial, a elasticidade do material candidato pode estar diretamente relacionada à capacidade de carga do produto. No entanto, algumas características da peça ou produto podem não ter correspondência simples com as propriedades dos materiais mensuráveis, como no caso de resistência ao choque térmico, resistência ao desgaste, confiabilidade etc. Nessas circunstâncias, o processo de avaliação pode ser completamente complexo e pode depender de predições baseadas em testes de serviço simulados ou no maior estreitamento relacionado nas propriedades mecânicas, físicas, ou químicas. Por exemplo, resistência ao choque térmico pode estar relacionada ao coeficiente de expansão térmica, condutividade térmica, elasticidade, ductilidade, resistência à tração. De um lado, a resistência à corrosão sob tensão pode estar relacionada à tensão de resistência, ao K_{ISCC} , e ao potencial eletroquímico.

Requisitos de processabilidade

A capacidade de processamento de um material é uma medida da sua capacidade de ser trabalhado e conformado em uma peça acabada. Com referência a um método de

fabricação específico, processabilidade pode ser definida como fusibilidade, soldabilidade, usinabilidade etc. A ductilidade e temperabilidade podem ser relevantes para processabilidade se o material deve ser deformado ou endurecido por tratamento térmico, respectivamente. A tolerância necessária exigida no produto em alguns casos pode ser tomada como uma medida da capacidade de processamento.

É importante lembrar que as operações de tratamento quase sempre afetam as propriedades do material, de modo que as considerações de processabilidade estão intimamente relacionadas às exigências funcionais.

Custo

O custo é geralmente um fator importante na avaliação de materiais, pois em muitas aplicações há um limite de custo de um material destinado a atender os requisitos especificados. Quando o limite do custo for excedido, o projeto pode ser alterado para permitir o uso de um material menos caro. O custo de processamento é muitas vezes superior ao custo do material conservado em estoque. Em alguns casos, um material relativamente mais caro pode eventualmente produzir um produto menos caro do que um material mais barato e que seja mais caro de processar.

Requisitos de confiabilidade

Confiabilidade de um material pode ser definida como a probabilidade de que ele irá executar a função pretendida para a expectativa de vida, sem falhas. Confiabilidade do material é difícil de medir, porque não apenas dependente da inerente propriedade do material mas também é muito afetada pela sua produção e história de processamento. Geralmente, materiais novos e não padronizados tendem ter menor confiabilidade do que os materiais padrão. Apesar das dificuldades de avaliar a confiabilidade, muitas vezes é um importante fator de seleção que deve ser levado em conta. Técnicas de análises de falhas são normalmente usadas para prever as diferentes maneiras em que um produto pode falhar e podem ser consideradas como uma abordagem sistemática para avaliação da confiabilidade. As causas do fracasso de uma peça em serviço podem ser rastreadas para verificar defeitos de materiais e processamento, concepção defeituosa, condições de serviço inesperado ou uso indevido do produto.

Resistência a condições de serviço

O ambiente no qual o produto ou peça vai operar desempenha um importante papel na determinação dos requisitos de desempenho do material. Ambientes corrosivos, bem como temperaturas elevadas ou baixas, podem afetar negativamente o desempenho dos materiais em serviço. Sempre mais que um material está envolvido em uma aplicação, a compatibilidade torna-se uma consideração de seleção. Em ambiente térmico, por exemplo, os coeficientes de expansão térmica de todos os materiais envolvidos podem ser semelhantes, a fim de evitar tensões térmicas. Em ambientes úmidos, materiais que estarão em contato elétrico devem ser escolhidos com cuidado, para evitar a corrosão galvânica. Em aplicações nas quais existe movimento relativo entre as diferentes partes, a resistência ao desgaste dos materiais envolvidos deve ser considerada. O projeto deve prever o acesso para a lubrificação, caso contrário, os materiais autolubrificantes têm que ser usados.

2.2 Métodos quantitativos para seleção inicial

Tendo especificado os requisitos de desempenho das diferentes peças, então as propriedades requeridas podem ser estabelecidas para cada material. Essas propriedades podem ser quantitativas ou qualitativas, essenciais ou desejáveis. Por exemplo, a função de uma biela de um motor de combustão interna é conectar o êmbolo ao virabrequim. Os requisitos de desempenho são de que ele deverá transmitir a energia de forma eficiente sem falhar durante a vida útil do motor. As propriedades essenciais dos materiais são fadiga e resistência à tração, enquanto as propriedades desejáveis que devam ser maximizadas são processabilidade, peso, confiabilidade e resistência a condições de serviço. Todas essas propriedades devem ser realizadas em um custo razoável. O processo de seleção envolve a busca do material, ou materiais, que melhor atenda a esses requisitos. O ponto de partida para a seleção de materiais é toda a gama de materiais de engenharia. Nessa fase, criatividade é essencial a fim de abrir canais em diferentes direções e não deixar o pensamento tradicional interferir na exploração das ideias. Um aço pode ser o melhor material para um conceito de projeto, enquanto um plástico é melhor para um conceito diferente, embora os dois modelos ofereçam a mesma função. Depois de todas as alternativas terem sido sugeridas, as ideias inadequadas, obviamente, são eliminadas e a atenção é concentrada naqueles que visam

à praticidade. No final dessa fase, os métodos quantitativos podem ser usados para a formação da triagem inicial, a fim de diminuir as opções para um número gerenciável de avaliação detalhada posteriormente. A seguir, estão alguns dos métodos quantitativos para a triagem inicial dos materiais.

Limites nas propriedades dos materiais

Triagem inicial dos materiais pode ser alcançada classificando primeiro o seu requisito de desempenho em duas categorias principais:

- Requisitos rígidos ou vai-não vai
- Requisitos flexíveis ou relativos

Requisitos rígidos devem ser atendidos pelo material, se for para ser considerado no todo. Tais exigências podem ser usadas para a triagem inicial dos materiais e para eliminar os grupos impróprios. Por exemplo, os materiais metálicos são eliminados quando são selecionados materiais para um isolador elétrico. Se o isolador deve ser flexível, o campo é ainda mais reduzido e todos os materiais cerâmicos são eliminados. Outros exemplos de requisitos rígidos incluem comportamento sob temperatura de funcionamento, resistência a ambientes corrosivos, ductilidade, condutividade elétrica e térmica ou isolamento e transparência ou outras ondas de luz. Exemplos de processos de requisitos rígidos incluem o tamanho do lote, a taxa de produção, o tamanho e o formato do produto, tolerâncias e acabamento superficial. O equipamento ou experiência para um processo de fabricação existente em uma planta também pode ser considerado como uma dura exigência em muitos casos. Compatibilidade entre o processo de fabricação e o material também é um parâmetro importante de triagem. Por exemplo, o elenco de ferros fundidos não é compatível com processos de estampagem de folhas de metal, e aços não são de fácil processo de fundição. Em alguns casos, eliminar um grupo de materiais resulta na eliminação automática de alguns processos de fabricação. Por exemplo, se plásticos são eliminados porque a temperatura de serviço é muito alta, moldagem por injeção e transferência devem ser eliminadas porque são inadequadas para outros materiais.

Flexíveis ou relativos, os requisitos são objetos de compromisso e de *trade-offs* (custo e desempenho). Exemplos de requisitos flexíveis incluem propriedades mecânicas, gravidade específica e custo. Requisitos macios podem ser comparados em termos de importância relativa, que depende da aplicação em estudo.

Método-custo por unidade da propriedade

O custo por unidade da propriedade é o método adequado para triagem inicial em aplicações nas quais uma propriedade se destaca, como a exigência de serviços mais críticos. Como exemplo, considere o caso de uma barra de determinado comprimento (L) para suportar uma força de tração (F). A área de seção transversal (A) da barra é dada por:

$$A = F / \sigma_t \quad (1)$$

Onde σ_t = tensão de trabalho do material relacionada com a tensão de escoamento usando fator de segurança 3.

O custo da barra (C') é dado por:

$$C' = C\rho AL = (C\rho FL)/\sigma_t \quad (2)$$

Onde C =custo do material por unidade de peso

ρ =densidade do material

Como F e L são constantes para todos os materiais, a comparação pode ser baseada no custo por unidade de resistência, que é a quantidade:

$$[(C\rho)/\sigma_t] \quad (3)$$

Materiais com menor custo por unidade de resistência são preferíveis. Se o limite superior é fixado para a quantidade $[(C\rho)/\sigma_t]$, os materiais que satisfaçam essa condição podem ser identificados e utilizados como possíveis candidatos para uma

análise mais detalhada nas próximas fases da seleção. A tensão de trabalho do material nas Eqs. (1), (2) e (3) está relacionada com a elasticidade estática do material, pois a carga aplicada é estática. Se a carga aplicada é alternada, torna-se mais adequado utilizar a resistência à fadiga do material.

Da mesma forma, a resistência à fluência deve ser usada sob condições de carga que provocam fluência.

Equações semelhantes a (2) e (3) podem ser usadas para comparar os materiais com base no custo por unidade de rigidez quando o critério de projeto importante é a deflexão na barra. Em tais casos, S é substituído pelo módulo de elasticidade do material. As equações acima também podem ser modificadas para permitir a comparação de diferentes materiais sob o carregamento de outros sistemas de tensão uniaxial. A Tabela 1 apresenta algumas fórmulas para o custo por unidade de propriedade sob diferentes condições de carga baseado em qualquer limite de escoamento e rigidez.

Tabela 1 – Fórmulas para estimar o custo por unidade de propriedade

Secção transversal e condições de carga	Custo por unidade de resistência	Custo por unidade de rigidez
Cilindro sólido em tração ou compressão	$C\rho / \sigma_t$	$C\rho/E$
Cilindro sólido em dobramento	$C\rho / \sigma_t^{2/3}$	$C\rho/E^{1/2}$
Cilindro sólido em torção	$C\rho / \sigma_t^{2/3}$	$C\rho/G^{1/2}$
Barra sólida cilíndrica fina como coluna	—	$C\rho / E^{1/2}$
Barra sólida retangular em dobramento	$C\rho / \sigma_t^{1/2}$	$C\rho / E^{1/3}$
Vaso pressão parede fina cilíndrica	$C\rho / \sigma_t$	—

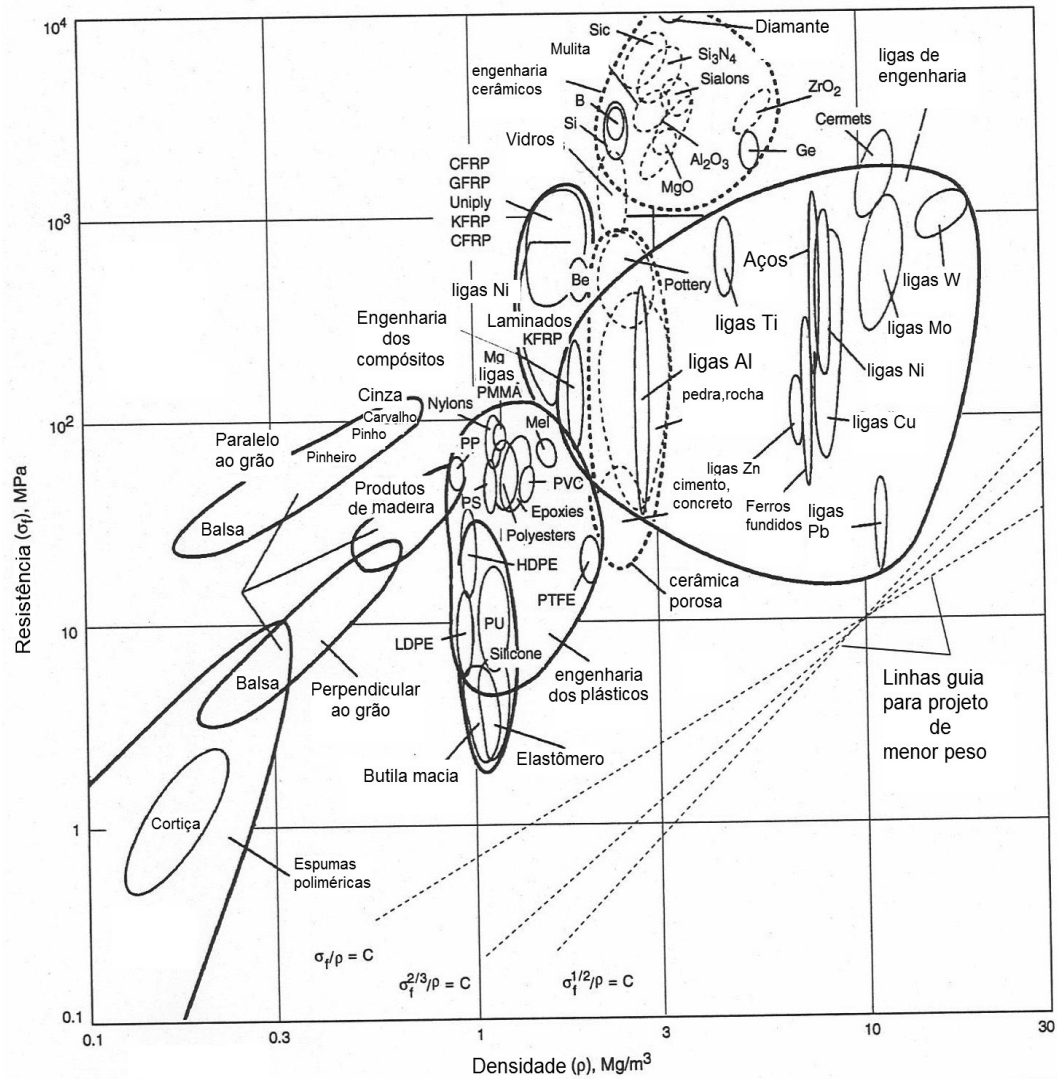
Fonte: M. M. Farag, 1997, p. 9.

Método de Ashby

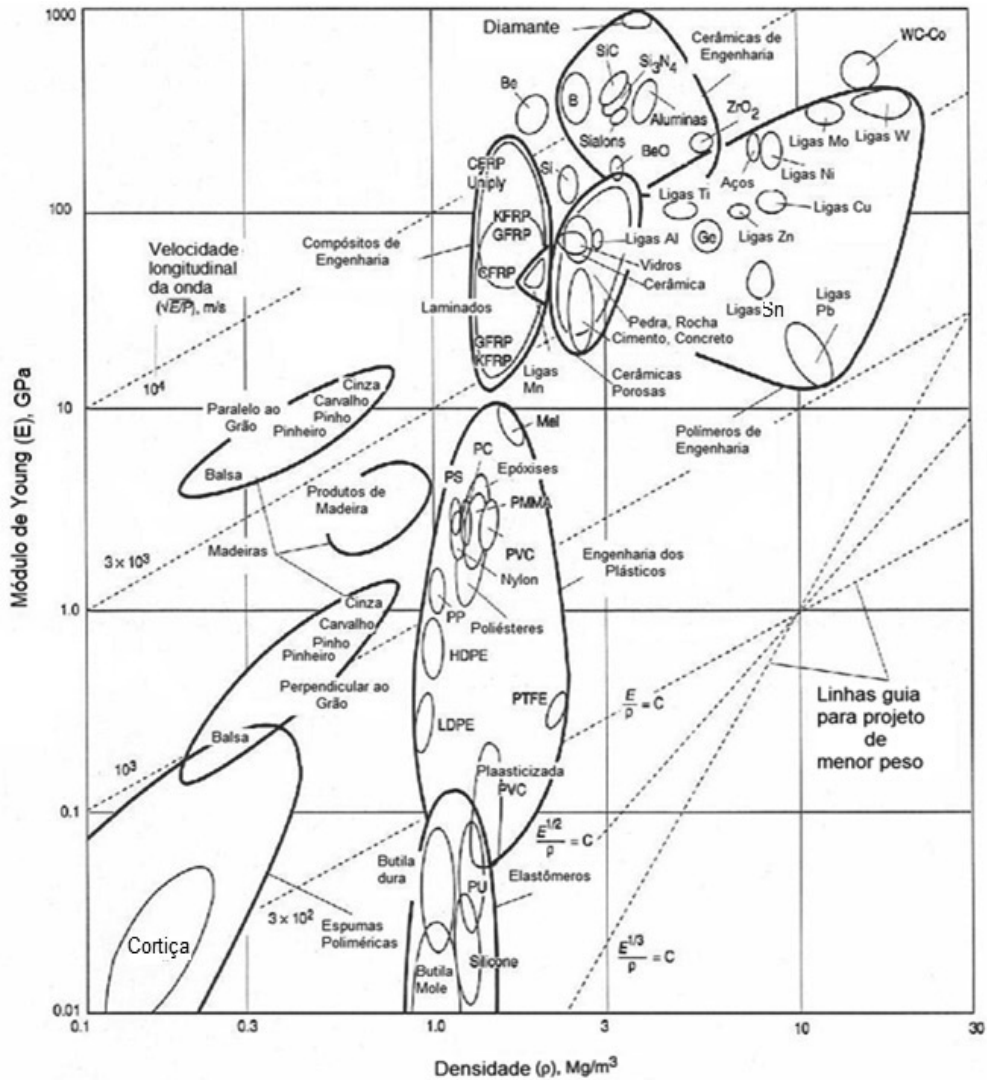
Gráficos de Ashby para seleção de materiais também são úteis para triagem inicial dos materiais. Fig. 2(a) traça a resistência contra a densidade de uma variedade de materiais. Dependendo da geometria e tipo de carregamento, diferentes $\sigma_t - \rho$ aplicáveis, conforme mostrado na Tabela 1. Para carregamento axial simples, a relação é σ_t/ρ . Para retângulo sólido sob dobramento, se aplica $\sigma_t^{1/2}/\rho$, e para o cilindro sólido sob dobramento e torção da relação $\sigma_t^{2/3}/\rho$, se aplica. Linhas com essas pistas são mostradas na Fig. 2. Assim, se uma é linha traçada paralelamente à linha $\sigma_t/\rho = C$, todos os materiais que se encontram na linha realizarão igualmente bem sob condições

de carregamento axial simples. Materiais acima da linha são melhores e os que estão abaixo são piores. Diagrama semelhante, Fig. 2(b), pode ser tirado para o módulo elástico contra a densidade e fórmulas semelhantes as da Tabela 1 podem ser usadas para triagem dos materiais em condições onde a rigidez é um requisito importante.

Fig. 2 – Gráficos de Ashby para seleção de materiais, baseados na: (a) resistência em função da densidade com linhas-guia para índices de desempenho; (b) módulo de Young em função da densidade com linhas-guia para índices de desempenho



(a) Gráfico de Ashby para seleção inicial II



(b) Gráfico de Ashby para seleção inicial I

Fonte: M. F. Ashby, 1989, p. 517-525

Método de Dargie

A triagem inicial dos materiais e processos pode ser uma tarefa entediante se executada manualmente a partir de manuais e catálogos de fornecedores. Essa dificuldade tem solicitado a introdução de vários sistemas baseados em computador para materiais e/ou processo de seleção. Como exemplo ilustrativo, o sistema (MAPS 1) será brevemente descrito. Para esse sistema (DARGIE, 1982, p. 126-136), foi proposto um código de classificação da parte semelhante à utilizada na tecnologia de grupo. Os cinco primeiros dígitos do código de um MAPS estão relacionados com a eliminação de

inadequados processos de fabricação. O primeiro dígito é referente ao tamanho do lote. O segundo dígito caracteriza o volume e depende da dimensão maior e se a peça é longa, plana ou compacta. O terceiro dígito caracteriza a forma, que é classificada em prismática, copo, assimétrica, nonaxisimétrica e não prismática. O quarto dígito é relacionado com tolerância e o quinto dígito à rugosidade superficial.

Os próximos três dígitos do código de um MAPS 1 estão relacionados com a eliminação de materiais impróprios. O sexto dígito está relacionado com a temperatura de serviço, o sétimo dígito com a taxa aceitável de corrosão e o oitavo dígito relaciona o tipo de ambiente ao qual a peça está exposta.

O sistema utiliza dois tipos de bancos de dados para pré-seleção:

- Adequação das matrizes
- Matriz de compatibilidade

A adequação das matrizes lida com a adequação de processos e materiais para a peça em questão. Cada um dos dígitos do código tem uma matriz. A coluna da matriz corresponde ao valor do dígito e as linhas correspondem aos processos e materiais na base de dados. Os elementos da matriz são: 0, indicando inadequação, ou 2, indicando a adequação.

A matriz de compatibilidade expressa a compatibilidade das diferentes combinações de processos e materiais. As colunas da matriz correspondem aos materiais, enquanto as linhas correspondem aos processos. Os elementos da matriz são: 0, para combinações incompatíveis, 1, para uma ou incomum combinação difícil, ou 2, para as combinações utilizadas na prática usual.

Com base no código da peça, o programa gera uma lista de combinações de materiais candidatos e processos para produzi-los. Essa lista ajuda o projetista a identificar alternativas possíveis no início do processo de concepção e projeto para facilitar a fabricação.

3 COMPARANDO SOLUÇÕES ALTERNATIVAS

Depois de estreitar o campo dos possíveis materiais, utilizando um ou mais dos métodos inicial de triagem quantitativo descrito, métodos antigos quantitativos podem

ser utilizados para estreitar ainda mais o domínio dos materiais possíveis e processos de fabricação correspondentes para poucos candidatos ótimos que tenham boas combinações dos requisitos flexíveis.

3.1 Método das propriedades ponderadas

Nesse método, à necessidade do material ou à propriedade é atribuído um determinado peso, dependendo de sua importância para o desempenho da peça em serviço. Um valor da propriedade ponderada é obtido multiplicando o valor numérico da propriedade pelo fator de ponderação (α). Os valores individuais das propriedades ponderadas de cada material são então somados para dar um índice comparativo de desempenho dos materiais (γ), cujo maior valor indica materiais mais adequados para a aplicação.

Método da lógica digital

Nos casos em que numerosas propriedades dos materiais são especificadas e a relativa importância de cada propriedade não está clara, determinações dos fatores de ponderação (α) podem ser amplamente intuitivas, o que reduz a confiabilidade da seleção. A abordagem digital lógica pode ser usada como um instrumento sistemático de determinar (α). Nesse procedimento, as avaliações são organizadas de tal forma que apenas duas propriedades são consideradas em tempo. Cada combinação possível de propriedades ou metas é comparada e não máscaras da escolha são exigidas, apenas a decisão sim ou não de cada avaliação. Para determinar a importância relativa de cada propriedade ou meta é construída uma tabela, as propriedades ou as metas estão listadas na coluna da esquerda e as comparações são feitas nas colunas à direita, como mostra a Tabela 2. Na comparação entre duas propriedades ou metas, para a meta mais importante é dada valor (1) e para a menos importante, zero (0).

O número total de N possíveis decisões $N = n(n - 1) / 2$, onde n é o número de propriedades ou metas em consideração. Um coeficiente de ênfase relativa fatores de ponderação (α), para cada meta é obtido pela divisão do número de decisões positivas para cada meta (m) no número total de decisões possíveis (N), nesse caso $\sum \alpha = 1$.

Para aumentar a precisão das decisões com base na abordagem da lógica digital, as avaliações sim ou não podem ser modificadas por marcas de gradação que variam de

atribuição 0 (nenhuma diferença em importância) a 3 (grande diferença de importância). Nesse caso, as marcas de gradação total para cada critério da seleção são alcançadas através da adição até as marcas de gradação individual. Os fatores de ponderação são, então, encontrados dividindo essas marcas de gradação total por seu total geral.

Tabela 2 – Determinação da importância relativa dos objetivos usando o método lógico digital

Número de Decisões Positivas $N = n(n - 1) / 2$												
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10		
Metas										Decisões positivas	Coefficiente ênfase relativa (α)	
1	1	1	0	1							3	0,3
2		0			1	0	1				2	0,2
3			0			0		1	0		1	0,1
4				1			1	0	0	2		0,2
5					0			0	1	1	2	0,2
O número total de decisões positivas 10											$\sum \alpha = 1,0$	

Fonte: M. M. Farag, 1997, p. 11.

Índice de desempenho

Na sua forma simples, o método de ponderação tem o inconveniente de combinar unidades desconhecidas, o que poderia produzir resultados irracionais. Isso é particularmente verdadeiro quando diferentes propriedades mecânicas, físicas e químicas de amplos valores numéricos diferentes são combinadas. A propriedade com maior valor numérico terá mais influência do que é garantido pelo seu fator de ponderação. Essa desvantagem é superada pela introdução de fatores de escala. Cada propriedade é escalada e o seu maior valor numérico não excede 100. Por exemplo: se a resistência é quatro vezes mais importante que o custo, esta será representada por uma divisão 80/20. O peso é quatro vezes mais importante que a resistência, a resistência é quatro vezes tão importante quanto o custo, a corrosão é 2/3 da importância da resistência etc.

Ao avaliar uma lista de materiais candidatos, uma propriedade é considerada no momento. O melhor valor na lista é classificado como 100 e os outros são redimensionados proporcionalmente. Apresentar o fator de escala facilita a conversão de valores de propriedade normal do material para valores adimensionais escalados.

Para uma determinada propriedade, o valor de escala, B, para um dado material candidato

é igual a:

$$B = \text{Propriedade escalada} = \frac{\text{Valor numérico da propriedade}}{\text{Valor máximo da lista}} 100 \quad (4)$$

Para dada propriedade que tem valor máximo (resistência, tenacidade...).

Para propriedades como custo, perda ou desgaste de corrosão, o ganho de peso na oxidação etc., um valor menor é mais desejável. Nesses casos, o valor mais baixo é classificado como 100 e B é calculada como:

$$B = \text{Propriedade escalada} = \frac{\text{Valor mínimo da lista}}{\text{Valor numérico da propriedade}} 100 \quad (5)$$

Para dada propriedade que tem valor mínimo (densidade, custo de corrosão...).

Para as propriedades dos materiais que podem ser representadas por valores numéricos, a aplicação do procedimento acima é simples. No entanto, com propriedades tais como resistência à corrosão e ao desgaste, usinabilidade resistência e soldabilidade etc., os valores numéricos são raramente dados e os materiais são geralmente classificados como muito bom, bom, regular, ruim etc. Nesses casos, a avaliação pode ser convertida em valores numéricos usando uma escala arbitrária. Por exemplo, à avaliação da resistência à corrosão – excelente, muito boa, boa, fraca e pobre – pode ser atribuída valores numéricos de 5, 4, 3, 2 e 1, respectivamente. Depois do dimensionamento das diferentes propriedades, o índice de desempenho do material (γ) pode ser calculado como:

$$\text{Índice de desempenho} = \gamma = \sum_{i=1}^n B_i \quad (6)$$

Onde i é a soma de todas as propriedades relevantes n .

O custo (estoque de material, processamento, acabamento etc.) pode ser considerado como uma das propriedades e tendo em conta o adequado fator de ponderação. No entanto, se houver um grande número de propriedades a considerar, a importância do custo deve ser enfatizada, considerando-a separadamente como um modificador do índice de desempenho do material (γ). Nos casos em que o material é utilizado para preencher espaço, o custo pode ser introduzido na base por unidade de volume. Uma figura de mérito (M) para o material pode, então, ser definida como:

$$M = \gamma / (C\rho) \quad (7)$$

Onde C = custo total do material por unidade de peso (estoque, processamento, acabamento etc.).

ρ = densidade do material.

Quando uma função importante do material é suportar tensões, pode ser mais apropriado usar o custo da resistência de cada unidade, em vez do custo por unidade de volume. Isso ocorre porque maior resistência permitirá menos material para ser usado para suportar a carga, e o custo da resistência de cada unidade pode ser a melhor representante do montante utilizado na confecção da peça. Nesse caso, a Eq. (7) é reescrita como:

$$M = \gamma / C' \quad (8)$$

Onde C' é determinado a partir da Tabela 1, dependendo do tipo de carregamento. Esse argumento também pode ser realizado em outros casos em que o material executa uma importante função como condutividade elétrica ou térmica. Nesses casos a quantidade do material e, conseqüentemente, o custo, é diretamente afetada pelo valor da propriedade.

Quando um grande número de materiais com um grande número de propriedades especificadas está sendo avaliado para a seleção, a propriedade do método de ponderação pode implicar em grande número de demorados e tediosos cálculos. Em tais casos, o uso de um computador pode facilitar o processo da seleção. As etapas

envolvidas no método da propriedade ponderada podem ser escritas sob a forma de um simples programa de computador para selecionar os materiais a partir de um banco de dados. Um programa interativo também pode incluir o método da lógica digital para ajudar na determinação dos fatores de ponderação.

4 SELECIONANDO A MELHOR SOLUÇÃO

Os candidatos que têm índices de desempenho mais promissores, pode cada um agora ser usado para desenvolver um projeto detalhado. Cada detalhe do desenho vai explorar os pontos de resistência do material, evitando os pontos fracos, e em consonância com os processos de fabricação necessários para o material. Os projetos diferentes são então comparados, tendo em consideração os elementos de custo, a fim de chegar à combinação ótima de projeto, material e processo.

5 ESTUDO DE CASO NA SELEÇÃO DE MATERIAL

O estudo de caso a seguir ilustra o processo da seleção de materiais descrito. O objetivo é selecionar o componente menos caro que satisfaça os requisitos para um simples componente estrutural, mastro de um barco de vela, em forma de um cilindro oco de 1000 mm de comprimento, que é submetido a forças de compressão axial de 153 kN. Devido a limitações de espaço e peso, o diâmetro exterior do componente não deve exceder 100 mm, o diâmetro interno não deve ser inferior a 84 mm, e que a massa não deve exceder 3 kg. O componente será submetido a impacto mecânico e a jato de água. Acessórios e outros componentes requerem a presença de furos relativamente pequenos.

5.1 Exigências de desempenho dos materiais

Possíveis modos de falha, e as correspondentes propriedades dos materiais necessários para resistir à falha do presente componente, incluem:

- Fratura catastrófica, devido à carga de impacto, especialmente furos perto do conjunto, é resistida pela alta tenacidade à fratura do material. Essa é uma exigência rígida dos materiais e será utilizada para a triagem inicial dos materiais.

- Escoamento plástico é resistido por alta tensão de escoamento. Essa é uma exigência de material dúctil, mas o limite inferior será determinado pela limitação do diâmetro exterior.
- Flambagem local e global são resistidas por alto módulo de elasticidade. Essa é uma exigência de material dúctil, mas um limite inferior será determinado pela limitação do diâmetro externo.
- Flambagem de fibra interna para materiais reforçados de fibra é resistida por alto módulo de elasticidade da matriz e da alta fração volume fibras na direção do carregamento. Essa é uma exigência de material dúctil, mas o limite inferior será determinado pela limitação no diâmetro externo.
- Corrosão, que pode ser resistida através da seleção de materiais com inerente boa resistência à corrosão ou por revestimento protetor.
- A confiabilidade do componente em serviço. Um fator de segurança de 1,5 é tido para a carga axial, ou seja, a força axial de trabalho será considerada como 230 kN, a fim de melhorar a confiabilidade.

Em adição às exigências acima, as limitações estabelecidas nas dimensões e o peso devem ser observados.

5.2 Triagem inicial dos materiais

A exigência de tenacidade à fratura do material é usada para eliminar os materiais cerâmicos. Devido às limitações definidas nos diâmetros interno e externo, a seção máxima possível do componente é de 2.300 mm². Para evitar escoamento sob o trabalho de carga axial, a resistência ao escoamento do material deve ser superior a 100 MPa, o que exclui a engenharia de polímeros, madeiras e algumas das ligas de engenharia de resistência inferiores; ver Fig. 2. Resistência à corrosão é desejável, mas não será considerada como fator para a seleção desde que existe a possibilidade de proteção para materiais com menos corrosão, mas será considerada como requisito leve.

5.3 Comparando soluções alternativas

A Tabela 3 mostra exemplifica materiais que satisfazem as condições estabelecidas na triagem inicial. Em uma situação real, a lista na tabela poderia ser

muito maior, mas a intenção aqui é ilustrar o procedimento. O limite de elasticidade, o módulo elástico, a gravidade específica, resistência à corrosão e categoria de custos são apresentados para todos os materiais. Nessa fase, é suficiente para classificar os materiais em muito barato, barato etc., melhores estimativas do material e de fabricação, e o custo serão necessários à tomada de decisão final na seleção. Como o peso do componente é importante para essa aplicação específica, a resistência específica e o módulo específico seriam melhores indicadores da adequação do material, Tabela 4. A importância relativa das propriedades do material é apresentada na Tabela 5, e os índices de desempenho dos diferentes materiais, como determinado pelo método das propriedades ponderadas, são apresentados na Tabela 6. Os sete materiais candidatos com alto índice de desempenho ($\gamma > 45$) são selecionados para fazer projetos do componente atual.

Tabela 3 – Propriedades das amostras dos materiais candidatos

Material	Limite escoamento (MPa)	Módulo elástico (GPa)	Gravidade específica	Resistência corrosão ^a	Custo categoria ^b
AISI 1020	280	210	7,8	1	5
AISI 1040	400	210	7,8	1	5
ASTM A242 tipo 1	330	212	7,8	1	5
AISI 4130	1520	212	7,8	4	3
AISI 316	205	200	7,98	4	3
AISI 416 TT	440	216	7,7	4	3
AISI 431 TT	550	216	7,7	4	3
AA 6061 T6	275	69,7	2,7	3	4
AA 2024 T6	393	72,4	2,77	3	4
AA 2014 T6	415	72,1	2,8	3	4
AA 7075 T6	505	72,4	2,8	3	4
Ti-6Al-4V	939	124	4,5	5	1
Epóxi, 70% vidro	1270	28	2,1	4	2
Epóxi, 63 carbono	670	107	1,61	4	1
Epóxi, 62% aramida	880	38	1,38	4	1

Fonte: M. M. Farag, 1992, p. 323-327

^a 5 Excelente, 4 Muito bom, 3 Bom, 2 Fraco, 1 Pouco.

^b 5 Muito barato, 4 Barato, 3 Preço Moderado, 2 Caro, 1 Muito Caro

5.4 Selecionar a solução ótima

Como mostrado anteriormente, os possíveis modos de falhas de um cilindro oco incluem: escoamento, flambagem local, global e interna da fibra. Esses quatro modos de

falhas são usados para desenvolver as fórmulas do projeto para o componente.
Condições para escoamento:

$$F/A < \sigma_e \quad (9)$$

Onde σ_e = limite de escoamento do material

F = força de trabalho externo

A = área transversal

Condição para flambagem local:

$$F / A < 0,121 ES / D \quad (10)$$

Onde D = diâmetro externo do cilindro

S = espessura da parede do cilindro

E = módulo elástico do material

Condição para flambagem global:

$$\sigma_e > F / A [1 + (LDA / 1000 I) \sec\{(F/EI^{1/2}L/2)\}] \quad (11)$$

Onde I = momento segundo de área

L = comprimento do componente

Condições para flambagem de fibras internas:

$$F / A < [E_m / 4(1 + \nu_m)(1 - V_f^{1/2})] \quad (12)$$

Onde E_m = módulo elástico do material da matriz

ν_m = relação de Poisson do material da matriz

V_f = fração de volume V das fibras paralelas ao sentido do carregamento

A Fig. 3 mostra a melhor variação do projeto do diâmetro do componente e espessura da parede como previsto pelas Eqs. (9-11) para a liga de alumínio AA7075.

Ponto (O) representa o melhor projeto. Figuras similares foram desenvolvidas para que os diferentes materiais candidatos determinem as melhores dimensões do projeto do componente do mastro quando feitas de materiais e dos resultados segundo as indicações da Tabela 7.

Embora todos os materiais na Tabela 7 possam ser usados para fazer os componentes seguros que cumprem com as limitações do espaço e do peso, a liga AA 2024 T6 é selecionada desde que forneça solução mais econômica.

Tabela 4 – Propriedades das amostras dos materiais candidatos

Material	Resistência específica (MPa)	Módulo específico (GPa)	Resistência ^a corrosão ^a	Custo categoria ^b
AISI 1020	35,9	26,9	1	5
AISI 1040	51,3	26,9	1	5
ASTM A242 tipo 1	42,3	27,2	1	5
AISI 4130	194,9	27,2	4	3
AISI 316	25,6	25,1	4	3
AISI 416 TT	57,1	28,1	4	3
AISI 431 TT	71,4	28,1	4	3
AA 6061 T6	101,9	25,8	3	4
AA 2024 T6	41,9	26,1	3	4
AA 2014 T6	148,2	25,8	3	4
AA 7075 T6	180,4	25,9	3	4
Ti-6Al-4V	208,7	27,6	5	1
Epóxi -70% vidro	604,8	28,0	4	2
Epóxi -63% carbono	416,2	66,5	4	1
Epóxi -62% aramida	637,7	27,5	4	1

Fonte: M. M. Farag, 1992, p. 323-327.

^a 5 Excelente, 4 Muito bom, Bom 3, 2 Fraco, 1 Pouco

^b 5 Muito barato, 4 Barato, 3 Preço moderado, 2 Caro, 1 Muito caro

Tabela 5 – Fatores de ponderação

Propriedade	Resistência específica (MPa)	Módulo específico (GPa)	Resistência corrosão	Custo relativo
Fator de Ponderação (α)	0,3	0,3	0,15	0,25

Fonte: M. M. Farag, 1992, p. 323-327

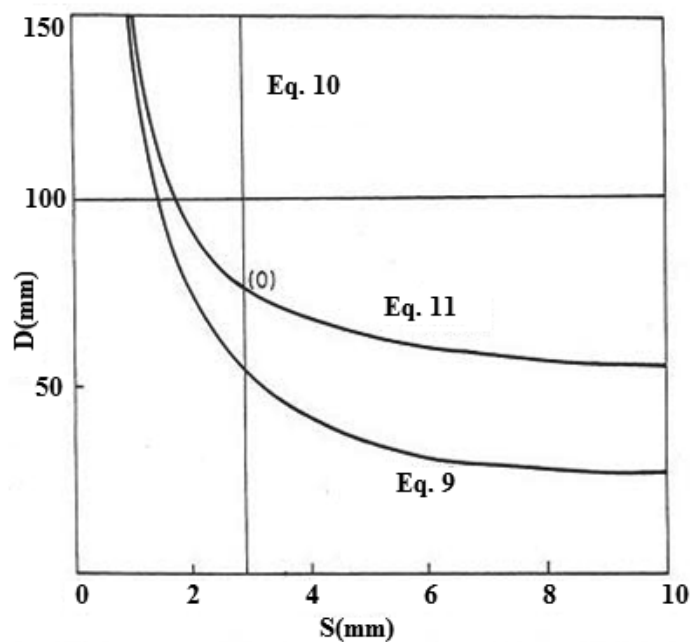
Tabela 6 – Cálculo do índice de desempenho

Escalada resistência	Escalado módulo	Escalada resistência	Escalado custo	Índice de
-------------------------	--------------------	-------------------------	-------------------	--------------

	específica	específico	corrosão	relativo	desempenho
<i>Material</i>	* 0,3	* 0,3	* 0,15	* 0,25	(γ)
AISI 1020	1,7	12,3	3	25	42
AISI 1040	2,4	12,3	3	25	42,7
ASTM A242 tipo1	2	12,3	3	25	42,3
AISI 4130	9,2	12,3	6	15	42,5
AISI 316	1,2	11,3	12	15	39,5
AISI 416 Tratados	2,7	12,7	12	15	42,4
AISI 431 Tratados	3,4	12,7	12	15	43,1
AA 6061 T6	4,8	11,6	9	20	45,4
AA 2024 T6	6,7	11,8	9	20	47,5
AA 2014 T6	7	11,6	9	20	7,6
AA 7075 T6	8,5	11,7	9	20	49,2
Ti-6Al-4V	9,8	12,5	15	5	42,3
Epóxi -70 % vidro	8,4	2,6	12	10	63
Epóxi- 63% carbono	19,6	30	12	5	66,6
Epóxi- 62% aramida	30	12,4	12	5	59,4

Fonte: M. M. Farag, 1992, p. 323-327

Fig. 3 – Escala do projeto como previsto pelas Eqs. (9-11) para a liga de alumínio AA 7075



Fonte: M. M. Farag, 1992, p. 323-327

Tabela 7 – Projetos utilizando materiais candidatos com maiores índices de desempenho

Material	D	S	A	Massa	Custo / kg	Custo do
	(mm)	(mm)	(mm ²)	(kg)	(\$)	componente (\$)

AA 6061 T6	100	3,4	1065,7	2,88	8	23,2
AA 2024 T6	88,3	2,89	801,1	2,22	8,3	18,4
AA 2014 T6	85,6	2,89	776,6	2,17	9	19,6
AA 7075 T6	78,1	2,89	709,1	1,99	10,1	20
Epóxi- 70% vidro	78	4,64	1136,3	2,39	30,8	73,6
Epóxi- 63% carbono	73,4	2,37	546,1	0,88	99	87,1
Epóxi -62% aramida	75,1	3,99	941,6	1,30	88	114,4

Fonte: M. M. Farag, 1992, p. 323-327.

6 SUBSTITUIÇÃO DOS MATERIAIS

As razões comuns para a substituição dos materiais incluem:

- Aproveitando-se dos novos materiais ou processos;
- Melhorando o desempenho em serviço, incluindo vida mais longa e confiabilidade mais elevada;
- Cumprindo novas exigências legais;
- Esclarecendo mudanças nas condições de funcionamento;
- Reduzindo o custo e fazendo o produto mais competitivo.

Geralmente, a substituição simples de um material por outro não produz a melhor solução. Isso porque não é possível realizar a capacidade plena do material novo a menos que o componente seja remodelado para explorar seus pontos fortes e características da fabricação. A seguir, uma breve descrição de alguns dos métodos quantitativos que estão disponíveis para fazer decisões na substituição de materiais.

6.1 Método de Pugh

O método de Pugh é útil como um método inicial da seleção nas fases iniciais de projeto. Nesse método, uma matriz de decisão é construída segundo as indicações da Tabela 8. Cada um das propriedades de um material novo alternativo possível é comparada com a propriedade correspondente do material atualmente usado, e o resultado é gravado na matriz de decisão como se mais favorável (+), se menos favorável (-), e se o mesmo (0). A decisão sobre se um material novo é melhor do que o material atualmente usado é baseada na análise do resultado de comparação, isto é, o

número total de (+), (-) e (0). Materiais novos com propriedades mais favoráveis do que inconvenientes são selecionados como sérios candidatos para a substituição e são usados para remodelar o componente e análise detalhada.

Tabela 8 – Exemplo de uso da matriz da decisão de Pugh para a substituição dos materiais

Propriedade	Material usado	Novo material	Novo material	Novo material
Atualmente		(1)	(2)	(3)
Propriedade 1	C1	-	+	+
Propriedade 2	C2	+	+	+
Propriedade 3	C3	+	+	-
Propriedade 4	C4	0	+	-
Propriedade 5	C5	-	0	-
Propriedade 6	C6	0	0	0
Propriedade 7	C7	-	-	0
Propriedade 8	C8	-	-	0
Propriedade 9	C9	-	0	0
Total (+)		2	5	2
Total (-)		5	1	3
Total (0)		2	3	4

Fonte: M. M. Farag, 1997, p. 19.

6.2 Análises de custo benefício

A análise de custo benefício é mais apropriada para a análise detalhada envolvida em fazer decisão final na substituição do material. Porque os materiais novos são geralmente mais complexos e exigem frequentemente um controle mais próximo e novas tecnologias para seu processamento, os componentes feitos de tais materiais são mais caros. Isso significa que, para que a substituição dos materiais seja economicamente praticável, o ganho econômico em consequência da melhora do desempenho ΔB deve ser maior do que custo adicional incorrido em consequência da substituição ΔC .

$$\Delta B - \Delta C > 1 \quad (13)$$

Para essa análise é conveniente dividir o custo da substituição ΔC dos materiais em:

- Diferenças de custo direto no material e no trabalho. Os materiais novos frequentemente têm o melhor desempenho, mas são mais caros. Quando quantidades

menores do material novo são usadas para fazer o produto, o aumento direto no custo do material não pode ser tão grande como apareceria no início. O custo de trabalho não pode ser um fator importante na substituição se os materiais novos não exigem técnicas de processamento e procedimentos novos do conjunto. Se, entretanto, novos processos são necessários, podem resultar novos ciclos de tempos e a diferença na produtividade tem que ser avaliada com cuidado.

- Custo do reprojeto e teste. Usar materiais novos envolve geralmente mudanças de projeto e teste dos componentes para assegurar-se de que seu desempenho cumpra as exigências. O custo do reprojeto e do teste pode ser considerável no caso de componentes críticos.

- Custo de novas ferramentas e equipamento. Os materiais em mudança podem ter efeito considerável na vida e custo das ferramentas, e pode influenciar os processos de tratamento térmico e de acabamento. Isso pode ser uma fonte de economia de custo se o material novo não exige os mesmos processos complexos de tratamento ou de acabamento usados para o material original. O custo do equipamento necessário para processar materiais novos pode ser considerável se os materiais novos exigem instalações de produção novas como no caso de substituir metais por plásticos.

Baseado na análise acima, o custo total ΔC de substituir um material novo, n, no lugar de um material original, o, em dada parte é:

$$\Delta C = (P_n M_n - P_o M_o) + f(C_t / N) + (T_n - T_o) + (L_n - L_o) \quad (14)$$

Onde P_n, P_o = preço/unidade de massa dos materiais novos e originais usados na peça;

M_n, M_o = massa dos materiais novos e originais usados na peça;

f = fator de recuperação importante; pode ser tomado como 15% na ausência de informação;

C_t = custo da transição de original aos materiais novos;

N = número total de peças novas produzidas;

T_n, T_o = custos da ferramenta por peça para novos e originais materiais;

L_n, L_o = custos laborais por peça usando materiais novos e velhos.

Os ganhos em consequência do desempenho melhorado ΔB podem ser estimados baseados no desempenho melhorado previsto do componente, que pode ser relacionado ao aumento no índice de desempenho do material novo comparado com o material atualmente usado. Tais aumentos incluem a economia ganha em consequência da perda de peso ou vida de serviço aumentada do componente.

$$\Delta B = A(\gamma_n - \gamma_o) \quad (15)$$

Sendo γ_n, γ_o = índices de desempenho dos materiais novos e originais, respectivamente; A = benefício do desempenho melhorado do componente expresso nos dólares por o aumento da unidade no índice de desempenho γ do material.

7 ESTUDO DE CASO NA SUBSTITUIÇÃO DOS MATERIAIS

No estudo de caso na seleção de materiais, a liga de alumínio AA 2024 T6 foi selecionada porque dá a solução menos cara. Todavia, dos sete materiais da Tabela 7, a liga AA 6061 T6, epóxi-70% vidro, epóxi-62% aramida resulta nos componentes que são mais pesados e mais caros do que aqueles de outros quatro materiais e serão rejeitados porque não oferece nenhuma vantagem. Dos quatro materiais remanescentes, a liga AA 2024 T6 resulta no componente menos caro, mas mais pesado. Os outros três materiais AA 2014 T6, AA 7075 T6, e epóxi-63% carbono resultam em componentes progressivamente mais leves a custo progressivamente mais elevado.

Para os casos onde é vantajoso ter um componente mais leve, a análise de custo-benefício pode ser usada para encontrar um substituto apropriado para a liga AA 2024 T6. Para essa finalidade, a Eq. (15) é usada com o índice de desempenho (γ) considerado como o peso do componente e ΔC que é a diferença no custo do componente, e A é o benefício expresso nos dólares, por reduzir 1 quilograma da massa. Comparando os materiais em pares mostra que:

Para $A < \$7/kg$ conservado, a liga AA 2024 T6 é o melhor material.

Para $A = \$7 \$60 - 5/kg$ conservado, a liga AA 7075 T6 é melhor substituto. Para $A > \$60,5/kg$ conservado, epóxi-63% carbono é a melhor.

8 FONTES DE INFORMAÇÃO E SELEÇÃO ASSISTIDA POR COMPUTADOR

Um requisito essencial para o sucesso da seleção de materiais é uma fonte de dados de confiança e consistentes nas propriedades dos materiais. Há muitas fontes de informação, que incluem agências governamentais, associação comercial, sociedades de engenheiros, livros-texto, institutos de pesquisas e produtores dos materiais. A Internacional ASM tem publicado recentemente um diretório de propriedades dos materiais databases, isso contém mais de 500 fontes de dados, incluindo ambas as bases de dados específicos e centros de dados. Para cada fonte, o diretório dá uma breve descrição da informação disponível, endereço, número de telefone, e-mail, web site e custo aproximado, se aplicável. O diretório também indica igualmente os índices para material e propriedade para ajudar o usuário encontrar a fonte mais apropriada de informação do material. Há muita informação disponível em disco CD-ROM ou PC, que a faz possível integrar a origem de dados em sistemas da seleção assistida por computador.

8.1 Base de dados computarizados dos materiais

As bases de dados computarizadas dos materiais são parte importante de todo o sistema assistido por computador para a seleção de materiais. Com uma base de dados interativa, como no caso do seletor do metal da ASM (HELLER, 1985), o usuário pode definir e redefinir os critérios da seleção para mudar gradualmente os materiais e isolar os candidatos que cumprem as exigências. Em muitos casos, pode ser realizado de acordo com critérios de mudança diferentes como:

1. Especificados valores numéricos de um conjunto de propriedades dos materiais;
2. Especificado o nível da processabilidade tal como a usinabilidade, a capacidade de solda, a formabilidade, a disponibilidade, a despesa de fabricação etc.;
3. A classe do material, por exemplo, resistência à fadiga, à corrosão, ao calor, materiais elétricos etc.;
4. Formas tais como haste, fio, chapa, tubo, fundido, forjado, soldado etc.;

5. Designações: *Unified Numbering System (UNS) numbers*, *American Iron and Steel Institute (AISI)* números, nomes comuns, grupo material ou país de origem;
6. Especificações, que permitem o operador selecionar materiais que são aceitáveis às organizações tais como *American Society for Testing and Materials (ASTM)* e *Society of Automotive Engineers (SAE)*;
7. Composição, que permite o operador selecionar materiais que têm determinados valores mínimos e/ou máximos de elementos de liga.

Mais de um dos critérios de mudança citados podem ser usados para identificar materiais apropriados. Mudanças podem ser executadas no modo AND ou OR. O modo AND estreita a busca que o material tem que se conformar a todos os critérios específicos. O modo OR alarga a busca que os materiais satisfazem em algumas das exigências selecionadas.

O número de materiais que sobrevivem ao processo de mudança depende da severidade dos critérios usados. No início de mudança, o número de materiais mostrados na tela é o total na base de dados. Enquanto mais limitações são colocadas nos materiais, o número de materiais sobreviventes começa a diminuir e poderia alcançar 0, isto é, nenhum material se qualifica. Nesses casos, algumas das limitações têm que ser relaxadas e as mudanças reiniciadas.

8.2 Auxílio do computador para fazer a seleção final

A base de dados de integração da propriedade do material com algoritmos de projeto e programas de fabricação do projeto assistido por computador (CAD) /computer-aided (CAM) tem muitos benefícios que incluem a homogeneização e a partilha dos dados nos diferentes departamentos, redundância diminuída do esforço e custo diminuído do armazenamento de informação e recuperação. Tais sistemas incluem:

- O Sistema Computarizado da Aplicação e Referência (CARROS). *The Computerized Application and Reference System (CARS)*, desenvolvido do manual de aço automotriz do projeto da AISI, *AISI Automotive Steel Design Manual*, executa a análise primeira-ordem do projeto usando diferentes aços.

- O sistema de projeto de alumínio do (ADS), *Aluminum Design System* (ADS), desenvolvido pela associação de alumínio (E.U.), executa cálculos do projeto e verificações da conformidade dos membros estruturais de alumínio com as especificações do projeto para o alumínio e suas ligas.
- Seleção de material e projeto para predições da vida de fadiga, desenvolvida pela Internacional ASM, ajuda no projeto da maquinaria e pelas estruturas da engenharia usando diferentes materiais de engenharia.
- Seleção de materiais de projeto de máquina, desenvolvida por penton media (U.S.), combina as propriedades para uma escala larga dos materiais e a série de dados para a análise do projeto.

8.3 Sistemas peritos

Os sistemas peritos, igualmente chamados sistemas baseados sobre o conhecimento, são os programas informáticos que simulam o raciocínio de um perito humano no dado campo de conhecimento. Os sistemas peritos confiam nos heurísticos, ou nas regras do polegar, para extrair a informação de uma grande base de conhecimento. Os sistemas peritos consistem tipicamente em três componentes principais:

- As bases de conhecimento contêm fatos e regras heurísticas nível-perito para resolver problemas de dado domínio. As regras são introduzidas normalmente ao sistema por peritos do domínio através de conhecimento do engenheiro.
- O motor de inferência fornece um procedimento organizado para mudança através da base de conhecimento e escolhendo regras aplicáveis a fim de alcançar soluções recomendadas. O motor de inferência fornece igualmente uma ligação no meio da base de conhecimento e da interface do utilizador.
- A interface de utilizador permite que o usuário entre com os parâmetros principais do problema considerado. Igualmente fornece recomendações e explicações de como tais recomendações foram alcançadas.

Um formato de uso geral para as regras na base de conhecimento está no formulário:

IF (condição-1) e/ou (circunstância 2)

THEN (conclusão 1)

Por exemplo, no caso da seleção de FRP:

IF: módulo elástico exigido, expresso em GPa, é mais de 150 e gravidade específica menos de 1.7.

THEN: fibras orientadas de carbono em 60% de volume.

Os sistemas peritos estão encontrando muitas aplicações na indústria, o que inclui as áreas de projeto, da pesquisa de defeitos, da análise da falha, da fabricação, da seleção de materiais e da substituição dos materiais (WEISS, 1997). Quando usados para ajudar na seleção dos materiais, os sistemas peritos fornecem recomendações imparciais e podem procurar grandes bases de dados para as melhores soluções. Outra vantagem importante dos sistemas peritos é sua habilidade de capturar a perícia valiosa e de fazê-la disponível a um círculo mais largo de usuários. Um exemplo é o Sistema Perito da Corrosão Química, que é produzido pela Associação Nacional dos Engenheiros da Corrosão (NACE). O sistema alerta o usuário para a informação das condições ambiental e a configuração do componente, e recomenda os materiais candidatos.

CAPÍTULO 2

AÇOS CARBONO E AÇOS LIGA

1 INTRODUÇÃO

Aço é o material metálico mais comum e mais amplamente utilizado na sociedade de hoje. Pode ser fundido ou trabalhado em numerosas formas e pode ser produzido com resistência que excede 5GPa. Um exemplo principal da versatilidade do aço é em automóvel, no qual é o material de seleção e participa de 60% do peso do veículo. O aço é altamente conformado como visto nos contornos da carroceria do automóvel. O aço é forte e usado na armação, suporte de motor, eixo motor e vigas de impacto da porta do veículo. O aço é resistente à corrosão quando revestido com os vários revestimentos baseados no zinco disponíveis hoje. O aço é resistente à penetração quando comparado a outros materiais e fornece excepcional absorção de energia em uma colisão de veículo. O aço é reciclado e separado facilmente de outros materiais por um ímã. O aço é barato se comparado a outros materiais de competência, tais como vários materiais poliméricos e alumínio.

No passado, o aço foi descrito como uma liga de ferro e carbono. Hoje, essa descrição já é não aplicável desde que em alguns aços muito importantes, por exemplo, os aços livres de interstícios (SE) e o tipo 409 aços inoxidáveis ferríticos, o carbono é considerado uma impureza e presente em quantidade somente de algumas partes por milhão.

Por definição, o aço deve ter pelo menos 50% de ferro e deve conter um ou vários elementos de liga. Esses elementos incluem geralmente o carbono, manganês, silício, níquel, cromo, molibdênio, vanádio, titânio, nióbio e alumínio.

Cada elemento químico tem um papel específico a desempenhar no processo de fabricação do aço ou em conseguir propriedades ou características particulares, por exemplo, resistência, dureza, resistência à corrosão, permeabilidade magnética e usinabilidade.

2 FABRICAÇÃO DO AÇO

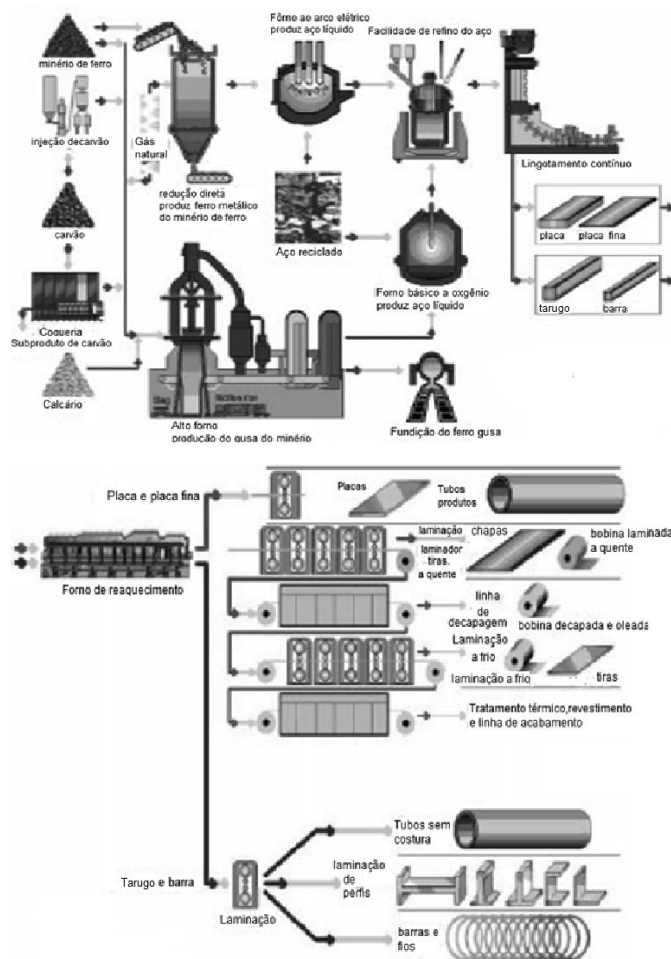
Origem e fabricação

O aço é o material metálico mais popular e quase 1000 Mt foram produzidos em 2003. Essa quantidade esclarece sobre 90% da produção anual dos metais no mundo. A vida humana é suportada extremamente pelo aço devido às suas vantagens inerentes à produção e às suas propriedades comparadas com as de outros materiais. As vantagens da produção incluem: (1) disponibilidade abundante de matérias-primas (minério de ferro e sucata do aço), de agentes de redutores (coque e carvão pulverizado) e de fluxos refinadores (na maior parte cal e dolomita), (2) taxa de rendimento elevado por planta (10Mt/ano) e (3) relativamente baixa demanda material total (5t/t-aço) e redução na energia do minério (22GJ/t- aço). As vantagens nas propriedades abrangem (1) módulo de Young elevado, (2) combinação proeminente de grande resistência e ductilidade, boa formabilidade, (3) boa resistência à corrosão na liga e (4) propriedades magnéticas excelentes. Essas propriedades foram melhoradas significativamente a custo competitivo por liga e a estrutura e a textura de controle, contudo deixando mais espaço para uma melhoria adicional.

O processo de produção e as propriedades dos aços tornaram-se completamente interativos provocados pela demanda do mercado. A chave de ligação do desenvolvimento tem sido, nos últimos anos, em muitos casos, o mercado. De fato, as indústrias do conjunto exigiram aços avançados com propriedades superiores, em tempo de entrega mais curto, para produzir melhores produtos a menos custo para utilizadores finais. A exigência conduziu a indústria de aço a desenvolver aços com propriedades melhoradas ou novas. Tais aços alertaram a emergência de novos processos de produção na indústria do aço. Inversamente, os processos de produção de aços novos têm revelado, às vezes, avenidas para produzirem aços mais avançados com melhores propriedades com produtividade mais barata e/ou melhor. Os aços avançados alertaram a indústria do conjunto para refinar seu processo de projeto e de montagem.

Uma ilustração dos processos de fabricação de aço é mostrada na Fig. 1, na parte superior de baixo para cima, o processamento das matérias primas aos semiprodutos, e na parte inferior de cima para baixo, o processamento dos semiprodutos aos produtos.

Fig. 1 – Processo de fabricação do aço da matéria-prima ao semiproduto (topo) e do semiproduto ao produto (base)



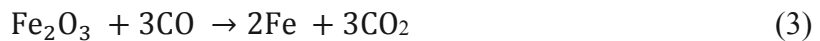
Fonte: Cortesia da AISI Steel Foundation) AISI (Washington, DC), <http://www.steel.org>

Os metais provêm dos depósitos naturais de minérios na crosta terrestre. A maioria dos minérios é contaminada com impurezas que devem ser removidas por meios mecânicos ou químicos. O metal extraído do minério purificado é conhecido como metal primário ou metal virgem, e o metal proveniente da ganga é designado metal secundário. Há dois tipos de minérios, os ferrosos e os não ferrosos. O termo ferroso provém do latim *ferrum*, significando ferro; um metal ferroso é aquele que possui alto teor de ferro. Metais não ferrosos como o cobre e alumínio, por exemplo, são aqueles que contêm pouco ou nenhum ferro. A quantidade de ferro na crosta terrestre é de aproximadamente vinte vezes a de todos os outros metais não ferrosos juntos; por isso, o ferro é o metal mais importante e o mais empregado. O alumínio, por

causa de sua aparência atraente, resistência relativamente alta e baixa densidade, é o segundo metal mais usado. O minério do alumínio comercialmente explorável, conhecido como bauxita, é um depósito formado próximo à superfície da crosta terrestre.

Alguns dos processos químicos que ocorrem durante a fabricação do aço ocorrem também durante a soldagem, de modo que a metalurgia da soldagem pode ser encarada imaginando-se a soldagem ao arco elétrico como a miniatura de uma siderúrgica.

O maior percentual de ferro comercialmente produzido vem do processo com alto-forno, que realiza uma reação química entre uma carga sólida e a coluna de gás ascendente resultante no forno. Os três diferentes materiais empregados na carga são minério, fundentes e coque. O minério consiste de óxido de ferro e o fundente principal é o calcário, que se decompõe em óxido de cálcio e dióxido de carbono, Eq. (1). A cal reage com as impurezas do minério de ferro e flutua sobre a superfície na forma de escória. O coque, que se constitui principalmente de carbono, é o combustível ideal para altos-fornos porque produz o gás monóxido de carbono, Eq. (2), o principal agente redutor do minério de ferro Fe_2O_3 para ferro metálico Fe, Eq. (3).



A atividade básica do alto-forno é reduzir o óxido de ferro para ferro metálico e remover as impurezas do metal. Os elementos reduzidos passam para a massa de ferro e os elementos oxidados dissolvem-se na escória. O metal proveniente do alto-forno é denominado ferro-gusa e é empregado como um material intermediário para posteriores processos de refino. O ferro-gusa contém quantidades excessivas de elementos que devem ser reduzidos antes que o aço seja produzido. Reduzir um elemento significa receber elétrons: no caso do ferro, ele passa de Fe^{++} ou Fe^{+++} para Fe^0 , em que cada átomo de ferro recebe dois ou três elétrons. Para o refino do aço, são empregados diversos tipos de fornos elétricos, conversores e outros, cada um desses realizando sua

tarefa de remoção e redução de elementos como carbono, silício, fósforo, enxofre e nitrogênio, através da saturação do metal líquido com oxigênio e ingredientes formadores de escória. O oxigênio reduz os elementos formando gases que escapam para a atmosfera enquanto a escória reage com as impurezas e as separa do metal fundido.

Depois de passar pelo forno de refino, o metal é purificado em lingoteiras feitas de ferro fundido. Os lingotes obtidos possuem seção quadrada e são constituídos de aço saturado de oxigênio. Para evitar a formação de grandes bolsas de gases no metal fundido, uma quantidade considerável de oxigênio deve ser removida. Esse processo é conhecido como desoxidação e é realizado através de aditivos que expulsam o oxigênio na forma de gases ou enviam-no em direção à escória. Existem diversos graus de oxidação, sendo os seguintes os tipos de aços resultantes:

Aços efervescentes

A fabricação de aços efervescentes envolve uma desoxidação mínima. À medida que o lingote se solidifica, uma camada de ferro quase puro é formada nas paredes e no fundo da lingoteira, e praticamente todo o carbono, fósforo e enxofre segregam no núcleo do lingote. O oxigênio forma com o carbono o gás monóxido de carbono (CO), que é aprisionado no metal em solidificação na forma de bolhas, as quais desaparecem durante o processo de laminação a quente. A principal vantagem dos aços efervescentes é a superfície livre de defeitos que pode ser produzida com a ajuda da camada de ferro quase puro. A maioria dos aços efervescentes é constituída de aços de baixo carbono contendo menos de 0,1% desse elemento.

Aços parcialmente desoxidados

Aços parcialmente desoxidados regulam a quantidade de oxigênio no metal fundido pelo uso de uma pesada tampa que é travada no topo da lingoteira depois de permitir que o metal atinja um leve grau de efervescência. Aços parcialmente desoxidados contêm uma composição mais uniforme no núcleo do lingote que os aços efervescentes.

Por isso, os aços parcialmente desoxidados são empregados em aplicações que requerem bom acabamento superficial, composição mais homogênea e melhores propriedades mecânicas que as dos aços efervescentes.

Aços acalmados

Diferentemente dos aços efervescentes ou parcialmente desoxidados, aços acalmados são fabricados removendo-se totalmente o oxigênio antes que o lingote se solidifique para evitar a efervescência. Essa remoção é auxiliada pela adição de ligas ferro-silício, que se combinam com o oxigênio para formar escória, deixando assim um metal íntegro e homogêneo.

Aços parcialmente acalmados

Aços parcialmente acalmados é um meio-termo entre aços efervescentes e acalmados. É adicionada uma pequena quantidade de um agente desoxidante, geralmente ferro-silício ou alumínio. A quantidade de desoxidante é a estritamente suficiente para cortar qualquer reação de efervescência, deixando algum oxigênio dissolvido.

Aços desoxidados a vácuo

O objetivo da desoxidação a vácuo é remover o oxigênio do aço fundido sem adicionar elementos que formem inclusões não metálicas. Isso é realizado aumentando-se o teor de carbono do aço e então submetendo o metal fundido à degaseificação a vácuo. O carbono reage com o oxigênio e forma o monóxido de carbono, e então os níveis de oxigênio e de carbono caem para os limites especificados. Como não são usados elementos desoxidantes formadores de óxidos sólidos, o aço produzido por esse processo possui alta pureza.

3 CLASSIFICAÇÃO E ESPECIFICAÇÃO DOS AÇOS

Classificações dos aços

As classificações mais comuns para os aços são:

Aços ao carbono
Aços de baixa liga
Aços de média liga
Aços de alta liga

3.1 Aços carbono

O aço é basicamente uma liga de ferro e carbono, alcançando seus níveis de resistência e de dureza principalmente através da adição de carbono. No sistema SAE/AISI, os aços ao carbono são classificados como segue:

Aços não resulfurizados	série 10XX
Aços resulfurizados	série 11XX
Aços resulfurizados e refosforizados	série 12XX
Aços carbono de elevado manganês	série 15XX

A sociedade automotiva dos engenheiros estabeleceu padrões para análises específicas dos aços. Esses números SAE estão listados na Tabela 1. As séries 10XX são para aços comuns ao carbono e 11XX são aqueles referidos como de usinagem fácil, o segundo dígito indica o enxofre acima do teor normal e até 0,33%. As séries 12XX possuem alto fósforo e também alto enxofre, o teor de fósforo é de até 0,12%. Outros tipos de aço de corte fácil são os chumbados, contendo até 0,25% de chumbo. Este existe na estrutura em forma de glóbulos que quebram a estrutura do aço para produzir cavacos frágeis.

Nas séries 10XX, o primeiro dígito indica aço comum ao carbono. O segundo indica uma modificação na liga. Logo, o número 11XX denota uma alteração no enxofre contido. Os dois últimos dígitos indicam pontos de carbono. Um ponto no carbono é definido como 0,01%. Então um aço SAE1120 indica aço de corte fácil com teor médio de carbono de 20 pontos, ou 0,20 de 1% de carbono. A variação permissível de carbono nessa série de aço SAE1120 é 0,18 a 0,23 por cento de carbono. Nas séries 12XX um aço Siemens Martin popular é indicado por 12L14, onde L designa cerca de 0,25% de chumbo na liga.

O Instituto Americano de Ferro e Aço, AISI, em cooperação com a SAE revisaram as porcentagens das ligas usadas na fabricação do aço, permanecendo o sistema de números e adicionando prefixos (letras) para indicar o método usado na fabricação do aço. Os prefixos são:

A = liga, Siemens Martin básico

B = carbono, Bessemer ácido

C = carbono, Siemens Martin básico

D = carbono, Siemens Martin ácido

E = forno elétrico

Se o prefixo é omitido, o aço é considerado ser Siemens Martin. Um número AISI1050 indica aço comum ao carbono, aço Siemens Martin básico com teor médio de carbono 0,5 de 1 por cento, 50 pontos de carbono.

Uma ampla variedade de aço está em uso comum e muitos deles são vendidos sob designação própria, como consequência, sua identificação se torna difícil. Todos os aços podem ser classificados de acordo com: espécie, classe, grau e qualidade.

Espécie – O método pelo qual o aço é produzido determina a sua espécie. Existem cinco espécies de aços produzidos a saber: Siemens Martin, elétrico, Bessemer, Siemens Martin ácido e processo oxigênio básico.

Os aços Siemens Martin básicos são classificados como acalmados e semiacalmados, dependendo da desgaseificação no tempo de solidificação. Aços acalmados são desoxidados em processo de refino e não há evolução gasosa na solidificação. A uniformidade de composição e de bolhas os torna desejáveis para forjamento, carbonetação e tratamento térmico. Aços semiacalmados são aqueles desoxidados parcialmente. Durante a solidificação ocorre de aço acalmado adjacente à parede do molde acompanhada por rápida evolução gasosa.

A ação de efervescência pode ser controlada de modo a produzir lingote com superfície sadia com bolhas localizadas a algumas distâncias abaixo. Operação subsequente de laminação a quente causará soldagem destes vazios e produz produto de superfície limpa. Embora ocorra variação na composição através da seção dos aços semiacalmados, a superfície e outras características os tornam altamente desejáveis para

operação de estampagem profunda e conformação. O carbono contido no aço semiacalmado é 0,15%. Estes são produzidos em Siemens Martin básicos, atualmente, a quantidade destes aços produzidos a oxigênio direto tem aumento proporcionalmente.

Classe – O aço pode ser classificado de acordo com a forma e uso. Em bom senso, a forma pode ser fundida ou trabalhada. Produtos de aço podem originar em formas semiacabadas como barra, placa e chapa produzida por operação de trabalho a quente.

Algumas classes de aços comerciais são aços para: cementação, resistente ao calor e corrosão, para trilhas, estruturas, ferramentas, estampagem etc.

Grau – A classificação mais específica dos aços é encontrada sob o termo grau que se refere, particularmente, a composição do aço.

Essa classificação é como segue:

Aço de baixo carbono até 0,14% carbono

Aço doce de 0,15% até 0,29% carbono

Aço de médio carbono de 0,30% até 0,59% carbono

Aço de alto carbono de 0,60% até 2,00% carbono

Os aços de baixo carbono e doce são os grupos mais produzidos por causa de sua relativa resistência e boa soldabilidade.

Qualidade – Esta classificação dos aços carbono leva em conta a composição, segregação, tamanho de grão, inclusões não metálicas, resposta ao tratamento térmico. O limite da qualidade, que é mais restritiva que o padrão comercial, necessitará de maior controle e seleção de material que aumentará o custo.

Aços Baixo Carbono de 0,10% a 0,30% Carbono

Aços para tiras e chapas: Os aços laminados em tiras e chapas possuem maior produção industrial. Desta maneira são usados em diferentes graus e variedades para automóveis, móveis, refrigeradores e chapas galvanizadas.

Muitos aços contêm menos que 0,20% de carbono e, para estampagem, o teor de carbono é de 0,10%. Os aços baixo carbono semiacalmados são bem-aceitos na estampagem profunda devido à maior ductilidade e superfície superior de acabamento.

O aço empregado em para-lamas de automóveis e na carroceria contém 0,05% de carbono. Esse aço apresenta resistência de 38kgf/mm², escoando 14kgf/mm² no

estado laminado a quente e alongamento 28%. Todavia, sob redução a frio de 50%, o limite de resistência é 76kgf/mm², e alongamento de 2%. No caso de se aplicar recozimento após o trabalho a frio, a resistência passa a 33kgf/mm², escoamento 18kgf/mm² e alongamento 38%. Isso mostra a marcada influência da laminação a frio e recozimento nos aços baixo carbono. O recozimento destes aços apresenta uma alongação no escoamento.

Aços para acabamento a frio: São aços usados para conformação a frio necessitam ser maleáveis em forjamento livre. O aço C1020 é bem-aceito, para maior resistência, usa-se C1035.

Aços de usinagem fácil: São desenvolvidos para boa usinabilidade decrescendo o custo operacional. Espera-se que um aço baixo carbono tenha fácil usinabilidade, mas devido sua característica de encruamento, isso não é o caso. Qualquer maneira de formação e quebra de cavaco que o facilitará produzirá boa usinabilidade. O cavaco formado com um material dúctil é rasgado do trabalho mecânico produzindo uma superfície rugosa com severo aquecimento para a ferramenta. Os aços de fácil usinabilidade ou de corte fácil tem a vantagem pela presença de sulfetos de manganês, mas que formam cavacos e frágeis. No caso do manganês ou fósforo, a usinabilidade é atribuída à ação endurecedora destes elementos.

O enxofre é adicionado até 0,33%, combina-se com manganês formando MnS que se dispões sob forma de inclusões alinhadas na direção de laminação, que tornam frágil o aço pela formação de cavacos curtos.

O fósforo é adicionado até 0,12%, dissolve-se na ferrita, fragilizando-a o que provoca a ocorrência de cavacos curtos.

O chumbo é adicionado até 0,25%, distribui-se sob forma de fina dispersão de partículas que não se dissolvem na ferrita. Estas inclusões metálicas melhoram a usinabilidade pela formação de cavacos curtos devido à falta de continuidade metálica.

O aço padrão que apresenta índice de usinabilidade relativa de 100% é o B1112.

A microestrutura dos aços de corte fácil, com baixo carbono, deve apresentar perlita relativamente fina. Para aços médio carbono, a microestrutura deve ser perlita grosseira. Para aços alto carbono, a microestrutura deve ser esferoidita, por coalescimento.

Aços para cementação – Os aços baixo carbono são tenazes, mas não são resistentes ao desgaste. Todavia, aços alto carbono tratados termicamente são altamente resistentes ao desgaste. A combinação destas duas características pode ser obtida pela cementação onde, o carbono da superfície é aumentado de 0,10% para 0,80%. Aços SAE 1020, 3310, 4320, 4620, 4820, 8620, 8720, 9715 são usados para cementação.

A Tabela 1 apresenta casos típicos de aplicação de aços cementados. A dureza superficial destes aços atinge 62 RC para a profundidade de 1,20mm.

Tabela 1 – Aplicações dos Aços Cementados

Aplicação / Aço	1020	3310	4320	4620	4820	8620	8720	9315
Engrenagens	x	x	x	x	x	x	x	x
Pinhão-coroa		x	x	x	x	x	x	x
Terminal de direção			x			x		
Fixo – comando de válvula			x	x		x		
Parafuso sem-fim						x	x	
Cruzeta			x			x		
Pinos de pistão	x	x		x		x		
Fixos ranhurados	x	x		x	x	x	x	x
Broca para rocha		x		x	x		x	
Fixo para bomba					x	x	x	
Molde de plástico			x					x

Aços médio carbono de 0,30% a 0,85% carbono

São aços mais usados na construção de equipamentos. Os aços com carbono menor que 0,35% não endurecem apreciavelmente por têmpera. As propriedades dos aços com carbono maior que 0,35% são melhoradas por tratamento térmico. O aumento do carbono no aço diminui a ductilidade. Aço AISI C1040 é usado na indústria automobilística, onde a boa dureza ao desgaste e resistência são fatores requeridos, por exemplo, em tubos, eixos, parafusos, virabrequins e barra de direção. O aço AISI C1050 é conveniente para engrenagens no estado temperado. Aços com mais de 0,55% de carbono a 0,83% de carbono são empregados em molas e trilhos ferroviários.

Aços entre 0,30% e 0,45% carbono

Aços para nitretação – Estes aços apresentam como elementos de liga alumínio, cromo e molibdênio, porque facilitam a difusão do nitrogênio, que formam nitretos de elevada dureza superficial da ordem de DV 900-1100. Aquela variação no carbono é a quantidade suficiente para conferir suporte adequado à camada nitretada que é muito dura e fina. Estes aços são conhecidos como Nitralloy, com 0,83% a 1,21% de alumínio; 0,90% a 1,80% de cromo e 0,45% a 1,50% de molibdênio. Para dureza mais elevada no núcleo adiciona-se 3,25% a 3,90% de níquel. Para sucesso da nitretação deve-se aplicar a nitretação, seguida da têmpera e revenimento em alta temperatura.

Há outro tipo de aço usado na nitretação com 1,20 a 1,30% de carbono; 1,20% a 1,50 % de silício; 0,20% de cromo; 1,35% de alumínio e 0,20% de molibdênio. Esse aço é conhecido como aço grafitico que apresenta uma parte do carbono no estado livre. Esta condição confere ao aço propriedade lubrificante que se alia superfície dura e resistente ao desgaste com aparentes vantagens em aplicações onde se desenvolvem temperaturas altas, como em mancais. Como as aplicações dos aços nitretados, citam-se: engrenagens, fleiras, eixos, virabrequins, calibres etc.

Aços alto carbono de 0,85% a 1,30% carbono

Quando a máxima resposta ao tratamento térmico no aço é requerida prefere-se usar a variedade de alto carbono. Os aços AISI C1090 e C1095 são empregados em muitas aplicações como molas, punções, matrizes, martelos e ferramentas de corte. Em ferramentas que necessitam maior dureza a ductilidade não é fator importante, prefere-se carbono entre 0,10% e 1,20%. No caso de serras, lâminas, pistas de esferas de rolamentos são preferíveis os aços entre 1,20% e 1,50%.

Limitações dos aços carbono comuns- Estes aços são usados onde a resistência não é toa severa na temperatura ambiente e atmosfera de natureza não corrosiva. Todavia, a baixa endurecibilidade destes aços limita a resistência que se pode ser obtida em seções pequenas.

O revenimento do aço decresce a tensão interna de têmpera. Estes aços apresentam amolecimento continuado no revenimento. Quanto maior a temperatura do revenimento mais completo será o alívio de tensões internas.

A baixa resistência destes aços a corrosão, oxidação e perda de resistência em alta temperatura aliada à baixa endurecibilidade limitam o seu uso. Estas limitações devem ser consideradas quando se trata da seleção de aços. O método comum de sobrepor tais deficiências é empregar elementos de ligas nos aços carbono. Elemento de ligas além de sobrepor as limitações do aço promove propriedades especiais.

O propósito do uso de ligas no aço é devido:

Aumentar a endurecibilidade

Aumentar a resistência ao amolecimento

Elevar a resistência à corrosão e oxidação

Elevar a resistência às altas temperaturas

Elevar a resistência à abrasão

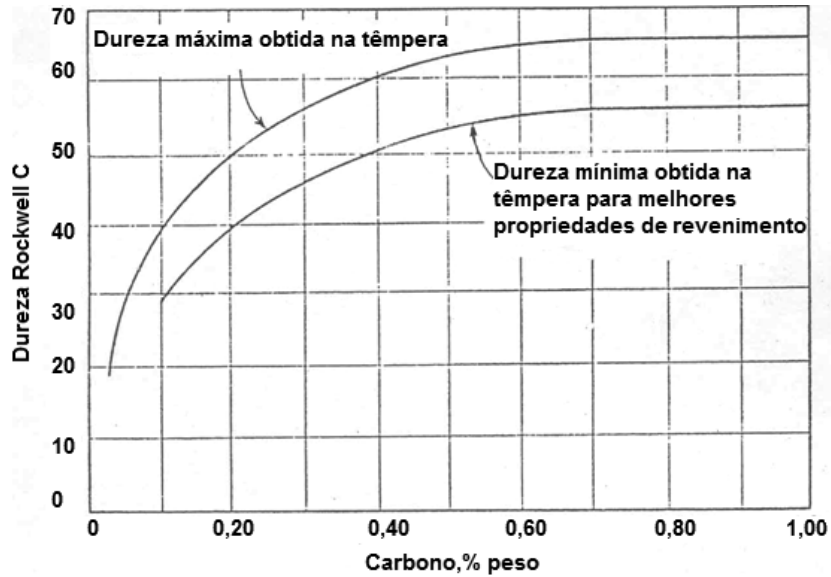
Endurecer aços não temperáveis

Efeito geral dos elementos de liga

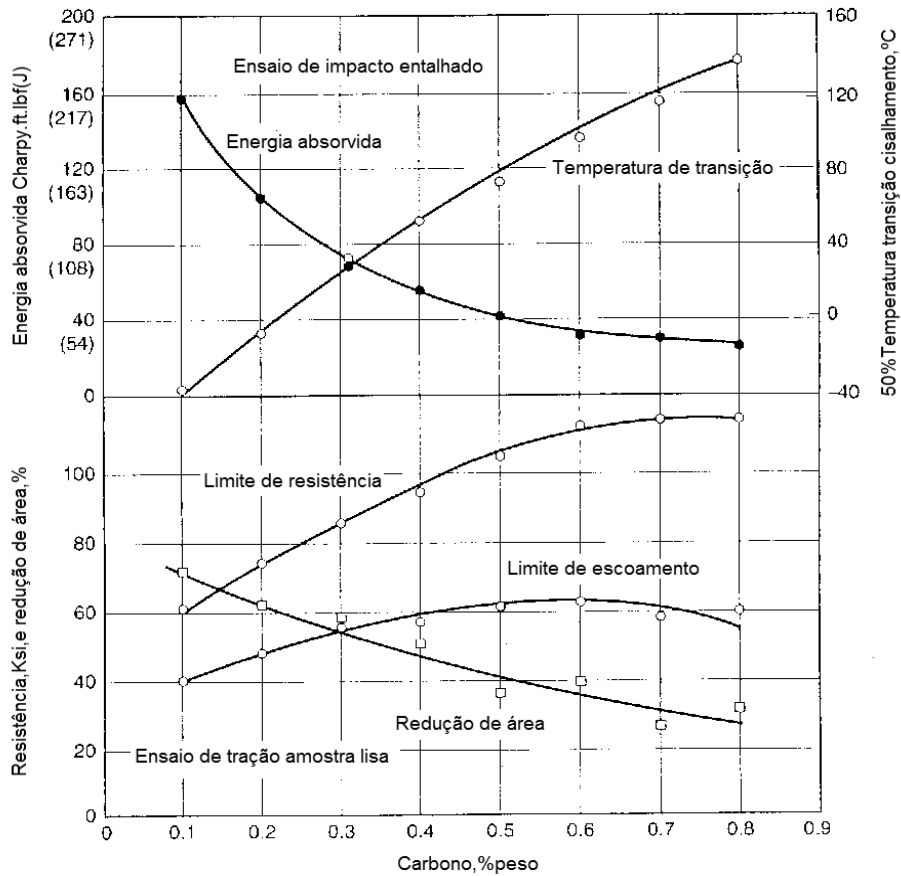
A relação de um aço para uma aplicação particular é um dos mais difíceis pontos do projeto. Os aços carbono possuem a vantagem como simplicidade do tratamento térmico e baixo custo, todavia, apresentam limitações. De outro lado, com o uso dos aços liga, as propriedades especificadas são atendidas em contraste ao aço carbono.

A dureza máxima obtida, no aço carbono comum, por têmpera para formar martensita é governada pelo carbono contido, Fig. 2(a). O carbono tem efeito negativo nas propriedades como redução de área e energia absorvida no impacto, Fig. 2(b).

Fig. 2 – Efeito do carbono nas propriedades do carbono no aço



(a) Efeito do carbono na dureza máxima e mínima



(b) Efeito do carbono nas propriedades de impacto dos aços ferríticos-perlíticos

Fonte: ASM Handbook, Vol. 20, 1997, p. 367.

A dureza máxima Rockwell C ocorre a 65RC para aço com 0,55% de carbono. Por adição de elementos de liga, o efeito do carbono é intensificado para dureza em profundidade. Então, a dureza na superfície é dada pelo teor de carbono do aço, temperabilidade, a dureza em profundidade é governada pelos elementos de liga, endurecibilidade.

Os possíveis efeitos que podem resultar a adição de elementos de liga no aço estão sumarizados na Tabela 2.

Elementos de liga como níquel, silício, zircônio, fósforo, enxofre e cobre não tem tendência a formar carbonetos. O silício, alumínio e zircônio, todavia, oxidam e formam óxidos sendo o silício e alumínio usados como desoxidantes nos aços. A maneira que um aço é desoxidado é influenciada no controle do tamanho de grão austenítico. Quanto ao alumínio é o agente desoxidante, o aço tem granulação fina. Devido à fina distribuição do óxido de alumínio que atua como núcleo e produz estrutura fina. Os elementos manganês, cromo, tungstênio, molibdênio, vanádio e titânio têm forte tendência a formar carbonetos, o titânio apresenta maior tendência. Na ausência do carbono, estes elementos se dissolvem com moderação na Ferrita.

Tabela 2 – Tendência de elementos de liga nos aços

Elemento	Solubilidade na Austenita	Solubilidade na Ferrita	Formação de Carbonetos	Inclusão não Metálica	Formação Compostos Intermetálicos	Estado Elementar
Al	Moderada	Alta	Nenhuma		Alx Ny	
B	Alta	Alta	Nenhuma			
Co	Moderada	Alta	Pouca			
Cu	Alta	Alta	Nenhuma			
Cr	Moderada	Moderada	Forte	Cr _x O _y		
S	Alta	Alta	Nenhuma			
P	Alta	Alta	Nenhuma			
Mn	Moderada	Moderada	Forte	MnFeS		
Mo	Alta	Moderada	Forte			
Ni	Alta	Alta	Nenhuma			
Si	Moderada	Alta	Nenhuma	SO ₂ M _x O _y		
Ti	Moderada	Moderada	Forte	T _x O _y		
W	Moderada	Moderada	Forte	V _x O _y	V _x N _y	
V	Moderada	Moderada	Forte	ZrO, ZrS	Zr _x N _y	
Zr	Alta	Moderada				
Pb						Pb

Efeito Principal	Aumenta Endurecibilidade	Eleva Resistência	Reduz Endurecibilidade; Diminui grão; Eleva Tenacidade	Desoxida; Controla Crescimento do Grão	Eleva Dureza	Aumenta Usinabilidade
------------------	--------------------------	-------------------	--	--	--------------	-----------------------

3.2 Aços liga

Há um sistema de classificação de quatro dígitos da SAE/AISI para os aços baixa liga. Como nos aços ao carbono, os primeiros dois dígitos são para a classe da liga e os últimos dois (ou três dígitos) para o índice de carbono. Por causa das várias combinações de elementos, o sistema é mais extensivo do que aquele usado para os aços carbono. O sistema de classificação geral da SAE/AISI para aços baixa liga é como segue:

Manganês	serie	13XX
Aço Níquel	serie	23XX, 25XX
Aço Níquel–cromo	serie	31XX, 32XX, 33XX, e 34XX
Aço Molibdênio	serie	40XX, 44XX
Aço Cromo–molibdênio	serie	41XX
Aço Níquel–cromo–molibdênio	serie	43XX e 47XX 81XX, 86XX, 87XX, e 88XX 93XX, 94XX, 97XX, e 98XX
Aço Níquel–molibdênio	serie	46XX e 48XX
Aço Cromo	serie	50XX e 51XX 50XXX, 51XXX, e 52XXX
Aço Cromo–vanádio	serie	61XX
Aço Tungstênio–cromo	serie	71XX, 72XX
Aço Silício–manganês	serie	92XX
Aço Boro	serie	XXBXX
Aço Chumbado	serie	XXLXX

A designação AISI-SAE é a seguinte: o primeiro dígito do número designa o tipo de liga. O segundo refere-se à série com a liga do grupo e, os dois últimos dígitos indicam o carbono médio.

Outra letra sufixo é a endurecibilidade ou valor-H. As curvas de endurecibilidade serão discutidas oportunamente. Estes números são escritos pela letra capital H, assim 4130H.

Os números SAE estão listados na Tabela 3, cujos significados são:

Aço manganês – As próximas séries SAE 13XX, constituem grupos de aços que contém de 1,5% a 2,0% de manganês. A adição de manganês ao aço eleva a resistência do aço no estado laminado e contribui para a boa resistência e ductilidade na condição tratada termicamente.

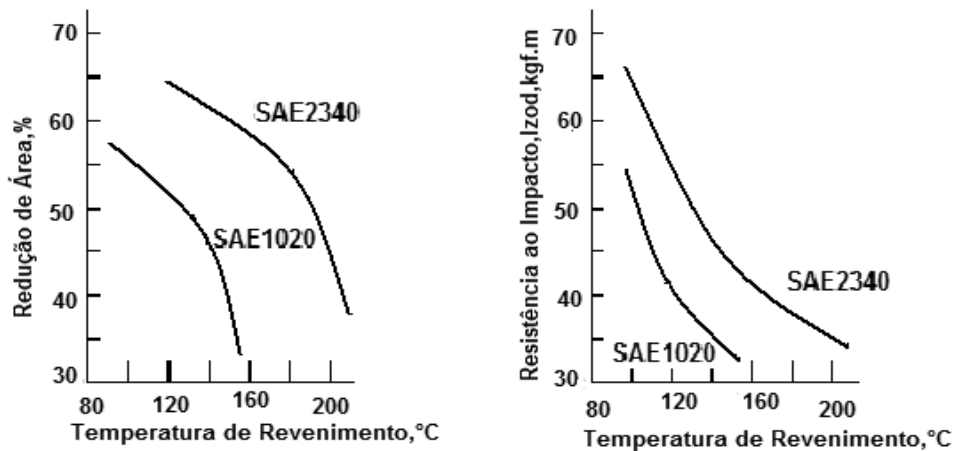
O manganês, também, fornece importante contribuição no aço ferramenta, algumas propriedades são indesejáveis contém 1,0% a 1,7% de manganês com 0,8% de carbono. Nos aços para trilhos, o manganês é aumentado para 1,5% para maior resistência e ductilidade.

O manganês em quantidades de 2,0% e 10,0% torna frágil o aço entre 11,0% e 14,0% com 1,0% a 1,2% torna o aço tenaz e resistente ao desgaste. Esse material, conhecido como aço Hadfield ao manganês austenítico, foi à primeira liga produzida industrialmente. Com teores altos de manganês, a temperatura críticas é abaixada e a taxa de resfriamento é reduzida e a estrutura martensítica é obtida sob baixo esfriamento.

Se esse aço for esfriado rapidamente, torna-se austenítico e possui e possui tenacidade com ductilidade. O material com esta composição é muito resistente à abrasão e a superfície endurece no trabalho, esse material não pode ser usinado e sim fundido e usado em escavadeira, chave de cruzamento ferroviário, mandíbula de britador etc.

Aço níquel – Os aços das séries, SAE 23XX e 25XX, contém de 3% a 5% de níquel. A principal vantagem está na alta resistência ao impacto e à tração e baixa redução de área, Fig. 3. Desde que o níquel abaixa a temperatura crítica menor é a de tratamento térmico.

Fig. 3 – Resistência ao impacto e redução de área aço baixo carbono e ao níquel



Adições de 8% a 12% de níquel no aço têm efeito de aumentar a resistência ao impacto. Quando 12% a 15% de níquel estão presentes no aço com 1% de carbono, obtém-se estrutura austenítica. O efeito deste último é reduzir tensões internas de têmpera do aço carbono. A adição de alta porcentagem de níquel aumenta a dureza. Quando 8% a 12% de alumínio, 0% a 24% de cobalto e 0% a 6% de cobre com 15% a 25% de níquel, resulta material muito duro com propriedades magnéticas, são os metais alnico.

Aços com 25% a 35% de níquel desenvolvem resistência à corrosão em altas temperaturas. Seus usos em altas temperaturas são aumentados pela adição de cromo. Aços que tem níquel nesta variação possuem baixo coeficiente de expansão de térmica. Devido variação possuem baixo coeficiente de expansão de térmica. Devido suas características, estes aços são usados em instrumentos de medição e padrões. Estes são conhecidos como Invar.

Aços com níquel entre 35% a 50% têm mesmo coeficiente de expansão térmico como o vidro podem, todavia, serem colocados para prevenir trincas do vidro com mudança de temperatura.

Elevados teores de níquel tornam os materiais em uso às baixas temperaturas sem perder suas propriedades mecânicas. Composições de níquel entre 50% a 80% aumentam a permeabilidade do ferro de, aproximadamente, 25 vezes. Estes materiais são chamados permalloy.

Um desenvolvimento recente da série destes aços não inclui o número SAE, são os aços maraging. Estes são essencialmente carbono livre e contém mantenista ferro-níquel. A diferença essencial entre os aços carbono e os aços maraging é que a martenista que se forma nos aços carbonos, quando temperados, transformam-se em material dúctil quando revenimento. A martensita ferro-níquel inicialmente é dúctil e, torna-se dura e tenaz com envelhecimento. As vantagens são evidentes, a usinagem ou conformação podem acontecer no estado dúctil e, o endurecimento pode ser alcançado por simples tratamento térmico que consiste de recozimento a 850°C por 1 hora e esfriamento ao ar e reauecimento a 500°C por 3 horas.

Três séries foram desenvolvidas de aços maraging: 20% a 25% de níquel com 1,5% a 2,5% de alumínio e titânio foi à primeira, seguida pela 18% de níquel com cobalto, molibdênio e titânio. A dureza resulta da formação de compostos intermetálicos Ni_3Mo e Ni_3Ti . Outra vantagem sobre os aços carbono é a alta resistência à corrosão sob tensão, característica desse aço. A terceira classe contém 12% de níquel com cromo e molibdênio com pequenos teores de alumínio e titânio. Estes desenvolvem alta resistência ao entalhe.

Os aços baixa liga SAE 2317 são usados para cementação e as principais aplicações são: engrenagens, eixo de rodas e parafusos. O aço SAE 2515 possui elevada resistência à fadiga, suas aplicações são: engrenagens, mecanismos de transmissão e pinhão.

Aço cromo – As várias séries SAE 5XXX são concedidas a quantidade de carbono para formar carbonetos. O cromo aumenta a resistência da ferrita em aços baixo carbono. A elevação da tenacidade do núcleo e resistência ao desgaste é conseguida por cementação. Alto carbono e alto cromo, 1,5% de cromo, os aços apresentam elevada resistência ao desgaste e dureza. Os aços SAE 51XX são usados em molas, engrenagens e tarraxas. Aço usado em rolamentos é o 52100 com 0,95% a 1,1% de carbono e 1,3% a 1,6% de cromo, este possui excelente resistência ao desgaste.

Aço níquel-cromo – As séries SAE 3XXX incluem aqueles aços que apresentam a ductilidade e tenacidade conferida pelo níquel combinada com o aumento da resistência e endurecibilidade produzida pela adição de cromo. A razão de níquel/cromo é de 2,5 para 1. Teores até 3% de cromo reduzem o tamanho do grão da estrutura. Esta porcentagem, também, apresenta efeito de combinar com ferro para formar carbonetos.

Composições até 6% de cromo e 0,83% de carbono produzem estrutura martensita. Além de 6% e até 15% de cromo a martensita esse com partículas de carbonetos dispersas com correspondente elevação na dureza. Acima de 12% de cromo todos os carbonetos intermetálicos estão na forma de carbonetos de ferro e cromo.

A série SAE 31XX contém 1,25% de níquel e 0,65% de cromo é empregado em eixo e engrenagem de transmissão articulação de barra de direção. A série SAE 33XX contém 3,5% de níquel e 1,5% de cromo é empregado quando se deseja maior endurecibilidade, em engrenagens e eixos de transmissão.

Se um aço níquel-cromo, inoxidável austenítico, for aquecido a 550°C, carbonetos de cromo se precipita nos contornos de grão que contribui à corrosão intergranular. Estes carbonetos de cromo não são tão resistentes à corrosão quanto à estrutura austenítica. Esse fenômeno é evitado pela adição de titânio que forma carboneto de titânio e não de cromo. Outra maneira de estabilizar a estrutura é aquecer o aço entre 1100°C por meia hora seguida de têmpera. O aquecimento causa completa dissolução dos carbonetos na austenita. A têmpera fixa a estrutura estabilizada. Esse processo é chamado solubilização.

Existem vários tipos especiais de combinações de aços liga com cromo. Uma classe até 2% de cromo conduz materiais de alta resistência ao impacto e ao desgaste. São aços empregados em bolas de rolamentos, ferramentas, matrizes. Cromo até 30% constituem os aços inoxidáveis.

Aço molibdênio – A série SAE 4XXX é usada em combinação com o cromo, níquel ou ambos. O molibdênio é um forte formador de carbonetos e tem pronunciado efeito na endurecibilidade e na dureza em alta temperatura e na endurecibilidade pelo deslocamento do tempo do diagrama temperatura de transformação para a direita. Isso aumenta o tempo de têmpera e resulta em maior profundidade de endurecimento do material. A adição de A% de molibdênio em aço baixo carbono a resistência fica duplicada. A presença do tungstênio forma carbonetos complexos em aços ferramenta. Desde que o molibdênio descarbonetiza em altas temperaturas, o tratamento térmico é executado em forno com atmosfera controlada.

As séries 40XX conduzem melhores propriedades mecânicas que aço carbono comum. Os aços 4023 e 4028 são cementados e empregados em engrenagens de transmissão e fuso ranhurado. Aço 4063 é usado em lâminas de molas para automóveis.

As séries 41XX possuem boa endurecibilidade, ductilidade e soldabilidade. O aço 4130, cromo-molibdênio com 1% de cromo e 0,15% a 0,25% de molibdênio, é empregado em vaso de pressão, estrutura de avião, eixo de automóvel, articulação do volante do automóvel, braço de direção, quadro e garfos das superbicicletas mountain bikes.

As séries 43XX e 47XX adicionam às propriedades de endurecibilidade às propriedades inerentes no aço níquel-cromo da série 3XXX. O aço 4340, níquel-cromo-molibdênio, é empregado em engrenagem de transmissão, feira para trefilação de metais, calandra e partes onde a resistência a fadiga é importante. As séries 46XX e 48XX adicionam endurecibilidade, tenacidade e resistência ao desgaste com as propriedades inerentes ao aço que contém níquel e cromo.

Aços com cromo e níquel-cromo têm a desvantagem da fragilidade e revenimento que pode ser remediada por têmpera da temperatura do revenimento.

Aço cromo-vanádio – As séries SAE 6XXX cromo-vanádio, incorporam vanádio na estrutura para garantir as propriedades de outras ligas adicionadas. O vanádio é forte formador de carbonetos, decresce a tendência de crescimento de grãos e melhora a resistência a fadiga, também tem limite elástico e resistência à fadiga elevada quando tratados termicamente. O aço 6150 é usado em submetidas a severas condições de fadiga como molas, válvulas, eixos pesados e engrenagens. O vanádio é mais usado na produção do aço que o molibdênio e contribui para a desoxidação. Desde que os carbonetos de vanádio são mais difíceis de dissolverem na austenita que os de molibdênio, necessita de elevada temperatura de aquecimento.

O silício nas séries SAE 92XX, é um desoxidante e, sob certas condições é considerado formador de carbonetos. Esse aumenta a elasticidade do material sem perda de ductilidade devida se distribuir totalmente na ferrita. Aços com silício acima de 0,50% são classificados como aços silício. Em porcentagens de 1% a 2% são usados em aços estruturais onde se necessita alto escoamento. Porcentagens de 3% a 4% de silício são os aços para fins elétricos devido reduzir a solubilidade do carbono na ferrita, aumentar crescimento do grão, reduzir perdas por histerese e aumento da resistência do ferro. Cuidado no caso do silício acima de 4% devido à baixa resistência ao impacto.

Aços tripla liga – São aços baixo cromo, níquel e molibdênio. Estes aços exibem qualidades que são inerentes a cada elemento separadamente. Aços tripla liga foram

desenvolvidos na segunda guerra mundial e, são numerados como AISI-SAE 86XX, 87XX, 92XX, 93XX, 94XX, 97XX, 98XX.

As séries 95XX são de alta resistência, aços baixa liga desenvolvidos para melhorar as propriedades mecânicas dos aços. Estes são soldáveis, são pré aquecidos e não necessitam de alívio de tensões após a soldagem. Na realidade, o tratamento térmico muda as propriedades mecânicas desse tipo de aço. A elevada relação resistência/ peso, a boa resistência à corrosão e aumento na resistência, em geral, os qualificam onde o peso deve ser conservado sem afetar sua resistência. Aplicações típicas em partes de automotivas incluem carros ferroviários.

Aços boro/B e boro-vanádio/BV – Estes aços são usados para seções pesadas ou materiais que serão submetidos a serviços pesados. O boro foi introduzido como elemento substituto de alguns metais críticos como o manganês, molibdênio e níquel. Quantidades pequenas de boro quando combinado ao carbono contido aumenta a endurecibilidade, Fig. 4. O efeito é muito marcado nos aços hipoeutetoides e, praticamente inexistente nos aços eutetoides e hipereutetoides. Quantidades acima de 0,005% de boro causam fragilidade a quente e a frio no material. Adições de boro e boro-vanádio aos números padrão AISI-SAE indicam modificações das propriedades físicas.

Fig. 4 – Efeito do boro na endurecibilidade do aço

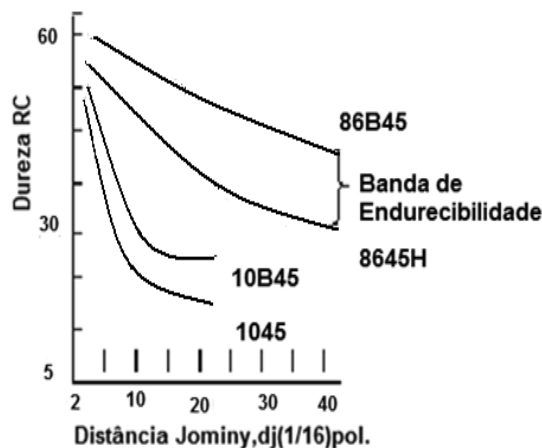


Tabela 3 – Classificação dos aços

Classificação	Número	Variação do número
Aço carbono SAE – AISI	1XXX	
Aço carbono comum	10XX	1006-1095
Aço de corte fácil (ressulfurado)	11XX	1108-1151
Aço ressulfurado, refosforado	12XX	1211-1214
Manganês (1,75% mínimo)	13XX	1320-1340
Níquel	2XXX	
3,5 Ni	23XX	2317-2345
5,5% Ni	25XX	2512-2517
Níquel-Cromo	3XXX	
1,25 Ni; 0,65% Cr	31XX	3115-3150
1,75 Ni; 1,00% Cr	32XX	
3,50% Ni ; 1,55% Cr	33XX	3310-3316
Resistente à corrosão, austenítico	303XX	(série AISI 300)
Molibdênio	4XXX	
C-Mo (0,25% Mo)	40XX	4024-4068
Cr-Mo (0,70% Cr ; 0,15% Mo)	41XX	4130-4150
Ni-Cr-Mo (1,8% Ni ; 0,65% Cr)	43XX	4312-4340
Ni-Mo (1,25% Ni)	46XX	4608-4640
Ni-Cr-Mo (0,45% Cr ; 0,20% Mo)	47XX	
Ni-Mo (3,5% Ni ; 0,25% Mo)	48XX	4812-4820
Cromo	5XXX	
0,50% Cr	50XX	
1,00% Cr	51XX	5120-5152
1,50% Cr	52XXX	5295-52100
Resistência calor-corrosão	514XX	(série AISI 400)
Cromo-Vanádio	6XXX	
1,00% Cr ; 0,12% V	61XX	6120-6152
Silício-Manganês		
0,85% Mn; 2,00% Si	92XX	9255-9262
Aços tripla liga		
0,55% Ni ; 0,50% Cr ; 0,20 Mo	86XX	8615-8660
0,55% Ni ; 0,50% Cr ; 0,25% Mo	87XX	8720-8750
3,25% Ni ; 1,20% Cr ; 0,12% Mo	93XX	9310-9317
0,45% Ni ; 0,40% Cr ; 0,12% Mo	94XX	9437-9445
0,45% Ni ; 0,45% Cr ; 0,20% Mo	97XX	9747-9763
1,00% Ni ; 0,80% Cr ; 0,25% Mo	98XX	9840-9850
Baixa liga alta resistência	95xx	
Aço Chumbado	XXLXX	
Boro (0,005% B)	XXBXX	

Os aços liga podem ser classificados com base no elemento de liga total, em:

Baixa liga quando a soma dos elementos de liga é menor que 5%

Média liga quando a soma dos elementos de liga está entre 5% a 10%

Alta liga quando a soma dos elementos de liga é maior que 10%

Os aços baixa liga são referidos a aços perlíticos desde que sua microestrutura seja similar aos grãos do aço carbono comum. Os aços alta-liga incluem os aços ferramentas e aços inoxidável.

Aços de baixa liga

Os aços de baixa liga, como o nome já diz, contêm pequenas quantidades de elementos de liga que produzem consideráveis melhorias em suas propriedades. Os elementos de liga são adicionados para melhorar a resistência mecânica e a tenacidade, para diminuir ou aumentar a resposta ao tratamento térmico e para retardar os processos de formação de carepa e corrosão. Aços de baixa liga são geralmente definidos como aqueles que possuem teor total de liga de 1,5% a 5,0%. Os elementos de liga mais comuns são o manganês, silício, cromo, níquel, molibdênio e vanádio. Aços de baixa liga podem conter quatro ou cinco desses elementos de liga em diversos teores. Aços de baixa liga possuem maior limite de escoamento e de resistência que aços doces ou aços carbono estruturais. Como eles apresentam altas razões resistência-peso, é possível reduzir o peso de carros, caminhões, equipamentos pesados etc. com o uso de aços de baixa liga.

Aços carbono comuns, que apresentam fragilidade a baixas temperaturas, não são confiáveis em aplicações críticas. Por isso, aços de baixa liga com adição de níquel são frequentemente empregados em situações de baixa temperatura. Os aços perdem muito de sua resistência a altas temperaturas. Para evitar essa situação, são adicionadas pequenas quantidades de cromo ou de molibdênio.

Aço estrutural baixa liga – Os requisitos da indústria de transporte para aços com limite de escoamento alto sem elevação no custo do material foram obtidos nos aços alta resistência e baixa liga. A economia no peso é de 25% em sete aços estruturais. Pelo decréscimo do carbono e adicionando liga é obtida uma boa combinação entre soldabilidade e propriedades mecânicas. Estas ligas são referidas como alta resistência e baixa liga. A Tabela 4 dá a composição e resistência destes aços.

Tabela 4 – Aços estruturais

Nome	Composição									Propriedades		
	C	Mn	Si	P	Ni	Cr	Cu	Mo	Zr	σ_e	σ_r	ΔL
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	MPa	MPa	%
Cor-ten	0,10	0,25	0,25	0,15		0,25	0,40			390	490	23
Hi-Steel	0,10	0,60	0,15	0,12	0,50		1,10	0,10		390	490	20
MayaclR	0,10	0,25	0,30	0,10	0,50	0,25	0,50			350	490	25
N-A-X	0,13	0,20	0,80	0,04	0,20	0,60	0,20		0,12	350	490	30
Otiscoloy	0,10	1,10	0,05	0,12			0,35			350	490	22
Ycoloy	0,08	0,50	0,25	0,07	2,00		1,00			390	490	20

Desde que estes aços são usados em seções mais finas do que as normalmente usadas em estruturas, torna-se conveniente, melhorar a sua resistência à corrosão, isto é conseguido pela adição de 1,0% de cobre associado com pouco aumento no fósforo. Em vista do baixo carbono, a soldagem é possível sem efeito endurecedor na área soldada que necessitaria de recozimento.

Os efeitos gerais dos elementos de ligas desses aços são:

- Manganês melhora a resistência mecânica em até 1,0% de manganês.
- Níquel melhora as propriedades mecânicas, a resistência a corrosão e refina a granulação.
- Cobre melhora a resistência à corrosão atmosférica.
- Cromo melhora a resistência mecânica quando em teores em maior quantidade, melhora a resistência ao desgaste por formar carbonetos, é adicionado com níquel e cobre.

- Molibdênio apresenta o mesmo efeito do níquel, cromo e manganês, sobre as propriedades mecânicas, com a vantagem de melhorá-las igualmente a temperaturas mais altas.

Aços média liga

Aços de média liga são definidos como aqueles que possuem teor de elementos de liga entre 5% e 10%. Apresentam características semelhantes às dos aços de baixa liga, requerendo, porém, maiores cuidados em sua fabricação e soldagem.

Aços microligados (de alta resistência e baixa liga)

É um termo aplicado aos aços que contêm adições pequenas de elementos de liga que retardam a recristalização da austenita e o movimento do limite de grão da austenita pela formação de pequenos precipitados de carbonetos e/ou nitretos. Estes elementos incluem o vanádio, o nióbio e o titânio. Estes aços HSLA são produzidos para uma variedade de placas, formas estruturais, barras, e de aplicações de chapa com resistência que varia de 290 MPa a 690 MPa. Estes aços são cobertos sob o número SAE e especificações da ASTM. A SAE, aços baixa liga de alta resistência é coberto sob as especificações J410, J1392, e J1442 e ASTM, os aços baixa liga de alta resistência são cobertos sob várias especificações que incluem A242, A440, A441, A572, A588, A606, A607, A618, A633, A656, A690, A709, A714, A715, A808, A812, A841, A860, e A871. Estes aços HSLA encontram larga aplicação nas áreas tais como a construção de ponte (estruturas de vigas), plataformas de óleo e gás natural a pouca distância do mar, casco de navio e placa da plataforma, e torres e pólos de transmissão elétrica. Nos automóveis, os aços HSLA são usados para a segurança (vigas da porta de ultraresistência ao impacto e conjuntos absorventes de energia) e para aumentar economia de combustível através das seções estruturais do chassi mais finas (peso menor). Os aços microligados HSLA são empregados igualmente na transmissão de encanamentos para gás de grande diâmetro.

Aços de dupla fase

Um desenvolvimento relativamente recente, aços de dupla fase são produzidos por resfriamento rápido de um aço de médio carbono, contendo vanádio ou molibdênio, região bifásica de ferrita mais austenita. A austenita transforma em ilhas de martensita, estabilizada na temperatura ambiente pelo vanádio e adições de molibdênio, em uma matriz de ferrita. Dependendo do teor da liga, as ilhas de martensita podem conter igualmente austenita que é retida abaixo da temperatura da transformação (chamada austenita retida). Assim, o aço de dupla fase pode conter martensita e austenita como uma segunda fase (chamada componente MA). A característica original dos aços de dupla fase é o comportamento escoamento contínuo durante a deformação; isto é, há uma falta de um ponto de escoamento durante a deformação, Fig. 5 e Fig. 6. Isso fornece aumento no endurecimento no alongamento uniforme e no trabalho de modo que aqueles componentes ou peças produzidos de aço de dupla fase ganhem realmente resistência durante a operação de conformação mecânica. Os aços de dupla fase estão sendo aplicados nas bordas das rodas de automóveis e discos das rodas. Por causa das suas características de absorção de energia, os aços de dupla fase estão sendo usados em posições críticas de automóveis para que a segurança proteja o ocupante no caso de colisão.

Muitos aços usados nos automóveis têm que ser conformados no detalhe usando prensas. É uma desvantagem principal se o aço exibe o ponto de escoamento afiado como na Fig. 5, porque isso causa marcas de deformação. O ponto de escoamento é causado por fixar as deslocações por átomos segregados de carbono ou nitrogênio. Os aços convencionais para estampagem profunda são geralmente aços de muito baixo carbono/nitrogênio para evitar pontos de escoamentos afiados. A microestrutura é virtualmente inteiramente ferrítica e, portanto fraca.

Os aços de dupla fase foram desenvolvidos para fornecer ligas conformáveis de grande resistência para a indústria de automóvel. Consistem de uma mistura da martensita e ferrita, Fig. 7. As tensões associadas com a formação de martensita introduzem deslocações livres na ferrita adjacente, desse modo elimina pontos de escoamentos afiados. A mistura da martensia dura e da ferrita macia também dá uma

resistência média mais elevada sem sacrificar a formabilidade (ductilidade uniforme). Os aços desse tipo são usados na fabricação de rodas, barras de impacto lateral etc.

Fig. 5 – Curvas tensão deformação aço baixo carbono e dois aços de dupla fase, a fase bainita é mais resistente e dúctil

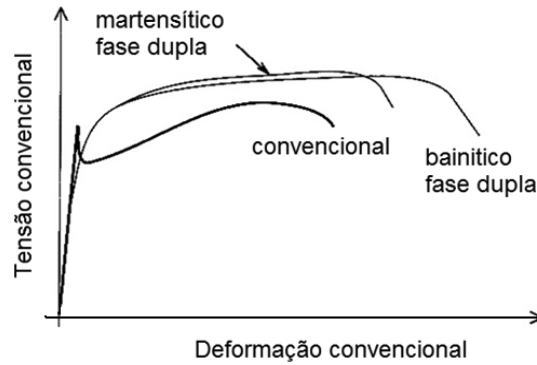


Fig. 6 – Curvas tensão deformação aço baixo carbono e aço de dupla fase

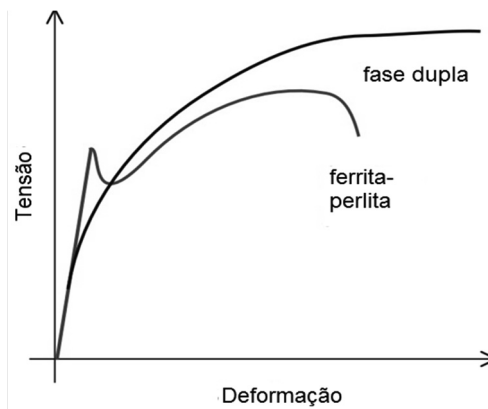
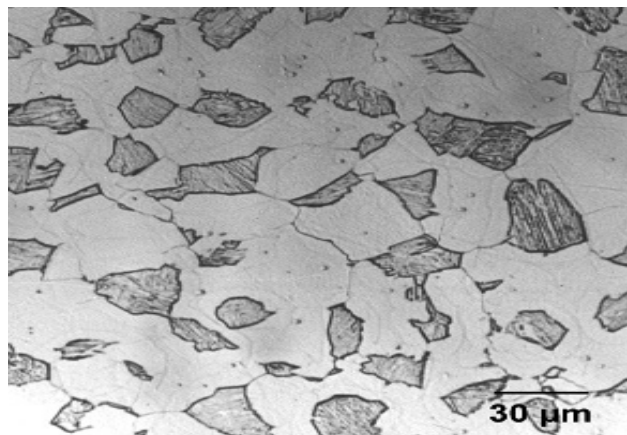


Fig. 7 – Aços de dupla fase, ferrita e martensita



Fonte: Bhadeshia, Honeycombe, 2006

Aços TRIP

Similar aos aços de dupla fase, os aços TRIP emergiram como aço de grande resistência absorvente de energia para automóvel. O termo 'trip' é derivado do mecanismo da plasticidade induzida pela transformação. Estes aços contêm uma porcentagem elevada de austenita retida de 10% a 15%, como mostra a Fig. 8. A austenita transforma em martensita durante a conformação da peça, fornecendo a realçada formabilidade ou transforma no impacto em uma colisão. A transformação martensítica é acompanhada da deformação de uma mudança na estrutura do cristal, a martensita pode ser induzida por tensão como na Fig. 9. As transformações displaciva

Fig. 8 – Aço TRIP-assistido, austenita retida (10-15%), ferrita alotriomorfa, placas de martensita podem ser induzidas por sub-resfriamento

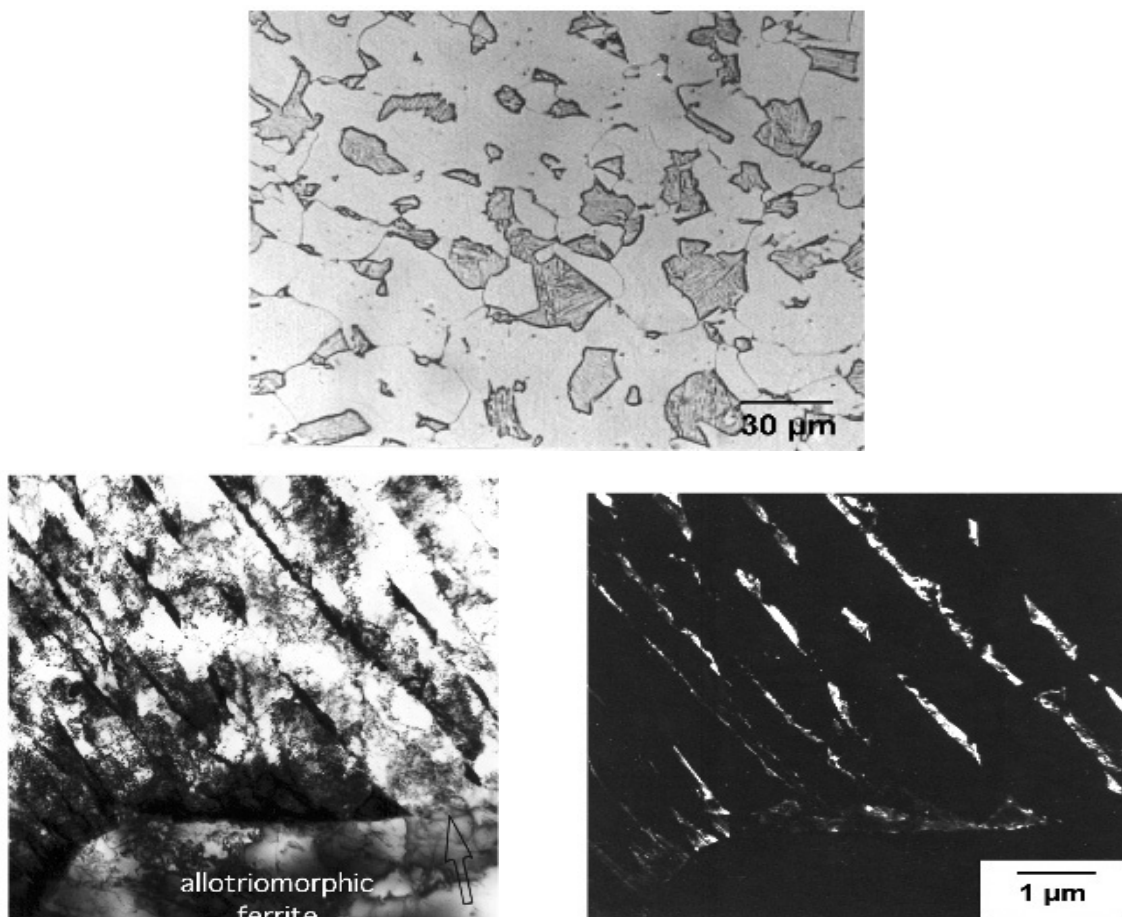
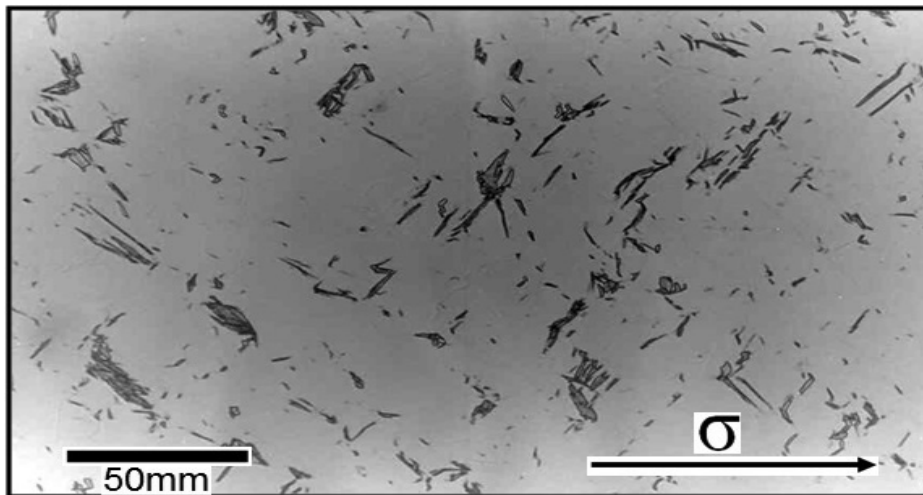


Fig. 9 – Martensítica induzida por tensão



Fonte: Bhadeshia, Honeycombe, 2006

Os automóveis hoje são muito mais seguros, têm um desempenho mais elevado e são mais leves. A redução principal no peso, por 375 quilogramas foi conseguida pela invenção de melhores aços. Os aços têm uma combinação original de baixo custo, versatilidade e corrosão (por exemplo, a Mercedes oferece uma garantia da vida). O foco principal da pesquisa em materiais novos para automóveis é consequentemente o aço.

A Tabela 5 compara a utilização do aço com diversos materiais de engenharia, confirmando seu maior consumo.

Na Fig. 10 os aços TRIP assistem automóveis com barras de proteção na porta.

Tabela 5 – Compara aço com materiais de engenharia

Material	1978	Moderno
Ferro Fundido	323	149
Alumínio	57	109
Plásticos	95	136
Vidro	38	27
Aço	1178	802
Outros	209	137
Peso Total / kg	1900	1360

Fonte: Bhadeshia, Honeycombe, 2006

Fig. 10 – Aços TRIP- barras de proteção na porta de automóveis



Fonte: Bhadeshia, Honeycombe, 2006

Aços de elevada resistência

Há um número de aços de capacidade elevada isso é usado em aplicações críticas. Esse aço baixa liga, tais como HY80 e HY100, são usados nas aplicações que exigem grande resistência e excelente tenacidade. O '80' ou '100' nos códigos representam a resistência ao escoamento mínimo em unidades ksi. Outra família de aços baixa liga é usada em trocador de calor, tubos de alta temperatura, e aplicações em caldeiras. Estes aços como 2 1/4% de Cr-1% Mo tem uso largo nestas aplicações. Outros aços de capacidade elevada são níquel-cromo-molibdênio usados como rotores para grandes geradores e motores de vapor em centrais elétricas energéticas. Esses aços devem suportar temperaturas de vapores superaquecidos e devem manter alta resistência, superior tenacidade, assim como resistências a fadiga e à fluência elevadas. Os aços níquel-cromo-molibdênio-vanádio são usados igualmente em vasos de pressão em reatores nucleares. É um grupo de aços conhecidos como ultrarresistentes, têm sido desenvolvidos para a indústria aeronáutica para transportes estruturais de alta resistência.

Aços alta liga

Esse grupo de aços, caros e para uso específico, contém teor de elementos de liga ultrapassando 10%, resultando em propriedades químicas e mecânicas excepcionais. Aços ao manganês austeníticos contêm altos teores de carbono e manganês, que dão dois excepcionais atributos, a capacidade de endurecer sob trabalho a frio e grande tenacidade. O termo austenítico refere-se à estrutura cristalina desses aços. Aços inoxidáveis são aços de alta liga que possuem a capacidade de resistir à corrosão. Essa característica provém do alto teor de cromo, normalmente acima de 12%. O níquel também é empregado em quantidades consideráveis em alguns aços inoxidáveis. Aços ferramenta são empregados em atividades de corte e conformação. São aços de alta qualidade usados na fabricação de ferramentas, punções, matrizes de conformação, matrizes de extrusão, forjados, e assim por diante. Dependendo das suas propriedades e uso, esses aços são algumas vezes denominados como temperáveis na água, resistentes ao impacto, temperáveis no óleo, temperáveis ao ar, e aços ferramenta para trabalho a quente. Devido aos altos teores de elementos de liga, são necessários cuidados e práticas especiais quando se soldam aços de alta liga.

Particularidades inerentes aos aços de alta liga

Os aços de alta liga que serão estudados são os aços inoxidáveis. Os aços inoxidáveis não se oxidam na atmosfera normal. Esta propriedade é conseguida pelo fato de conterem no mínimo 12% de cromo.

Classificação dos aços inoxidáveis

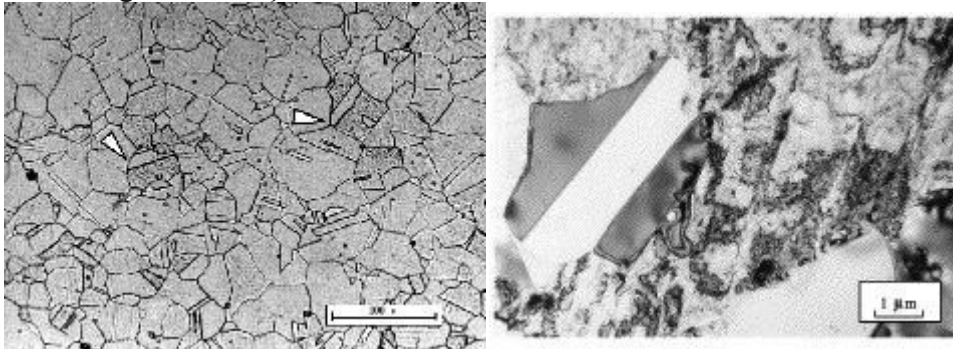
Os aços inoxidáveis são classificados em três grupos, de acordo a estrutura cristalina predominante na liga à temperatura ambiente:

Aços inoxidáveis austeníticos com baixo níquel	série 2XX
Aços inoxidáveis austeníticos	série 3XX
Aços inoxidáveis ferríticos	série 4XX
Aço duplex	329
Aços inoxidáveis martensíticos	série 4XX
Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação	6XX(PH XX-X)

Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos contêm de 16% a 26% de cromo, 6% a 22% de níquel, além de eventualmente outros elementos de liga; esse grupo de aços abrange cerca de 20 tipos diferentes os quais os mais importantes estão mostrados na Tabela 6. A Fig. 11 mostra micrografias de aços inoxidáveis austeníticos, tipo 302 aço inoxidável austenítico, laminado e recozido a 704°C por 1h. Microestrutura parcialmente recristalizada. Os grãos recristalizados estão limpos visto que as regiões deformadas mostram uma grande concentração de defeitos, e maclação de recozimento na região recristalizada.

Fig. 11 – Micrografias de aços inoxidáveis austeníticos



Fonte: Bhadeshia, Honeycombe, 2006

Tabela 6 – Aços inoxidáveis austeníticos

AISI grau	C %máx.	Si %máx.	Mn %máx.	Cr %	Ni %	Mo %	Ti %	Nb %	Al %	V %
301	0,15	1,00	2,00	16-18	6-8					
302	0,15	1,00	2,00	17-19	8-10					
304	0,08	1,00	2,00	17,5-20	8-10,5					
310	0,5	1,50	2,00	24-26	19-22					
316	0,08	1,00	2,00	16-18	10-14	2,0-3,0				
321	0,08	1,00	2,00	17-19	9-12		5 x %C mín.			

347	0,08	1,00	2,00	17-19	9-13				10 x %C mín.
E 1250	0,1	0,5	6,0	15,0	10,0				0,25
20/25-Nb	0,05	1,0	1,0	20,0	25,0				0,7
A 286	0,05	1,0	1,0	15,0	26,0	1,2	~1,9	~0,18	~0,25
254SMO	0,02	0,8	1,0	18,5-20,5	17,5-18,5	6-6,5	~1,9	~0,18	~0,25
AL-6XN	0,03	1,0	2,0	20-22	23,5-25,5	6-7			

Devido à estrutura cristalina os aços inoxidáveis não são magnéticos. Outra característica importante é que o aço inoxidável austeníticos tem grande ductilidade e elevado coeficiente de dilatação térmica, se comparado com aços de estrutura ferrítica.

Aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos

Esse aço inoxidável tem, dependendo do tipo, de 12% a 30% de cromo; a maioria é isenta de níquel, tendo algumas pequenas porcentagens desse metal. São todas ligas magnéticas. A Tabela 7 mostra aços inoxidáveis ferríticos, a Tabela 8 martensíticos e aplicações.

Tabela 7 – Aços inoxidáveis ferríticos

Grau	C %	Mn %	Si %	Cr %	Mo %	P %	S %	Comentários/Aplicações
405	0,08	1,0	1,0	11,5-14,5	-	0,04	0,03	0,1-0,3 Al
409	0,08	1,0	1,0	10,5-11,75	-	0,045	0,045	(6xC) Ti mín.
429	0,12	1,0	1,0	14,0-16,0	-	0,04	0,03	
430	0,12	1,0	1,0	16,0-18,0	-	0,04	0,03	
446	0,20	1,5	1,0	23,0-27,0	-	0,04	0,03	0,25 N

Tabela 8 – Aços inoxidáveis martensíticos

Grau	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Comentários/Aplicações
410	0,15	1,0	0,5	11,5-13,0	-	-	0,04	0,03	A composição básica usada para cutelaria, lâminas de turbina de vapor a gás e buchas...
416	0,15	1,25	1,0	12,0-14,0	-	0,60	0,04	0,15	A adição de enxofre para usinabilidade, usada em parafusos, engrenagens etc. 416 substitui o enxofre pelo selênio.
420	0,15-0,40	1,0	1,0	12,0-14,0	-	-	0,04	0,03	Instrumentos dentais e cirúrgicos, cutelaria...
431	0,20	1,0	1,0	15,0-17,0	-	1,25-2,0	0,04	0,03	Resistência à corrosão realçada, de grande resistência.
440A	0,60-0,75	1,0	1,0	16,0-18,0	-	0,75	0,04	0,03	Os rolamentos de esferas e pistas, blocos de calibre, matrizes de moldagem, cutelaria.
440B	0,75-0,95	1,0	1,0	16,0-18,0	-	0,75	0,04	0,03	Como 440A, alta dureza
440C	0,95-1,20	1,0	1,0	16,0-18,0	-	0,75	0,04	0,03	Como 440B, alta dureza

Os aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos apresentam, em relação aos austeníticos, em geral, bem menor resistência à corrosão.

Aços inoxidáveis duplex

O tipo 329 é uma liga de ferro-cromo com 2,5% a 5% de níquel e de 1% a 2% de molibdênio que tem uma microestrutura (duplex) misturada de porcentagens aproximadamente iguais de ferrita e austenita. Há muito mais aços inoxidáveis duplex

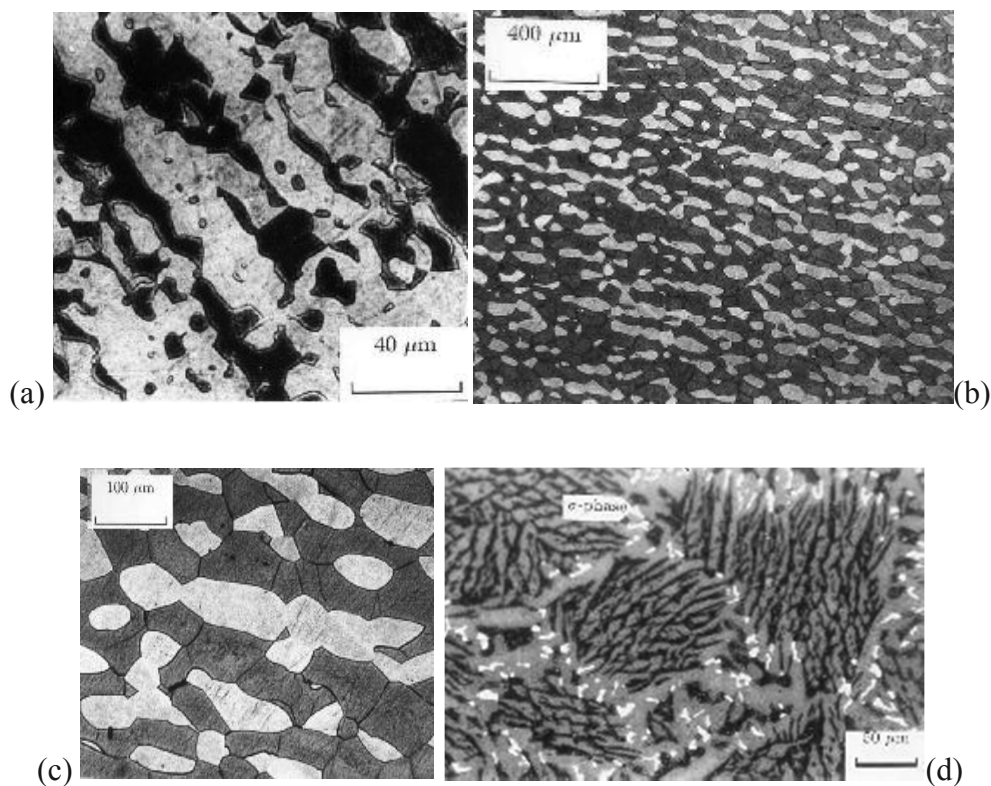
que têm prioridade de composições e nomes comerciais. As características de corrosão destes aços inoxidáveis são similares aos aços inoxidáveis austeníticos. Entretanto, têm uma resistência mais elevada e melhor resistência à corrosão sob tensão que os aços inoxidáveis austeníticos. A Tabela 9 mostra aço inoxidável duplex, A219 é uma liga superduplex.

Tabela 9 – Aço inoxidável duplex (%), A219 é uma liga superduplex

Designação	Cr	Ni	C	Mn	Si	P	S	Outros	LR MPa	ΔL %
Tipo 329	28,0	6,0	0,10	2,0	1,0	0,04	0,03	1,5 Mo	724	25
Tipo 326	26,0	6,5	0,05	1,0	0,6	0,01	0,01	0,25 Ti	689	35
2RE60	18,5	4,5	0,02	1,5	1,6	0,01	0,01	2,5 Mo	717	48
IC378	21,8	5,5	0,03	1,38	0,40	0,03	0,01	3,0 Mo 0,18Cu 0,07 V 0,14 N		
IC381	22,1	5,8	0,02	1,92	0,48	0,03	0,01	3,2Mo 0,07Cu 0,13 V 0,14 N		
A219	25,6	9,4	0,03	0,70	0,60	0,02	0,01	4,1 Mo 0,27 N		

A Fig. 12 mostra microestrutura ótica de aços inoxidáveis duplex e superduplex.

Fig. 12 – Microestruturas óticas de aços inoxidáveis duplex e superduplex. (a) O aço inoxidável duplex, IC378, laminado a alta temperatura no sentido indicado. A fase mais escura é ferrita e o restante austenita; (b) Aço inoxidável duplex IC381 (a fase escura é ferrita); (c) Aço inoxidável duplex IC381 (fase escura ferrita); (d) Aço inoxidável A219 Super duplex após o tratamento térmico em 1150°C por 2,5 h. A austenita é amarela e a ferrita é marrom escuro, com o branco da fase sigma



Fonte: Bhadeshia, Honeycombe, 2006

Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação

A precipitação que endurece os aços inoxidáveis são ligas ferro-cromo-níquel que desenvolvem grande resistência e tenacidade através das adições de alumínio, titânio, nióbio, vanádio, e/ou nitrogênio, que formam precipitados durante o tratamento térmico de envelhecimento. As microestruturas resultantes das precipitações que endurecem os aços inoxidáveis podem ser martensítica ou austenítica dependendo da composição e fabricação. Algumas classes selecionadas estão listadas abaixo:

- 600 A classe austenítica com molibdênio, alumínio, titânio, vanádio, e adição de boro
- 630 A classe martensítica com cobre e adição de nióbio
- 631 A classe austenítica com adição de alumínio
- 633 A classe austenítica com adição de molibdênio e nitrogênio
- 635 A classe martensítica com adição de alumínio e titânio

Sensitização do aço inoxidável

A precipitação de $M_{23}C_6$ e de M_7C_3 ocorre primeiramente nas superfícies dos grãos da austenita que são locais de nucleação heterogênea; pode ocorrer numa questão de minutos em temperaturas em torno de 750°C . A composição química na proximidade dos limites dos grãos pode ser alterada pela precipitação das partículas ricas em cromo. A zona esgotada de cromo resultante nos limites dos grãos torna suscetíveis a ataque anódico intergranular mesmo sob circunstâncias livres de tensão. Mais uma vez, as regiões anódicas apresentam uma área muito menor (limites de grão) comparada com o resto da superfície exposta catódica; a taxa de corrosão localizada nos limites é conseqüentemente extremamente exagerada. Esta é a essência da sensibilização.

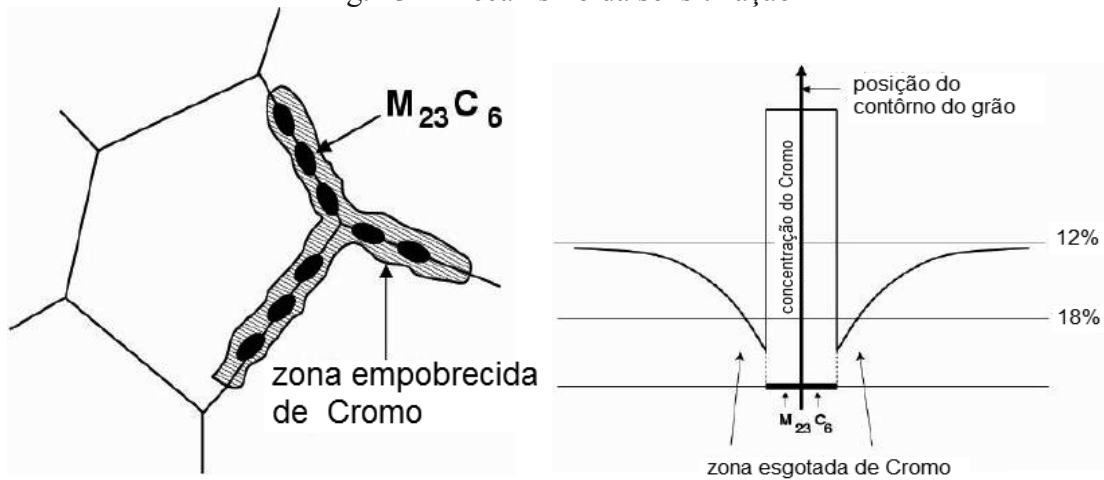
A sensibilização no contexto de amostras soldadas conduz ao fenômeno da deterioração da solda. As regiões são criadas nas zonas afetadas pelo calor das soldas que precipitam carbonetos se tornam sensibilizadas e falham pela corrosão localizada, como se a solda ficasse sem zíper na região sensibilizada.

Uma variedade de soluções existe para evitar a sensibilização: a primeira é reduzir o índice de carbono do aço, tornando mais difícil precipitar carbonetos. Aços inoxidáveis com um 'L' foram associados com sua designação numérica, por exemplo, 304L e 316L, fabricados com concentração de carbono menor do que aproximadamente 0,03%, que compara com as classes normais que tem tipicamente 0,08% de carbono. O tratamento térmico prolongado torna o aço seguro permitindo a difusão eliminar gradientes de concentração de cromo na austenita e o uso de titânio ou nióbio para formar carbonetos.

Mecanismo da sensibilização

A sensibilização é causada pela formação de carbonetos de cromo nos limites dos grãos. Os precipitados absorvem o cromo da austenita adjacente que causa uma avaria na passividade localizada indicada na Fig. 13.

Fig. 13 – Mecanismo da sensitização



A Fig. 14 mostra aplicação do aço inoxidável no meio corrosivo susceptível a sensitização.

Fig. 14 – Quebra-gelo no fundo tem uma casca de aço inoxidável



Fonte: Bhadeshia, Honeycombe, 2006

Diagrama de Schaeffler

Em soldagem é importante a avaliação da estrutura e o consequente conhecimento das propriedades de um depósito de solda em aços inoxidáveis. Esse conhecimento influi na escolha do processo adequado para a execução da soldagem, bem como na previsão e prevenção dos problemas que podem ocorrer determinando também, em consequência, os tratamentos térmicos necessários, anteriores ou posteriores à soldagem.

O diagrama de Schaeffler é o principal instrumento para a avaliação do depósito de solda. Ele permite conhecer com antecedência a composição química da estrutura de uma solda em aço com cromo-níquel. Permite também escolher os eletrodos apropriados para cada soldagem, mesmo heterogênea, aço liga ,aço carbono, aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos etc. Chegar-se a comparar a importância do diagrama de Schaeffler para os aços inoxidáveis à importância do diagrama Fe-C para os aços carbono.

Para a utilização do diagrama de Schaeffler é necessário calcular os seguintes parâmetros:

Níquel equivalente

É definido como a soma do teor níquel e dos elementos gamagenos, multiplicados pelo fator que expressa sua influência relativamente ao níquel. Assim, Schaeffler definiu o teor de níquel equivalente como:

$$\text{Ni equivalente} = (\text{Ni}) + (\text{Co}) + 0,5(\text{Mn}) + 0,3(\text{Cu}) + 25(\text{N}) + 30(\text{C}) \quad (4)$$

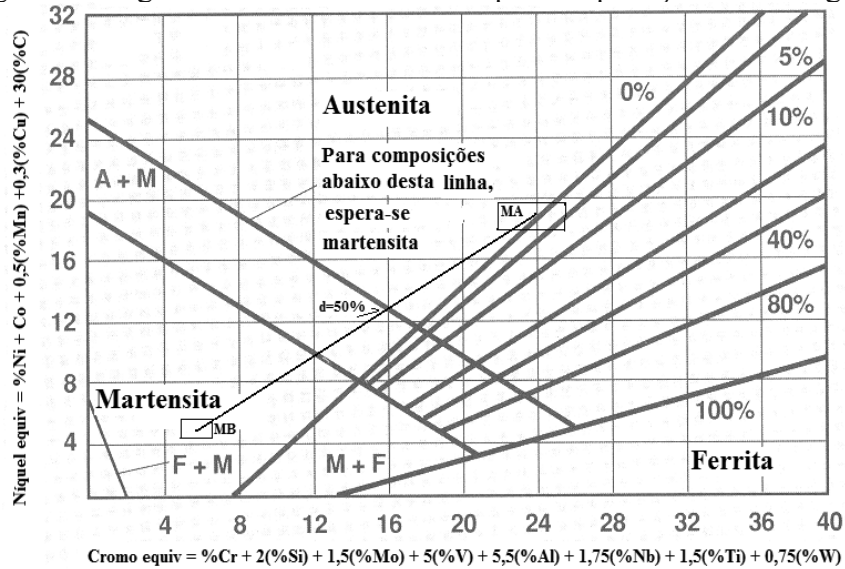
Cromo equivalente

É definido igualmente como a soma ponderada dos elementos alfa genos. Schaeffler o definiu como:

$$\text{Cr equivalente} = (\text{Cr}) + 2(\text{Si}) + 1,5(\text{Mo}) + 5(\text{V}) + 5,5(\text{Al}) + 1,75(\text{Nb}) + 1,5(\text{Ti}) + 0,75(\text{W}) \quad (5)$$

A parte mais importante do diagrama é a região austeno-ferrítica onde se encontra varias curvas que expressam o teor de ferrita na estrutura. Essas linhas são de grande utilidade como no diagrama da Fig. 15.

Fig. 15 – Diagrama de Schaeffler e exemplo de aplicação em soldagem



Fonte: Morais G. A., 2002

Região 1

Abrange a região dos aços inoxidáveis ferríticos ao cromo, com baixo teor de carbono. Nesta região o problema é o crescimento irreversível dos grãos, quando permanecem por muito tempo a temperaturas maiores que 1150°C.

Região 2

Essa região abrange as estruturas martensíticas e parte das estruturas mistas martensítica-austenítica e martensítica-ferrítica. Nesta região o problema é a fissuração pelo hidrogênio.

Região 3

Essa região engloba todas as composições de ligas que tem possibilidades de dar, após longo tempo de permanência em temperaturas na faixa de 500°C a 900°C, aparecimento a uma fase chamada fase sigma, basicamente ferro-cromo, que tem como principal característica uma grande fragilidade à temperatura ambiente. A fase sigma, sendo formada basicamente por ferro e cromo, tem mais facilidade de se formar a partir da ferrita. Entretanto ligas austeníticas também podem gerar fase sigma.

Região 4

Essa região engloba basicamente as composições austeníticas. O problema que pode ocorrer nas soldagens de ligas cuja composição esteja nesse campo é a fissuração a quente.

Região central

Ao centro do diagrama existe uma região que não pertence a nenhum dos quatro campos. As composições químicas que pertencem a essa região indicam que a liga está praticamente livre dos quatro problemas citados. O objetivo então é tentar fazer com que a composição química da zona fundida caia dentro dessa região, embora esse procedimento não resolva a situação para a zona afetada termicamente, cuja composição química é a do metal base. Os parâmetros a controlar para a consecução desse objetivo são basicamente a escolha do metal de adição (eletrodo, fluxo etc.) e o controle da diluição (participação do metal base), possível pela seleção apropriada dos parâmetros do processo de soldagem utilizado.

Ainda que esse objetivo não seja atingido, o diagrama de Schaeffler nos dá a indicação do problema principal a encontrar na soldagem, possibilitando-nos a prevenção (ou correção) necessária.

Exemplo de aplicação do diagrama de Schaeffler:

Verificar a composição da solda executada em uma tubulação de aço-liga ASTM A 335 Gr P 5 no processo manual com eletrodo revestido austenítico AWS E 309-6.

Composição química do aço A 335 Gr P5

$\%C \leq 0,15$

$\%Si \leq 0,50$

$0,39 \leq \%Mn \leq 0,60$

$4 \leq \%Cr \leq 6$

$P \leq 0,030$

$0,45 \leq \%Mo \leq 0,65$

$S \leq 0,030$

Composição química do eletrodo E 309-16

$\%C \leq 0,15$	$\%Si \leq 0,9$
$22 \leq \%Cr \leq 25$	$\%P \leq 0,04$
$12 \leq \%Ni \leq 14$	$\%S \leq 0,03$
	$\%Mn \leq 2,5$

Cálculo dos teores Cr e Ni equivalentes

Metal base

$$C_{req} \text{ máx.} = 6 + 0,65 + 1,5 \times 0,5 = 7,4\%$$

$$C_{req} \text{ mín.} = 4 + 0,45 + 1,5 \times 0,5 = 5,2\%$$

$$Ni_{eq} \text{ máx.} = 0 + 30 \times 0,15 + 0,5 \times 0,6 = 4,8\%$$

$$Ni_{eq} \text{ mín.} = 0 + 30 \times 0,15 + 0,5 \times 0,3 = 4,65\%$$

Metal de adição

$$C_{req} \text{ máx.} = 25 + 1,5 \times 0,9 = 26,35\%$$

$$C_{req} \text{ mín.} = 22 + 1,5 \times 0,9 = 23,35\%$$

$$Ni_{eq} \text{ máx.} = 14 + 30 \times 0,15 + 0,5 \times 2,5 = 19,75\%$$

$$Ni_{eq} \text{ mín.} = 12 + 30 \times 0,15 + 0,5 \times 2,5 = 17,75\%$$

Pelo diagrama de Schaeffler há uma linha reta que liga os centros de gravidade dos retângulos correspondentes às composições químicas do metal de base e metal de adição.

A composição química da zona fundida não será a do metal de adição, devido à diluição (participação do metal de base). Mas estará em algum ponto dessa linha reta, entre o metal de base e o eletrodo, dependendo do grau de diluição, que por sua vez depende dos parâmetros de soldagem, do processo e do passe de solda executado. Espera-se a diluição máxima para o passe de raiz, justamente onde há a maior probabilidade de defeitos.

Com uma diluição cerca de 45% o diagrama mostra que a estrutura da zona fundida será totalmente austenítica. Como a diluição normal obtida em uma soldagem a arco com eletrodo revestido e da ordem de 10% a 30%, portanto menos que 45%, não

devem ser considerados o problema de têmpera e fissuração por hidrogênio, embora deva ocorrer têmpera em uma pequena faixa da zona afetada termicamente.

No passe de raiz, a estrutura já será totalmente austenítica qualquer que seja a diluição, por exemplo, 30%.

Para o segundo passe o metal de base já não será o da tubulação, mas uma mistura entre ele e o metal da zona fundida do primeiro passe, prevalecendo esse em proporção.

Número de ferrita

Em aços inoxidáveis cromo-níquel austeníticos, soldas totalmente austeníticas, sem fase ferrítica, são propensas à fissuração a quente. Soldas contendo de 4% a 10% de ferrita são resistentes à fissuração.

Para se determinar a percentagem de ferrita em uma solda foi introduzido o conceito de Número de ferrita (NF). O estabelecimento desse conceito veio a facilitar a determinação da percentagem de ferrita uma vez que o número de ferrita de uma solda é medido por leituras magnéticas nesta com aparelhos calibrados em corpos de prova padrão.

O número de ferrita é essencialmente equivalente à percentagem de ferrita, sendo que, quando $NF < 6$, a percentagem da ferrita é igual ao número de ferrita, e quando $NF > 6$, passa a existir uma pequena discrepância entre o número e a percentagem de ferrita.

Para se prever a percentagem de ferrita na composição de uma solda utiliza-se o diagrama de Schaeffler, que permite a escolha do metal de adição mais adequado.

Aços de ferramenta

Os aços de ferramenta são os aços de liga que são usados para cortar ou fazer à máquina outros materiais. Os aços de ferramenta contêm vários níveis de cromo, níquel, molibdênio, tungstênio, vanádio, e cobalto. As categorias de aços de ferramenta são:

- M série alta velocidade ao molibdênio
- T série de alta velocidade ao tungstênio

Cr	série trabalho a quente ao cromo
H	série trabalho a quente ao molibdênio
A	série media-liga de endurecimento ao ar trabalho frio
D	série elevado cromo alto carbono trabalha a frio
O	série que endurece ao óleo trabalha a frio
S	série resistente ao impacto
L	série especial baixa liga dos aços de ferramenta
P	série aços baixo-carbono para molde
W	série aços endurecido na água

Aços de ultrarresistência (aços maraging)

Outras séries importantes de aços de liga são os aços maraging. São considerados aços ultrarresistência porque podem ser tratados termicamente aos níveis da resistência ao escoamento tão elevado quanto 2,5GPa. Igualmente têm a ductilidade e a dureza excelentes. Há basicamente quatro classes que são produzidas aos níveis da resistência entre 1,4% e 2,5%.

Grau	Ni	Co	Mo	Ti	Al
18Ni (200)	18	8,5	3,3	0,2	0,1
18Ni (250)	18	8,5	5,0	0,4	0,1
18Ni (300)	18	9,0	5,0	0,7	0,1
18Ni (350)	18	12,5	4,2	1,6	0,1

Os números entre parênteses representam o nível da resistência ao escoamento nominal em ksi. Todos os aços maraging devem ser tratados termicamente para conseguir as propriedades desejadas. O ciclo do tratamento térmico para classes 18Ni(200), 18Ni(250), e 18Ni(300) exige um tratamento à solução em 820°C por 1h para 25 milímetros de espessura, resfriando na temperatura ambiente e a um tratamento de envelhecimento em 480°C por 4h. A classe 18Ni (350) permanece no envelhecimento por 12h. O tratamento térmico desenvolve uma microestrutura martensítica no resfriamento da austenita a partir de 820°C. A etapa do envelhecimento precipita compostos intermetálicos, por exemplo, Ni₃Mo que reforçam a matriz

martensítica. Os aços maraging podem ser usinados antes do tratamento de envelhecimento e ter boa soldabilidade e excelente tenacidade à fratura. Encontram aplicações nas peças de míssil e aviões que exigem excepcional desempenho.

Aços resistentes ao calor

O limite superior da temperatura para o uso dos aços de carbono são aproximadamente 370°C por causa da oxidação e perda excessivas da resistência. Entretanto, há um número de aços liga chamados de aços resistentes ao calor, que podem ser usados em temperaturas de 540°C a 650°C. Estes aços incluem alguns dos inoxidáveis ferríticos (405, 406, 409, 430, 434, e 439), aços inoxidáveis martensíticos temperados e revenimento (403, 410, 416, 422, e 431), aços inoxidáveis martensíticos endurecidos por precipitação (PH 15-5 PH, 17-4, e PH 13-8 Mo), aços inoxidável semiausteníticos endurecidos por precipitação (AM-350, AM-355, PH 17-7, e PH 15-7 Mo), e aços inoxidáveis austeníticos (404, 309, 310, 316, 317, 321, 347, 202, e 216). Além de que nos aços inoxidáveis há um número de ligas que contêm vários níveis de cromo, níquel, molibdênio, nióbio, titânio, cobre, alumínio, manganês, vanádio, nitrogênio, ou silício. As propriedades importantes para aços resistentes ao calor são resistência à fluência e à ruptura. A fluência é a deformação tempo dependente que ocorre sob tensão. Em termos mais comuns a fluência é o alongamento de uma parte com o tempo na temperatura elevada. A tensão de ruptura é a medida da durabilidade na temperatura elevada do material. Estes aços são especificados geralmente sob a American Society of Mechanical Engineers (ASME) e do código de vaso de pressão.

Aços restantes ao desgaste (aços ao manganês austenítico)

Uma série importante de aços liga são os aços ao manganês austenítico que contêm 1,2% de carbono e um mínimo 11% de manganês. Estes aços, inventados pelo senhor Robert Hadfield em 1882, são resistentes ao desgaste e tenazes. Porque são difíceis ao trabalho a quente, estes aços são fundidos geralmente na forma do produto final. As variações nas composições químicas para alguns aços ao manganês austenítico selecionados (ASTM A128) são:

Grau	C	Mn	Cr	Mo	Ni	Si
A	1,55–1,35	11 (mín.)	—	—	—	1 (máx.)
B1	0,9–1,05	11,5–14	—	—	—	1 (máx.)
C	1,05–1,35	11,5–14	1,5–2,5	—	—	1 (máx.)
D	0,7–1,3	11,5–14	—	—	3–4	1 (máx.)
E1	0,7–1,3	11,5–14	—	0,9–1,2	—	1 (máx.)

A adição do carbono é necessária para manter uma microestrutura austenítica na temperatura ambiente. Todas as classes devem ser tratadas termicamente pelo recozimento de 1010°C a 1090°C durante 1h a 2h por polegada de espessura seguida de esfriamento rápido na água. Porque estas ligas endurecem durante o uso, são usadas nas aplicações que envolvem o movimento de terras (lâminas de tratores), mineração e pedreira (trituradores de rocha), e trilhos ferroviários (chaves e cruzamentos).

4 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NO AÇO

Ligar é o processo de adicionar um metal ou um não metal aos metais puros tais como cobre alumínio ou ferro. Desde o tempo em que se descobriu que as propriedades dos metais puros poderiam ser melhoradas adicionando-se outros elementos, os aços ligados tornaram-se mais conhecidos. Na realidade os metais que são soldados raramente estão no estado puro. As propriedades mais importantes que podem ser melhoradas pela adição de pequenas quantidades de elementos de liga são a dureza, a resistência mecânica, a ductilidade e a resistência à corrosão. Os elementos de liga mais comuns e seus efeitos nas propriedades dos aços são os seguintes:

Carbono (C)

O carbono é o elemento mais eficaz, mais empregado e de menor custo disponível para aumentar a dureza e a resistência dos aços.

Uma liga contendo até 2,0% de carbono em combinação com o ferro é denominada aço, enquanto que a combinação com teor de carbono acima de 2,0% é conhecida como ferro fundido. Embora o carbono seja um elemento de liga desejável, teores altos desse elemento podem causar problemas; por isso, é necessário um cuidado especial quando se soldam aços de alto teor de carbono e ferro fundido.

Enxofre (S)

O enxofre é normalmente um elemento indesejável no aço porque causa fragilidade. Pode ser deliberadamente adicionado para melhorar a usinabilidade do aço. O enxofre causa a quebra dos cavacos antes que eles se enrolem em longas fitas e obstruam a máquina. Normalmente todo esforço é feito para reduzir o teor de enxofre para o menor nível possível porque ele pode criar dificuldades durante a soldagem.

Manganês (Mn)

O manganês em teores até 1,0% está normalmente presente em todos os aços de baixa liga como agente desoxidante ou dessulfurante. Isso significa que ele prontamente se combina com o oxigênio e o enxofre para neutralizar o efeito indesejável que esses elementos possuem quando estão em seu estado natural. O manganês também aumenta a resistência à tração e a temperabilidade dos aços.

Cromo (Cr)

O cromo, combinado com o carbono, é um poderoso elemento de liga que aumenta a dureza dos aços. Adicionalmente as suas propriedades de endurecimento, o cromo aumenta a resistência à corrosão e a resistência do aço a altas temperaturas. É o principal elemento de liga dos aços inoxidáveis.

Níquel (Ni)

A principal propriedade do aço que é melhorada pela presença do níquel é sua ductilidade ou sua tenacidade ao entalhe. A esse respeito é o mais eficaz dos elementos de liga para melhorar a resistência ao impacto do aço a baixas temperaturas. Consumíveis com alto teor de níquel são empregados para soldar os diversos tipos de ferro fundido. Também utilizado combinado com o cromo para dar origem ao grupo denominado aços inoxidáveis austeníticos.

Molibdênio (Mo)

O molibdênio aumenta fortemente a profundidade de têmpera característica do aço. É muito usado em combinação com o cromo para aumentar a resistência do aço a altas temperaturas. Esse grupo de aços é referido como aços ao cromo-molibdênio.

Silício (Si)

A função mais comum do silício nos aços é como agente desoxidante. Normalmente aumenta a resistência dos aços, mas quantidades excessivas podem reduzir a ductilidade. Em consumíveis de soldagem é algumas vezes adicionado para aumentar a fluidez do metal de solda.

Fósforo (P)

O fósforo é considerado um elemento residual nocivo nos aços porque reduz fortemente sua ductilidade e tenacidade. Normalmente todo esforço é feito para reduzir o teor de fósforo para os menores níveis possíveis. Entretanto, em alguns aços o fósforo é adicionado em quantidades muito pequenas para aumentar sua resistência.

Alumínio (Al)

O alumínio é basicamente empregado como um agente desoxidante dos aços. Ele pode também ser adicionado em quantidades muito pequenas para controlar o tamanho dos grãos.

Cobre (Cu)

O cobre contribui fortemente para aumentar a resistência à corrosão dos aços carbono pelo retardamento da formação de carepa à temperatura ambiente, porém altos teores de cobre podem causar problemas durante a soldagem.

Nióbio (Nb)

O nióbio é empregado em aços inoxidáveis austeníticos como estabilizador de carbonetos. Já que o carbono nos aços inoxidáveis diminui a resistência à corrosão, um dos modos de torná-lo ineficaz é a adição de nióbio, que possui maior afinidade pelo carbono que o cromo, deixando este livre para a proteção contra a corrosão.

Tungstênio (W)

O tungstênio é usado nos aços para dar resistência a altas temperaturas, também forma carbonetos que são extremamente duros e, portanto possuem excepcional resistência à abrasão.

Vanádio (V)

O vanádio mantém o tamanho de grão pequeno após tratamento térmico. Ele também ajuda a aumentar a profundidade de têmpera e resiste ao amolecimento dos aços durante os tratamentos térmicos de revenimento

Nitrogênio (N)

Usualmente é feito todo esforço para eliminar o hidrogênio, o oxigênio e o nitrogênio dos aços porque sua presença causa fragilidade. O nitrogênio tem a capacidade de formar estruturas austeníticas; por isso, é ocasionalmente adicionado aos aços inoxidáveis austeníticos para reduzir a quantidade de níquel necessária e, portanto, os custos de produção desses aços.

Sumário de elementos de liga

Deve ser entendido que a adição de elementos a um metal puro pode influenciar a forma cristalina da liga resultante. Se um metal puro possuir características alotrópicas (capacidade de um metal alterar sua estrutura cristalina) a uma temperatura específica, então essa característica ocorrerá a uma faixa de temperatura no metal ligado, e não a uma determinada temperatura como é típico de metais puros. A faixa à qual a mudança ocorre pode ser estreita ou larga, dependendo das ligas e das quantidades de elementos de liga adicionados. Todas essas transformações induzidas por elementos de liga dependem do aporte térmico e da taxa de resfriamento. Esses fatores são controlados na siderúrgica, mas como a atividade de soldagem envolve aquecimento e resfriamento heterogêneos do metal, é necessário um cuidado especial durante a soldagem de aços de baixa, média e alta liga.

5 CONSIDERAÇÕES DE PROJETO NA SELEÇÃO DO AÇO

5.1 Introdução

Recentemente, tem havido uma tendência em se enfatizar o elemento de *projeto* na engenharia. O projeto pode ser considerado segundo vários contextos. Em primeiro lugar, pode significar o projeto de novos materiais que possuam combinações únicas de suas propriedades. Sob outro aspecto, projeto pode envolver a seleção de um novo material que possua uma melhor combinação de características para uma aplicação específica; a escolha de um material não pode ser feita sem se levar em consideração os processos de fabricação exigidos (por exemplo, conformação, solda), os quais também dependem das propriedades dos materiais. Ou, finalmente, projeto pode significar o desenvolvimento de um processo para produção de um material que possua melhores propriedades.

Uma técnica particularmente efetiva para ensinar os princípios da execução de um projeto consiste no método do estudo de casos. Com essa técnica, as soluções para problemas de engenharia da vida real são analisadas cuidadosamente, em detalhes, de modo que o aluno possa observar os procedimentos e o raciocínio que estão envolvidos no processo de tomada de decisões. Optamos por realizar estudos de casos, os quais envolvem aços que são usados para os seguintes fins: um eixo cilíndrico tensionado em torção.

Seleção do aço para um eixo cilíndrico tensionado em torção

Começando pela abordagem do processo a partir de uma perspectiva da seleção de aço, isto é, para uma dada aplicação, a seleção de um aço que apresente uma propriedade ou uma combinação de propriedades que seja desejável ou ótima. Os elementos desse processo de seleção de materiais envolvem a decisão dos limites e das restrições do problema e, a partir desses limites, o estabelecimento de critérios que possam ser utilizados na seleção de materiais para maximizar o desempenho destes.

O componente ou elemento estrutural que escolhemos para discutir consiste em um eixo cilíndrico sólido que está sujeito a uma tensão de torção. A resistência do eixo

será considerada em detalhes, e serão desenvolvidos critérios para a maximização da resistência em relação tanto a um mínimo de massa de material como a um custo mínimo. Outros parâmetros e propriedades que possam ser importantes nesse processo de seleção também são discutidos sucintamente.

Resistência

Estabelecer um critério para a seleção de materiais leves e resistentes para esse eixo. Será considerado que o momento de torção e o comprimento do eixo estão especificados, enquanto o raio (ou área da seção reta) pode ser variado. Desenvolvendo uma expressão para a massa de material que é exigida em termos de momento de torção, do comprimento do eixo e da densidade e resistência do material. Usando essa expressão, será possível avaliar o desempenho, isto é, maximizar a resistência desse eixo tensionado em torção em relação a sua massa e, além disso, em relação ao custo do material.

Considere o eixo cilindro de comprimento L e raio r , como está mostrado na Fig. 16. A aplicação de um momento de torção (ou torque), M_t , produz um ângulo de torção ϕ . A tensão de cisalhamento, τ , no raio r é definida por:

$$\tau = \frac{M_t r}{J} \quad (6)$$

J representa o momento de inércia polar, que para um cilindro sólido é dado por:

$$J = \frac{\pi r^4}{2} \quad (7)$$

Dessa forma

$$\tau = \frac{2M_t}{\pi r^3} \quad (8)$$

Um projeto seguro exige que o eixo seja capaz de sustentar um dado momento de torção sem que haja a ocorrência de uma fratura. Com o objetivo de estabelecer um critério que leve à seleção de materiais que sejam leves e resistentes, substituímos a

tensão de cisalhamento na Eq. (8) pela resistência ao cisalhamento do material, τ_f , dividida por um fator de segurança N, conforme:

$$\frac{\tau_f}{N} = \frac{2M_t}{\pi r^3} \quad (9)$$

Torna-se agora necessário levar em consideração a massa do material. A massa, m , de uma dada quantidade de material é simplesmente o produto da densidade desse material (ρ) pelo seu volume. Uma vez que o volume do cilindro é simplesmente $\pi r^2 L$, então:

$$m = \pi r^2 L \rho \quad (10)$$

Ou, o raio do eixo em termos da sua massa é simplesmente:

$$r = \sqrt{\frac{m}{\pi L \rho}} \quad (11)$$

A substituição dessa expressão para r na Eq. (7) fornece:

$$\frac{\tau_f}{N} = \frac{2M_t}{\pi \left(\sqrt{\frac{m}{\pi L \rho}} \right)^3} = 2M_t \sqrt{\frac{\pi L^3 \rho^3}{m^3}} \quad (12)$$

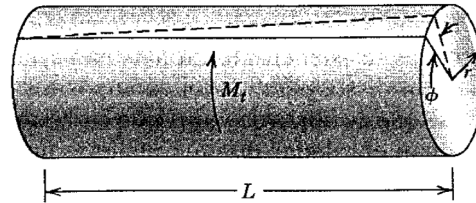
Resolvendo essa expressão para a massa, m , obtém-se:

$$m = (2NM_t)^{2/3} (\pi^{1/3}) \left(\frac{\rho}{\tau_f^{2/3}} \right) \quad (13)$$

Os parâmetros no lado direito dessa equação estão agrupados em três conjuntos de parênteses. Aqueles que estão contidos dentro do primeiro conjunto (isto é, N e M_t) estão relacionados ao funcionamento seguro do eixo. Dentro do segundo conjunto de

parênteses está L , um parâmetro geométrico. E, finalmente, as propriedades do material densidade e resistência estão contidas dentro do último conjunto.

Fig. 16 – Um eixo cilíndrico sólido que experimenta um ângulo de torção φ em resposta a aplicação de um momento de torção M_t



A conclusão tirada da Eq. (13) é que os melhores materiais para serem utilizados para que se obtenha um eixo leve e que possa sustentar com segurança um momento de torção especificado são aqueles que possuem baixas razões $\rho/\tau_f^{2/3}$. Em termos de adequação de um material, algumas vezes é preferível trabalhar com o que é conhecido por índice de desempenho (ou índice de desempenho), P , que é simplesmente o inverso dessa razão; isto é,

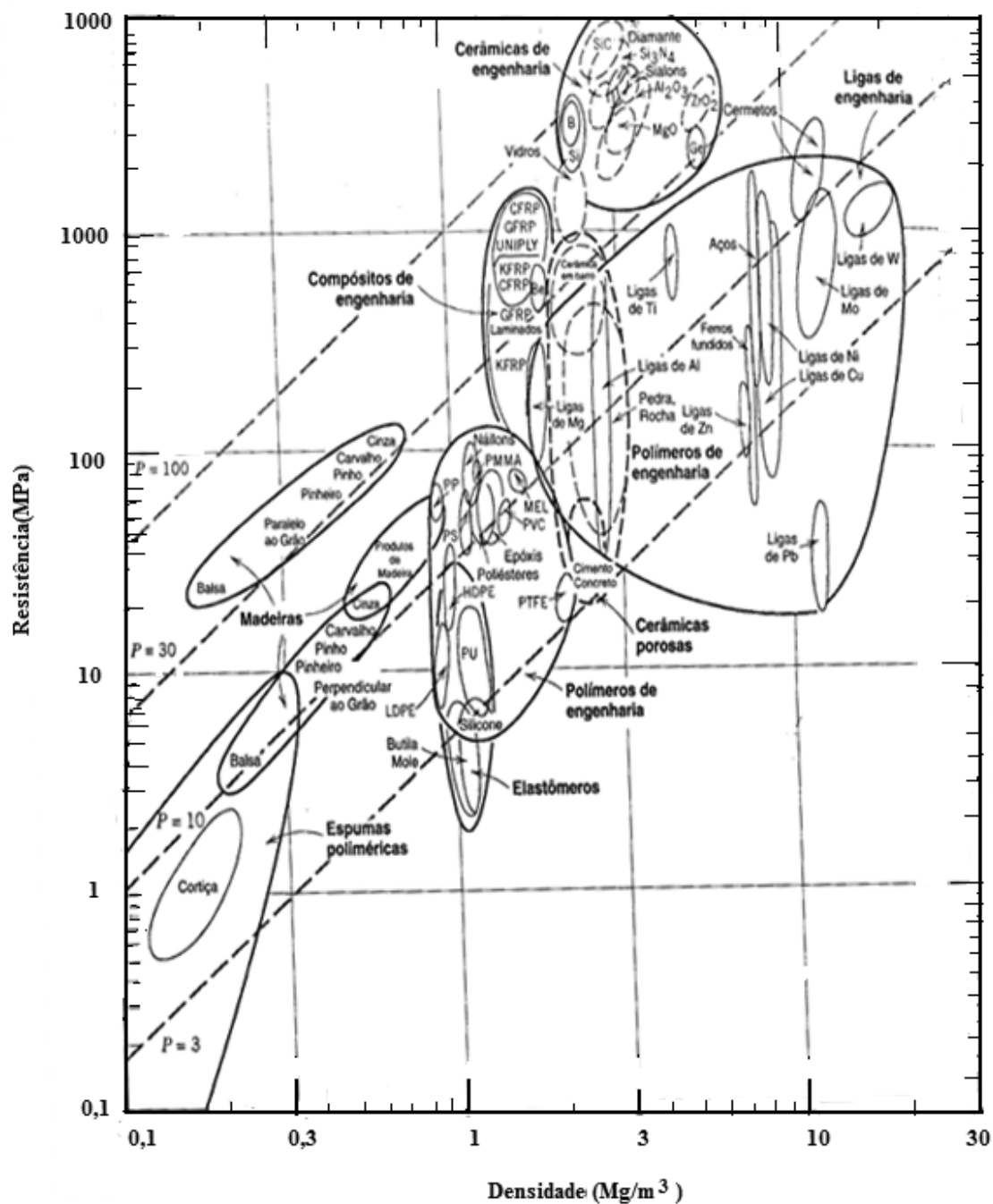
$$P = \frac{\tau_f^{2/3}}{\rho} \quad (14)$$

Nesse contexto, queremos utilizar um material que possua um alto índice de desempenho.

Nesse ponto, torna-se necessário examinar os índices de desempenho de uma variedade de materiais potenciais. Esse procedimento é acelerado pela utilização do que são conhecidos por diagramas de seleção de materiais. Estes são gráficos que contêm os valores de uma propriedade do material em função dos valores de outra propriedade. Ambos os eixos estão em escalas logarítmicas e abrangem, em geral, aproximadamente cinco ordens de grandeza, de modo a incluir as propriedades de virtualmente todos os materiais. Por exemplo, para o nosso problema, o diagrama de interesse é o logaritmo da resistência em função do logaritmo da densidade, que está mostrado na Fig. 17. Pode-se observar nesse gráfico que os materiais de um tipo específico (por exemplo, madeiras, polímeros de engenharia etc.) encontram-se agrupados, estando encerrados

dentro de um envelope que está delineado por uma linha em negrito. As subclasses dentro desses grupos estão encerradas dentro de linhas mais finas.

Fig. 17 – Diagrama de seleção de materiais baseado na resistência em função da densidade. Foram construídas linhas-guia para os índices de desempenho de 3, 10, 30 e 100(MPa)^{2/3} m³/Mg, todas com uma inclinação de 3/2. (Adaptado de M. F. Ashby, 1992. Reimpresso sob permissão de Butterworth-Heinemann Ltd.)



Agora, tomando o logaritmo de ambos os lados da Eq. (11) e rearranjando, obtém-se:

$$\log \tau_f = \frac{3}{2} \log \rho + \frac{3}{2} \log P \quad (15)$$

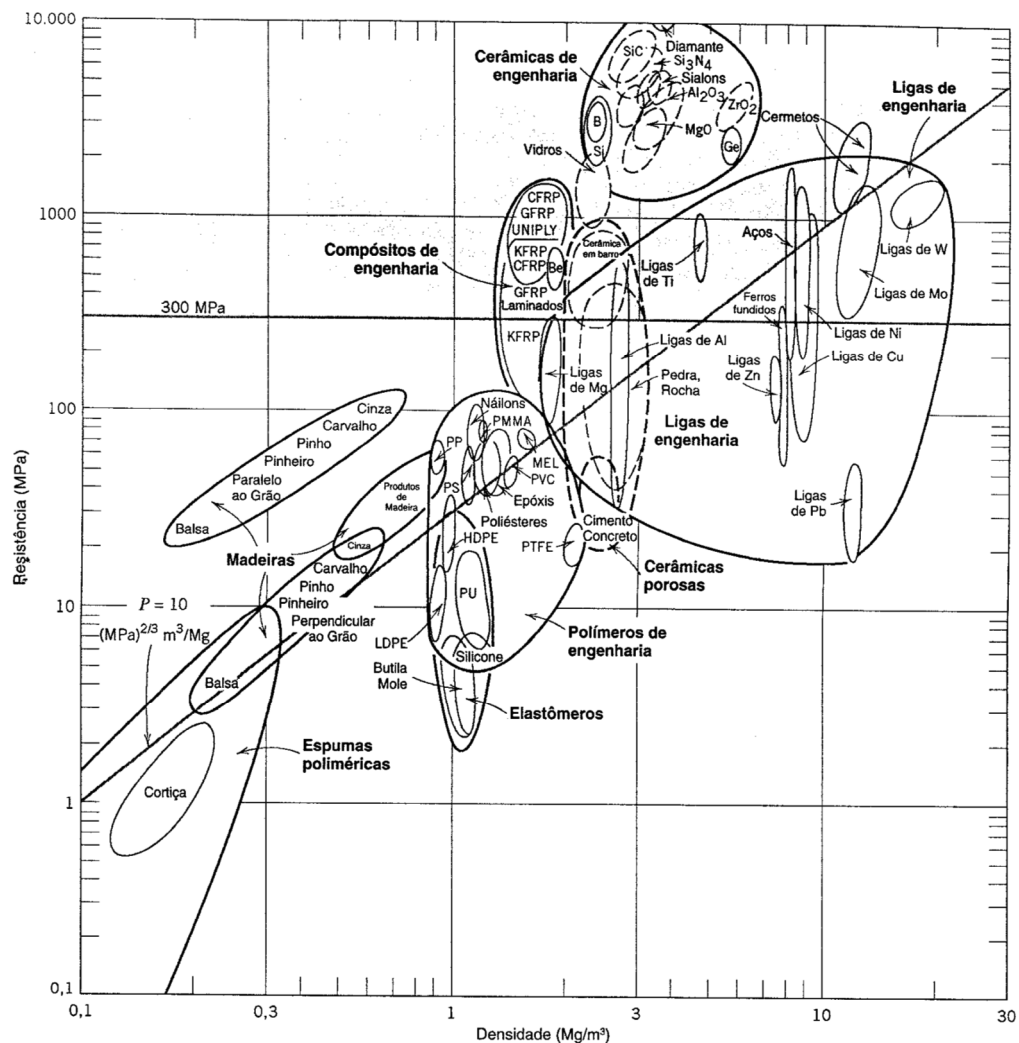
Essa expressão nos diz que um gráfico do $\log \tau_f$ em função do $\log \rho$ irá produzir uma família de linhas retas e paralelas, todas com uma inclinação de $3/2$; cada linha na família corresponde a um índice de desempenho, P , diferente. Essas linhas são conhecidas por linhas-guias de projeto, e quatro dessas linhas foram incluídas na Fig. 17 para valores de P de 3, 10, 30 e 100 $(\text{MPa})^{2/3} \text{ m}^3/\text{Mg}$. Todos os materiais que estão localizados sobre uma dessas linhas irão apresentar um desempenho semelhante em termos de resistência por massa; os materiais cuja posição está acima de uma linha particular irão apresentar índices de desempenho mais altos, enquanto aqueles que estão localizados abaixo dessa linha irão exibir desempenhos piores. Por exemplo, um material localizado sobre a linha $P = 30$ irá exibir uma mesma resistência, porém necessitando de apenas um terço da massa que outro material que esteja localizado ao longo da linha $P = 10$.

O processo de seleção envolve agora a escolha de uma dessas linhas, uma “linha de seleção” que inclui alguns subconjuntos desses materiais. Com o objetivo de proporcionar uma argumentação, vamos escolher $P = 10 (\text{MPa})^{2/3} \text{ m}^3/\text{Mg}$, o que está representado na Fig. 18. Os materiais que estão representados ao longo ou acima dessa linha encontram-se na “região de busca” do diagrama e são possíveis candidatos para esse eixo rotativo. Nesses materiais estão incluídos produtos de madeira, alguns plásticos, uma variedade de ligas de engenharia, os compósitos de engenharia e os vidros e as cerâmicas de engenharia. Com base em considerações relacionadas à ductilidade à fratura, as cerâmicas de engenharia e os vidros são eliminados como possíveis alternativas.

Vamos agora impor uma restrição adicional ao problema, ou seja, a de que a resistência do eixo deve ser igual ou superior a 300MPa (43.500psi). Isso pode ser representado sobre o diagrama de seleção de materiais através de uma linha horizontal construída a 300 MPa, Fig. 18. Agora, a região de busca fica ainda mais restrita, somente àquela área acima de ambas essas linhas. Dessa forma, todos os produtos à

base de madeira, todos os polímeros de engenharia e outras ligas de engenharia (por exemplo, as ligas de magnésio e algumas ligas de alumínio, bem como alguns compósitos de engenharia permanecem como possibilidades.

Fig. 18 – Diagrama de seleção de materiais baseado na resistência em função da densidade. Aqueles materiais localizados dentro da região sombreada são candidatos aceitáveis para um eixo cilíndrico sólido, com um índice de desempenho massa-resistencia acima de $10(\text{MPa})^{2/3} \text{ m}^3/\text{Mg}$. Além de uma resistência de pelo menos 300 MPa (43.500psi). (Adaptado de M. F. Ashby, Copyright 1992. Reimpresso sob permissão de Butterworth-Heinemann Ltd.)



Nesse ponto, estamos em posição de avaliar e comparar o comportamento de desempenho da resistência de materiais específicos. A Tabela 10 apresenta a densidade,

a resistência e o índice de desempenho da resistência para três ligas de engenharia e dois compósitos de engenharia, os quais são considerados candidatos aceitáveis a partir da análise que utiliza o diagrama de seleção de materiais. Na Tabela 10, a resistência foi tomada como sendo 0,6 o limite de escoamento em tração (no caso das ligas) e de 0,6 vezes o limite de resistência à tração (no caso dos compósitos); essas aproximações foram necessárias, uma vez que estamos preocupados com a resistência em condições de torção e as resistências torcionais não estão facilmente disponíveis. Além disso, para os dois compósitos de engenharia, considera-se que as fibras de vidro e de carbono, contínuas e alinhadas estejam enroladas de uma maneira helicoidal e a um ângulo de 45° em relação à linha de centro do eixo. Os cinco materiais da Tabela 10 estão classificados de acordo com os seus índices de desempenho da resistência, em ordem decrescente: compósito reforçado com fibras de carbono e compósito reforçado com fibras de vidro, seguidos pelas ligas de alumínio, titânio e aço 4340.

Tabela 10 – Densidade (ρ), Resistência (τ_f), e Índice de Desempenho (P) para Cinco Materiais de Engenharia

Material/	ρ (Mg/m ³)	τ_f (MPa)	$\tau_f^{2/3} / \rho = P$ [(MPa) ^{2/3} m ³ /Mg]
Compósito reforçado com fibras de carbono (fração das fibras de 0,65)	1,5	1140	72,8
Compósito reforçado com fibras de vidro (fração das fibras de 0,65)	2,0	1060	52,0
Liga de alumínio (2024-T6)	2,8	300	16,0
Liga de titânio (Ti-6Al-4V)	4,4	525	14,8
Aço 4340 (temperado em óleo e revenimento)	7,8	780	10,9

Fonte: Adaptada de M. F. Ashby, 1992. Reimpresso sob permissão de Butterworth-Heinemann Ltd.

O custo do material é outra consideração importante no processo da seleção. Em situações de engenharia da vida real, o aspecto econômico da aplicação é com frequência a questão preponderante, e irá normalmente ditar qual material será selecionado. Uma maneira de determinar o custo do material é através do produto do preço do material (com base em uma massa unitária) pela massa de material necessária.

A consideração referente ao custo para esses cinco materiais candidatos restante liga de aço, alumínio e titânio, e dois compósitos de engenharia – estão apresentadas na Tabela 11. Na primeira coluna está tabulado o valor de $\rho / \tau_f^{2/3}$. A próxima coluna lista o

custo relativo aproximado, representado como c ; esse parâmetro é simplesmente o custo por unidade de massa do material dividido pelo custo por unidade de massa de aço com baixo teor de carbono, que é um dos materiais usualmente utilizados em engenharia. O raciocínio por trás do uso de c é o de que enquanto o preço de um material específico possa variar ao longo do tempo, a razão entre os preços daquele material e de outro, muito provavelmente, irá variar mais lentamente.

Finalmente a coluna da direita da Tabela 11 mostra o produto de $\rho / \tau_f^{2/3}$ e c . Esse produto fornece uma comparação entre esses vários materiais com base nos custos dos materiais para um eixo cilíndrico que irá resistir à fratura quando submetido a um momento de torção M_t . Usamos esse produto uma vez que $\rho / \tau_f^{2/3}$ é proporcional à massa de material que é necessária Eq. (10), enquanto c representa o custo relativo com base em uma massa unitária do material. Agora, o mais econômico é o aço 4340, seguido pelo compósito reforçado com fibra de carbono, o alumínio 2024-T6, o compósito reforçado com fibra de vidro e a liga de titânio. Dessa forma, quando o fator econômico é levado em consideração, existe uma alteração significativa dentro do esquema de classificação dos materiais. Por exemplo, uma vez que o compósito reforçado com fibra de carbono é relativamente caro, ele é significativamente menos desejável; ou, em outras palavras, o maior custo desse material pode não ser justificado pela melhoria em resistência que ele proporciona.

Tabela 11 – Tabulação da Razão $\rho / \tau_f^{2/3}$, do Custo Relativo (c), e do Produto entre $\rho / \tau_f^{2/3}$ e c para Cinco Materiais de Engenharia

Material	$\rho / \tau_f^{2/3}$ [$10^{-2} \{ \text{Mg}/(\text{Mpa})^{2/3} \text{m}^3 \}$]	c (\$/\$)	$C(\rho / \tau_f^{2/3})$ [$10^2 (\text{Mg}/(\text{Mpa})^{2/3} \text{m}^3) (\text{Mg}/(\text{Mpa})^{2/3} \text{m}^3)$]
Aço 4340 (temperado em óleo e revenimento)	9,2	5	46
Compósito reforçado com fibras de vidro (fração das fibras de 0,65)	1,9	40	76
Liga de alumínio (2024-T6)	6,2	15	93
Compósito reforçado com fibras de carbono (fração das fibras de 0,65)	1,4	80	112
Liga de titânio (Ti-6Al-4V)	6,8	110	748

Fonte: Adaptada de M. F. Ashby, 1992. Reimpresso sob permissão de Butterworth-Heinemann Ltd.

O custo relativo e a razão entre os preços por unidade de massa do material e de um aço carbono.

As fibras nesse compósito são contínuas, alinhadas, e estão enroladas de maneira helicoidal em ângulo de 45° em relação ao eixo central.

Outras considerações de propriedades e a decisão final

Até esse ponto em nosso processo de seleção de materiais levamos em consideração apenas a resistência dos materiais. Outras propriedades relativas ao desempenho de eixo cilíndrico também podem ser importantes, como por exemplo, a rigidez e, ainda, se o eixo girar, o comportamento sob fadiga. Além disso, os custos de fabricação também devem ser levados em consideração; na nossa análise, eles foram desprezados.

Em relação à rigidez, poderia ser conduzida uma análise do desempenho da relação rigidez-massa, semelhante àquela que foi feita acima. Nesse caso, o índice de desempenho da rigidez, P_r , é dado por:

$$P_r = \frac{\sqrt{G}}{\rho} \quad (16)$$

Onde G representa o módulo de cisalhamento. O diagrama de seleção de materiais apropriado ($\log G$ em função de $\log \rho$) seria utilizado no processo preliminar de seleção. Subsequentemente, o índice de desempenho e os dados de custo por unidade de massa seriam coletados para materiais candidatos específicos; a partir dessas análises, os materiais seriam classificados com base no desempenho de rigidez e no custo.

Ao decidir em relação ao melhor material, pode ser interessante construir uma tabela empregando os resultados dos vários critérios que foram usados. A tabulação incluiria para todos os materiais candidatos, o índice de desempenho, custo etc., de acordo com cada critério, assim como comentários referentes a quaisquer outras considerações importantes. Essa tabela coloca em perspectivas questões que são realmente importantes e facilita o processo final de tomada de decisões.

CAPÍTULO 3

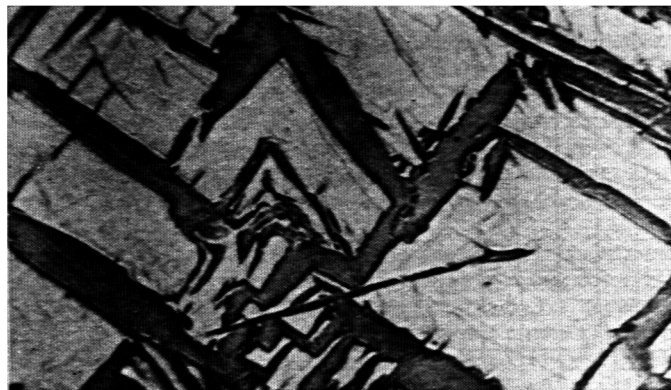
TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS E POR MACLAÇÃO

1 INTRODUÇÃO

A palavra 'martensita' não é familiar, exceto entre os metalurgistas. Sua história é fascinante, vale à pena contar brevemente.

No século XIX houve grandes avanços na análise de produtos químicos, e os metalurgistas tinham fé de que as razões que os aços eram diferentes seriam logo conhecidas através da determinação das diferenças na composição química. No entanto, essas esperanças foram frustradas, como foram muitas vezes constatadas que várias ligas de aço com composições muito semelhantes poderiam ter propriedades mecânicas muito diferentes. Os químicos não tinham resposta para o enigma do aço, a resposta vinha eventualmente de uma área bem diferente da ciência – a óptica.

Houve grandes avanços em óptica no mesmo período, em particular na Alemanha, em 1890, um talentoso microscopista alemão Adolf (MARTENS, 1878) examinou a microestrutura, e encontrou não visível a olho nu, muitas variedades de modelos em escala micrométrica. Em particular, aços duros foram encontrados terem regiões bandadas de diferentes orientações, fascinantes fases microcristalinas, enquanto nos aços inferiores havia padronização pouco coerente. As regiões características padrão ficaram conhecidas como 'martensita', ilustrada na foto, após seu descobridor.



Martensita impropriamente dita ter forma de 'agulhas' em uma matriz de austenita em um aço de alto carbono. Ampliada 1000 vezes. Foto de Osmund , 1901.

A constatação de que o padrão microscópico pode ser tão importante quanto à composição em determinar as propriedades de um material foi um divisor na metalurgia; e nasceu um ramo totalmente novo, a 'metalografia'. Desde essa época, centenas de materiais com morfologia martensítica foram descobertos e estudados.

Em 1898, Floris Osmond publicou na França um artigo que descreve um método geral para a análise microestrutural dos aços ao carbono.

Osmond descreveu as características de diversos constituintes metalográficos observados nos aços. Seguindo a aproximação mineralógica, deu denominações a estes componentes:

Sorbita devido a Henry Clifton Sorby

Troostita devido a Louis-Joseph Troost

Martensita devido a Adolf Martens

Em um artigo publicado 1880 no jornal de VDI, Martens publicou o desenvolvimento de um novo microscópio de elevada ampliação apropriado para a análise de seções metálicas. Um elemento importante desse microscópio era a iluminação oblíqua da amostra.

As placas fotográficas podiam ser expostas diretamente: Martens igualmente deu conselhos práticos para o depósito de emulsões adequadas em chapa de vidro.

Martensita, em homenagem ao alemão metalurgista Adolf Martens (1850-1914), refere-se mais comumente a uma forma muito difícil de estrutura cristalina do aço, mas também pode se referir a qualquer estrutura cristalina que é formada pela transformação displaciva. Inclui uma classe de minerais duros que ocorrem na forma de ripas ou placas nos grãos do cristal. Quando vista em seção transversal, os grãos lenticulares (em forma de lente) do cristal aparecem aciculares (em forma de 'agulha'), como às vezes são incorretamente descritos.

Na década de 1890, Martens estudou amostras de diferentes aços sob um microscópio, e descobriu que os aços mais duros tinham uma estrutura regular cristalina. Ele foi o primeiro a explicar a causa das propriedades mecânicas muito diferentes dos aços. Estruturas martensíticas já foram encontradas em muitos outros

materiais práticos, incluindo ligas com memória de forma e endurecimento de transformação da cerâmica.

A martensita é formada por resfriamento rápido (têmpera) da austenita que prendem os átomos de carbono que não têm tempo de difundir para fora da estrutura cristalina. Esta reação martensítica começa durante o resfriamento, quando a austenita atinge a temperatura de início da formação da martensita M_s e a matriz austenita torna-se mecanicamente instável. A uma temperatura constante abaixo de M_s , uma fração da matriz austenita transforma-se rapidamente, então não irá ocorrer nova transformação. Quando a temperatura diminui, mais austenita transforma em martensita. Finalmente, quando a temperatura atingir o fim da transformação da martensita M_f , a transformação é completa. Martensita também pode formar através da aplicação de tensão, propriedade frequentemente usada em endurecimento de transformação da cerâmica como zircônia estabilizada por ítria e em aços especiais, como aços TRIP, transformação induzida por plasticidade dos aços. Assim, a martensita pode ser termicamente induzida ou induzida por tensão.

Uma das diferenças entre as duas fases é que martensita tem uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrada (TCC), enquanto a austenita tem uma estrutura cúbica de face centrada (FCC). A transição entre essas duas estruturas requer muito pouca ativação energética porque é uma transformação martensítica, que resulta no sutil, mas rápido rearranjo de posições atômicas, e tem sido conhecido ocorrer mesmo em temperaturas criogênicas. Martensita tem uma densidade menor que a austenita, de modo que a transformação martensítica resulta em uma mudança relativa de volume. De importância consideravelmente maior do que a variação do volume é a deformação de cisalhamento, que tem uma magnitude de cerca de 0,26 e que determina a forma de 'placas' da martensita.

Martensita não é mostrada no diagrama de equilíbrio de fases do sistema ferro-carbono, porque não é uma fase de equilíbrio. Fases de equilíbrio por forma lenta de taxas de resfriamento que permite tempo suficiente para a difusão, enquanto martensita é geralmente formado por taxas de resfriamento rápido. Como os processos químicos (a obtenção de equilíbrio) aceleram a alta temperatura, a martensita é facilmente destruída pela aplicação do calor. Esse processo é chamado de revenimento. Em algumas ligas, o efeito é reduzido pela adição de elementos como tungstênio que interferem com a

nucleação da cementita, porém, mais do que não frequentemente, o fenômeno é explorado em seu lugar. Desde que a têmpera pode ser difícil de controlar, muitos aços são temperados para produzir um excesso de martensita, e então aplicados revenimentos para reduzir gradualmente a sua concentração até que a estrutura certa para a aplicação pretendida seja alcançada. Muita martensita torna o aço frágil, e deixa muito pouco dúctil.

Ficou absolutamente convencido do método muito mais poderoso para extrair a microestrutura observada, que conduziu a um conhecimento mais intenso do assunto.

No estudo dos defeitos cristalinos, as discordâncias favorecem a deformação plástica de cristais, através de escorregamento de planos associados a esses defeitos. Nesse capítulo serão tratados dois outros tipos de fenômenos, nos quais os átomos de uma parte de um cristal se reorientam para formar um novo cristal. Em um deles, a maclação, o processo reproduz a estrutura cristalina inicial, apenas mudando a sua orientação. No outro, transformação martensítica, além da mudança de orientação, produz-se uma fase nova e, portanto, nova estrutura cristalina. Como os mecanismos de maclação e da reação martensítica estão correlacionados, eles serão tratados no mesmo capítulo.

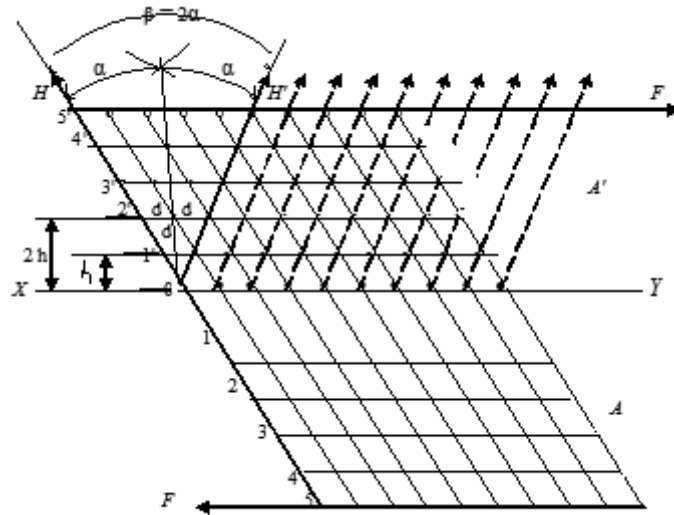
2 MACLAÇÃO

A maclação é um modo de deformação plástica que se realiza por translação de planos atômicos conduzindo, na parte deformada, a criação de um novo reticulado, simétrico do reticulado primitivo, em relação a um plano.

Considerando um cristal no qual um de seus eixos principais é perpendicular ao plano do papel. Ele será então representado por uma parede plana, mostrada na Fig. 1. Aplicando sobre esse cristal tensões cisalhantes F , paralelas à fileira horizontal de átomos, verificará que a parte do cristal abaixo da linha XY não sofre nenhuma transformação, enquanto a parte superior deforma-se de um modo totalmente diferente do deslizamento associado à movimentação de discordâncias. A deformação por maclação consiste em uma translação paralela a xy , cuja magnitude é proporcional a distancia da fileira de átomos considerada, em relação a xy , que é o traço do plano de maclação. Assim, os átomos da fileira $1'$, que estão à distância h de xy , vão se transladar

de uma distância d ; aqueles da fileira $2'$, que estão a uma distância $2h$ de xy transladar-se-ão de $2d$ e assim por diante.

Fig. 1 – Mecanismo da maclação



A taxa de cisalhamento dado por:

$$s = nd / nh = d / h \quad (1)$$

Exprime o valor da translação nd , sofrida pela n -ésima fileira de átomos, situada à distância nh de xy . A taxa de cisalhamento é a mesma para todas as camadas atômicas. Em outras palavras, podemos dizer que o valor do deslocamento de matéria é proporcional à distância ao plano de maclação. As translações sempre são efetuadas de modo que os átomos de fileiras homólogas, 1 e $1'$, 2 e $2'$... n e n' ocupam posições simétricas em relação à xy . Se, levantarmos por O uma perpendicular ao plano de maclação, o primeiro átomo da fileira $1'$ deve se deslocar de uma distância tal que sua nova posição seja simétrica da inicial, em relação à perpendicular. A fileira OH , inclinada inicialmente em um ângulo α sobre a perpendicular a xy , sofrerá um giro $\beta = 2\alpha$, colocando-se em OH' , simétrica de OH em relação a essa perpendicular.

Obtém-se, assim, para a parte superior, um novo cristal A' simétrico do cristal A, parte não deformada do cristal inicial, em relação ao plano de maclação. A direção xy é a direção de maclação. O plano perpendicular ao plano do papel e que contém xy é o plano de maclação. Da mesma forma que no escorregamento associado a discordâncias, o plano de maclação e a direção de maclação têm dados cristalográficos bem-definidos, que estão resumidos na Tabela 1.

A Fig. 2 mostra o cisalhamento, por maclação, de um monocristal. Em A temos o cristal submetido às tensões cisalhantes. Em B temos a forma fina do cristal, resultante da maclação.

A Fig. 3 ilustra a diferença entre a maclação e o escorregamento. Esse último ocorre em planos particulares como mostrado em B. O cisalhamento, nesse caso, pode ser muitas vezes maior do que os espaçamentos da rede e depende do mecanismo de multiplicação de discordâncias. O cisalhamento associado com maclação visto em A, é distribuído uniformemente pelo volume da região afetada, cada átomo movendo-se apenas, uma fração da distância inter-atômica, relativamente aos átomos de um plano vizinho.

Fig. 2 – Maclação de um monocristal submetido a tensões cisalhantes

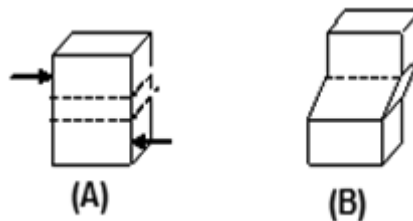
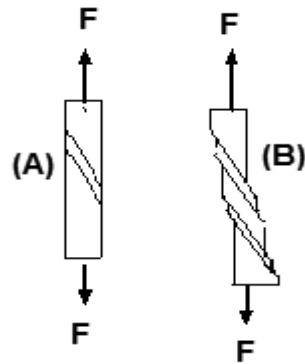


Tabela 1 – Direções e planos de maclação nas principais estruturas cristalinas

Estrutura cristalina	Planos de maclação	Direções de maclação
CFC	{ 1 1 1 }	< 1 1 2 >
CCC	{ 1 2 1 }	< 1 1 1 >
HC	{ 1 0 1 }	< 1 0 1 >

Fig. 3 – (A) Diferença entre cisalhamento associado com maclação e (B) escorregamento



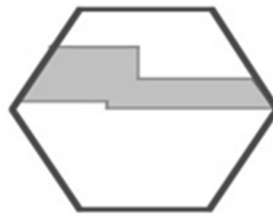
Nas situações onde uma deformação de maclação está confinada, por exemplo, quando a maclação está cercada pela matriz, adota a forma de uma placa fina, agudamente afilada porque forma minimiza a energia de tensão elástica, Fig. 4.

Às vezes, durante a recristalização, os grãos adjacentes estão na orientação da maclação; tais grãos são conhecidos como maclação de recozimento. Estes têm a forma Fig. 4 consistentes com a minimização da energia de superfície. A maclação de recozimento não está associada a nenhuma deformação, visto que maclação mecânica causa mudança na forma, Fig. 5.

Fig. 4 – Maclação de deformação e recozimento esquemáticas



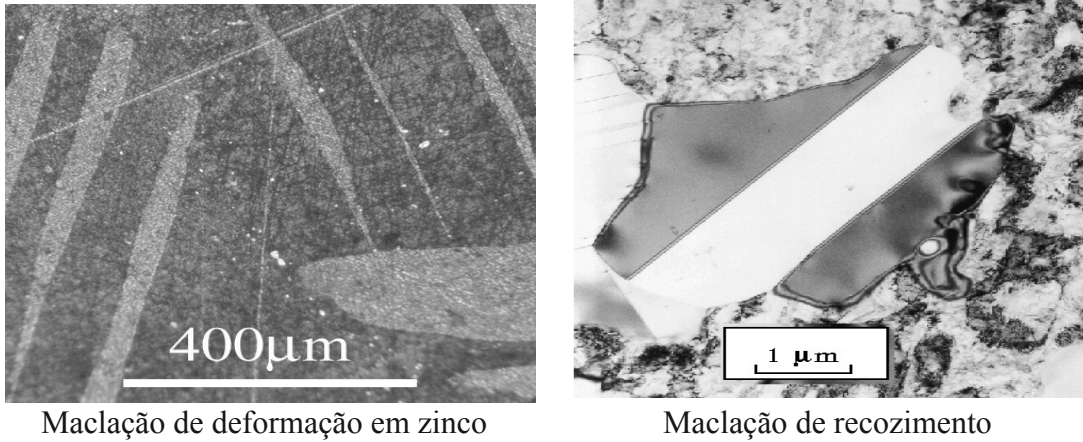
Maclação de deformação



Maclação de recozimento

Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2008, p. 128–135

Fig. 5 – Micrografias de maclação de deformação e recozimento



Maclação de deformação em zinco

Maclação de recozimento

Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2008, p. 128.135.

3 TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS

3.1 Generalidades

Certas ligas, quando resfriadas rapidamente desde temperaturas elevadas, sofrem mudanças de fase, eliminando a supersaturação existente. Se a reação se realiza por cisalhamentos localizados, praticamente sem difusão, é denominada transformação martensítica. A martensita aparece, ao microscópio, como agulhas ou plaquetas com as extremidades geralmente afiladas. Essa fase tem muita importância no caso dos aços, onde tem grande dureza, sendo à base do tratamento térmico de endurecimento chamado têmpera. Em outras ligas, todavia, a martensita não é necessariamente muito dura.

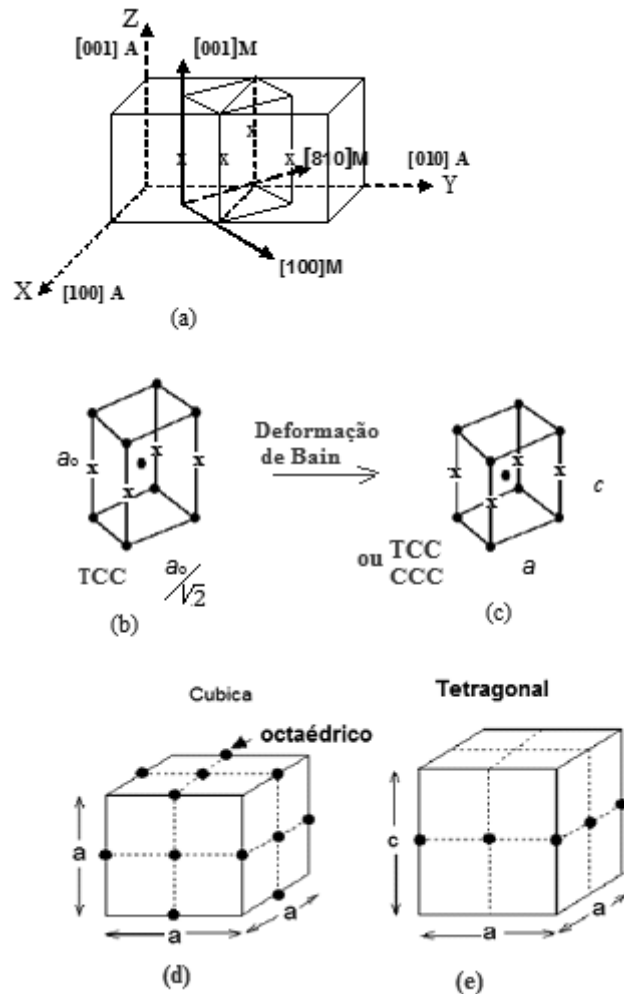
3.2 Cristalografia da martensita

Para que a transformação martensítica possa realizar-se sem difusão deve haver uma relação cristalográfica entre o plano da fase original e aquele da martensita, na interface comum. Diz-se que as duas fases são coerentes, a relação que existe, no caso dos aços, em temperatura elevada à fase estável, a austenita, é uma solução sólida intersticial do carbono no Fe de estrutura CFC. A Fig. 6(a) mostra duas células

unitárias, nas quais aparecem quatro átomos de carbono, indicados por x. Outra forma de descrever esse reticulado é considerá-lo como tetragonal de corpo centrado, TCC, cuja célula unitária está assinalada na Fig. 6 (a) e (b). Na Fig. 6(c), tem-se uma célula unitária da martensita, TCC ou CCC, obtida por pequena deformação do retículo original, com ligeiras alterações nos parâmetros. Ao passo que na célula unitária na Fig. 6(b), TCC, a relação c/a é igual a $\sqrt{2}$ na martensita, também TCC, na Fig. 6(c), que depende do teor de carbono, podendo ser expressa por:

$$c/a = 1 + 0,0467 \times (\% C) \quad (2)$$

Fig. 6 – Células unitárias da austenita (a, b), martensita tetragonal ou cúbica (c), sítios octaédricos (d), tetragonal (e)



O relacionamento entre as pilhas cúbicas e TCC, é conhecida como correspondência de Bain. É importante porque uma compressão apropriada aplicada ao longo do eixo-z junto com uma expansão uniforme ao longo dos eixos x e y converteriam a pilha de TCC da austenita nas pilhas tetragonal cúbica ou corpo centrado da martensita, da bainita ou da ferrita de Widmanstätten.

Quando a austenita é esfriada suficientemente rápida, transforma-se na martensita sem mudança na composição química (nenhuma difusão). A transformação começa em uma temperatura bem-definida chamada início de formação da martensita M_s . A fração da martensita aumenta com sub-resfriamento abaixo de M_s .

A martensita nos aços está supersaturada com carbono, pode ser definida como solução sólida de ferro alfa supersaturada de carbono. O carbono ocupa interstícios octaédricos na estrutura CCC, Fig. 6(d), estes são caracterizados por três eixos principais $\langle 001 \rangle$, $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ e $\langle 110 \rangle$. Há três subestruturas nos sítios octaédricos, ao longo dos sentidos paralelos às bordas da célula unitária.

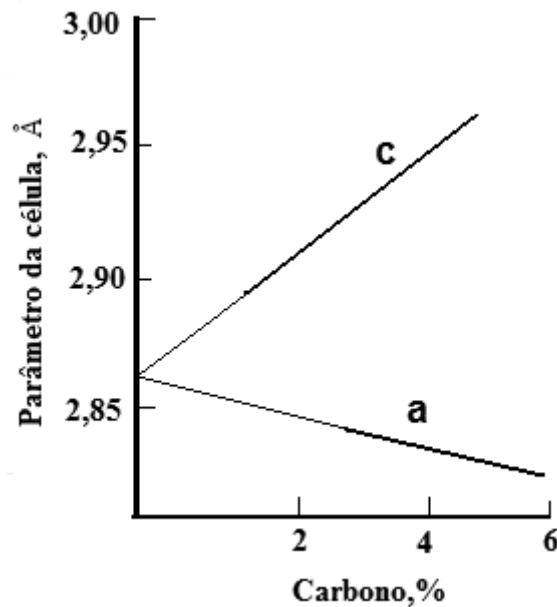
Cada átomo de carbono causa uma distorção tetragonal desde os eixos principais dos sítios octaédricos não são equivalentes. Há uma expansão ao longo de $\langle 100 \rangle$ e contrações pequenas ao longo de outros dois eixos. Consequentemente, é favorável para que todo o átomo de carbono encontre-se em uma única subestrutura de interstícios octaédricos, causando uma estrutura tetragonal corpo centrado para a martensita, Fig. 6(e).

Cada átomo de carbono atua como um centro de deformação. Devido esse campo de deformação ser tetragonal, interfere no movimento da deslocação desde que interage com as componentes da dilatação de cisalhamento e do campo de tensão das deslocações. Então, o carbono endurece a martensita muito mais do que a austenita (onde o sítio octaédrico é simétrico, limitado por $\langle 100 \rangle$), a martensita livre de carbono não é dura.

A Fig. 7 apresenta a variação dos parâmetros c e a em Angstrom (Å) da martensita, em função do teor do carbono. A distorção da rede é denominada distorção de Bain proposta em 1924. A mesma forma que para o aço, a martensita de outros sistemas também apresentam relações de coerência com as matrizes que as originaram. Isso está indicado na Tabela 2, no caso dos aços, os planos mais compactos da austenita, $\{111\}$, são coerentes com os planos mais compactos da martensita $\{110\}$. Da mesma

forma, há uma correspondência entre as direções mais compactas da austenita, $\langle 110 \rangle$, e as direções mais compactas da martensita $\langle 111 \rangle$. A Fig. 6(a) pode ser utilizada para demonstrar essas relações de coerência. Assim, se traçarmos o plano (111) da austenita, verificaremos que ele é o plano (101) da estrutura TCC. Por outro lado, a direção [011] da austenita é a direção [111] da estrutura TCC.

Fig. 7 – Variação dos parâmetros cristalinos da martensita com a percentagem atômica do carbono



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2008, p. 128–135

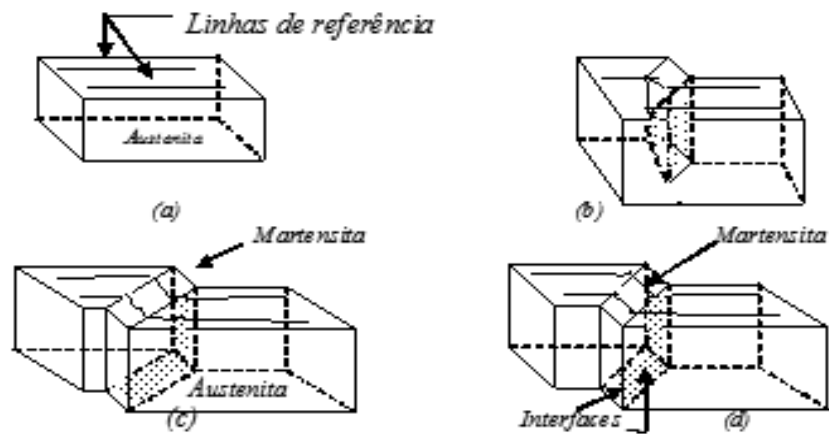
Tabela 2 – Dados cristalográficos sobre as transformações martensíticas

Sistema	Composição	Transformação no resfriamento	Relação entre os planos cristalinos	Relação entre as direções cristalinas
Fe – C	0,5 – 1,4% C	CFC → TCC	$\{111\}_A // \{110\}_M$	$\langle 110 \rangle_A // \langle 111 \rangle_M$
Fe – Ni	27 – 34% Ni	CFC → CCC	$\{111\}_A // \{110\}_M$	$\langle 211 \rangle // \langle 110 \rangle_M$
Li	--	CCC → HC	$\{110\} // \{00.1\}_M$	$\langle 111 \rangle 3^\circ \text{de} \langle 11.0 \rangle_M$
Au – Cd	47,5 %o Cd	CCC → ortorrômbic	$\{001\} // \{001\}_M$	$\langle 111 \rangle // \langle 110 \rangle_M$
Co	--	a CFC → HC	$\{111\} // \{0001\}_M$	$\langle 110 \rangle // \langle 11.0 \rangle_M$

3.3 Mecanismo das transformações martensíticas

O mecanismo completo, ou mecanismos, da transformação martensítica é muito complexo, existindo diversas teorias para explicá-lo. Sabe-se que, na transformação, a deformação do retículo necessária para realizá-la alteram a forma da região. O cisalhamento da matriz cria tensões sobre esta que, por sua vez, reage tensionando a martensita. A Fig. 8 ilustra esquematicamente, os fenômenos que ocorrem no aço. Em a temos um amostra de austenita com uma face polida, na qual aparecem duas linhas de referência, cuja finalidade é possibilitar uma visualização melhor das deformações. Em b um pequena região foi cisalhada, iniciando-se a formação da martensita. A austenita não transformada sofre tensões de duas origens, a do cisalhamento em si mesmo e a da mudança de forma da martensita. Isso faz com que a reação continue com grande velocidade, cerca de um terço da velocidade do som. Em c o cisalhamento atravessou todo o cristal da austenita. Tem-se uma plaqueta de martensita. Isso não elimina todas as tensões existentes e as interfaces se movimentam, aumentando a espessura da plaqueta, como indicado em d.

Fig. 8 – Mudança de forma de linhas de referência e do cristal, na transformação martensítica



Os planos das interfaces são chamados planos de hábito. Simplificando o mecanismo descrito podemos afirmar que a martensítica é formada, macroscopicamente, por cisalhamento paralelo ao plano de hábito combinado com a

deformação perpendicular a esse plano, provocada por tensões de tração ou compressão sobre o mesmo.

A reação martensítica ocorre através de três tipos de deformações:

1 Distorção de Bain, que forma a rede martensítica a partir da matriz original, por pequenas alterações dimensionais.

2 Deformação por cisalhamento, que também mantém a simetria da rede e, combinado com a distorção de Bain, produz planos não deformados.

3 Rotação da rede transformada, reorientando o reticulado do produto, para adaptá-lo ao da matriz.

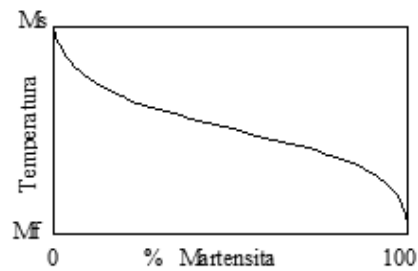
3.4 Características da transformação martensítica

As principais características da transformação martensítica são:

1. Efetua-se sem difusão e sem alteração na composição química. A nova fase, martensítica, tem a mesma composição daquela que lhe deu origem. Os principais processos de sua formação são realizados por cisalhamento de pequenos volumes do material.

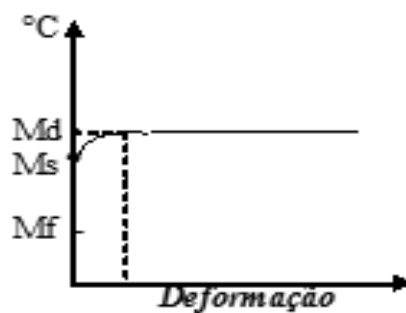
2. A martensita começa a formar-se, no resfriamento, a partir de uma temperatura chamada M_s , em que se encontra o sistema. A reação termina numa temperatura denominada M_f , quando se tem 100% de martensita. A Fig. 9 apresenta a percentagem formada, em função da temperatura. Dela conclui-se, que o tempo não influi sobre a quantidade de martensita produzida, para uma dada temperatura. A velocidade de resfriamento não tem importância, conseqüentemente, há necessidade, apenas, de uma velocidade mínima, chamada velocidade crítica de resfriamento, para que se realize a transformação. Velocidades abaixo da crítica não produzirão martensita. Acima dela afetarão a percentagem de martensita formada, numa determinada temperatura.

Fig. 9 – Percentagem da martensita formada, em função da temperatura



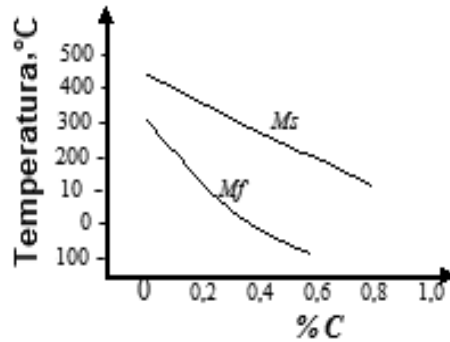
3. Deformações plásticas em temperatura abaixo de M_s aumentarão a quantidade de martensita e deformação da fase instável em temperatura acima de M_s , mas próxima dela, causará o início da transformação. Chama-se M_d a temperatura acima da qual é impossível formar-se martensita, qualquer que seja a deformação aplicada à matéria saturada. A Fig. 10 ilustra, esquematicamente, a influencia da deformação sobre a temperatura de início da transformação martensítica. Se o material não é deformado, ela inicia-se na temperatura M_s . Para pequenas deformações ela se realiza entre M_s e M_d . Para deformações maiores, inicia-se em M_d .

Fig. 10 – Influência da deformação plástica sobre a temperatura de início de formação da martensita



4. A composição química tem influência sobre as temperaturas de início e fim da transformação. A Fig. 11 mostra o efeito da percentagem de C sobre os valores de M_s e M_f .

Fig. 11 – Influência do teor de carbono sobre as temperaturas Ms e Mf



Para os aços de teores mais elevados de C a temperatura Mf pode concentrar-se abaixo da temperatura ambiente, como indicado na Fig. 11. Isso indica que a transformação não é completada, ou seja, na temperatura ambiente o aço é constituído de martensita e austenita retida. Um tratamento sub-zero, no nitrogênio líquido, por exemplo, faz com que a reação seja completada. Várias fórmulas práticas permitem determinar, aproximadamente, Ms em função da composição química, Eq. (3) e/ou Eq. (4).

$$Ms(^{\circ}C) = 561 - 474 (^{\circ}C) - 33 (\%Mn) - 17 (\%Ni) - 17 (\%Cr) - 21(\%Mo) \quad (3)$$

$$Ms(^{\circ}C) = 5/9 [968 - 570 (^{\circ}C) - 60 (\%Mn) - 30 (\%Ni) - 50 (\%Cr) - 20 (\%Mo) - 20 (\%Si) - 20 (\%W)] \quad (4)$$

5. A martensita sempre é mais dura que a fase que a originou. Somente nos aços, entretanto, a martensita tem a dureza extrema que a torna tão útil para inúmeros empregos de aço onde se necessita de elevada resistência ao desgaste e à tração.

6. A transformação martensítica, realiza-se com variações de volume. No caso dos aços, sabe-se que a austenita, CFC, é mais densa do que a ferrita, CCC. Na transformação CFC→ CCC, que se realiza sob resfriamento lento, há um aumento de volume da ordem de 4%. A reação martensítica é acompanhada de uma expansão,

normal ao plano de hábito, de cerca de 9%, Isso pode ocasionar a fissuração de uma peça de aço, devido às tensões oriundas do crescimento do volume.

3.5 Estabilização da austenita

Nos resfriamento dos aços, a manutenção da austenita durante certo tempo entre as temperaturas M_d e M_s reduzirá a quantidade de martensita que se formará em uma temperatura mais baixa. A temperatura M_s é também abaixada.

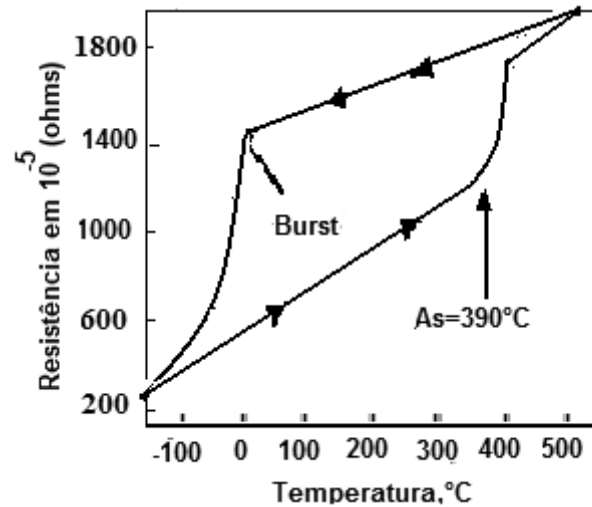
Para certos aços, bloqueando-se o resfriamento entre M_s e M_f , faz-se com que, em resfriamento posterior, a transformação só se realize em temperatura bastante inferior. Em ambos os casos há um estabilização da austenita de modo que se necessita de um super-resfriamento adicional para que a transformação ocorra.

3.6 Reversibilidade das transformações martensíticas

Do ponto de vista termodinâmico as transformações martensíticas não são reversíveis, pois se realizam numa temperatura de equilíbrio entre as duas fases.

Do ponto de vista cristalográfico, todavia, elas são reversíveis, no sentido que, no aquecimento, a martensita reproduz a fase que lhe deu origem. Isso é ilustrado na Fig. 12, que mostra a variação da resistência elétrica de uma liga Fe-Ni, em função da temperatura. Suponha-se que a liga seja aquecida a 500°C . À medida que ela é resfriada, a resistência vai caindo, com a temperatura. Na temperatura M_s , -30°C , há uma inflexão da curva, porque a martensita, CCC, tem maior condutividade que a austenita original, CFC. Um aquecimento da liga, depois que ela foi resfriada abaixo de -100°C fará com que a 390°C a martensita comece a transformar-se novamente em austenita. Essa temperatura é designada A_s . A partir desse ponto, a resistência cresce rapidamente com a temperatura devido à transformação CCC \rightarrow CFC.

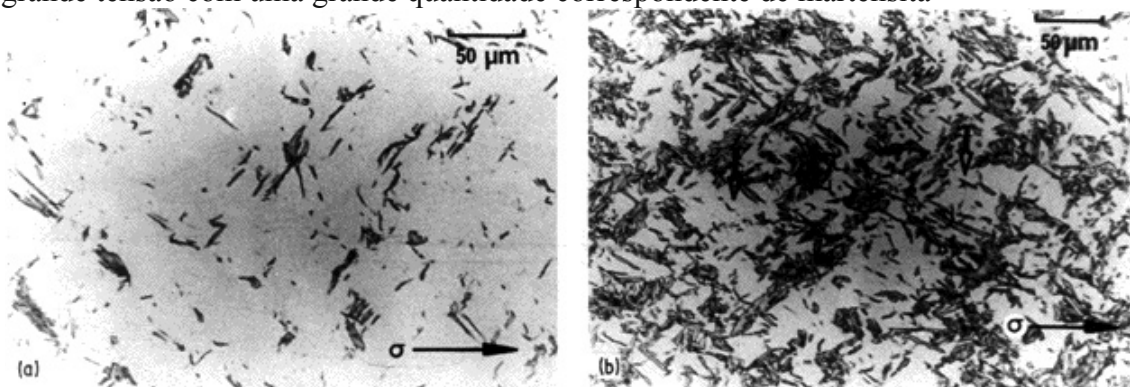
Fig. 12 – Variação da resistência elétrica com a temperatura, de uma liga Fe-Ni (29,5%)



3.7 Transformação martensítica induzida por tensão

A liga de Fe-28Ni-0,4C%, que é inteiramente austenítica a (-80°C), foi usada em um espécime de tração e tracionada até fratura a (-44°C) para induzir a martensita. As placas da martensita estão em aproximadamente a 45° à linha de tração; isto é, está conforme os planos de hábito aproximadamente paralelos aos planos da tensão de cisalhamento máxima, Fig. 13.

Fig. 13 – Martensítica Induzida por Tensão (a) região de pequena tensão (b) região de grande tensão com uma grande quantidade correspondente de martensita



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2008, p. 128–135

3.8 Analogias ao mecanismo da transformação no estado sólido

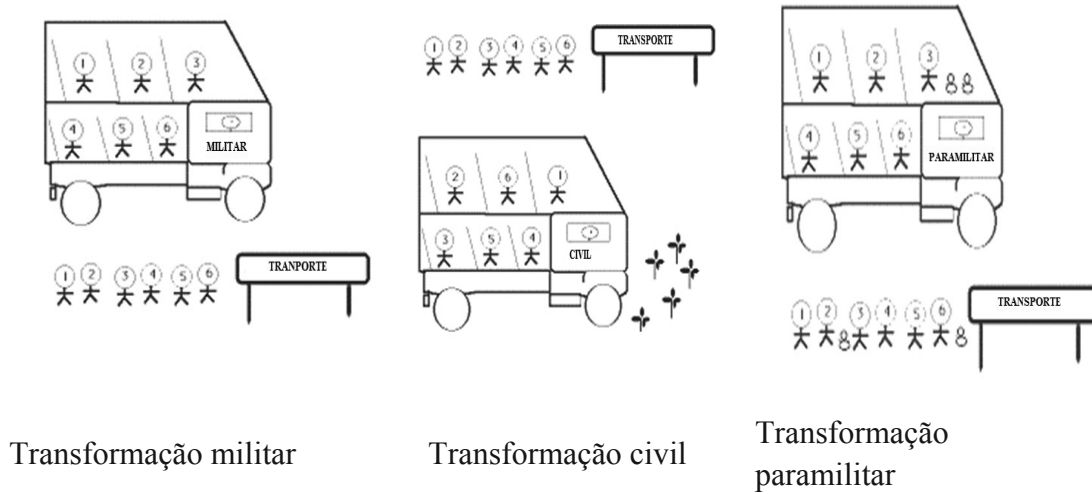
Muitas transformações no estado sólido estão em duas categorias. As transformações displaciva envolvem um movimento coordenado de átomos enquanto a estrutura da matriz é deformada naquela do produto. Não há nenhuma difusão e existe uma correspondência atômica entre a matriz e as fases do produto.

Uma sequência numerada dos átomos é mantida na fase do produto. Tais transformações são chamadas transformações militares porque há transferência disciplinada dos átomos; a analogia aqui é aquela de uma fila altamente disciplinada dos soldados requisitados a embarcar num ônibus militar. A sequência numérica é idêntica àquela na fila. Os soldados não têm uma escolha a respeito de seus vizinhos (análogos ao fenômeno do soluto preso). A situação não está em equilíbrio.

É a difusão dos átomos que conduz à nova estrutura do cristal durante uma transformação reconstrutiva. O fluxo de matéria é suficiente para evitar tensões e os solutos podem dividir entre a matriz e as fases do produto. A difusão o conduz fluxo de matéria destrói toda a correspondência atômica entre a matéria e as fases do produto. Isso é análogo a uma fila numerada dos civis que embarcam no ônibus de maneira desordenada, de modo que a sequência na fila não carregue nenhuma semelhança àquela no ônibus.

Uma transformação paramilitar, em parte disciplinada, é uma em que a divisória intersticial dos átomos que pode se mover rapidamente durante a transformação, mas a mudança na estrutura do cristal é conseguida pela transformação displaciva. Esse é um mecanismo comum da transformação em ligas ferro-carbono e vanádio-hidrogênio. Os interstícios conseguem assim o equilíbrio ao confinamento e os átomos substitutionais não difundem Fig. 14.

Fig. 14 – Analogias ao mecanismo da transformação no estado sólido

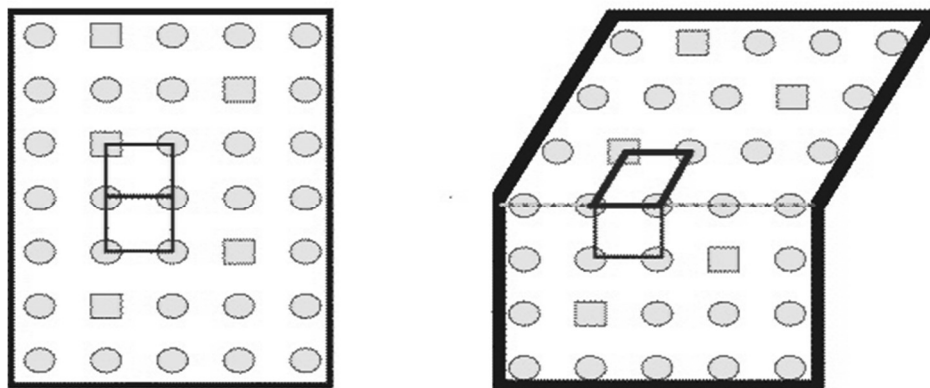


Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2008, p. 128–135

3.9 Transformação sem difusão-martensita cresce sem difusão

Os átomos substitutionais não difundem durante uma transformação displaciva. O padrão em que os átomos são arranjados nunca muda, conduzindo a uma mudança macroscópica na forma da região da transformação. Esse modelo ilustra o mecanismo de uma transformação displaciva, em que há um movimento coordenado dos átomos, Fig. 15.

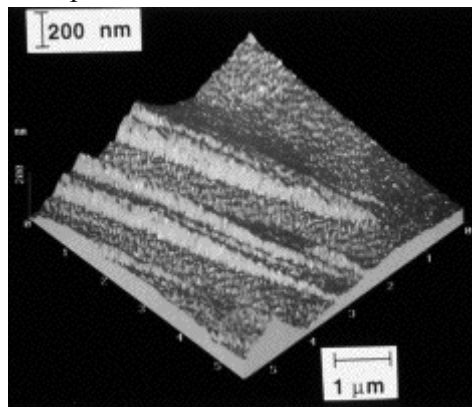
Fig. 15 – Modelo ilustra o mecanismo de uma transformação displaciva



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2008, p. 128-135

Durante uma transformação displaciva, a mudança na estrutura do cristal é conseguida por uma deformação homogênea da fase matriz. Uma amostra polida plana e transformada em bainita exibirá conseqüentemente deslocamentos na superfície livre, Fig. 16.

Fig. 16 – Imagem do microscópio eletrônico mostra os deslocamentos na bainita



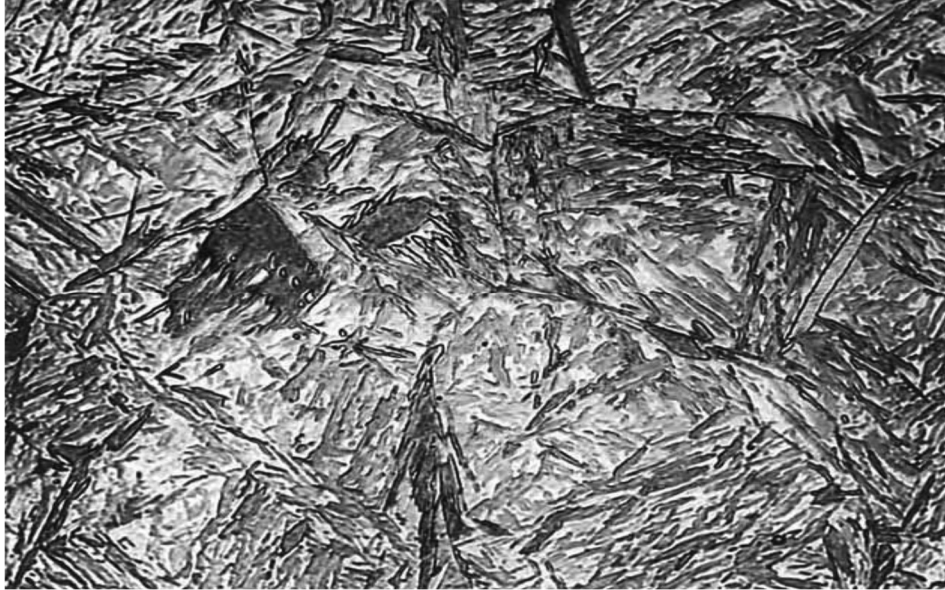
Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2008, p. 128–135

As Fig. 17 e Fig. 18 mostram microestruturas da bainita e martensita.

Fig. 17 – Fotomicrografia de aço baixa liga mostrando a microestrutura bainita reagente, 4% picral, 2% nital, 500X



Fig. 18 – Fotomicrografia de aço baixa liga mostrando a microestrutura martensita. Reagente, 4%picral, HCl e10% metabisulfato de sódio



4 TRANSFORMAÇÕES NO ESTADO SÓLIDO NOS AÇOS

As estruturas ferríticas (α) que evoluem da austenita (γ) podem ser categorizadas naquelas que são dominadas pela energia de deformação que é gerada na estrutura do cristal por uma deformação na estrutura da matriz (mecanismo displacivo) e outra que está mais próxima do equilíbrio porque a mudança é conseguida com a ajuda da difusão (mecanismo reconstutivo). Entre as transformações displaciva está a ferrita de Widmanstätten, a bainita, a ferrita acicular e a martensita, que são caracterizadas excepcionalmente pelas suas formas de placa ou de lamelas e do plano invariante de deformação causado pela transformação. Uma característica importante desta deformação é o grande cisalhamento, a razão dominante para a formação da placa do produto da transformação. Não há nenhum equilíbrio na frente da transformação, os solutos substitutionais não dividem entre a matriz e as fases do produto.

A ferrita de Widmanstätten pode crescer em temperaturas próximas do paraequilíbrio ($\alpha + \gamma$) / γ , limite da fase, e com alongando das placas em uma taxa controlada pela difusão do carbono na austenita. Esta difusão não contradiz seu caráter displacivo porque os interstícios podem migrar sem afetar a deformação da forma. A

transformação ocorre com pequena força motriz, de modo que a mudança da forma consista de duas deformações adjacentes ao plano invariante que tendem a acomodar mutuamente e reduzir a energia de deformação. Isso igualmente explica a forma fina no lado da ferrita de Widmanstätten devido às placas adjacentes estarem em diferentes variações cristalográficas.

O carbono pode parcionar na austenita durante a nucleação da ferrita de Widmanstätten e a bainita. A nucleação ocorre por um processo aparentado à dissociação das disposições das deslocações. Isso segue que a energia de ativação para a nucleação é diretamente proporcional à força motriz, em vez do relacionamento inverso do quadrado implicado por um modelo da heterofase da flutuação da nucleação. Ambas bainita e ferrita de Widmanstätten se desenvolvem do mesmo núcleo; a bainita é estimulada se o crescimento é sem difusão na temperatura de nucleação; o núcleo evolui de outra maneira entre a ferrita de Widmanstätten.

Há uma evidência considerável de que além do estágio da nucleação, onde a relação superfície para volume domina o fenômeno, a bainita cresce sem difusão. Não obstante, o excesso de carbono logo após a transformação é rejeitado na austenita residual. O carbono parcionado pode então precipitar como carbonetos, dar a microestrutura clássica da bainita superior. Em temperaturas mais baixas onde a partição do carbono é mais lenta, uma proporção da transformação do carbono em excesso tem a oportunidade de precipitar dentro da bainita. Isso conduz à microestrutura da bainita inferior.

Bainita (α_b) cresce na temperatura onde a austenita é mecanicamente fraca e incapaz de acomodar a deformação elástica da forma. Em consequência, a deslocação gerada durante a deformação plástica adjacente da austenita causa uma perda na interface de coerência α_b/γ . O crescimento da plaqueta da bainita é parado antes que atinja o obstáculo difícil como limite de grão da austenita. Para continuar a transformação exige formar novas plaquetas, causando concentração de subunidades paralelas com idênticas orientações cristalográficas, plano de hábito e tamanho. Estas aglomerações são conhecidas como laminas de bainita. A ferrita acicular é uma alternativa, morfologia mais caótica da bainita, em que as placas são intragranularmente nucleadas em inclusões não metálicas e crescem em muitos sentidos diferentes do local da nucleação.

Permanece a possibilidade de que a transição da ferrita de Widmanstätten para bainita envolve um aumento gradual na supersaturação do carbono, em vez da mudança repentina do paraequilíbrio ao crescimento sem difusão. A transformação martensítica é sem difusão, durante a nucleação e crescimento.

As transformações reconstrutiva incluem a ferrita alotriomorfa e idiomorfa, e várias formas de perlita. É importante apreciar que todos os elementos, incluindo o ferro, devem difundir durante a transformação reconstrutiva a fim conseguir a mudança estrutural sem as características das deformações das reações displaciva. Nenhuma destas transformações está associada com as deformações cisalhantes.

Uma característica proeminente na reação da decomposição eutetoide que conduz à formação da perlita é que as fases ferrita e carboneto crescem numa frente comum de transformação com a austenita. É dito crescer cooperativamente.

Os mecanismos atômicos da transformação são sumariados na Fig. 19, que segue para cada microestrutura, como é conduzida a teoria da transformação de fase da decomposição para a criação de novos aços que estão agora no uso comercial ou nas fases iniciais de desenvolvimento, focalizando algumas das realizações dos últimos dez anos.

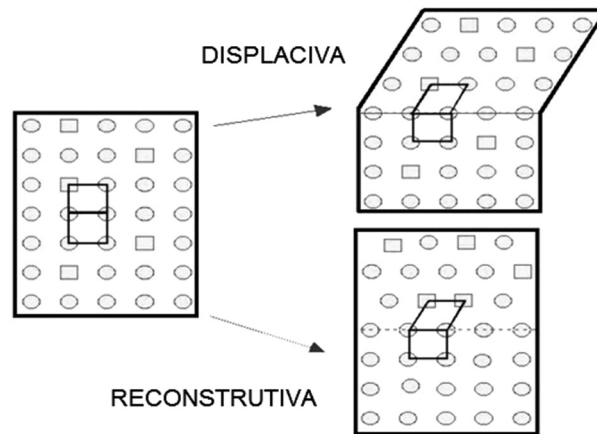
Fig. 19 – Características de transformações do estado sólido nos aços



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2008, p. 128-135.

A Fig. 20 é a representação esquemática das transformações displaciva e reconstrutiva.

Fig. 20 – Transformações displaciva e reconstrutiva



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2008, p. 128-135.

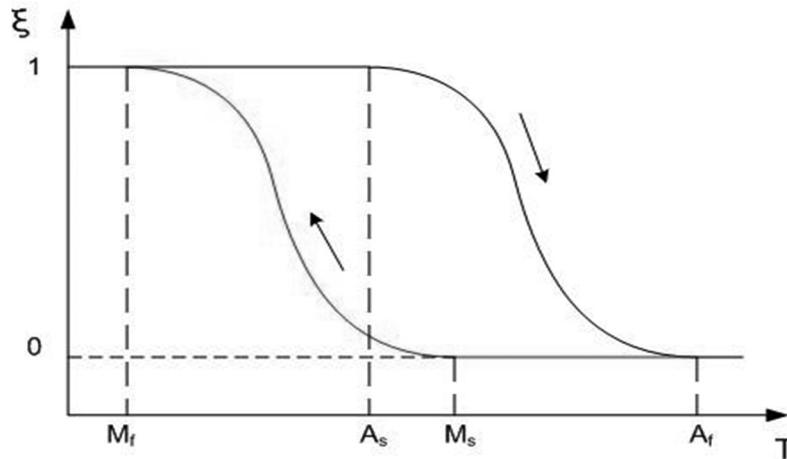
4.1 Efeito da memória de forma-martensita retém memória

Memória de forma de liga leve

Uma liga de memória de forma (SMA, metal inteligente, metal com memória, liga de memória, fio muscular, liga inteligente) é uma liga que "lembra" de sua forma original, forjada a frio: retorna a forma pré-deformada pelo calor. Esse material é leve, alternativa de estado sólido para atuadores convencionais, como os sistemas hidráulicos, pneumáticos, e motorizados. Ligas com memória de forma têm aplicações em indústrias, incluindo médicas e aeroespaciais.

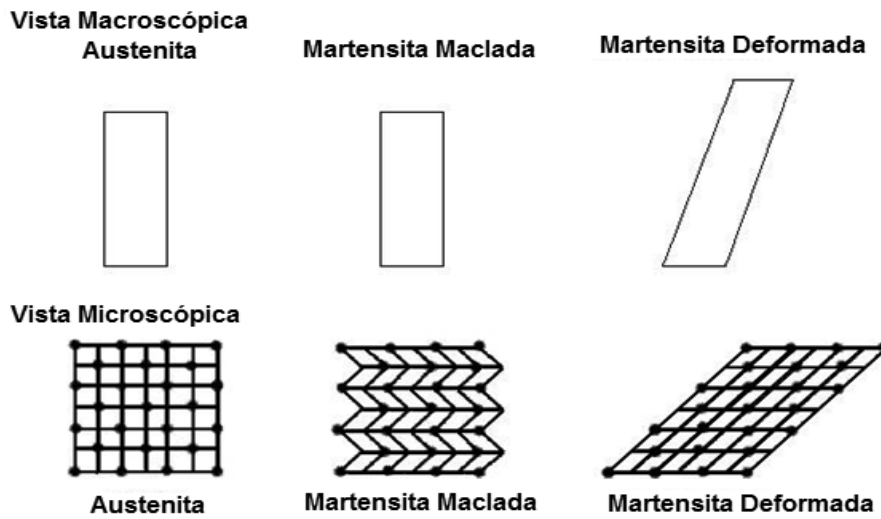
Os três principais tipos de ligas com memória de forma são de cobre – zinco – alumínio – níquel, cobre-alumínio-níquel e ligas níquel- titânio (NiTi), mas SMAs, também pode ser criada por liga de zinco, cobre ouro e ferro. Ligas de NiTi são geralmente mais caras e de mudança de austenita para martensita no resfriamento; M_f é a temperatura final da transformação da martensita no resfriamento. Assim, durante o aquecimento, A_s a A_f são as temperaturas em que a transformação da martensita para austenita começa e termina, Fig. 21. O uso repetido do efeito de memória de forma pode levar a uma mudança das temperaturas de transformação característica (esse efeito é conhecido como fadiga funcional, pois está intimamente relacionada com mudança de propriedades funcionais e microestrutura do material).

Fig. 21 – $\xi(T)$ representa a fração da martensita. A diferença entre a transição de aquecimento e esfriamento a transição dá origem a histerese, onde parte da energia mecânica é perdida no processo. A forma da curva depende das propriedades das ligas da memória de forma, como liga e encruamento



A martensita é a fase relativamente macia e facilmente deformada em ligas com memória de forma, que existe em mais baixas temperaturas. A estrutura cristalina nesta fase apresenta maclação mostrada no meio da Fig. 22. Sob deformação esta fase toma a segunda forma mostrada na Fig. 22, à direita. A austenita, a fase mais forte de ligas de memória de forma, ocorre em mais altas temperaturas. A forma da estrutura da austenita é cúbica, estrutura mostrada no lado esquerdo da Fig. 22. A fase não deformada da martensita é do mesmo tamanho e forma como na fase cúbica da austenita em escala macroscópica, de modo que nenhuma mudança no tamanho ou na forma é visível em ligas de memória de forma até que a martensita seja deformada.

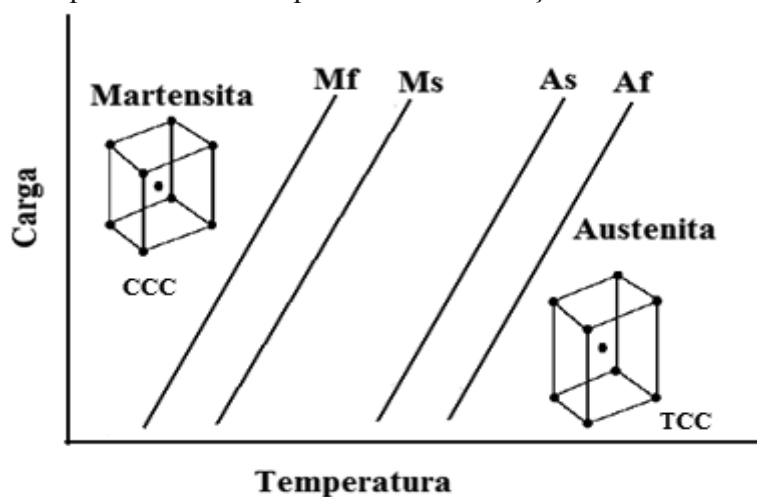
Figura 22 – Vistas microscópicas e macroscópicas das duas fases de ligas de memória de forma



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2008, p. 128.135.

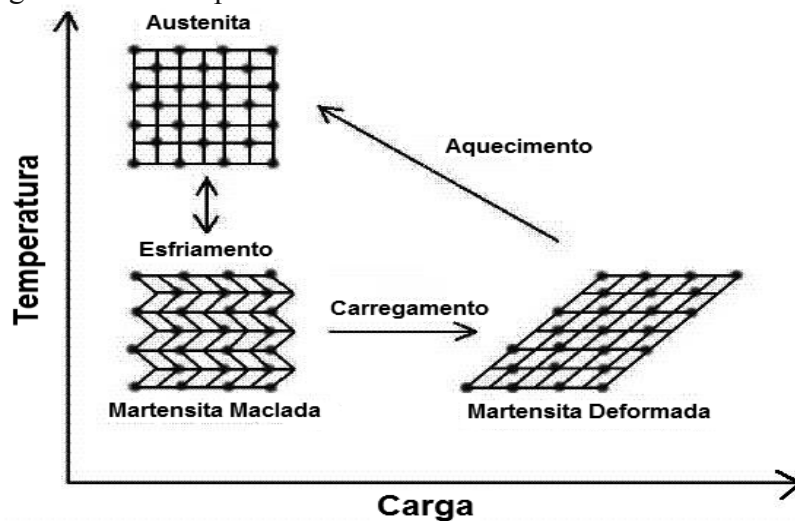
As temperaturas em que cada um destas fases começa e termina a formação são representadas pelas seguintes variáveis: M_s , M_f , A_s , A_f . A quantidade de carregamento aplicado nas ligas de memória de forma aumenta os valores destas quatro variáveis segundo as indicações de Fig. 23. Os valores iniciais destas quatro variáveis são igualmente dramaticamente afetados pela composição do fio (isto é, quantidade de cada elemento presente).

Fig. 23 – Dependência da temperatura da mudança de fase no carregamento



O efeito de memória de forma é observado quando a temperatura de uma peça de liga de memória de forma é esfriada abaixo da temperatura M_f . A liga nesta fase completamente é martensita que pode ser facilmente deformada. Após ser distorcida a liga de memória de forma, SMA, a forma original pode ser recuperada aquecendo o fio acima da temperatura A_f . O calor transferido ao fio é a potencia que conduz ao rearranjo estrutural da liga, similar ao calor de fusão do gelo na água, mas a liga permanece solida. A martensita deformada é transformada agora à fase cúbica da austenita, que é configurada na forma original do fio, Fig. 24.

Fig. 24 – Diagrama microscópico do efeito de memória de forma



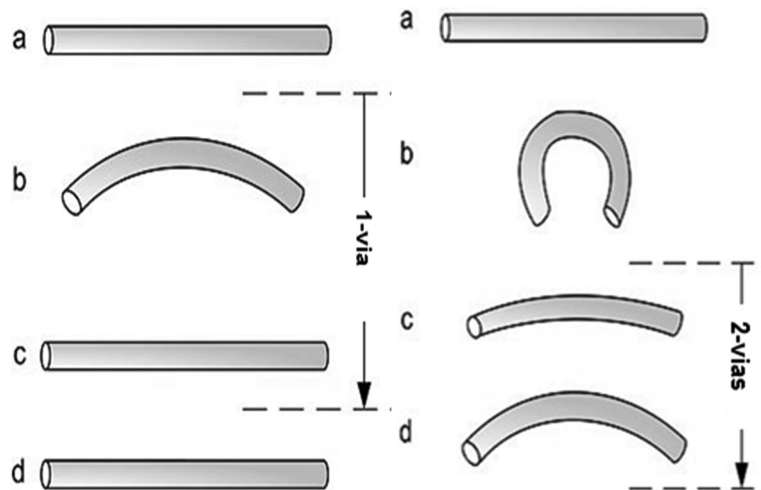
Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2008, p. 128-135.

A transição da fase martensítica para a fase austenita é apenas dependente da temperatura e da tensão, não do tempo, como são na maioria das mudanças de fases, pois não há difusão envolvida. Da mesma forma, a estrutura da austenita recebe o seu nome a partir de ligas de aço de estrutura semelhante. É a transição reversível difusional entre estas duas fases que resulta em propriedades especiais. Enquanto a martensita pode ser formada a partir da austenita por um resfriamento rápido do aço carbono, esse processo não é reversível, então o aço não tem propriedades de memória de forma.

Memória de forma de via única VS via dupla

Ligas com memória de forma têm efeitos diferentes de memória de forma. Dois efeitos comuns são unidirecionais e bidirecionais com memória de forma. Um esquema dos efeitos é mostrado na Fig. 25.

Fig. 25 – Os procedimentos são muito semelhantes: a partir da martensita (a), aplicando uma deformação reversível para o efeito de sentido único ou deformação severa, com uma quantidade irreversível para os dois sentidos (b), o aquecimento da amostra (c) e novamente esfriamento (d). Fonte: Wikipédia, a enciclopédia livre



Efeito de memória de via única

Quando uma liga de memória de forma, está em seu estado frio (abaixo de A_s), o metal pode ser dobrado ou esticado e vai realizar essas formas até aquecido acima da temperatura de transição. Após o aquecimento, a forma muda para a original. Quando o metal esfria novamente ele permanecerá na forma aquecida, até deformado novamente.

Com o efeito de via única, esfriamento a partir de temperaturas elevadas não causa uma alteração da forma macroscópica. Deformação é necessária para criar a baixa temperatura da forma. No aquecimento, a transformação começa em A_s e é concluído em A_f (geralmente de 2 a 20°C ou mais quente, dependendo da liga e as

condições de carregamento). A_s é determinada pelo tipo e composição da liga e pode variar entre -150°C e 200°C .

Efeito de memória de via dupla

O efeito de memória de forma de via dupla é o efeito que o material se lembra de duas formas diferentes: uma em baixas temperaturas, e outra na alta temperatura. Um material que mostra um efeito de memória de forma durante o aquecimento e resfriamento é chamado de duas vias de memória de forma. Isso também pode ser obtido sem a aplicação de uma força externa (intrínseco ao efeito de duas vias). A razão pela qual o material se comporta de modo diferente em tais situações reside no treinamento. Treinamento implica que uma memória de forma possa "aprender" a se comportar de certa maneira. Em circunstâncias normais, uma liga de memória de forma "lembra" a sua forma de alta temperatura, mas com o aquecimento para recuperar a forma de alta temperatura, imediatamente "esquece" a forma de baixa temperatura. No entanto, pode ser "treinado" para "lembrar" a deixar alguns lembretes da condição deformada de baixa temperatura nas fases de alta temperatura. [4] Dada a forma, objeto treinado aquecido além de certo ponto, vai perder o efeito de memória de via dupla, isso é conhecido como "amnésia".

Pseudoelasticidade

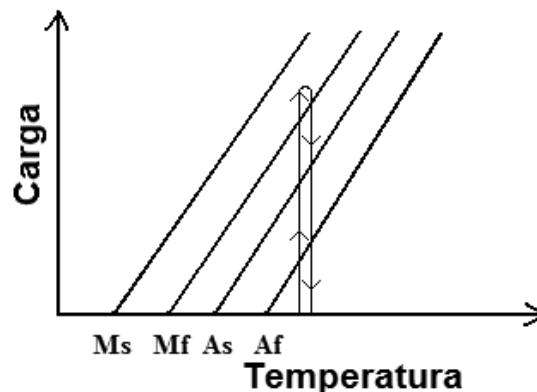
Um dos usos comerciais das façanhas das ligas de memória de forma são as propriedades pseudoelásticas do metal durante alta temperatura (fase austenítica). As armações de óculos de leitura têm sido feitas de ligas com memória de forma como podem sofrer grandes deformações em seu estado de alta temperatura e, em seguida, instantaneamente reverter à sua forma original quando a tensão for removida. Esse é o resultado de pseudoelasticidade, a fase martensítica é gerada, tencionando o metal no estado austenítico e esta fase martensita é capaz de grandes deformações. Com a remoção da carga, a martensita se transforma outra vez para a fase austenita e retoma sua forma original.

Isso permite o metal ser dobrado, torcido e puxado, antes de retornar a sua forma quando for liberado. Isso significa que as armações de óculos de ligas de memória de forma são consideradas ser 'quase indestrutíveis', porque não aparece nenhuma quantidade de flexão resultada de deformação plástica permanente.

A temperatura da martensita de ligas com memória de forma é dependente de uma série de fatores, incluindo a composição química da liga. Ligas com memória de forma têm sido feitas com temperaturas de transformação na faixa de 60K a 1450K.

Pseudoelasticidade ocorre em ligas de memória de forma quando a liga é completamente austenítica (temperatura maior que A_f). Ao contrário do efeito de memória de forma, a pseudoelasticidade ocorre sem mudança na temperatura. A carga na liga de memória de forma é aumentada até que a austenita se transforme em martensita devido simplesmente ao carregamento; esse processo é mostrado na Fig. 26. O carregamento é absorvido pela martensita mais macia, mas assim que o carregamento for diminuído a martensita começa a transformar de volta à austenita desde que a temperatura da liga esteja ainda acima de A_f , e a liga retorna a sua forma original.

Fig. 26 – Diagrama da carga da ocorrência do efeito pseudoelástico



Alguns exemplos das aplicações em que a pseudoelasticidade é usada são:

- Armações de óculos
- Sutiã em fios
- Ferramentas médicas
- Antenas de telefone móvel
- Arcos ortodônticos

História

Os primeiros passos relatados para a descoberta do efeito de memória de forma foram tomados na década de 1930, no comportamento pseudoelástico da liga ouro-cádmio em 1932. Em 1938 teve-se a formação e desaparecimento de uma fase martensítica, diminuindo e aumentando a temperatura de uma liga cobre-zinco. O fenômeno básico do efeito memória, regido pelo comportamento termo elástico da fase martensítica foi amplamente divulgado, uma década depois em 1949 e 1951.

As ligas de titânio-níquel foram inicialmente desenvolvidas em 1962-1963 pelo United States Naval Ordnance Laboratory e comercializada sob o nome comercial Nitinol (acrônimo de Nickel Titanium Naval Ordnance Laboratories). Suas propriedades notáveis foram descobertas por acidente. Uma amostra que foi dobrada várias vezes, fora da forma original, foi apresentada na reunião de gestão do laboratório. Um dos diretores adjuntos técnicos, o Dr. David S. Muzzey decidiu ver o que aconteceria se a amostra fosse submetida ao calor e colocou o fogo do cachimbo debaixo dela. Para a surpresa de todos, a amostra retornou a sua forma original.

Há outro tipo de liga de memória de forma, SMA, chamada de liga de memória de forma ferromagnética (FSMA), que muda de forma com campos magnéticos fortes. Estes materiais são de interesse particular, como resposta magnética tende a ser mais rápida e eficiente do que respostas induzidas em temperatura.

Ligas metálicas não são apenas materiais termicamente sensíveis; polímeros com memória de forma também têm sido desenvolvidos, e se tornou comercialmente disponível no final de 1990.

As estruturas do cristal

Muitos metais têm várias estruturas cristalinas diferentes na mesma composição, mas a maioria dos metais não apresenta esse efeito de memória de forma. A propriedade especial que permite que a liga com memória de forma reverta a sua forma original após aquecimento é a transformação do cristal totalmente reversível. Na maioria das transformações cristalinas, o átomo na estrutura vai percorrer o metal por difusão, alterando a composição local, apesar do metal como um todo ser dos mesmos átomos. Uma transformação reversível não envolve difusão de átomos, em vez todos os

átomos mudam ao mesmo tempo para formar uma nova estrutura, tanto na forma de um paralelogramo pode ser feito de um quadrado, empurrando em dois lados opostos. Em diferentes temperaturas, diferentes estruturas são preferidas, e quando a estrutura é esfriada da temperatura de transição, forma-se estrutura martensítica da fase austenítica.

Fabricação

Ligas com memória de forma são normalmente fabricadas por fundição, utilizando fusão a arco sob vácuo ou fusão por indução. Trata-se de técnicas especiais usadas para manter as impurezas na liga ao mínimo e assegurar que os metais estão bem misturados. O lingote é então laminado a quente em seções mais longas e, em seguida, trefilado para transformá-lo em fio.

A maneira em que as ligas são "treinadas" depende das propriedades desejadas. O "treinamento" dito à forma que a liga vai se lembrar quando é aquecida. Isso ocorre por aquecimento da liga para que as deslocamentos se ordenem em posições estáveis, mas não tão quente que o material recristalize. São aquecidos entre 400°C e 500°C por 30 minutos. Variáveis típicas para algumas ligas são 500°C e por mais de 5 minutos. Então, são dados forma quando quentes e refrigeradas rapidamente por têmpera na água ou resfriamento ao ar.

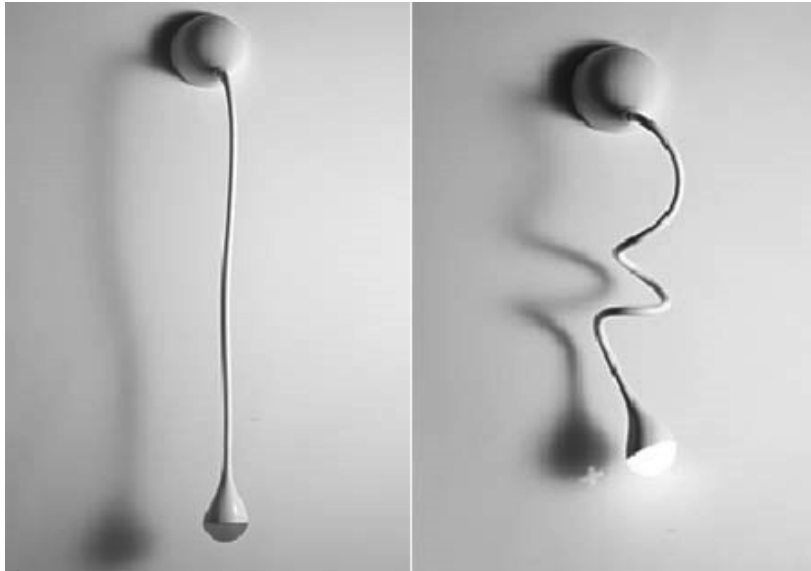
Propriedades

As ligas baseada de memória de forma à base de cobre e NiTi são consideradas materiais de engenharia. Estas composições podem ser fabricadas para quase qualquer formato e tamanho.

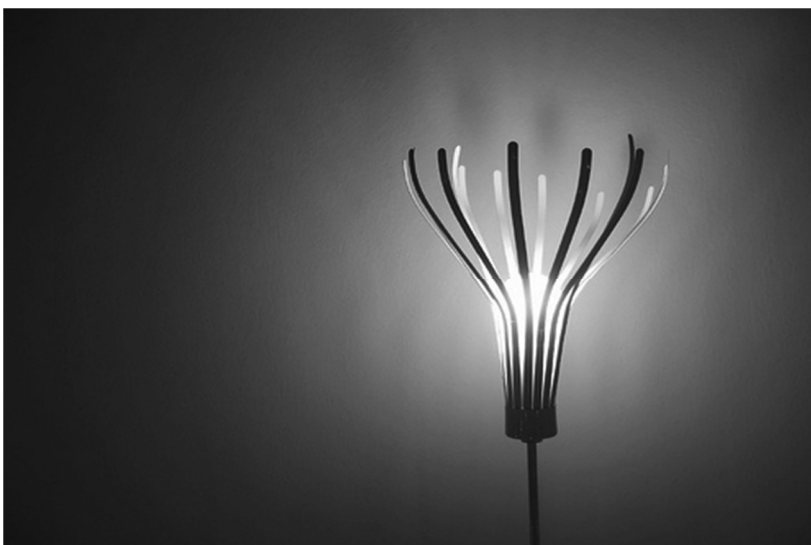
O limite de elasticidade das ligas com memória de forma é menor que do aço convencional, mas algumas composições têm limite de escoamento maior do que o plástico ou o alumínio. A tensão de escoamento de Ni Ti pode chegar a 500 MPa. O alto custo do metal em si e os requisitos de processamento tornam difícil e caro para programar SMAs em um projeto. Como resultado, estes materiais são usados em aplicações onde as propriedades super elásticas ou o efeito de memória de forma podem ser explorados. A aplicação mais comum é na atuação.

Uma das vantagens do uso das ligas com memória de forma é o elevado nível de recuperação da deformação plástica que podem ser induzidas. A deformação máxima recuperável destes materiais pode variar sem causar danos permanentes e é de até 8% para algumas ligas. Isso se compara com um máximo de 0,5% de deformação para os aços convencionais.

Ilustrações



“A lâmpada animada” projetada por Romolo Stanco que usa a liga da memória de forma para mudar sua forma sempre que liga e desliga



As pétalas desta bonita luz abrem e fecham-se da intensidade da iluminação. As pétalas finas, feitas de uma liga de memória de forma de NEDO, dobram-se ao calor do bulbo. Tal uso poético dos materiais



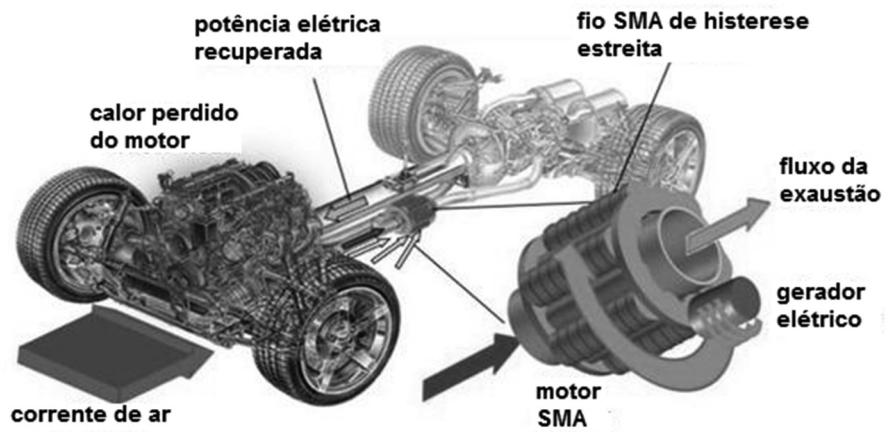
Robô-Morcego tem junções da liga de memória de forma – por investigadores da North Carolina State University



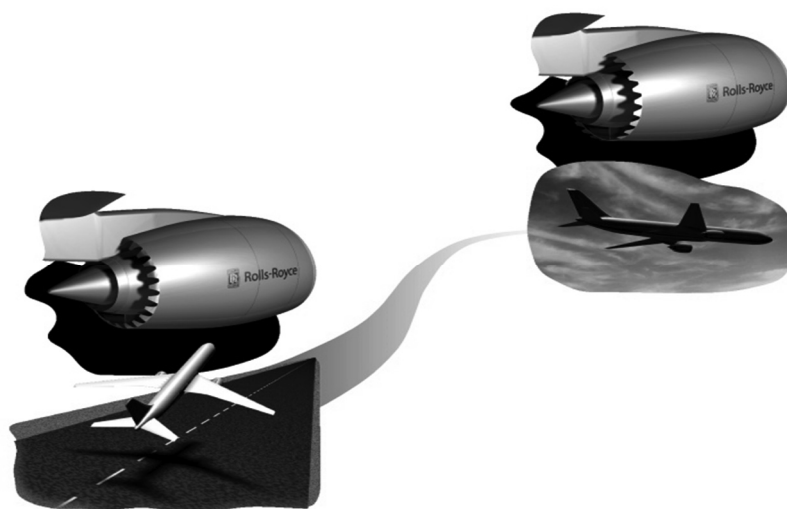
Microplanador atuado por liga de memória de forma (R. Huber www.lookatonline.com)



Os metais “inteligentes” tomam forma



General Motors desenvolveu um protótipo de funcionamento do motor usando as ligas de memória de forma (SMA)



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2008, p. 128-135.

Na extremidade da turbina é desenvolvido um dispositivo chamado geometria variável Chevron usando a liga de memória de forma que reduz o ruído do motor de aviões (durante voo onde a temperatura é baixa ocorre a mudança de forma)



Tela de memória de forma Nitinol de pouco peso que tem 45% de titânio e caracterizado por sua habilidade extraordinária de recuperar toda a forma programada, no aquecimento

Aplicações

Aviação

Boeing, General Electric Aircraft Engines, Goodrich Corporation, NASA, e All Nippon Airways desenvolveram a geometria variável usando liga de memória de forma que reduz ruído do motor do avião.

Condução por meio de canos

O pedido comercial do primeiro consumidor para o material era um acoplamento da memória de forma para o encanamento, por exemplo, linha de tubulações para aplicações industriais, tubulações de água e tipos similares de óleo da condução por meio de canos para o consumidor/aplicações comerciais.

Robótica

Igualmente houveram estudos limitados em usar estes materiais na robótica, por exemplo, o robô Stiquito do hobbyist (e “Roboterfrau Lara”), como torna possível criar robôs muito leves. Os pontos fracos da tecnologia são incapacidade da energia, tempos de resposta lentos, e grande histerese. O fio de Nitinol é usado igualmente e em alguns truques mágicos, particular aqueles que envolvem o calor e que mudança de forma

Medicina

As ligas da memória de forma são aplicadas na medicina, por exemplo, como dispositivos de fixação para osteotomias na cirurgia ortopédica, em cintas dentais para exercer forças dente-móveis constantes nos dentes.

Nos finais dos 80 viram a introdução comercial de Nitinol como uma tecnologia de possibilidade em um número de aplicações médicas endovascular mínima invasoras. Quando mais caras que o aço inoxidável, as propriedades de expansão do auto de ligas Nitinol fabricadas para BTR (resposta da temperatura de corpo), forneceram uma alternativa atrativa aos dispositivos expansíveis do balão nos dispositivos stent onde dá a habilidade de se adaptar à forma de determinados vasos sanguíneos quando exposto à temperatura do corpo. Em média, 50% de todos os stents vasculares periféricos atualmente disponíveis no mercado mundial são fabricados com Nitinol.

Optometria

Armações d óculos feitas de SMAs de contenção são introduzidos no mercado sob as marcas registradas Flexon e TITANflex. Estas armações são feitas geralmente de ligas de memória de forma que têm sua temperatura de transição prevista ajustada abaixo da temperatura ambiente. Isso permite que as armações submetam-se à grande deformação sob o esforço, contudo readquire sua forma pretendida uma vez que o metal é descarregado outra vez. As tensões aparentemente elásticas muito grandes são devidas ao efeito martensita induzida por tensão, onde a estrutura do cristal pode transformar sob o carregamento, permitindo que a forma mude temporariamente sob a carga. Isso significa que as armações dos óculos feitas de ligas de memória de forma são mais robustas de encontro acidentalmente à danificação.

Cirurgia ortopédica

O metal da memória foi utilizado na cirurgia ortopédica como um dispositivo de fixação-compressão para osteotomias, tipicamente para procedimentos de membros inferiores. O dispositivo, geralmente sob a forma de um grande grampo, é armazenado em um refrigerador em sua forma maleável e implantado em furos pré-perfurados no osso através de um osteotomia. Enquanto o grampo se aquece retorna a seu estado não maleável e comprime as superfícies ósseas para promover a união do osso.

Odontologia

A escala de pedidos para SMAs cresceu nos anos, uma área principal do desenvolvimento que é a odontologia. Um exemplo é a predominância de cintas dentais usando a tecnologia de SMA para exercer forças dente-móveis constantes nos dentes; o fio arco de nitinol foi desenvolvido em 1972 pelo ortodontista George Andreasen. Isso revolucionou a ortodontia clínica e igualmente teve um efeito no desenvolvimento da fibra óptica. A liga de Andreasen tem uma memória modelada da forma, expandindo e contraindo dentro das escalas de temperatura dadas por causa da sua programação geométrica. Harmeet D. Walia utilizou mais tarde a liga na fabricação de limas de canal de raiz para os endodônticos.

Materiais

As ligas de metais que têm o efeito de memória em temperaturas diferentes e em porcentagens diferentes de seus índices da solução sólida:

Ag-Cd 44/49 at.% Cd

Au-Cd 46,5/50 at.% Cd

Cu-Al-Ni 14/14, 5 Al e 3/4, 5 % Ni

Cu-Sn aprox. 15 at.% Sn

Cu-Zn 38,5/41,5% Zn

Cu-Zn-X (X = Si, Al, Sn)

Fe-Pt aprox. 25 at.% Pt

Mn-Cu 5/35 at.% Cu

Fe-Mn-Si
 Pt ligas
 Co-Ni-Al
 Co-Ni-Ga
 Ni-Fe-Ga
 Ti-Pd em várias composições
 Ni-Ti (~55% Ni)
 Ni-Ti-Nb
 Ni-Mn-Ga

5 MARTENSITA NOS AÇOS

A martensita é conhecida após o cientista alemão Martens. Foi usada originalmente para descrever o microconstituente duro encontrado em aços sob têmpera. A martensita permanece de grande importância tecnológica nos aços onde pode conferir uma combinação proeminente de resistência ($> 3500\text{MPa}$) e tenacidade ($> 200\text{MPam}^{1/2}$). Muitos materiais além do aço também exibem o mesmo tipo de transformação de fase do estado sólido conhecida como transformação martensítica, frequentemente também chamada de transformação cisalhante ou displaciva. A martensita ocorre, por exemplo, em ligas não ferrosas, metais puros, cerâmica, minerais, compostos inorgânicos, gás solidificado e polímeros, Tabela 3. Revisam-se primeiramente os fatos experimentais sobre a martensita e prossegue então a explicá-los.

Tabela 3 – Temperatura M_s em que Primeiro se forma a Martensita no Esfriamento, e a dureza Vickers aproximada da Martensita Resultante para um Número de Materiais

Composição DV	M_s / K	Dureza Vickers
ZrO₂	1200	1000
Fe-31Ni-0,23C %	83	300
Fe-34Ni-0,22C %	< 4	250
Fe-3Mn-2Si-0,4C %	493	600
Cu-15Al	253	200
Ar-40N₂	30	

5.1 Caracteres sem difusão

As transformações martensíticas são sem difusão, mas que evidência há suportar isto? A martensita pode se formar nas temperaturas muito baixas, onde a difusão, mesmo de átomos intersticiais, não é concebível durante o período de tempo da experiência. A Tabela 3 dá valores da mais alta temperatura em que a martensita se forma em uma martensita, ou temperatura Ms. É óbvio que embora a martensita possa se formar em baixas temperaturas, não precisa fazer assim. Consequentemente, uma baixa temperatura variedade de materiais; esta temperatura é conhecida como início de formação da transformação não é prova suficiente para a transformação sem difusão.

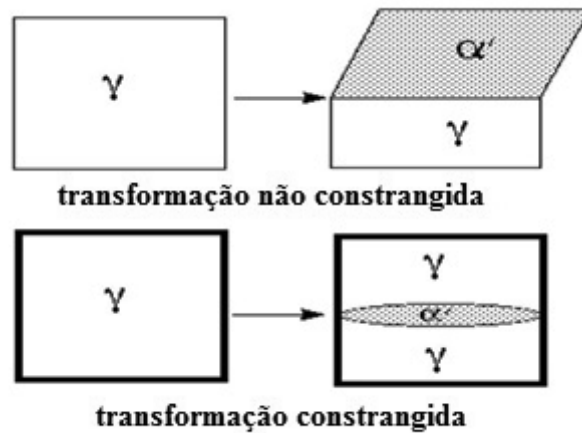
As placas da martensita podem crescer nas velocidades que aproximam a do som no metal. No aço, isso pode ser tão elevada quanto 1100ms^{-1} , que compara com a velocidade gravada a mais rápida da parte dianteira da solidificação aproximadamente de 80ms^{-1} em níquel puro. Tais velocidades elevadas são incompatíveis com a difusão durante a transformação. Anote que a martensita não precisa crescer tão rapidamente. Por exemplo, em ligas de memória de forma ou em transformações de interface única, a velocidade da interface é pequena bastante para notar.

A composição química da martensita pode ser medida e mostra ser idêntica a matriz da austenita. A totalidade destas observações demonstra de forma convincente que as transformações martensíticas são sem difusão.

5.2 O plano de hábito

Esse é o plano da interface entre a austenita e a martensita como medido em uma escala macroscópica, Fig. 27, por exemplo, usando análise do traço de uma ou duas superfícies cristalográficas em amostras metalográficas. Para transformações não constrangidas esse plano da interface é liso, mas a minimização da energia de deformação introduz alguma curvatura quando a transformação for confinada próxima os seus arredores. Não obstante, o plano de hábito macroscópico é idêntico para ambos os casos, como ilustrado na Fig. 27.

Fig. 27 – Ilustração do plano de hábito entre a austenita (γ) e martensita (α')



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

Os aços de composição química vastamente diferente podem ter a martensita com o mesmo plano de hábito, Tabela 4, e certamente, outras características cristalográficas idênticas.

Tabela 4 – Índices de Planos de Hábito da para a Martensita. À exceção da Martensita- ϵ , os Índices citados são Aproximados porque os Planos de Hábito são em geral Irracionais

Composição /%	Aproximando índices planos de hábito
Aços baixa liga, Fe-28Ni	$\{1\ 1\ 1\}\gamma$
Placas de martensita em Fe-1,8C	$\{2\ 9\ 5\}\gamma$
Fe-30Ni-0,3C	$\{3\ 15\ 10\}\gamma$
Fe-8Cr-1C	$\{2\ 5\ 2\}\gamma$
Martensita- ϵ em aço inoxidável 18/8	$\{1\ 1\ 1\}\gamma$

5.3 Relacionamentos da orientação

A formação da martensita envolve movimento coordenado dos átomos. Segue que as estruturas da austenita e da martensita serão intimamente relacionadas. Todas as transformações martensíticas conduzem conseqüentemente a um reprodutível relacionamento da orientação entre a matriz e as estruturas do produto, Fig. 28. É frequentemente o caso que um par de planos compactos correspondente na ferrita e na

austenita é paralelo ou quase paralelo, e é geralmente o caso que corresponde direções destes planos estejam aproximadamente paralelas:

Kurdjumov–Sachs

$$\{111\}_\gamma \parallel \{011\}_\alpha$$

$$\langle 10\bar{1} \rangle_\gamma \parallel \langle 11\bar{1} \rangle_\alpha$$

Nishiyama–Wasserman

$$\{111\}_\gamma \parallel \{011\}_\alpha$$

$$\langle 10\bar{1} \rangle_\gamma \text{ aproximadamente } 5,3^\circ \text{ de } \langle 11\bar{1} \rangle_\alpha \text{ para } \langle \bar{1}1\bar{1} \rangle_\alpha$$

Greninger–Troiano

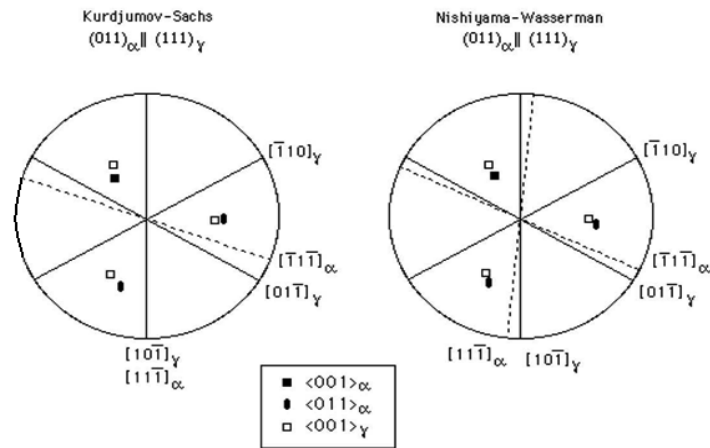
$$\{111\}_\gamma \text{ aproximadamente } 0,2^\circ \text{ de } \{011\}_\alpha$$

$$\langle 10\bar{1} \rangle_\gamma \text{ aproximadamente } 2,7^\circ \text{ de } \langle 11\bar{1} \rangle_\alpha \text{ para } \langle \bar{1}1\bar{1} \rangle_\alpha$$

A estrutura cúbica corpo centrada não tem um plano compacto, mas $\{011\}_\alpha$ é o plano mais densamente compacto.

Note que estas estiveram indicadas aproximadamente: as relações verdadeiras são irracionais, significando que os índices dos planos e das direções paralelas não podem ser expressas usando números racionais (a raiz quadrada de 2 não é um número racional).

Fig. 28 – Representação estereográfica de relacionamentos da orientação de Kurdjumov-Sachs e de Nishiyama-Wasserman



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

Os estereogramas são ambos centrados em $(111)_\gamma \parallel (011)_\alpha$. Vê-se que a orientação NW pode ser gerada de KS por uma rotação pequena apropriada ($5,25^\circ$) relativa a $[011]_\alpha$. Somente alguns dos pólos são marcados para permitir uma comparação com o relacionamento da orientação de Bain. Os pares vizinhos de pólos posicionados exatamente para a orientação de Bain.

5.4 Natureza atérmica da transformação

Na vasta maioria casos, a extensão da reação é encontrada ser virtualmente independente do tempo:

$$1 - V_{\alpha'} = \exp\{\beta(Ms - T)\} \quad (5)$$

Sendo $\beta \approx -0,011$

Onde $V_{\alpha'}$ é a fração da martensita e T é uma temperatura abaixo de M_s . Esta é a equação de Koistinen e Marburger; observe que o tempo não caracteriza nesta relação, de modo que a fração da martensita depende somente do subesfriamento abaixo da temperatura de início da martensita. Esse caráter atérmico é uma consequência da nucleação e do crescimento muito rápidos, tão rápido que o tempo tomado pode em circunstâncias normais ser negligenciado.

A martensita isotérmica é possível quando a nucleação é impedida, embora a taxa de crescimento das placas individuais da martensita pode ainda ser rápida.

5.5 Estrutura da interface

Algum processo que contribuir para a formação da martensita não pode confiar no auxílio da ativação térmica. Lá deve conseqüentemente existir um nível elevado da continuidade através da interface, que deve ser coerente e semicoerente. Uma interface inteiramente coerente livre de tensão é impossível para a transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$ desde que a deformação da estrutura BR é uma linha invariante de deformação. Uma interface semicoerente deve ser tal que as deslocações interfaciais podem deslizar enquanto a interface se move (a escalada não é permitida). Segue que os vetores de Burgers da interface das deslocações não devem se encontrar no plano da interface a menos que as deslocações forem de caráter parafuso.

Há uma condição adicional para que uma interface semicoerente ser deslizada. A linha de vetores das deslocações interfaciais deve encontrar-se ao longo de uma linha invariante, isso é uma linha que se junte aos cristais da matriz e do produto sem nenhuma rotação ou distorção. Por que é isso? Se há alguma distorção ao longo da linha de deslocação, então outras deslocações são necessárias para acomodar esse desajuste. Será então necessário ter mais de um jogo de deslocações não paralelo na interface. Estas deslocações não paralelas podem cruzar-se para dar forma aos movimentos que tornam a interface imóvel.

Segue que para a transformação martensítica seja possível, a deformação que muda a matriz no produto deve deixar umas ou várias linhas invariantes (não giradas, sem distorção). Uma deformação que deixe uma linha invariante é chamada uma linha invariante de deformação.

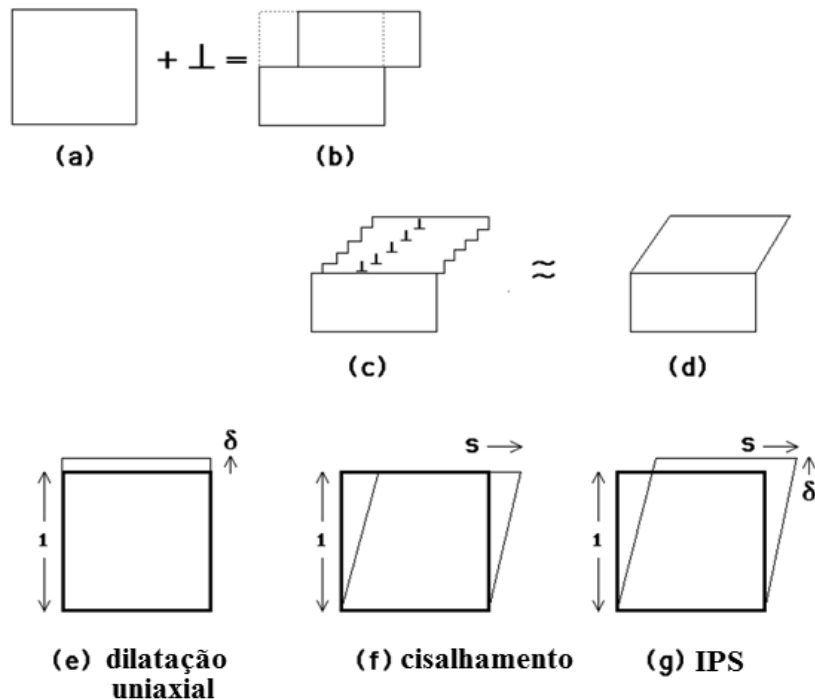
5.6 A deformação da forma

A passagem de uma deslocação de deslizamento através de um cristal causa a formação de uma etapa onde o plano de deslizamento cruze a superfície livre, Fig. 29 a, b. A passagem de muitas deslocações em planos de deslizamento paralelos causa o cisalhamento macroscópico, Fig. 29c, d. O deslizamento causa uma mudança na forma, mas não uma mudança na estrutura do cristal, porque os vetores de Burgers das deslocações são igualmente vetores da estrutura.

Durante a transformação martensítica, o padrão em que os átomos na matriz do cristal são arranjados é deformado naquele apropriado para a martensita, lá deve estar

uma mudança correspondente na forma macroscópica do cristal sob transformação. As deslocações responsáveis para a deformação estão na interface γ / α' , com vetores de Burgers tais que em adição a deformação causa igualmente mudança na estrutura do cristal. A deformação é tal que uma superfície inicialmente plana se torna inclinada uniformemente sobre a linha formada pela interseção do plano da interface com a superfície livre. Todo o risco que atravessa a região transformada é deflexionado similarmente embora o risco permaneça conectado na interface γ / α' . Estas observações, e outras, confirmam que a deformação medida da forma é um invariante plano de deformação, Fig. 29e-g, com uma grande componente de cisalhamento ($\approx 0,22$) e uma pequena deformação de volume ($\approx 0,03$) dirigida normal ao plano de hábito.

Fig. 29 – (a, b) Passo causado pela passagem de uma deslocação de deslizamento. (c, d) muitos deslizamentos de deslocações, causando um cisalhamento macroscópico. (e) Um invariante plano de deformação com uma dilatação uniaxial. (f) Um invariante plano de deformação que é cisalhamento simples. (g) Um invariante plano de deformação que é o efeito combinado de uma dilatação uniaxial e de cisalhamento simples



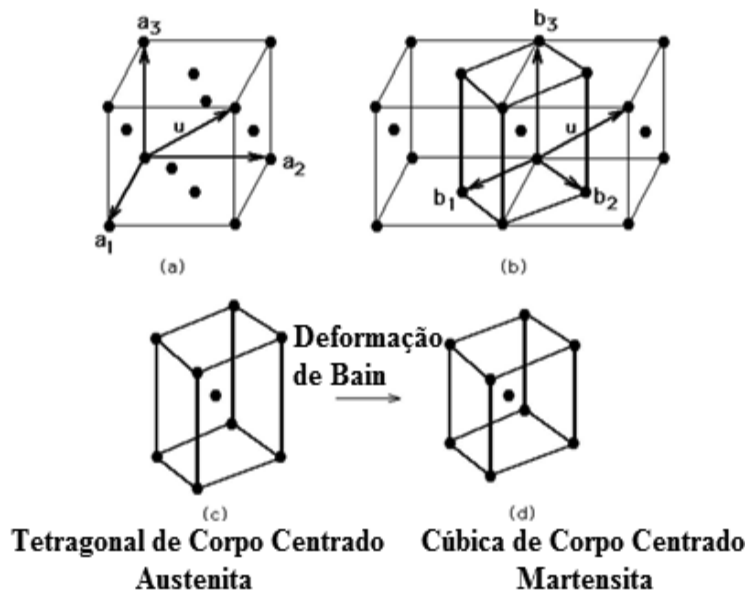
Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

5.7 Deformação de Bain

Considere agora a natureza da deformação necessária para transformar a estrutura c.c.p. de γ na estrutura b.c.c. de α' . Tal deformação foi proposta por Bain em 1924 e, portanto conhecida como deformação de Bain, Fig. 30. Há uma compressão ao longo da linha central de z e de uma expansão uniforme ao longo dos eixos x e y. A deformação que descreve a deformação de Bain é dada por:

$$B = \begin{pmatrix} \varepsilon_0 & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_0 & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon'_0 \end{pmatrix} \quad (6)$$

Fig. 30 – Deformação de Bain (nem todos os pontos da célula ilustrados)



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

$$\varepsilon_0 = \frac{\sqrt{2} a_{\alpha'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma}} \quad (7)$$

$$\varepsilon'_0 = \frac{a_{\alpha'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma}}$$

Onde $a_{\alpha'}$ e a_{γ} são os parâmetros da estrutura da martensita e da austenita respectivamente. A contração é consequentemente ao longo do eixo $[001]_{\gamma}$ e expansão uniforme no plano $(001)_{\gamma}$

A deformação de Bain implica o seguinte relacionamento da orientação entre a matriz e as estruturas do produto:

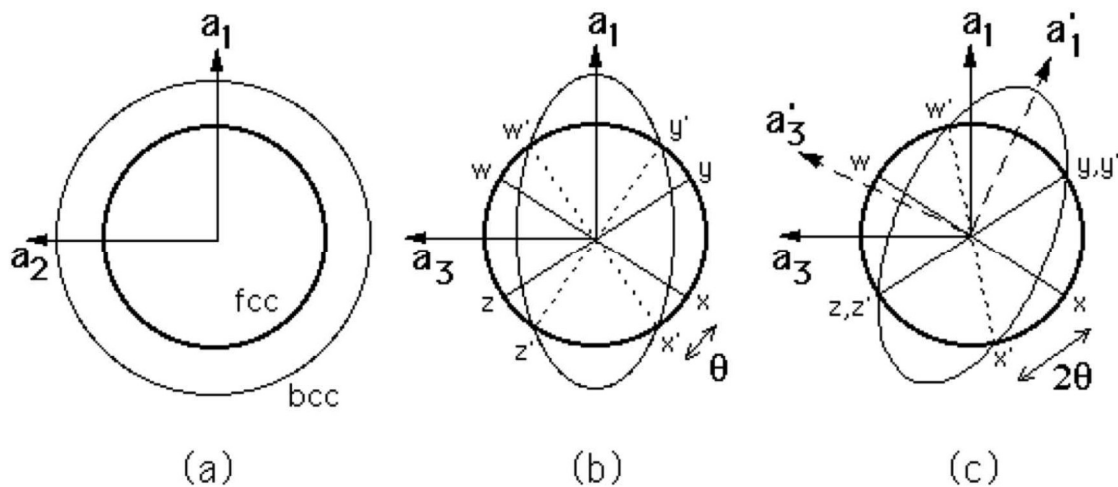
$$[001]_{\text{fcc}} \parallel [001]_{\text{bcc}} \quad [1\bar{1}0]_{\text{fcc}} \parallel [1\ 0\ 0]_{\text{bcc}} \quad [110]_{\text{fcc}} \parallel [010]_{\text{bcc}}$$

Mas, de fato, os relacionamentos experimentais observados da orientação são irracionais já foram discutidos e, esta inconsistência será discutida oportunamente.

Negligenciar temporariamente o fato de que a orientação de Bain é incompatível com experiências, prossegue examinar se a deformação de Bain deixa pelo menos uma linha invariante. Apesar de tudo, esta é uma condição necessária para a transformação martensítica.

Na Fig. 31a, b, a austenita é representada como uma esfera que, em consequência da deformação de Bain, é deformada em um elipsoide de revolução que representa a martensita. Não há nenhuma linha que são deixadas sem distorção ou não giradas por B. Não há nenhuma linha do plano $(001)_{\text{fcc}}$ que estão sem distorção. As linhas wx e yz são sem distorção, mas são giradas para novas posições w' x' e y' z'. Tais linhas giradas não são invariantes. Entretanto, o efeito combinado da deformação de Bain B e da rotação R do corpo rígido é certamente uma linha invariante de deformação (ILS) porque trazem yz e y'z' na coincidência, Fig. 31c. Esta é a razão pela qual o relacionamento irracional observado da orientação difere daquele implicado pela deformação de Bain. A rotação exigida para converter B em ILS corrige precisamente a orientação de Bain naquela que é observada experimentalmente.

Fig. 31 – (a) e (b) Mostra o efeito da deformação de Bain na austenita, que quando não deformada é representada como uma esfera de diâmetro nas $wx = yz$ nas três dimensões. A deformação transformará num elipsoide de revolução. (c) mostra a linha invariante de deformação obtida combinando a deformação de Bain com uma rotação do corpo rígido através de um ângulo θ



Como pode ser visto da Fig. 31c, não há nenhuma rotação que pode fazer B em um invariante plano de deformação desde que isso exigiria duas linhas invariantes não paralelas. Assim, para a transformação $fcc \rightarrow bcc$, austenita não pode ser transformada em martensita por uma deformação homogênea que é IPS. No entanto, a forma observada da deformação conduz ao plano de hábito sem distorção e não rotação, isso é um plano invariante de deformação.

A teoria fenomenológica da cristalografia da martensita resolve esse problema remanescente, Fig. 32. A deformação de Bain converte a estrutura da fase matriz em fase do produto. Quando combinado com uma rotação apropriada do corpo rígido, a deformação homogênea líquida da estrutura RB é uma linha invariante de deformação (passo de a até c na Fig. 32). Entretanto, a deformação observada da forma é uma deformação do plano invariante P_1 (passo de a até b na Fig. 32), mas isso dá a estrutura errada do cristal. Se um segundo cisalhamento homogêneo P_2 é combinado com P_1 (etapa b a c), então é obtida a estrutura correta, mas a forma errada desde

$$P_1P_2 = RB$$

Essas discrepâncias todas são resolvidas se o efeito na mudança da forma de P_2 é cancelado macroscopicamente por uma deformação não homogênea na estrutura invariante, que possa ter deslizamento ou maclação como ilustrado na Fig. 32.

A teoria explica todas as características observadas da cristalografia da martensita. O relacionamento da orientação é previsto deduzindo a rotação necessária para mudar a deformação de Bain em uma linha invariante de deformação. O plano de hábito não tem índices racionais porque a quantidade de deformação da estrutura invariante necessária para recuperar a correta a forma macroscópica não é geralmente racional. A teoria prevê uma subestrutura nas placas da martensita (etapas maclação ou deslizamento) como é observada experimentalmente. A transformação vai a todo o problema de assegurar-se de que a deformação da forma seja macroscópica uma deformação do plano invariante porque isso reduz a energia de deformação quando comparada com o caso onde a deformação da forma pôde ser uma linha invariante de deformação.

5.8 Termodinâmicas das transformações martensíticas

A martensita não é representada em diagramas de fase porque o último trata com o equilíbrio. Martensita afasta-se do equilíbrio em duas maneiras importantes:

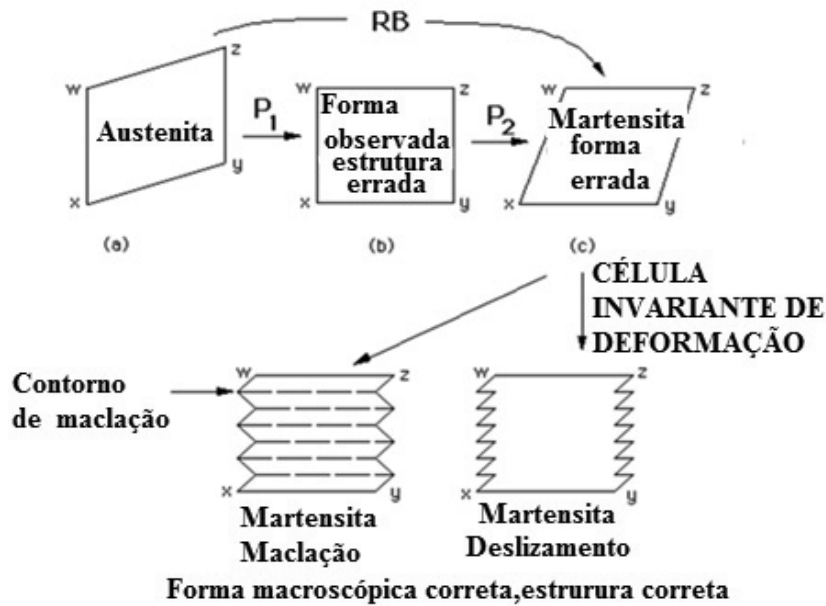
A martensita cresce sem difusão, assim que herda a composição química da matriz austenita. Em uma transformação de equilíbrio os elementos químicos dividem nas fases da matriz e do produto em uma maneira de que conduza a uma minimização energia livre, Tabela 5.

Em segundo lugar, a deformação da forma associada com a transformação martensítica causa deformação; a energia de deformação resultante tem que ser esclarecida antes que a transformação possa acontecer.

Esses desvios podem ser representados em energia livre como ilustrados na Fig. 33.

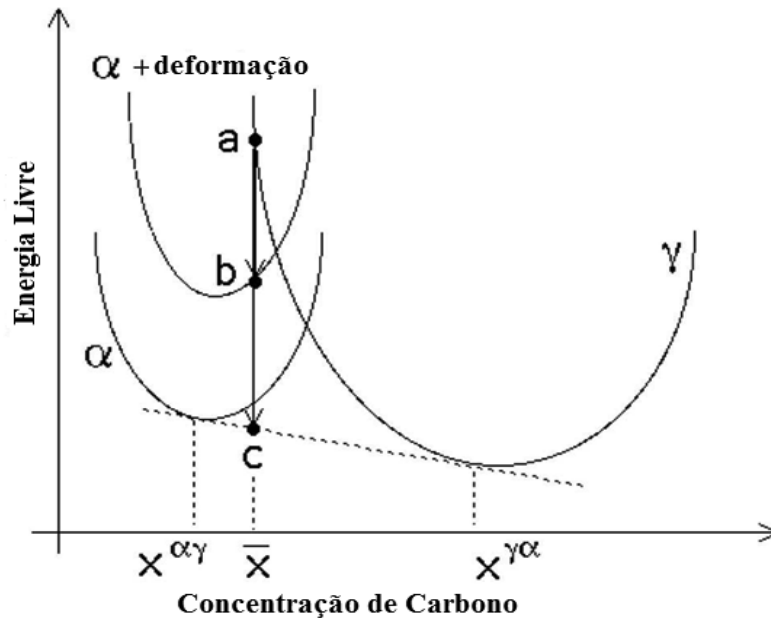
O relacionamento com o diagrama de fase é ilustrado na Fig. 34. A transformação martensítica é somente possível abaixo da temperatura T'_0 .

Fig. 32 – Teoria fenomenológica da cristalografia da martensita



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990, p. 767-797

Fig. 33 – Distância ac representa a diminuição da energia livre quando a austenita de composição \bar{x} decompõem no equilíbrio em uma mistura de ferrita e austenita de composições $x^{\alpha\gamma}$ e $x^{\gamma\alpha}$ respectivamente. À distância ab é a menor diminuição na energia livre quando martensita se forma a sem nenhuma mudança de composição, tomando em consideração a deformação associada com a transformação

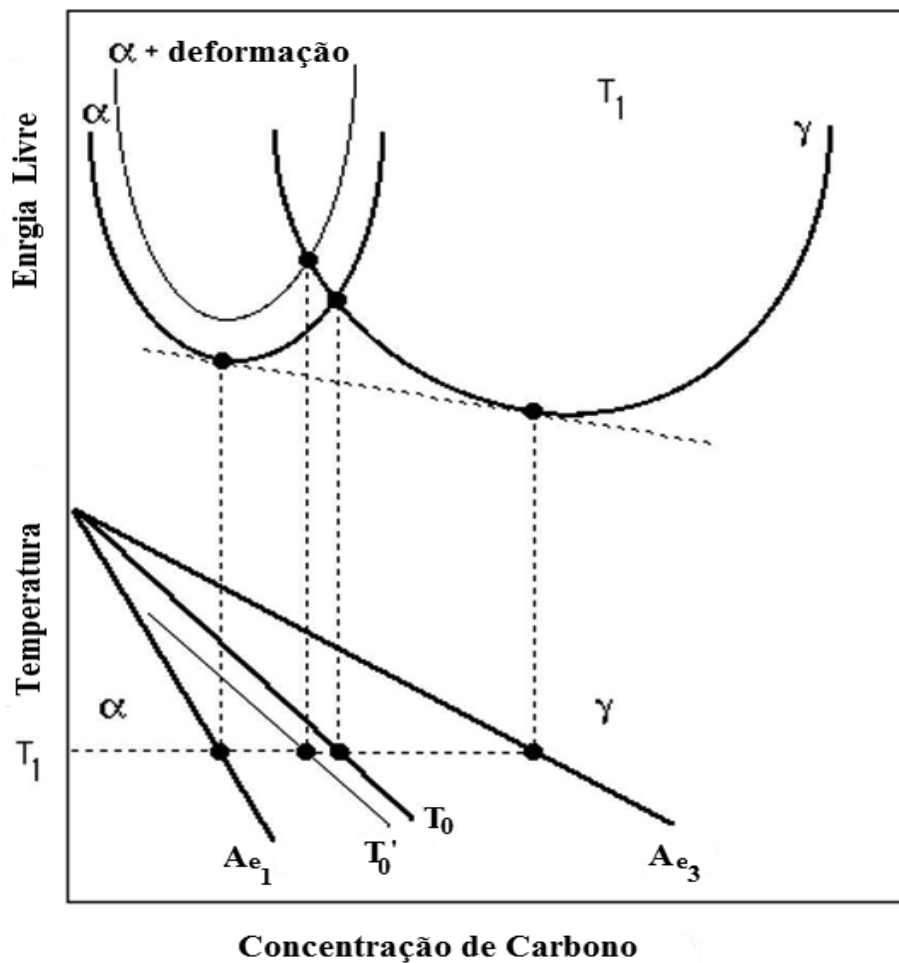


Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990, p. 767-797

Tabela 5 – Energias Típicas Associadas com a Transformação Martensítica

	Jmol⁻¹
Energia de deformação	600
Energia interface de maclação	100
Energia de interface γ/α'	1
Energia armazenada devido deslocações	20

Fig. 34 – Ilustração do diagrama esquemático da origem da curva T_0 no diagrama de fase. A curva de T_0 incorpora o termo da energia de deformação para ferrita, ilustrado no diagrama por levantamento da curva de energia livre para a ferrita por uma quantidade apropriada



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990, p. 767-797

6 MITIGAÇÃO DA TENSÃO RESIDUAL

A tensão residual é aquela que permanece em um corpo que está estacionário e em equilíbrio com seus arredores. Pode ser muito prejudicial ao desempenho de um material ou a vida de um componente.

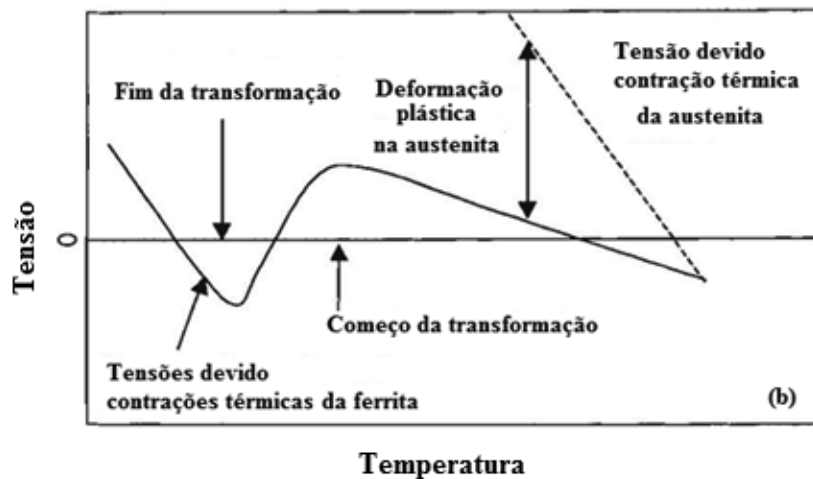
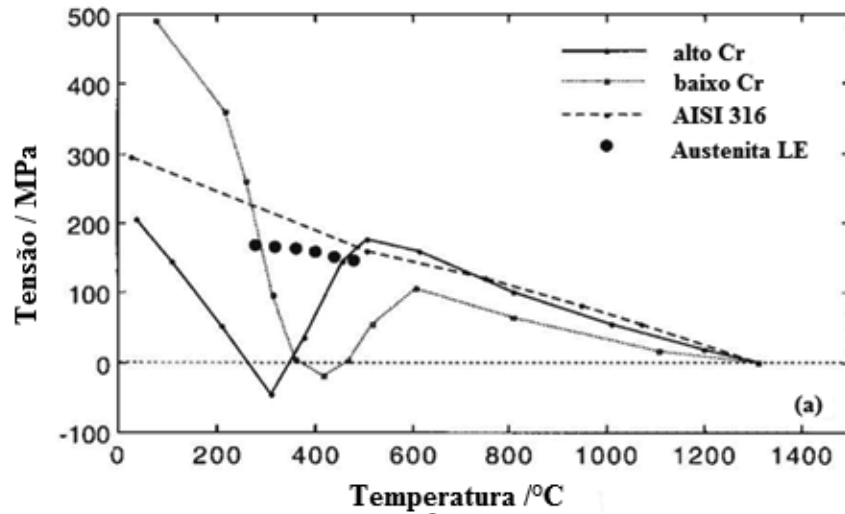
Jones e Alberry conduziram uma série elegante de experiências para ilustrar o papel das transformações no desenvolvimento da tensão residual nos aços. Usam-se aços bainíticos, martensíticos e aços austeníticos estáveis, demonstraram que a plasticidade da transformação durante esfriamento de uma amostra uniaxialmente confinada da fase da austenita, atua para aliviar a acumulação da tensão térmica quando a amostra esfria. Por contraste, o aço de não transformação austenítica exibiu um aumento monotônico na tensão residual com diminuição da temperatura, como se poderia esperar da contração térmica de uma amostra confinada. Quando os aços transformaram para bainita ou à martensita, a tensão da transformação compensou todas as tensões da contração térmica que se levantou durante esfriamento. As tensões residuais significativas foram encontradas conseqüentemente para acumular-se somente depois que a transformação foi terminada, e os espécimes aproximaram da temperatura ambiente, Fig. 35.

As experiências contêm outras características de revelação. O coeficiente de expansão térmica da austenita ($1,8 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) é muito maior do que da ferrita ($1,18 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), no entanto, a inclinação da linha antes da transformação é menor quando comparada com isso após a transformação ser terminada, Fig. 35. Isso é porque a austenita deforma-se plásticamente; sua tensão de escoamento em altas temperaturas é reduzida tanto que a amostra é incapaz de acomodar elasticamente as tensões de contração. Assim, cada curva da peça de alta temperatura da austenita é virtualmente uma tensão de escoamento em função da temperatura, como é evidente na comparação contra o dado real do limite de escoamento igualmente traçado na Fig. 35 a.

Na região da curva de tensão/temperatura onde acontece a transformação, a interpretação de dados experimentais do tipo ilustrado na Fig. 35 é difícil. No caso das transformações displaciva, a mudança da forma devido à transformação tem uma componente de cisalhamento que é muito maior do que o termo dilatacional. Isso causará microtensões intergranulares significativas, parte de que serão relaxadas plásticamente. Esta componente de cisalhamento em média cancelará em grão fino

policristalino contendo placas em muitas orientações de modo que o tipo médio de componentes de microtensão do tipo II seja zero. Entretanto, o maior efeito da natureza da tensão é favorecer a formação de variações selecionadas, nesse caso a componente de cisalhamento começa rapidamente a dominar a plasticidade da transformação. A Fig. 35a mostra que a tensão pode temporariamente mudar o sinal enquanto a amostra esfria. Isso é porque as variações selecionadas de tensão continuam a crescer preferencialmente até que a transformação seja esgotada.

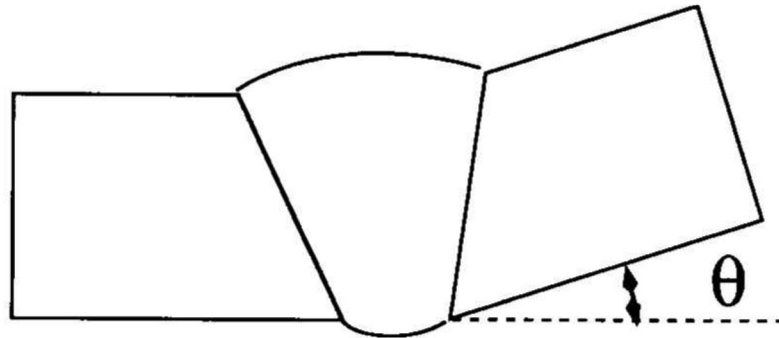
Fig. 35 – (a) Macro tensão axial que se desenvolve em amostras uniaxial mente confinada durante esfriamento de aço martensítico (9Cr1Mo), bainítico (21 2Cr1Mo) e austenítico (AISI 316). Igualmente são traçados alguns dados experimentais para a tensão de escoamento da austenita de um aço baixa liga. (b) Interpretação das experiências de Alberry e de Jones. O coeficiente de expansão térmica da austenita é muito maior do que da ferrita



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

Observe que se a transformação é terminada em uma temperatura mais alta, então o nível final da tensão na temperatura ambiente é maior, desde que a amostra é inteiramente ferrítica contraí sobre uma escala maior de temperatura. Para reduzir o nível da tensão residual na temperatura ambiente exige o projeto das ligas com baixas temperaturas de transformação. Um tipo de ligas soldadas de grande resistência usadas nos cascos submarinos tende ter temperaturas de transformação muito baixas ($< 250^{\circ}\text{C}$). Esse fato pode ser fortuito, mas tais ligas devem ser menos suscetíveis ao trincamento induzido pelos desenvolvimentos de macro tensões residuais. A Fig. 36 ilustra um tipo de distorção encontrado nas soldas, medidas nos termos do ângulo θ através que as placas não constrangidas giram durante esfriamento na temperatura ambiente. Tem-se demonstrado agora que o uso do metal de solda martensítico apropriado pode reduzir dramaticamente à distorção.

Fig. 36 – Ilustração da distorção causada quando um par de placas coplanar é soldada junto e a junção é permitida esfriar a temperatura ambiente



7 AÇOS TWIP

Há três modalidades essenciais por que os aços podem permanentemente ser deformados na temperatura ambiente, sem recurso à difusão. Deslocações individuais cujos vetores de Burgers correspondem aos vetores da estrutura que podem deslizar, conduzindo a uma mudança na forma sem alterar a estrutura do cristal ou do volume. Ao contrário, uma transformação displaciva (por exemplo, martensita ou bainita) conduz não somente a uma deformação plástica, mas igualmente uma mudança da estrutura do cristal e da densidade; esse é o fenômeno explorado nos aços TRIP.

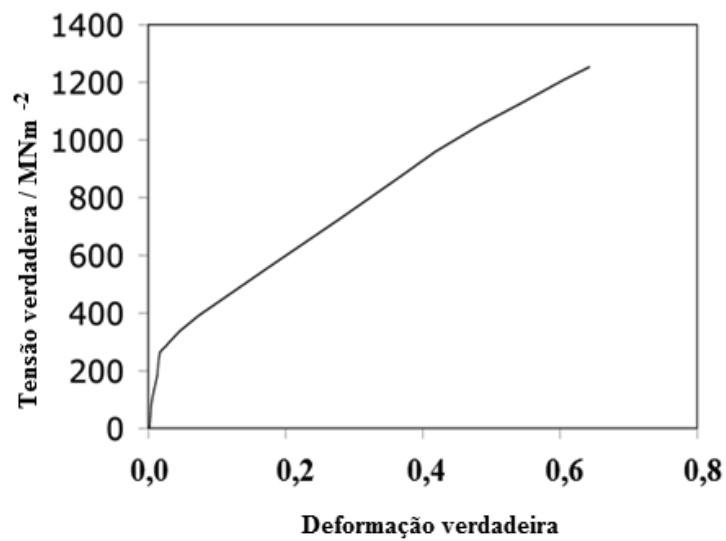
A terceira modalidade da deformação é a maclação mecânica, em que a estrutura do cristal do aço é preservada, mas a região de maclação é reorientada no processo. Maclação mecânica conduz em muito maior deformação de cisalhamento $s=1/\sqrt{2}$, comparada com as transformações displaciva onde s é tipicamente 0,25. Há uma classe particular extraordinária de ligas de ferro dúctil conhecidas como aços TWIP, que exploram a maclação mecânica para conseguir suas propriedades.

TWIP representa a plasticidade induzida por maclação. As ligas são austeníticas e permanecem assim durante a deformação mecânica, mas o material pode acomodar a deformação através de ambos os deslizamentos de deslocações individuais e com a maclação mecânica sobre o sistema $\{111\}\gamma <11\bar{2}\rangle\gamma$. As ligas contêm tipicamente uma grande quantidade de manganês, algum alumínio e silício (por exemplo, Fe-25Mn-3Si-3Al%) com carbono e nitrogênio atual essencialmente como impurezas. As concentrações maiores de carbono podem ser adicionadas para realçar a tensão. Em

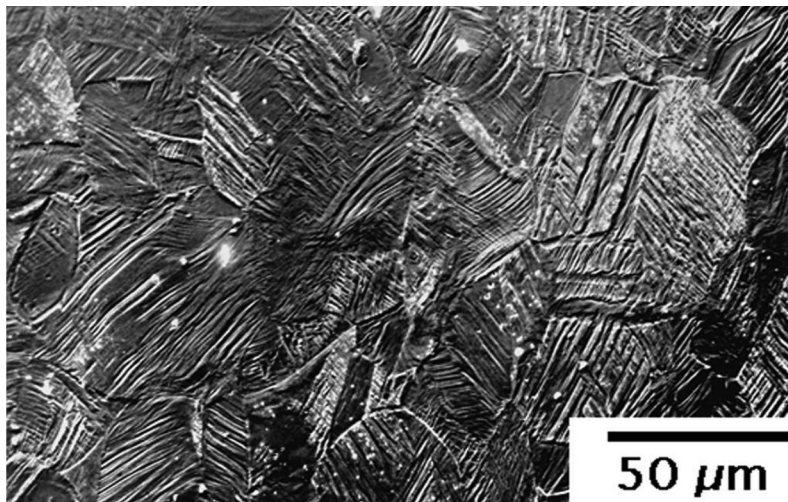
concentrações elevadas de manganês, há uma tendência para que a austenita transforme na martensita- ϵ (hexagonal de corpo centrado) durante deformação. A martensita- ϵ pode se formar pela dissociação de uma perfeita deslocação $a/2\{011\}\gamma$ em parciais de Shockley em um plano compacto $\{11\bar{1}\}\gamma$, com uma falha entre parciais. Uma deslocação parcial em que o vetor de Burgers encontra-se no plano da falha, de modo que possa deslizar, em contraste com uma deslocação parcial de Frank. Igualmente sabido como a deslocação deslizamento. Esta região criticada representa uma placa grossa de três camadas de martensita. Uma redução na energia da falha favorece consequentemente a formação desse tipo de martensita. A adição de alumínio opõe-se a isso porque aumenta energia da falha de empilhamento da austenita. O silício tem o efeito oposto da diminuição energia da falha de empilhamento, mas como o alumínio, conduz a uma redução na densidade do aço; a combinação de alumínio e silício nas concentrações usadas tipicamente reduz-se a densidade total de alguns $7,8 \text{ gcm}^{-3}$ a aproximadamente $7,3 \text{ gcm}^{-3}$.

As ligas têm uma tensão de escoamento um pouco baixa em $200\text{-}300\text{MNm}^{-2}$, mas limite de resistência pode ser muito mais elevado, superior de 1100MNm^{-2} . Isso é porque o coeficiente de endurecimento é grande, tendo como resultado alongamento muito uniforme, e um alongamento total de algum $60\text{-}95\%$. O efeito da maclação mecânica é duplo. As maclações adicionam à plasticidade, mas igualmente têm um efeito poderoso em aumentar a taxa de endurecimento subdividindo a austenita sem maclação em regiões mais finas, Fig. 37.

Fig. 37 – (a) Curva de tensão-deformação típica para um aço TWIP. (b) Microestrutura ótica de um aço TWIP depois da deformação, mostrando a maclação profusa



(a)



(b)

Fonte: Cortesia da imagem e dos dados FROMMEYER, G., BRÜX, U. and NEUMANN, P.

Uma vantagem principal de aços TWIP é que são austeníticos e mantêm propriedades atrativas em temperaturas criogênicas (-150°C) e taxas de deformação elevadas, por exemplo, 103s^{-1} . Têm conseqüentemente grande potencial em realçar a segurança dos automóveis absorvendo a energia durante impactos.

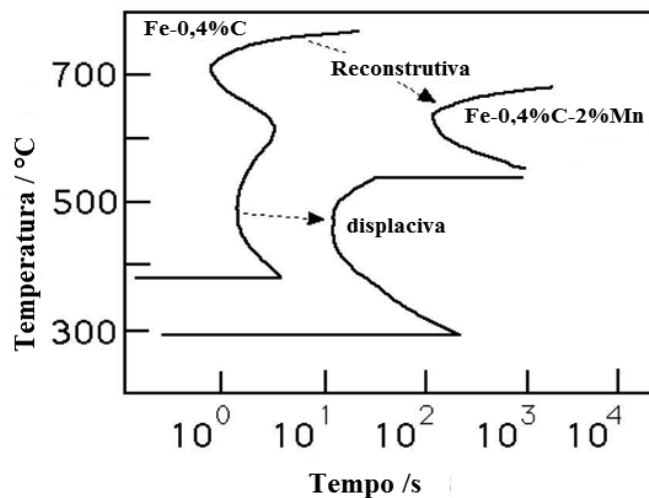
8 BAINITA NOS AÇOS

A Bainita se forma pela decomposição da austenita em uma temperatura B_s ; $B_s(^{\circ}\text{C}) = 830 - 270C - 90\text{Mn} - 37\text{Ni} - 70\text{Cr} - 83\text{Mo}$, onde todas as concentrações são

em % em peso, que esteja acima de M_s , mas abaixo em que a perlita fina se forma. Toda bainita se forma abaixo da temperatura T_0 .

Todos os diagramas de transformação tempo temperatura (TTT) consistem essencialmente em duas curvas em C, Fig. 38. Focaliza-se primeiramente no aço ferro-manganês-carbono com a endurecibilidade mais elevada (taxas mais lentas de transformação) então as duas curvas estão separadas. A curva C superior representa o tempo exigido para iniciar transformações reconstrutiva tais como a ferrita ou a perlita, visto que a curva-C mais baixa representa transformações displaciva tais como o bainita ou a ferrita de Widmanstätten. Observe como a endurecibilidade do aço diminui, as duas curvas tendem a sobrepor de modo que nas experiências apareça como se o diagrama TTT contem apenas uma curva com uma forma complicada, descrevendo todas as reações. Esse não é o caso porque é possível mostrar que esse é um produto fabricado experimentalmente causado pela inabilidade de detectar separadas as duas curvas- C.

Fig. 38 – Diagramas TTT para dois aços, um dos quais tem endurecibilidade elevada



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990, p. 767-797

Uma característica adicional a notar, (Fig. 38, ferro-manganês-carbono) é que a curva- C mais baixa que representa as transformações displaciva tem uma parte superior lisa. Isso representa a mais alta temperatura T_h em que as transformações displaciva podem ocorrer. A temperatura T_h pode igualar a temperatura de início da bainita B_s se a endurecibilidade é bastante alta, mas de outra maneira, $T_h = W_s$ onde W_s é a

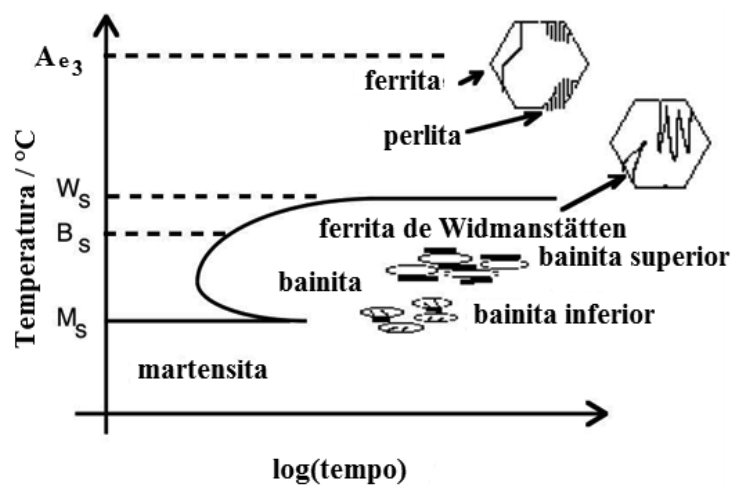
temperatura de início da ferrita de Widmanstätten, Fig. 39. A última não se forma em aços de elevada endurecibilidade e discutida nesta leitura as diferenças detalhadas entre a bainita e a ferrita de Widmanstätten.

A bainita é um agregado não lamelar de carbonetos e de ferrita em forma de placas, Fig. 40. Como será visto mais tarde, a parte do carboneto da microestrutura não é essencial; os carbonetos se formam como uma reação secundária, um pouco como revenimento da martensita. As placas de ferrita são cada uma aproximadamente $10\mu\text{m}$ de comprimento e aproximadamente $0,2\mu\text{m}$ de espessura, fazendo as placas individuais invisível no microscópio ótico.

A bainita superior consiste em conjuntos de plaquetas de ferrita adjacente a cada uma e com orientação cristalográfica quase idêntica, de modo que surge um limite de baixo ângulo sempre que as plaquetas adjacentes se toquem. A ferrita tem sempre um relacionamento tipo do Kurdjumov-Sachs da orientação com a austenita em crescimento.

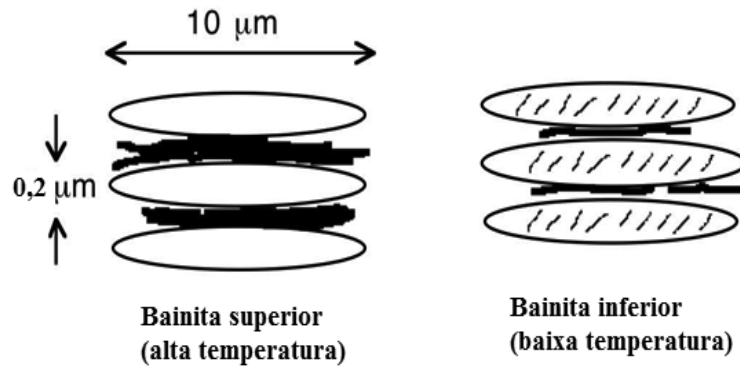
As partículas alongadas da cementita decoram geralmente os limites destas plaquetas, uma quantidade e continuidade das camadas da cementita dependem da concentração do carbono do aço.

Fig. 39 – Diagrama TTT mostra os domínios diferentes da transformação



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990, p. 767-797

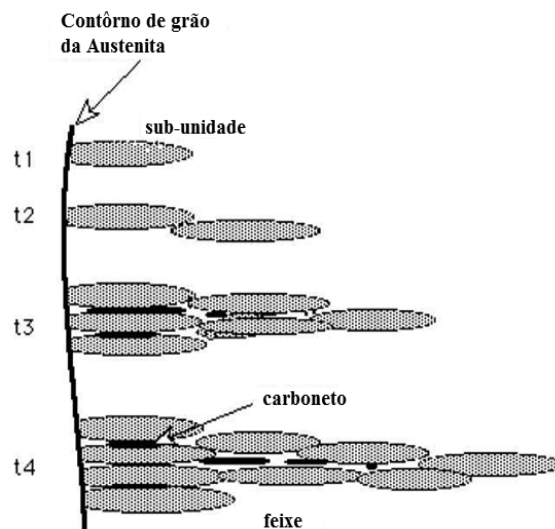
Fig. 40 – Ilustração esquemática da microestrutura da bainita a superior e inferior



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990, p. 767-797

Os conjuntos de placas da ferrita são conhecidos como feixes, Fig. 41; cada feixe tem forma própria de uma placa em cunha em escala macroscópica. Os feixes inevitavelmente nucleiam heterogeneamente na superfície do grão da austenita. A cementita precipita da austenita enriquecida de carbono entre as placas da ferrita; a ferrita própria está livre de carbonetos. A precipitação da cementita da austenita pode ser impedida aumentando a concentração do silício a aproximadamente 1,5%; isso porque o silício é insolúvel na cementita. Os aços bainíticos ricos em silício podem ter a tenacidade muito boa por causa da ausência de cementita frágil.

Fig. 41 – Evolução de um feixe de bainita em função do tempo



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990, p. 767-797

8.1 Deformação da forma

A formação de bainita causa uma deformação, Fig. 42, que é um plano invariante deformação com uma componente de cisalhamento de aproximadamente 0,26 e da deformação normal de volume ao plano de hábito de aproximadamente 0,03. Isso é consistente com o mecanismo da transformação displaciva.

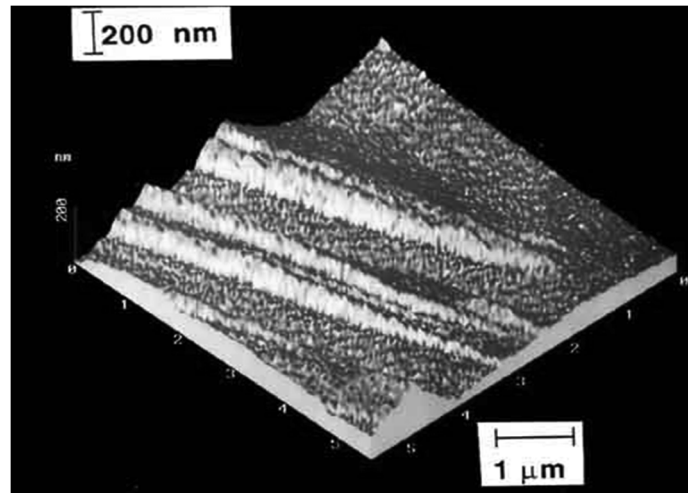
A bainita se forma em uma temperatura relativamente alta quando comparada com a martensita. A matriz austenita é mais fraca em altas temperaturas e não pode acomodar a grande deformação elástica da forma. Relaxa conseqüentemente pela deformação plástica na região junto à bainita. Isso é evidente na Fig. 42, mas é apresentada igualmente como uma varredura da altura na Fig. 43. O efeito desta deformação plástica é para sufocar o crescimento de placas da bainita antes que batam todo o obstáculo. Eis porque cada placa da bainita cresce num tamanho que é frequentemente menor do que o tamanho de grão da austenita e vem então uma parada. Uma transformação mais adicional acontece pela formação de uma placa nova e eis porque aparece a morfologia de feixe.

8.2 Elementos de liga substitutionais

Estes não redistribuem de todo durante transformação, mesmo que o equilíbrio os exija dividir entre austenita e ferrita, Fig. 43. A razão de átomos substitutionais para ferro permanece constante em toda parte incluída através da interface. Isso é consistente com o mecanismo da transformação displaciva e a existência de uma correspondência atômica entre a austenita e a ferrita bainítica. Os resultados excluem todo o mecanismo que envolve o equilíbrio local na interface, ou efeitos do arrasto do soluto associados com o movimento interfacial.

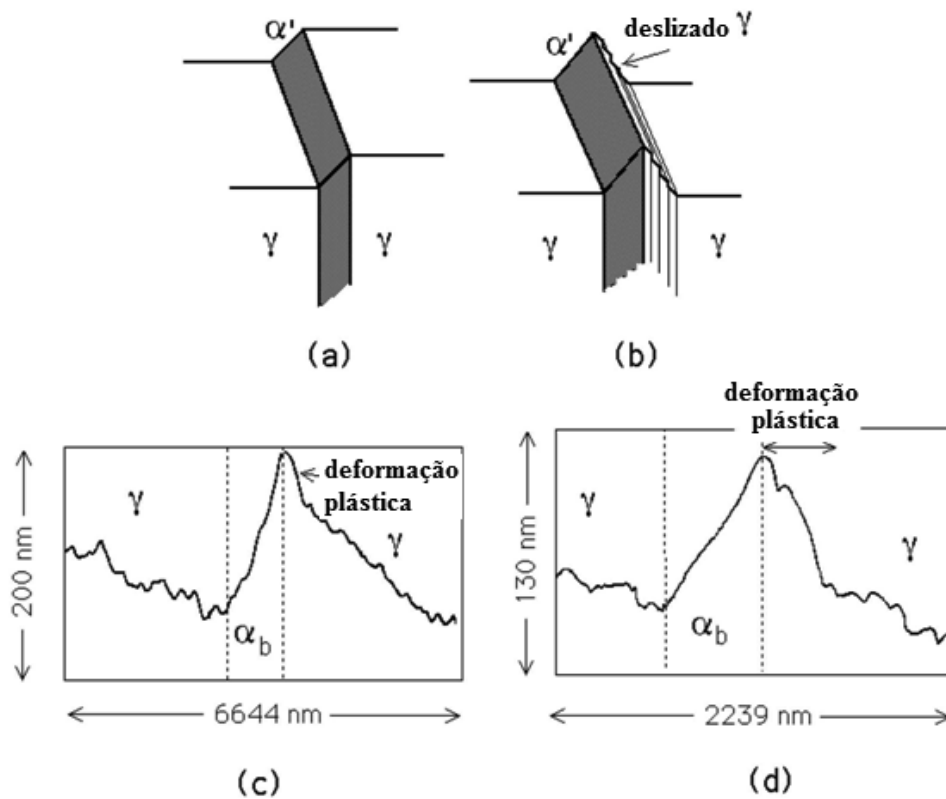
Fig. 42 – Imagem do microscópico de força atômica do relevo da superfície causado pelo crescimento da bainita em uma amostra pré-polida. Podem-se observar as pontas agudas das plaquetas, as quais permitem distinguir a bainita da martensita, esta deformada plasticamente pela transformação. Observe a deformação de cisalhamento (contraste escuro) e certamente a acomodação plástica (contraste claro que se afila no cume da região de contraste escuro) da mudança da forma na austenita junto às placas da bainita. É necessário o emprego do microscópio de força atômica porque as ripas são

finas e não é possível vê-las com o microscópio óptico tradicional de interferência (Tolansky)



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1996, p. 121-125.

Fig. 43 – (a) Efeito de alívio perfeito de superfície do plano invariante de deformação; (b) Onde o abrandamento plástico da mudança da forma ocorre na matriz adjacente. (c, d) Microscópio de varredura, força atômica real através do alívio da superfície devido a uma subunidade de bainita (BHADESHIA, H, 1996)



8.3 Elementos intersticiais de liga (C, N)

Parece da Fig. 44 que o carbono dividiu na austenita. É simples estabelecer que a transformação martensítica seja sem difusão, medindo as composições locais antes e depois da transformação. A Bainita se forma em temperaturas um tanto mais altas onde o carbono possa escapar para fora de dentro da placa em fração de um segundo. Sua composição original não pode conseqüentemente ser medida diretamente.

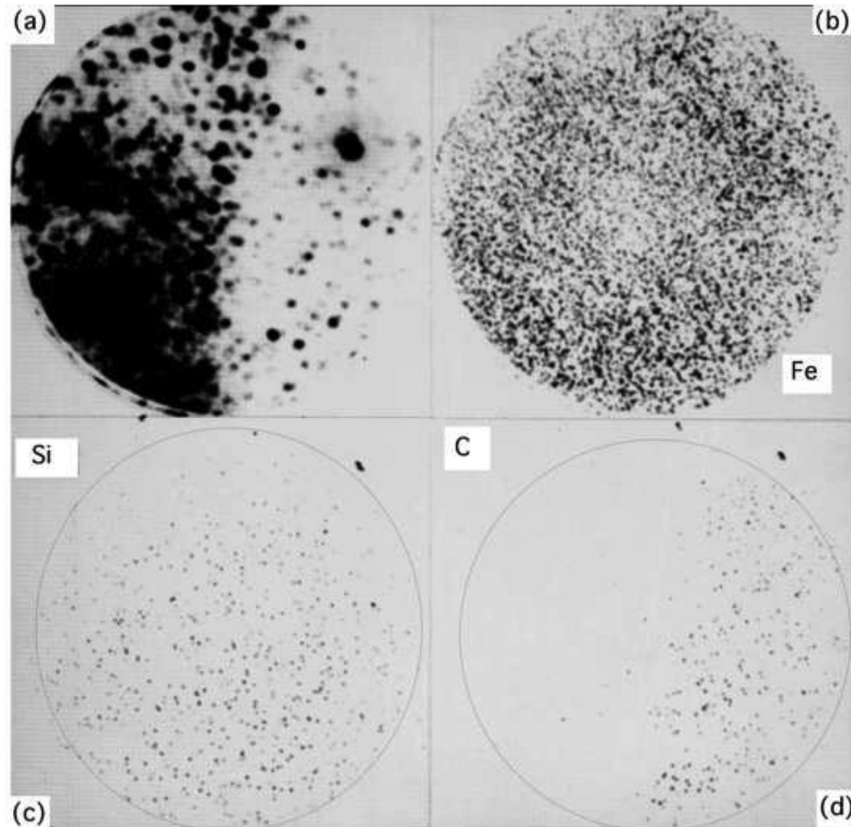
Há três possibilidades. O carbono pode dividir durante o crescimento de modo que a ferrita nunca possa conter todo o carbono adicional. O crescimento pode de um lado ser sem difusão com o carbono que está sendo aprisionado pela interface de avanço. Finalmente, há um caso intermediário em que algum carbono pode difundir com o restante que está sendo aprisionado para deixar a ferrita parcialmente supersaturada. É conseqüentemente muito mais difícil determinar o papel preciso do carbono durante o crescimento da ferrita bainítica do que na martensita.

O crescimento sem difusão exige que a transformação ocorra em uma temperatura abaixo de T_0 , quando a energia livre da bainita se torna menor do que aquela da austenita de mesma composição. Um local da temperatura T_0 em função da concentração do carbono é chamado curva T_0 , um exemplo que é traçado no diagrama de fase Fe-C na Fig. 45. O crescimento sem difusão pode somente ocorrer se a concentração do carbono da austenita encontra-se à esquerda da curva T_0 .

Supor que a placa da bainita se forme sem difusão, mas que algum carbono adicional é rejeitado logo na austenita residual. A placa seguinte de bainita então tem que crescer da austenita enriquecida de carbono, Fig. 46 a. Esse processo deve cessar quando a concentração do carbono da austenita alcançar a curva T_0 . A reação é dita estar incompleta, desde que a austenita não conseguiu sua composição de equilíbrio (dado pela curva Ae_3) no ponto final da reação. Se de um lado, a ferrita cresce com uma concentração de carbono do equilíbrio então a transformação deve cessar quando a concentração do carbono da austenita alcança a curva Ae_3 .

Fig. 44 – Imagens de micrografias obtidas com resolução atômica tomadas através da interface entre a austenita e a ferrita bainítica em uma liga Fe-C-Si-Mn. As imagens confirmam a exibição quantitativa dos dados (BHADESHIA, H, 1982) a ausência de

alguma difusão do átomo substitucional durante a transformação. (a) imagem de campo iônico; (b) mapa correspondente do silício; (c) mapa correspondente do carbono; (d) mapa correspondente do ferro. Os átomos substitucionais foram claramente mantidos na posição durante a transformação

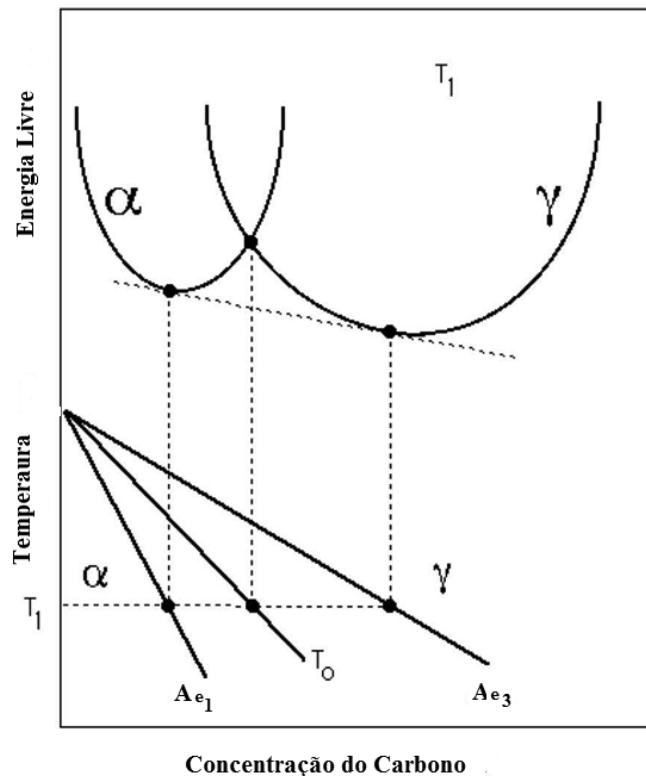


Na transformação o plano invariante da superfície relaxada causada pelo crescimento da ferrita bainítica tem uma grande componente cisalhante de 0,24 em adição à componente de deformação de volume de 0,03. Portanto, durante a transformação há um movimento coordenado de átomos. Esta movimentação foi constatada através da técnica de microscopia de alta resolução, mediante a verificação que os átomos de ferro e os substitucionais manganês, silício, níquel, molibdênio e cromo são mantidos 'congelados' na posição durante a transformação. A mudança na estrutura do cristal é induzida pela deformação do cristal de austenita. Se a deformação é acomodada elasticamente, a energia de deformação da ferrita bainítica é cerca de 400 J/mol. Parte da deformação pode ser relaxada pela deformação plástica da austenita adjacente.

O movimento dos átomos intersticiais durante a mudança da estrutura do cristal não influencia no desenvolvimento do relevo da superfície. As observações do relevo não fornecem informação se o carbono difunde ou não durante a transformação.

Encontra-se experimentalmente que a transformação para bainita termina certamente no limite T_0 , Fig. 46 b. O contrapeso da evidência é que o crescimento da bainita abaixo da temperatura B_s envolve a nucleação sucessiva e o crescimento martensítico das subunidades, seguido na bainita superior pela difusão do carbono na austenita circunvizinha. A possibilidade que uma fração pequena do carbono é não obstante dividido durante o crescimento não pode inteiramente ser governado para fora, mas há pouca dúvida que a bainita está substancialmente no início em supersaturada com carbono.

Fig. 45 – Ilustração esquemática da origem da construção de T_0 no diagrama de fase Fe-C. A austenita com uma concentração de carbono à esquerda do limite T_0 pode em princípio transformar sem nenhuma difusão. A transformação sem difusão é termodinamicamente impossível se a concentração do carbono da austenita excede a curva T_0 .



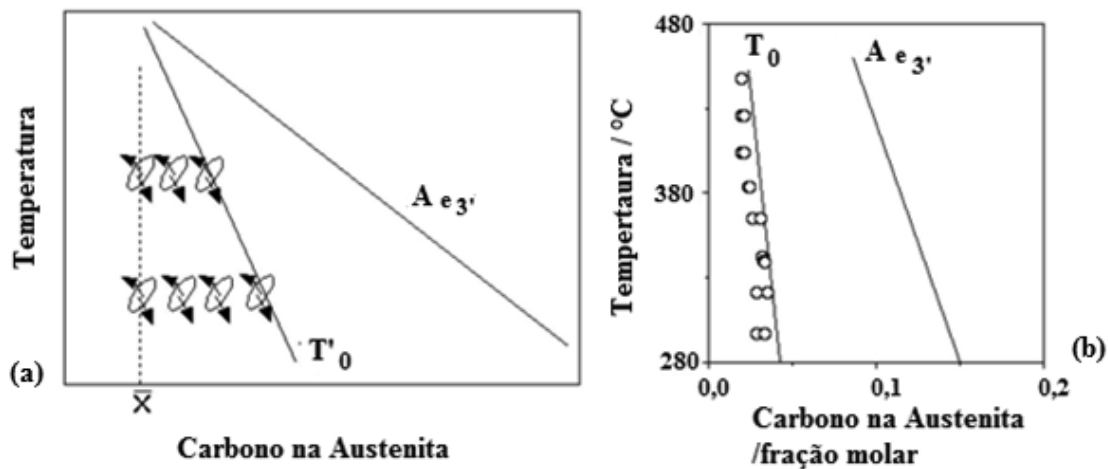
Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1982

Essas conclusões não são modificadas significativamente quando a energia de deformação da transformação é incluída na análise.

Há duas características importantes de bainita que podem ser mostradas por uma variedade de técnicas, por exemplo, dilatométrica, resistividade elétrica, medidas magnéticas e pela metalografia. Primeiramente, há uma temperatura bem-definida B_s acima de que nenhuma bainita se forma que foi confirmada para uma escala larga de aços liga. A quantidade de bainita que se forma aumenta enquanto a temperatura da transformação é reduzida abaixo da temperatura B_s . A fração aumenta durante a transformação isotérmica como uma função sigmoideal do tempo, alcançando um limite assintótico que não muda no tratamento térmico prolongado mesmo quando as quantidades substanciais de austenita permanecem sem transformação. A transformação cessa de fato antes que a austenita consiga sua composição de equilíbrio, de modo que o efeito é dublado o “fenômeno de reação incompleta”.

Essas observações são compreendidas quando se realiza que o crescimento deve cessar se a concentração do carbono na austenita alcança a curva T_0 do diagrama de fase.

Fig. 46 – (a) Ilustração do fenômeno da reação incompleta. Durante a transformação exotérmica, uma placa de bainita cresce sem difusão, divide então seu carbono adicional na austenita residual. A placa seguinte tem que conseqüentemente crescer da austenita enriquecida de carbono. Esse processo continua até que a transformação sem difusão se torne impossível quando a composição da austenita alcança eventualmente o limite T_0 . (b) Exibição experimental dos dados que o crescimento da bainita termina quando a concentração do carbono da austenita alcançar a curva T_0 (liga de Fe-0,43C-3Mn-2,12Si%)



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1982

Desde que esta circunstância é encontrada conforme em concentrações crescentes de carbono quando a temperatura da transformação é reduzida, mais bainita pode se formar com maiores sub-resfriamentos abaixo de B_s . Mas a limitação T_0 significa esse equilíbrio, quando a austenita tem a composição dada pelo limite da fase Ae_3 , pode nunca ser alcançada, como observado experimentalmente. Temperatura de fim da bainita B_f é definida às vezes, mas isso claramente não pode ter nenhum significado fundamental.

8.4 Sumário

A bainita cresce pela transformação displaciva; o crescimento é acompanhado de uma deformação da forma que é um plano invariante de deformação com uma grande componente de cisalhamento. A transformação é sem difusão, mas átomos de carbono dividido na austenita residual (ou precipitado como carbonetos), rapidamente após o crescimento ser interrompido. A precipitação dos carbonetos é conseqüentemente um evento secundário.

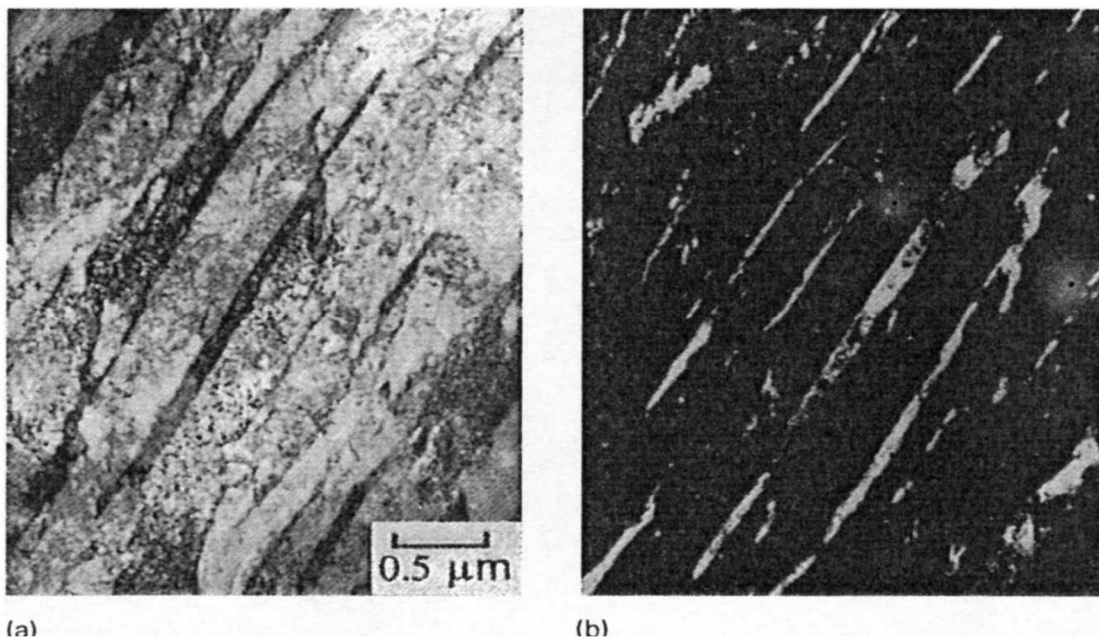
9 PROJETO DE LIGA: BAINITA FORTE

Os aços bainíticos de grande resistência não foram na prática tão bem-sucedidos quanto os aços martensíticos sob têmpera e revenimento, porque as partículas grosseiras da cementita na bainita são prejudiciais para a tenacidade. Entretanto, sabe-se agora que

a precipitação da cementita durante a transformação bainítica pode ser suprimida. Isso é feito ligando o aço com aproximadamente 1,5% de silício, que tem uma solubilidade muito baixa na cementita e retarda extremamente seu crescimento.

Uma microestrutura interessante resulta quando esse aço ligado com silício é transformado na bainita superior. O carbono que é rejeitado na austenita residual, em vez de precipitar como cementita, permanece na austenita e estabilizando-a abaixo da temperatura ambiente. A microestrutura resultante consiste em placas finas de ferrita bainítica separadas por regiões enriquecidas de carbono da austenita, Fig. 47.

Fig. 47 – Micrografia de transmissão eletrônica de uma mistura de ferrita bainítica e da austenita estável. (a) Imagem brilhante do campo (b) Imagem de campo escuro da austenita retida.



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

As vantagens potenciais da microestrutura misturada de ferrita e austenita bainítica podem ser listadas como segue:

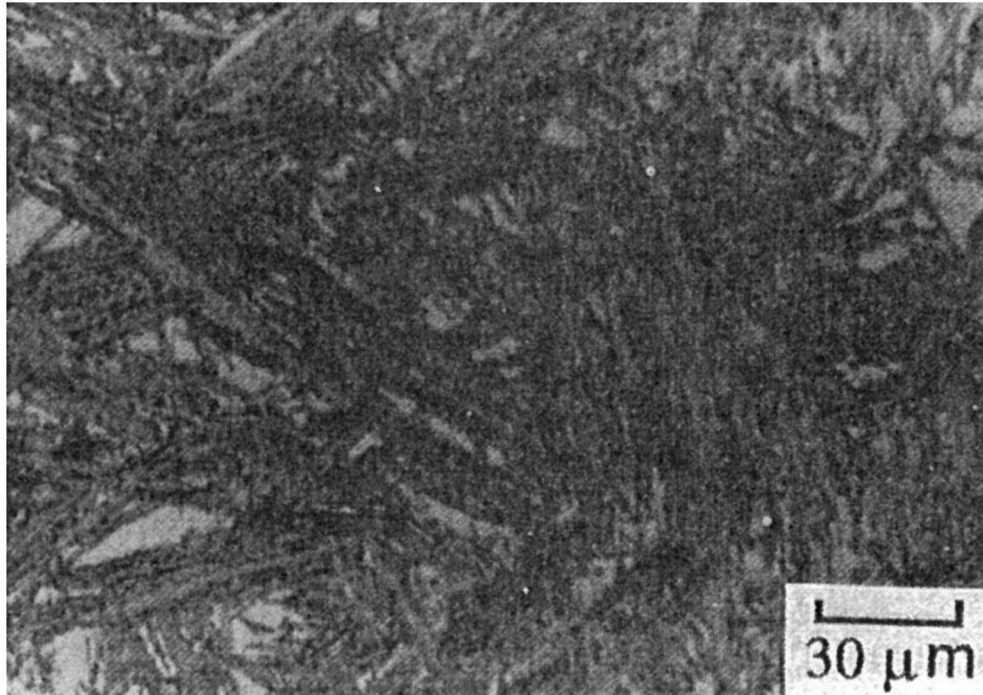
1. A cementita é responsável para iniciar a fratura em aços de grande resistência. Sua ausência é esperada fazer a microestrutura mais resistente à falha por clivagem e a formação de vazio.
2. A ferrita bainítica está quase livre de carbono, que é conhecido por fragilizar a microestrutura ferrítica.

3. A microestrutura deriva sua resistência do tamanho de grão ultrafino das placas de ferrita, que são menos de $1\mu\text{m}$ na espessura. É a espessura destas placas que determina a distância livre média do deslizamento, de modo que o tamanho de grão eficaz seja menos do que um micrômetro. Isso não pode ser conseguido por nenhum outro processo comercialmente viável. Deve-se ter que o refinamento de grão é o único método disponível para melhorar simultaneamente a resistência e a tenacidade dos aços.
4. As películas dúcteis da austenita que estão intimamente dispersadas entre as placas da ferrita têm um efeito de embotamento da trinca. Adicionam mais à tenacidade aumentando o trabalho da fratura enquanto a austenita é induzida para transformar em martensita sob a influência do campo de tensão de propagação da trinca. Esse é o TRIP, ou efeito da plasticidade induzindo transformação.
5. A difusão do hidrogênio na austenita é mais lenta do que na ferrita. A presença de austenita pode, conseqüentemente, melhorar a resistência à corrosão sob tensão da microestrutura.
6. Os aços com a microestrutura ferrita bainítica e de austenita podem ser obtidos sem o uso de todas as adições de liga caras. Tudo que se exige é que a concentração do silício deve ser grande bastante para suprimir a cementita.

Apesar destas características atraentes, a microestrutura bainítica da ferrita/austenita não dá sempre a boa combinação prevista de resistência e tenacidade. Isso é porque as regiões relativamente grandes de blocos da austenita entre os feixes da bainita, Fig. 48, transformam prontamente na martensita de alto carbono sob a influência da tensão. Esta martensita dura sem revenimento fragiliza o aço.

Os blocos da austenita são prejudiciais à tenacidade, e qualquer coisa que pode ser feita para reduzir sua fração, ou aumentar sua estabilidade à transformação martensítica, é benéfica. Ambos destes efeitos são controlados pelas curvas T'_0 do diagrama de fase. Esta curva determina a composição da austenita no ponto onde a reação para bainita termina. Desloca a curva às concentrações maiores de carbono, a fração de bainita que pode se formar e a concentração do carbono da austenita residual podem ser aumentados. Modificações para curvas T'_0 podem ser conseguidas alterando a composição da liga. É conseqüentemente necessário calcular o efeito de solutos substitutionais nas curvas T'_0 .

Fig. 48 – Micrografia ótica da bainita superior em uma liga Fe-0,43C- 3Mn-2,02Si % que mostra os blocos de austenita retida entre feixes da bainita



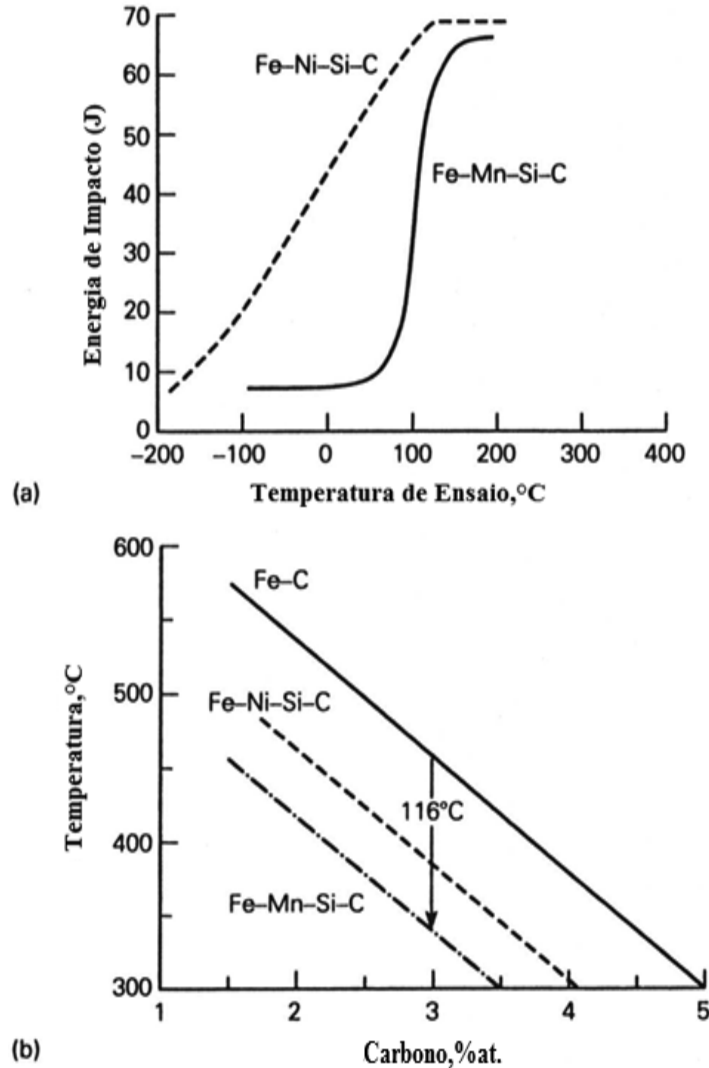
Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

9.1 A melhoria na tenacidade

Uma microestrutura aparentemente ideal que consiste na ferrita bainítica e austenita dúctil em Fe-3Mn-2,02Si-0,43C% exibe tenacidade pobre por causa da presença de bloco da austenita instável, Fig. 49. É necessário aumentar a quantidade da microestrutura ferrita bainítica e aumentar a estabilidade da austenita. Ambos os alvos podem ser conseguidos mudando a concentração do soluto substitucional tais que as curvas T'_0 são deslocadas a concentrações mais altas de carbono (isso é T'_0 é atingida em toda a concentração dada do carbono).

O manganês tem um grande efeito em comprimir temperaturas T'_0 . Um exame dos dados termodinâmicos mostra que uma possibilidade é substituir todo o manganês com níquel, Fig. 49. Assim, para (3,69Ni, 3,85Si at.%) uma melhoria notável da liga Fe-4Ni-2Si-0,4% na tenacidade é conseguida fazendo isto, sem nenhum sacrifício da resistência, ilustrado na Fig. 49, junto com curvas T'_0 como calculado acima.

Fig. 49 – (a) Curvas de transição determinadas experimentalmente do impacto que mostram como a tenacidade melhora enquanto a quantidade de bloco da austenita é reduzida. (b) Calculadas curvas T_0 para o Fe-C, Fe-Mn-Si-C e Aços Fe-Ni-Si-C



Fonte: Tomita and Okabayashi, 1983

TAMANHO DE GRÃO – Efeito de Hall-Petch

O refinamento do tamanho de grão da ferrita fornece um do mais importante rota reforçamento no tratamento térmico dos aços. A primeira análise científica do relacionamento entre o tamanho de grão e a resistência, realizado ARMCO no ferro por Hall e Petch, conduziu ao relacionamento de Hall-Petch entre o escoamento σ_y e o diâmetro de grão d ,

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y d^{-1/2},$$

Onde σ_0 e as K_y são constantes. Esse tipo de relacionamento para uma grande variedade de ferro e aço assim como para muitos metais e ligas não ferrosos.

O σ_0 constante é chamado resistência da fricção. É a intercepção na linha central da resistência, representando o esforço exigido para mover deslocações livres ao longo dos planos de deslizamento nos cristais ccc, e pode ser considerado como o escoamento de um único cristal ($d^{-1/2}=0$). Os K_y denominam representar a inclinação de $\sigma_y - d^{-1/2}$ que foi encontrado para não ser sensível à taxa da temperatura, da composição e de tensão.

Na linha da teoria de Cottrell-Bilby do ponto de escoamento que envolve a ruptura afastada das deslocações das atmosferas intersticiais do carbono, como K_y foram referidas como o parâmetro unpinning. Entretanto, a insensibilidade de K_y à temperatura sugere que unpinning ocorra raramente, e enfatiza a teoria que as deslocações novas estão geradas no ponto de escoamento.

O efeito do tamanho de grão no esforço de escoamento pode conseqüentemente ser explicado supor que uma fonte da deslocação opera dentro das deslocações a mover-se no cristal e eventualmente escalar no limite de grão. A escalagem causa o esforço ser gerado no grão adjacente, que, quando alcançar um valor crítico, opera uma fonte nova nesse grão. Desta maneira, o processo de escoamento é propagado de grão a grão. Isso pode ser observado macroscopicamente pela passagem de uma faixa de Luders. O tamanho de grão determina a da distância deslocações têm que mover-se para escalar a forma do limite de grão, e assim o número de deslocações envolvidas. Com grandes tamanhos de grão, as estalagens conterão números maiores de deslocações que causarão por sua vez umas concentrações de esforço mais elevadas em grãos vizinhos. A tensão de cisalhamento τ_i na cabeça de uma escalagem da deslocação é igual ao $n\tau$, onde n é o número de deslocações envolvido e o τ a tensão de cisalhamento no plano de deslizamento. Isso significa que mais grosseiro o tamanho de grão, mais fácil será para propagar o processo de escoamento.

Na prática, mais fino o tamanho de grão, mais elevado a tensão de escoamento resultante e, em conseqüência, no aço moderno que trabalha muita atenção dada no tamanho de grão final da ferrita. Quando um tamanho de grão grosseiro do $d^{-1/2}=2$ isso é $d=0,25$ mm, der a tensão de escoamento em aços suaves em torno de 100MNm^{-2} , refinamento de grão ao $d^{-1/2}=20$, isto é $d=0,0025$ mm, eleva a tensão de escoamento

para 500MNm^{-2} excedente, de modo que é conseguido tamanhos de grão na escala de $2\text{-}10\mu\text{m}$.

Resistência teórica

A resistência dos cristais aumenta agudamente enquanto são feitos menores. Isso é porque as possibilidades de evitar defeitos se tornam maiores enquanto o volume da amostra diminui. No caso dos metais, as imperfeições sob a forma das deslocções podem facilitar o cisalhamento em uns esforços muito mais baixos do que seria no caso de os planos inteiros dos átomos tivessem que coletivamente deslizar através de si. Desde que os defeitos são muito difíceis ou impossíveis de evitar, a resistência na ausência de defeitos seria aquela de um cristal ideal.

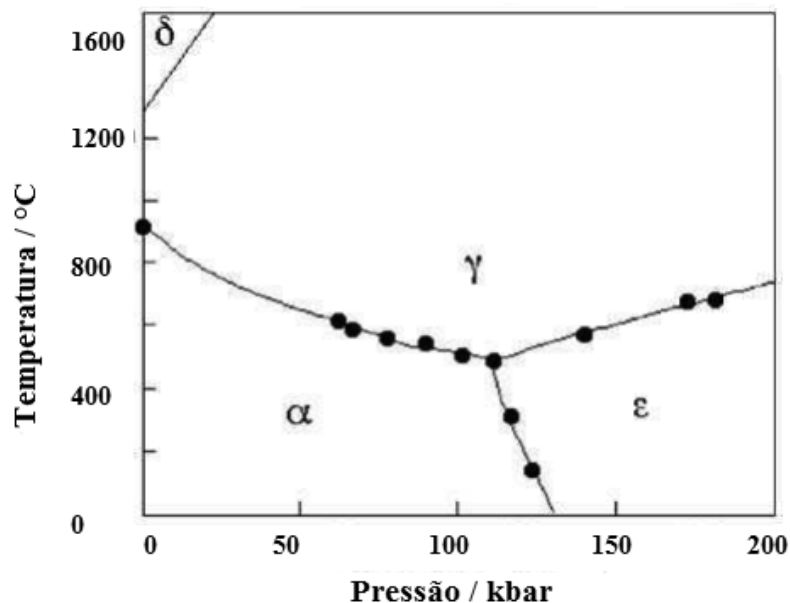
Em um cristal ideal, o $\sigma_t \approx 0,1E$ da resistência elástica onde E é o módulo de Young. A resistência de cisalhamento ideal correspondente é $\sigma_s \approx b\mu/2\pi a$, onde o μ é o módulo de corte, b é um período da repetição ao longo do sentido do deslocamento e a é afastamento dos planos de deslizamento. Para o ferro ferrítico, $\mu=80,65\text{ GPa}$ e $E\approx 208,2\text{ GPa}$. Segue que os valores ideais da resistência elástica e de cisalhamento devem estar aproximadamente 21 e 11 GPa , respectivamente. De fato, resistências elásticas que aproximam a teórico os valores foram conseguidas por Brenner tão há muito tempo quanto 1956 durante teste dos filamentos de ferro com diâmetros menos de $2\mu\text{m}$. É interessante que estes níveis de resistência caem fora do regime onde a lei de Hooke se aplica. A resistência diminuída agudamente como as dimensões dos filamentos era aumentada porque as possibilidades de encontrar defeitos aumentam como a amostra torna aumenta. Reconheceu-se conseqüentemente muitas décadas que não é sábio confiar na perfeição como um método de projetar materiais fortes, embora permaneça o caso que a resistência incrível pode ser conseguida reduzindo as dimensões, no caso do ferro, a uma escala do micrômetro.

É nesse contexto que prossegue agora examinar a noção que em grande escala as estruturas da engenharia podem ser projetadas usando o nanotubos de carbono muito longo. A estrutura particular propõe um espaço elevador para substituir lançamentos do foguete, e exigiria as cordas que são alguns 120.000km de comprimento.

Alotropia

Pelo menos três alotropias do ferro ocorrem naturalmente na forma geral, cúbico corpo-centrado (ccc, α , ferrita), cúbico de face centrada (fcc, γ , austenita) e hexagonal compacto (hcp, ϵ). A fase β na sequência alfabética $\alpha, \beta, \gamma, \delta, \dots$ falta porque a transição magnética na ferrita era ao mesmo tempo pensada incorretamente ser o alótropo de β do ferro. De fato, há transições magnéticas em todos os alótropos do ferro. O diagrama de fase para o ferro puro é ilustrado em Fig. 50. Cada ponto em todo o limite entre os campos da fase representa um estado de equilíbrio em que duas fases podem coexistir. O ponto triplo onde os três limites cruzam representa um equilíbrio entre todas as três fases que coexistem. Ele é visto que no ferro puro, a forma do hcp é estável somente em pressões muito elevadas, consistente com sua alta densidade.

Fig. 50 – Diagrama de fase para o ferro puro (dados de Bundy, 1965). A temperatura e a pressão do ponto triplo são 490°C e 110 kbars, respectivamente. α , γ e ϵ referem à ferrita, a austenita e ferro- ϵ , respectivamente. δ é simplesmente a designação mais elevada da temperatura do α



Partículas isoladas

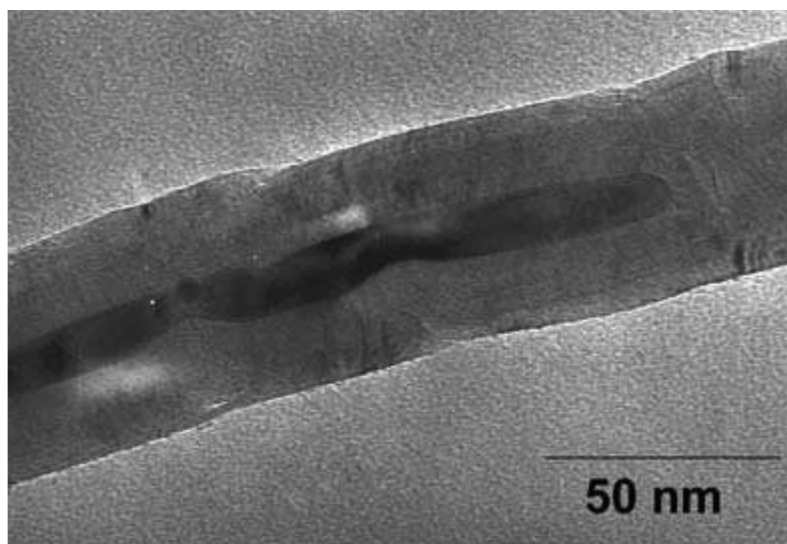
Muitos estudos clássicos da teoria da nucleação foram conduzidos (5-1000 nanômetro) em partículas minuciosas de ferro onde os defeitos responsáveis para a

nucleação heterogênea podem ser evitados. Tais partículas adquiriram significado novo que estão exploradas na fabricação de nanotubos de carbono. As partículas são depositadas devido à decomposição do ferroceno em misturas químicas que igualmente contêm os ingredientes necessários para crescer os tubos.

Espera-se que as partículas mais grosseiras terão a estrutura do cristal ccc da ferrita, mas tem-se que apreciar que uma partícula de 5nm tem a metade dos seus átomos na superfície. As superfícies do metal são reconstruções inclinadas em uma variedade de estruturas bidimensionais que complicarão a interpretação da estrutura da partícula no conjunto. A superfície igualmente joga outro papel, que altera a energia livre total da partícula que conduz a uma diminuição na sua temperatura de fusão. Estimou-se que uma partícula de ferro de diâmetro 5nm poderia fundir em uma temperatura tão baixa como 500°C. A Fig. 51 ilustra uma partícula de ferro dentro de um nanotubo de carbono, seu caráter bolha foi especulado ser devido à fusão.

As partículas pequenas de metal na escala do tamanho 1-5nm são próximas a uma transição do metal/isolador. Quando observadas nas pontas de nanotubos de carbono usando a microscopia eletrônica de varredura, as partículas de ferro mostraram uma tendência carregar, possivelmente indicando uma perda de comportamento metálico.

Fig. 51 – Nanotubo de carbono de parede múltipla que contém uma partícula de ferro (cortesia da micrografia não publicada de I. Kinloch)



10 A GRANDEZA DO AÇO NANOSTRUTURADO

A maioria dos materiais novos é introduzida seletivamente comparando suas propriedades de encontro às daquelas dos aços. Os aços ajustam esse padrão porque o ferro e suas ligas têm tanto potenciais que os novos conceitos são descobertos e executados com regularidade notória. Descreve-se uma microestrutura notável bonita que consiste em cristais delgados da ferrita, cuja escala de controle compara bem com aquela de nanotubos de carbono. Os cristais são gerados pela transformação parcial da austenita, tendo por resultado uma combinação extraordinária de resistência, dureza e de tenacidade. Tudo isso está na grandeza do aço sem o uso de elementos de liga caros. Tem-se agora uma liga forte de ferro, que possa ser usada fazendo peças grandes em todas as três dimensões, que podem ser feitas sem a necessidade de o processamento mecânico ou esfriamento rápido e baratos de produzir e aplicar.

Um material nanostruturado é definido aqui como um que contém uma densidade excepcionalmente grande de interfaces fortes, um pouco do que contém simplesmente uma fração menor das características tais como os precipitados, que são de pequenos tamanhos. O desejo para tais materiais no contexto da engenharia vem da expectativa de propriedades mecânicas novas, particular a resistência que pode com segurança ser tolerada em serviço. É difícil inventar tais materiais porque todo o projeto deve endereçar três edições básicas:

(i) deve idealmente ser possível fazer as amostras que são grandes em todas as dimensões, não simplesmente fios ou folhas finas;

(ii) há aços disponíveis no comércio em que a distância entre interfaces é da ordem de 250-100 nanômetros. A novidade consiste em aproximar uma escala estrutural em metais policristalinos que é em ordem de menor valor.

(iii) o material referido deve ser barato de produzir se não é limitado para aplicações específicas. Um bom padrão para um material disponível é que seu custo deve ser similar àquele da água engarrafada ao considerar o peso ou volume.

Estes são desafios formidáveis e o processo do projeto pode começar com uma consideração de como a resistência pode ser conseguida. A periodicidade de longo alcance que é suposta para tipificar o estado cristalino é interrompida na prática por defeitos, alguns que fazem uma contribuição significativa para a entropia configuracional e, portanto, pode existir no equilíbrio termodinâmico. Esse tipo de

escalas da entropia com o número de entidades (átomos) no cristal é somente possível aproximar a perfeição em cristais pequenos. Tais cristais podem ser fortes porque na ausência de defeitos, a deformação deve ocorrer pelo deslizamento por completo dos planos sobre cada outro, um pouco do que pela propagação das descontinuidades tais como deslocamentos.

Cristais de ferro puro feitos sob medida micrométrica conseguiram níveis de resistência superiores de 10 GPa, embora em princípio a resistência pudesse exceder 20 GPa. Os cristais tornam-se mais fracos quando são feitos maiores, ambos por causa dos defeitos estabilizados termodinamicamente e igualmente dos acidentes do crescimento. Isso é fundamental porque as propriedades mecânicas impressionantes de nanotubos de carbono não são mantidas (e certamente, não devem ser esperadas ser mantidas) quando os tubos se tornam longos.

Um método alternativo para fabricar materiais importantes fortes é introduzir um grande número de defeitos tais como interfaces ou deslocamentos, que interferem com os mecanismos ordinários de deslizamento ou de maclação. Os defeitos podem ser introduzidos pela deformação. As técnicas que envolvem a deformação plástica severa são limitadas na forma do produto final e na quantidade que pode ser produzida por um preço razoável.

Os exemplos incluem os nanoestruturados de fios finos com uma resistência superior a 5 GPa; metais submetidos à extrusão angular em canais iguais em que o trabalho redundante é usado a fim conseguir grandes deformações plásticas enquanto mantendo a forma externa do objeto que está sendo deformado. A ligação circular acumulativa envolve a laminação repetida e dobramento da folha do material a fim realizar incrementos de deformação sem afinar a amostra que incorpora os rolos; o processo é conseguido para a produção de grande escala, mas não conduz a grãos particulares finos, que tendem a ser mais próximos no tamanho dos micrômetros do que nanômetros.

O processamento termomecânico é particularmente conseguido para produção em grande escala de aços de grão fino pela transformação de fase da matriz austenita deformada. Entretanto, o tamanho de grão mínimo da ferrita conseguido na prática é aproximadamente 1 μm , em parte porque a velocidade da produção e da espessura do

aço conduz ao reaquecimento durante a transformação, e impede a realização dos grandes sub-resfriamentos necessários para refinar o tamanho de grão.

Há uns pares de dificuldades mais adicionais. A ductilidade diminui agudamente com a redução do tamanho de grão em um metal policristalino. Em segundo lugar, há frequentemente uma exigência para tratamento térmico rápido que se torna pouco prático para grandes componentes.

Um desenvolvimento recente parece evitar todas estas dificuldades, e encontra os critérios esboçados na abertura deste parágrafo. Uma nanoestrutura foi conseguida em grande quantidade de aço pela transformação de fase, com o projeto do aço baseado sobre uma compreensão dos mecanismos atômicos do crescimento de cristal no estado sólido.

10.1. Projeto da liga

Critérios de projeto

Seria agradável ter um material forte que pudesse ser usado fazendo os componentes grandes em todas suas dimensões, e não exigisse o processamento mecânico ou esfriamento rápido para alcançar as propriedades desejadas. Para conseguir isso, as seguintes circunstâncias foram consideradas para serem exigidas:

- (i) o material não deve confiar na perfeição para conseguir suas propriedades. A resistência pode ser gerada incorporando uma densidade de grande número de defeitos tais como limites de grão e deslocamentos, mas os defeitos não devem ser introduzidos por deformação se a forma do material não é para ser limitada
- (ii) os defeitos podem ser introduzidos pela transformação de fase. Mas para dispersá-los em escala suficientemente fina, exige a mudança de fase ocorrer em grandes subresfriamentos (grandes mudanças de energia livre)
- (iii) um material forte deve poder falhar de maneira segura. Deve ser resistente
- (iv) a recalescência limita o subresfriamento que pode ser conseguido. Consequentemente, a fase do produto deve ser tal que tem um calor latente de formação pequeno e cresce a uma taxa que permita a pronta dissipação do calor.

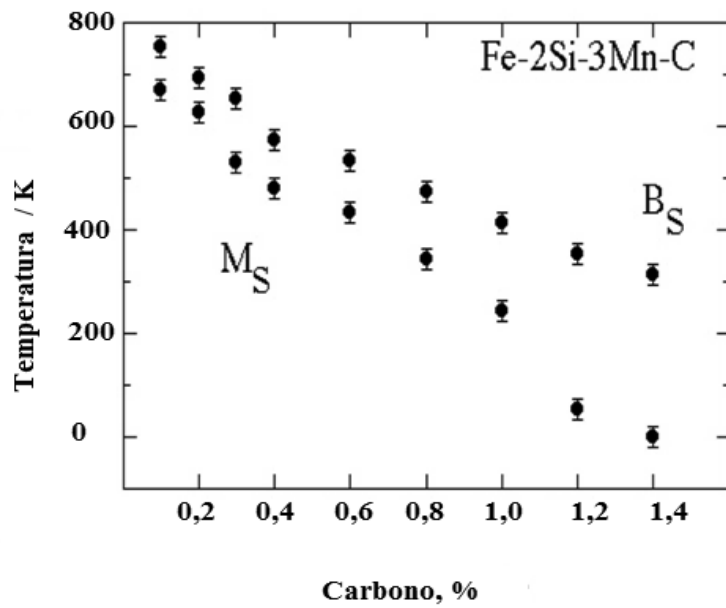
Bainita dura

Aço transformado em bainita livre de carbonetos pode satisfazer estes critérios. A bainita e a martensita são geradas da austenita sem difusão por um mecanismo displacivo. Isso não só conduz a soluto preso com igualmente a uma energia de deformação enorme, ambas reduzem o calor da transformação. O crescimento de placas individuais em ambas estas transformações são rápidas, mas desiguais a martensita, a taxa total de reação é muito menor para a bainita. Isso é porque a transformação propaga por mecanismo de subunidade em que a taxa está controlada pela nucleação do que por crescimento. Isso abranda a recalescência.

Supor que calcule a mais baixa temperatura em que a bainita pode ser induzida para crescer. Existe teoria para endereçar esta proposição. Tais cálculos são ilustrados na Fig. 52a, que mostra para um aço do exemplo, temperaturas de início da bainita B_s e início da martensita M_s variam em função da concentração do carbono. Há em princípio nenhum mais baixo limite na temperatura em que a bainita pode ser gerada. De um lado, a taxa em que bainita se forma retarda drásticamente como a temperatura da transformação é reduzida, como mostrado pelos cálculos na Fig. 52b. Pode tomar centenas ou milhares de anos para gerar a bainita na temperatura ambiente. Para finalidades práticas, o tempo da transformação de dez dias é razoável. Mas por que o incômodo produzir bainita em uma baixa temperatura?

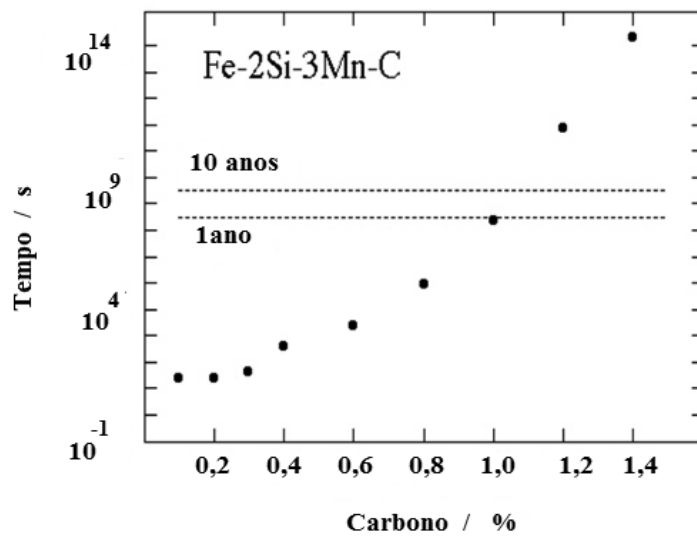
É conhecido que a escala da microestrutura, isso é a espessura das placas da bainita, diminui com a redução da temperatura da transformação. Isso é porque o limite de escoamento da austenita torna-se maior em mais baixas temperaturas, desse modo afetando a acomodação da plástica da deformação da forma acompanhando o crescimento da bainita, e presumivelmente porque a taxa da nucleação pode ser maior em grande subesfriamento. A resistência da microestrutura aumenta com o inverso da espessura da placa, assim fornecendo a maneira pura de conseguir a resistência sem comprometimento da tenacidade.

Experimentos consistentes com cálculos ilustrados na Fig. 52 demonstraram isso em um aço 1C-1,5Si-2Mn, a bainita pode ser gerada em baixa temperatura de 125°C, que é tão baixa que a distância da difusão de um átomo do ferro é um inconcebível 10^{-17} m na escala de tempo da experiência!



(a)

Fig. 52 – (a) Temperaturas calculadas do começo da transformação no Fe- 2Si-3Mn em função da concentração do carbono. (b) Tempo calculado exigido para iniciar a bainita O que é ainda mais notável são as placas de bainita de somente 20-40 nm de espessura. As placas delgadas da bainita são dispersas na estável austenita enriquecida de carbono que, com sua estrutura cúbica face centrada, amortece a propagação das trincas



(b)

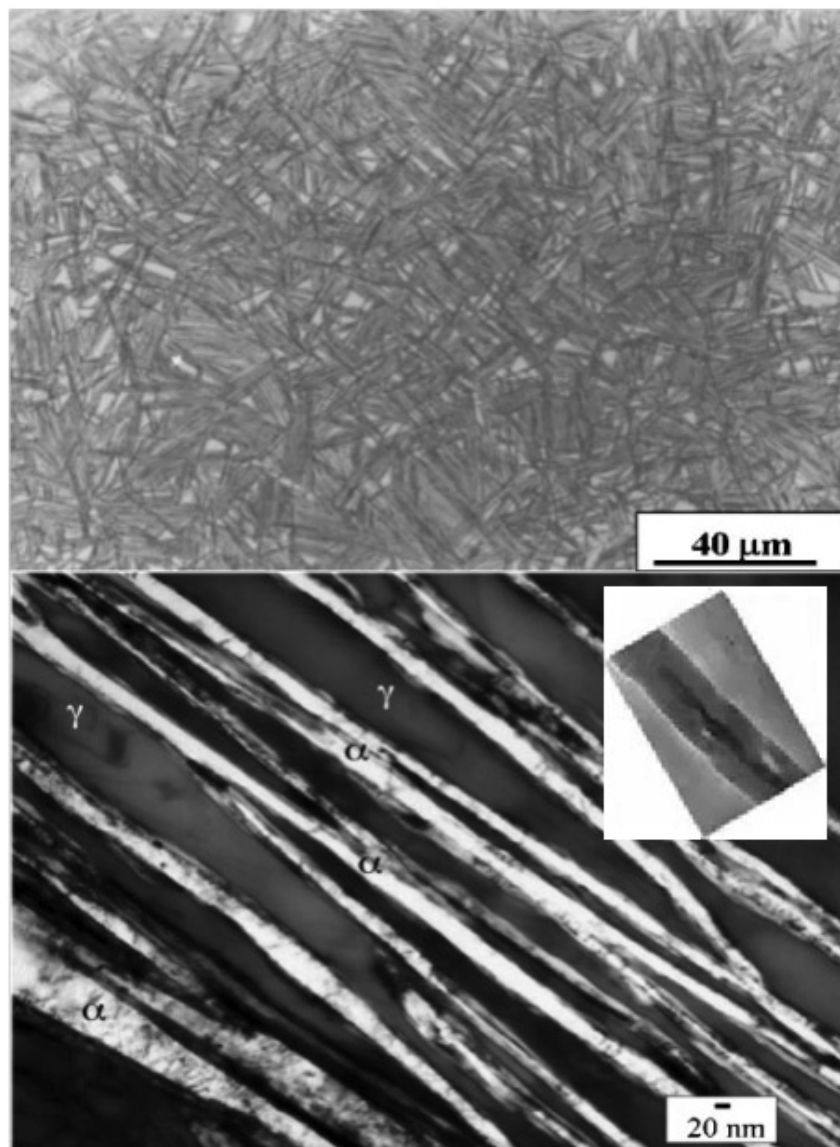
Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia: Proc 2005

A microestrutura ótica e de transmissão eletrônica mostrada na Fig. 53 não somente tem significado metalúrgico e que confirmam os cálculos, mas igualmente são elegantes. Certamente, a microestrutura tem agora caracterizado, ambos quimicamente e

especialmente, a uma definição atômica; a aparência estética agradável é mantida em todas as definições. Não há nenhuma redistribuição de átomos substitutional na concebível escala mais fina.

De fato, a bainita dura conseguiu todos os objetivos essenciais dos nanomateriais estruturais que são o assunto tanto da pesquisa, mas em grandes dimensões.

Fig. 53 – Micrografia ótica, austenita retida e bainita e de transmissão eletrônica, nanotubo de carbono e bainita nanoestruturada, do aço Fe-0,98C-1,46Si-1,89Mn-0,26Mo-1,26Cr-0,09V transformado a 200°C por 5 dias



Fonte: C. Garcia-Mateo, 2003, 43, 1238-1243; H. K. D. H. Bhadeshia, 2002, 18, 279-284

Um limite de resistência de 2500 MPa em tração tem sido obtido rotineiramente, ductilidades na escala 5-30% e tenacidades superiores de 30-40 MPa m^{1/2}. Tudo isso em um aço bruto que foi preparado ordinariamente e contém inclusões e poros que não estariam quando o aço é feito por respeitável processo. A bainita é igualmente a mais dura nunca conseguida, 700 HV. Alguns dados da resistência, da ductilidade e da tenacidade são ilustrados na Fig. 54. O tratamento térmico simples consiste na austenitização do aço (950°C), transferindo cuidadosamente no forno a baixa temperatura (200°C) e mantendo por 10 dias para gerar a microestrutura. Não há nenhum esfriamento rápido, as tensões residuais são evitadas. O tamanho da amostra pode ser grande porque o tempo tomado para alcançar 200°C da temperatura de austenitização é muito menor do que a exigida para iniciar bainita. Nestes testes indicam a microestrutura uniforme em amostras grossas de 80 mm, amostras mais grossa não estavam disponíveis, mas os cálculos indicam que as dimensões maiores de 200 mm mostram resultados semelhantes. Esta é uma vantagem comercial importante.

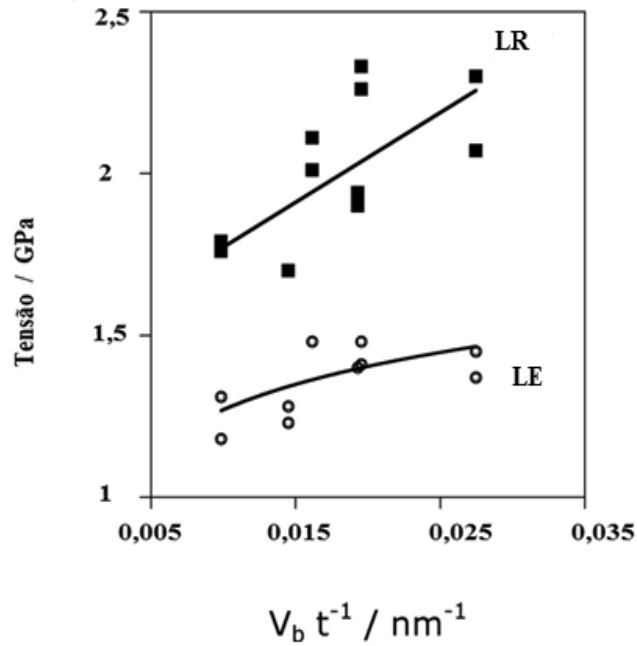
É barato tratar termicamente algo em temperaturas em que as pizzas são cozidas normalmente. Mas supor que há necessidade para um processo mais rápido. A transformação pode facilmente ser acelerada para ocorrer em horas, por adição de solutos que diminuem a estabilidade da austenita. O alumínio e cobalto, nas concentrações menores do que 2% foram mostrados para acelerar a transformação na maneira descrita. Ambos são eficazes, quer isoladamente ou em combinação.

Muita da resistência e da dureza da microestrutura vem da espessura muito pequena das placas da bainita. Da resistência total de 2500 MPa, alguma de 1600 MPa pode ser atribuída unicamente à finura das placas. O resíduo da resistência vem das florestas das deslocamentos, resistência da estrutura do ferro e resistência ao movimento da deslocamento devido aos átomos do soluto. Porque muitos defeitos são criados durante o crescimento da bainita, uma grande concentração de carbono permanece presa na ferrita bainítica e não precipita, provavelmente porque é presa em defeitos.

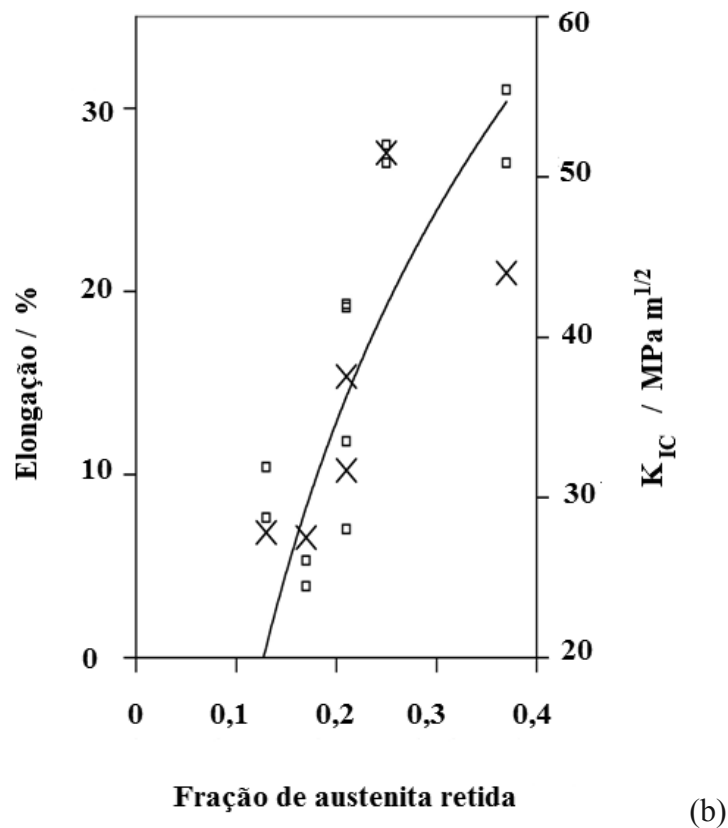
Típica composição química da bainita dura:

C	Si	Mn	Mo	Cr	V	Co	Al
0,98	1,46	1,89	0,26	1,26	0,09		
0,83	1,57	1,98	0,24	1,02		1,54	
0,78	1,49	1,95	0,24	0,97		1,60	0,99

Fig. 54 – Algumas propriedades mecânicas de dois aços superbainticos. (a) Limites de resistência (LR) e escoamento (LE 0,2%) em função da fração de volume da ferrita bainítica (V_b) dividida pela ductilidade da espessura da plaqueta da ferrita (b) Ductilidade (pontos e curva) e pela tenacidade K_{IC} representada como cruzes



(a)



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990.

Bainita forte: armadura

Considerando que a resistência ordinária da bainita forte é aproximadamente 2,5 GPa, a resistência foi relatada para ser como elevada a 10 GPa a muito elevada à taxa de deformação (10^7s^{-1}) associada com o teste balístico. A bainita forte tem a aplicação consequentemente encontrada nos testes de armadura. Os testes foram conduzidos usando projéteis que são ditos envolver mais sérios do campo de batalha (os detalhes são proprietários). A Fig. 55 mostra o resultado de um teste em um sistema de armadura. Uma amostra grossa de 12 milímetros de aço bainítico é impressada no meio do aço para veículo, tudo contido dentro de plástico reforçado com fibra de vidro. O projétil penetraria a armadura ordinária completamente, visto que a bainita tem impedido isto; o aço teve, entretanto, fratura.

O desempenho balístico da bainita forte excede aquele da armadura de titânio e aproxima da alumina.

Fig. 55 – Resultado do teste balístico em Fe-0,98C-1,46Si-1,89Mn-0,26Mo-1,26Cr-0,09V, transformado a 200°C por 5 dias: vista traseira, mostrando a falta da penetração



Fonte: Cortesia D. Crowther e P. Brown

Indicação: o silício é adicionado para impedir a formação da cementita durante o crescimento da bainita, o molibdênio para opor a fragilização devido às impurezas tais como o fósforo, o manganês e cromo para endurecibilidade, o cobalto e o alumínio para acelerar a transformação. O soluto substitucional igualmente contribui a endurecibilidade e determina a curva T_0 que é vital no projeto de aços bainíticos livres do carboneto.

As tecnologias modernas permitem que os aços sejam feitos rotineiramente e em grandes quantidades com tamanhos de grão de aproximadamente $1\mu\text{m}$. Os processos limitados, envolvendo geralmente o processamento termomecânico severo, foram desenvolvidos para conseguir aços nanoestruturados de grãos de ferrita, com um tamanho na escala 20-100 nanômetro. As experiências revelaram que a equação de Hall-Petch mantém a alguns 20 nanômetro, confirmando esse as resistências enormes podem ser conseguidas refinando o tamanho de grão. A equação começa a falhar menos em tamanhos de grão do que aproximadamente 20 nanômetros, possivelmente porque outros mecanismos da deformação, tais como o limite de grão que desliza, começam a

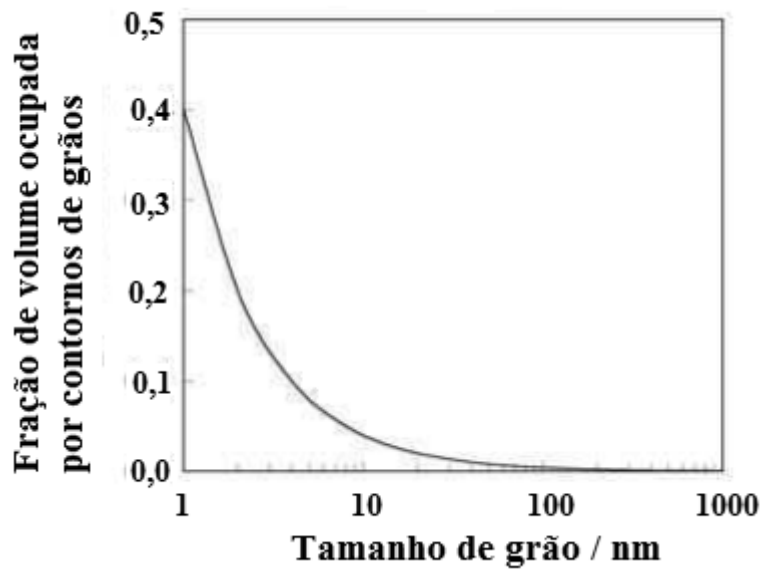
jogar um proeminente papel. A fração de volume V_B do material ocupado pelos limites é dada por:

$$V_B \simeq 2a/\bar{L}$$

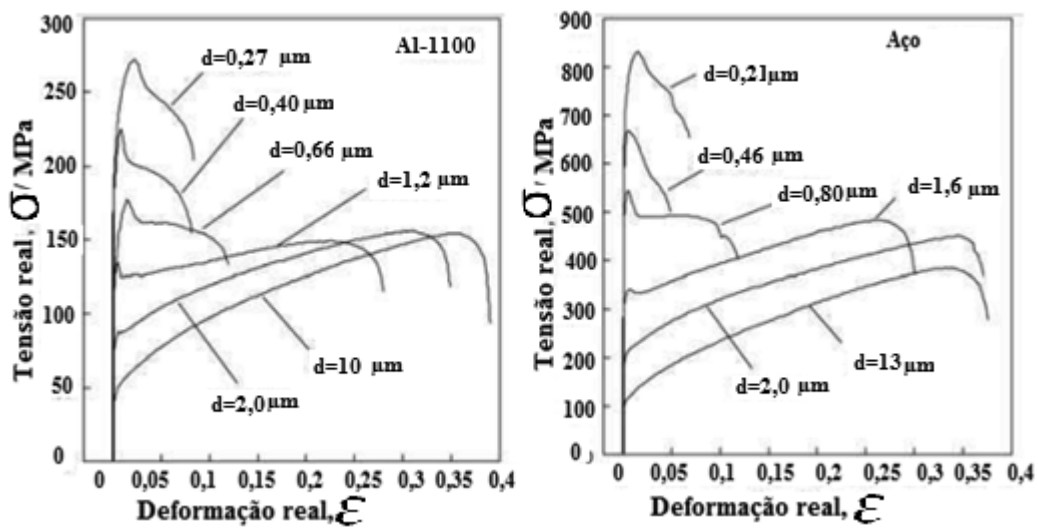
Onde \bar{L} é a intercepção linear média que define o tamanho de grão e o a é a espessura da camada do limite. Claramente, a fração dos átomos situados na superfície do grão torna-se muito grande nos materiais nanostruturados, facilitando processos difusíveis tais como o deslizamento do grão Fig. 56. Embora os aços nanostruturados sejam reforçados como esperados da Equação de Hall-Petch, tendem a exibir a plasticidade instável após escoamento. A instabilidade plástica ocorre na tração e compressão, com bandas de cisalhamentos que causam a falha no último caso. Está como se a capacidade do material de encruar seguindo a diminuição do escoamento. A consequência é uma redução inaceitável na ductilidade porque o tamanho de grão é reduzido na escala do nanômetro. Em tamanhos de grão muito fino, os mecanismos convencionais da multiplicação da deslocação falha por causa da proximidade próxima dos limites do espaço. Torna-se então impossível acumular deslocações durante a deformação. Limites de grão são igualmente os bons dissipadores para defeitos. Isso explicaria a inabilidade observada de os materiais nanostruturados ao encruamento.

A dificuldade que os grãos nanocristalinos têm na deformação por mecanismo deslocação é destacada em experimentos recentes onde os nanocristais da ferrita foram forçados a se deformarem por cisalhamento. Os cristais submeteram-se a uma transformação de cisalhamento na austenita.

Fig. 56 – (a) a fração de volume do limite de grão dentro de um dado volume, em função do tamanho de grão. (b) A perda da ductilidade como a resistência é aumentada dramaticamente reduzindo o tamanho de grão no alumínio e ligas de ferro (Tsuji, Ito, Saito e Minamino, Scripta Materialia 47, 893, 2002, reproduzidos com permissão de Elsevier).



(a)



(b)

Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

Gigatubos

Os nanotubos de carbono podem ser imaginados construídos das folhas do grafeno consistindo no arranjo do carbono sp^2 em uma estrutura sextavada bidimensional, Fig. 57. As folhas, quando rolada para acima e com as bordas de terminação apropriadamente ligadas, são os nanotubos, que podem ou não ser tampados pelo fullerene hemisférios. A forma real pode ser complexa, por exemplo, com anéis pentagonais ocasional de átomos de carbono em vez de sextavado para acomodar mudanças na forma.

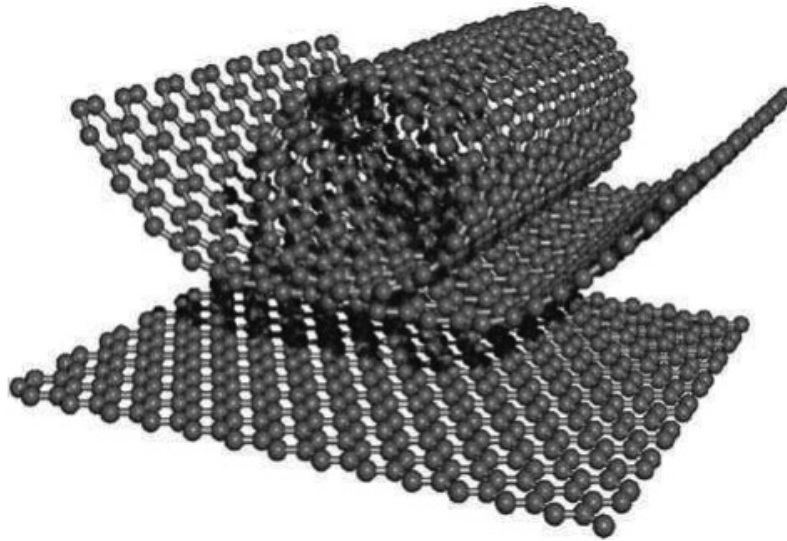
A resistência de fratura de tal tubo foi estimada ser uma extraordinária 130 GPa; este número está surpreendendo e conduziu a muitas exageradas comparações de encontro ao aço. Entretanto, esta é a resistência de um invisível pequeno nanotubo. Os tubos maiores conterão defeitos que conduz a uma deterioração bruta resistência, um pouco como o comportamento dos filamentos de ferro. Alguns destes defeitos estão no equilíbrio e, portanto são inevitáveis. Por exemplo, sabe-se que os metais contêm uma concentração de vacâncias no equilíbrio. A mudança da entalpia associada com a formação de uma vacância opõe a sua existência, visto que muda na entropia configuracional devido à formação de favorável de vacância a sua formação. A mudança total na energia livre em formar n vacâncias em um cristal é dada por: $\Delta G = n\Delta g - kT[(N + n) \ln\{N + n\} - N \ln\{N\} - n \ln\{n\}]$.

Onde k é a constante de Boltzmann, T a uma temperatura absoluta, N é o número de átomos, $\Delta g = \Delta h - T\Delta s$, h é a entalpia de formação de uma vacância e Δs é a entropia de formação de uma vacância excluindo toda a contribuição da entropia configuracional, que é o segundo termo na equação. A fração molar do equilíbrio das vacâncias (x) é obtida escrevendo $\partial \Delta G / \partial n = 0$ dando: $x = n/N \approx \exp\{-\Delta g/kT\}$.

Com base nisto, e tomando a energia de uma vacância em um nanotubo como 7eV, e ajustar T para estar a uma temperatura da fabricação dos tubos (2000-4000 K), são possíveis mostrar que uma corda de nanotubo de carbono apropriada para um elevador do espaço, pesando 5000 quilogramas, aproximadamente 10^{10} - 10^{20} defeitos. Não é conseqüentemente possível escalar as propriedades de um nanotubo por umas 18 ordens de valor e supor que a resistência estará retida.

Indicação: sistemas que confiam na perfeição na ordem para conseguir necessariamente a resistência falha na escala das dimensões da engenharia. Certamente, não há tubo de carbono que pode combinar a resistência do ferro além de uma escala de 2 milímetros.

Fig. 57 – Exibição do diagrama esquemático como uma folha do grafeno pode ser rolada para dar forma a um tubo (cortesia do M. Endo)



Fonte: M. Endo, T. Hayashi, Y. A. Kim, M. Terrones and M. S. Dresselhaus: 2004, 362A, 2223-2238

Fratura dos gigatubos

Supor que os gigatubos de carbono poderiam ser feitos capazes de suportarem um esforço de 130GPa. Isso permitiria segurança para projeto de engenharia? Um aspecto do projeto seguro é aquele de rápida fratura deve ser evitada; a maioria dos metais absorve a energia sob a forma da deformação plástica antes de final fratura. A absorção de energia em um acidente é de aspecto chave da segurança do automóvel. Nesse sentido, os nanotubos de carbono não são tolerantes a defeitos; sua deformação antes da fratura é elástica. A densidade de energia armazenada em um tubo tensionado a 130 GPa, e dado um módulo elástico ao longo de seu comprimento de $E=51,2$ TPa é superior daquele associado com a dinamite. A dinamite é explosiva por causa de sua alta densidade de energia e porque esta energia é liberada rapidamente, a frente de propagação dianteira da detonação em 6000 m s^{-1} . A velocidade de uma onda elástica no carbono é dada por $\sqrt{E/\rho}$, onde ρ é a densidade. Em o evento da fratura, a taxa em que a energia armazenada seria liberada é muito maior do que aquela da dinamite, significando que a fratura é pouco susceptível de ocorrer em uma maneira segura: Dinamite 4650 Jg^{-1} ; 6000 ms^{-1} ; Nanotubo de carbono 5420 Jg^{-1} ; 21.500 ms^{-1}

A resistência pode somente ser explorada em uma maneira segura se o material é capaz de absorver a suficiente energia durante a fratura.

Indicação: As estruturas em tensão, que armazenam reversível a energia distante em excesso da sua habilidade de fazer o trabalho durante a fratura, devem ser consideradas como inseguras.

Reforço pela deformação

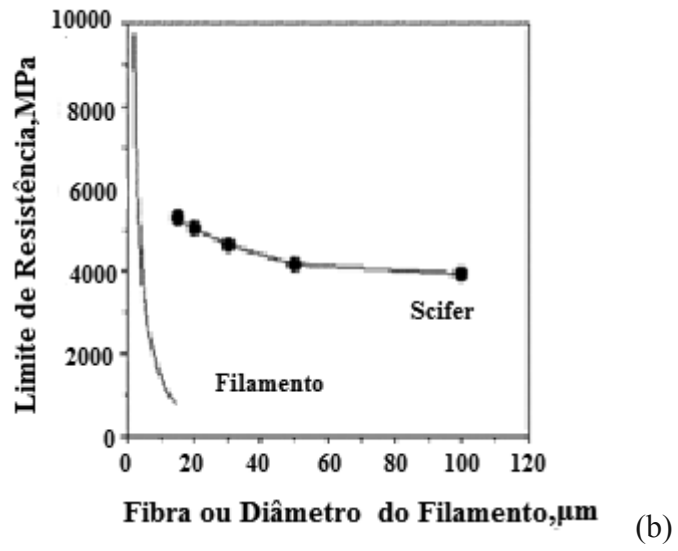
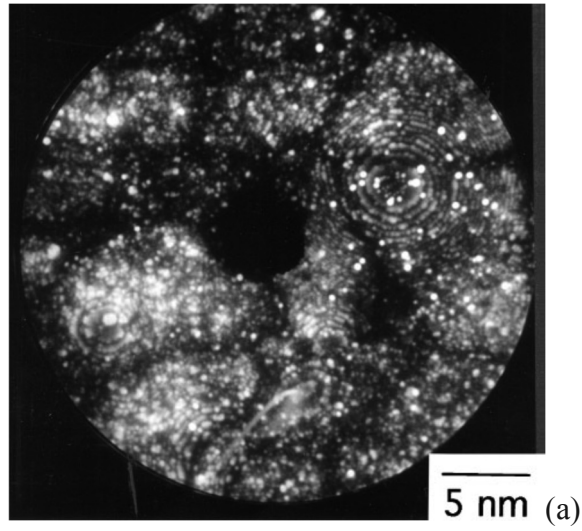
Por alguma hora, foi possível obter comercialmente fio de aço que tem uma resistência elástica final de 5,5 GPa, no entanto é muito dúctil em fraturas. Scifer, como o fio é conhecido, é feito trefilando uma microestrutura de dupla fase de martensita e ferrita no aço com a composição de Fe- 0,2C-0, 8Si-1Mn (%peso) sob a forma de barras de 10 mm de diâmetro, em cordões que tem individualmente $\approx 8 \mu\text{m}$ de diâmetro. Isso atinge uma deformação enorme com uma deformação verdadeira superior a 9. O tamanho da pilha da deslocação no material transforma-se $\approx 10\text{-}15 \text{ nm}$, Fig. 58. Isso é de onde vem a muita da resistência de Scifer. Uma linha similar do aço inoxidável é igualmente disponível comercialmente.

O fato de que as propriedades são conseguidas introduzindo defeitos igualmente significam que a resistência de Scifer é insensível o seu tamanho segundo as indicações de Fig. 58b.

Um denier é um peso em gramas de 9 quilômetros da fibra ou fio. Uma linha de 50 denier é usada tipicamente na confecção meias curtas visto que as meias são feitas da fibra de 10 nm. Scifer é apenas 9 nm nesta classificação; isso destaca uma das dificuldades em usar a deformação para aumentar resistência. A deformação necessária para acumular a densidade do grande número dos defeitos limita o tamanho e o forma do produto, no caso de Scifer àquele de um fio têxtil. Processos de deformação, tais como os canais angular iguais e ligação de rolo acumulativa, mantêm as dimensões totais, mas a escala das formas que podem ser conseguidas é limitada.

Indicação: as propriedades dos materiais severamente deformados são insensíveis ao tamanho, mas as formas que podem ser produzidas são limitadas.

Fig. 58 – (a) Imagem do microscópio do campo iônico de Scifer que mostra a estrutura de pilha muito fina da deslocação, (b), comparação da sensibilidade dos filamentos de cristais simples de ferro e de Scifer, (c) meia curta usando fio de 50 denier





Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia and H. Harada: 1993, 67, 328-333

Tamanho de grão mínimo realizável

É interessante considerar o que pode ser o processamento termomecânico em grande escala de utilização realizável o menor do tamanho de grão. A redução no tamanho de grão da ferrita (a intercepção linear d) é equivalente a um aumento na quantidade de superfície do limite de grão por unidade de volume (S_v) desde que $d=2/S_v$. Os limites de grãos têm uma energia σ por unidade de área, de modo que a energia interfacial armazenada por unidade de volume de aço seja: $\sigma \times S_v \equiv 2\sigma/d$.

Essa energia armazenada não pode exceder o valor da mudança de energia livre quando a austenita transforma à ferrita, isto é $[\Delta G_V^{\gamma\alpha}]$:

$$[\Delta G_V^{\gamma\alpha}] \geq \frac{2\sigma_\alpha}{d_\alpha}$$

Segue que o tamanho de grão o menor da ferrita que pode ser conseguido é quando todo o $\Delta G_V^{\gamma\alpha}$ são usados acima em criar limites de grão de α/α , de modo que:

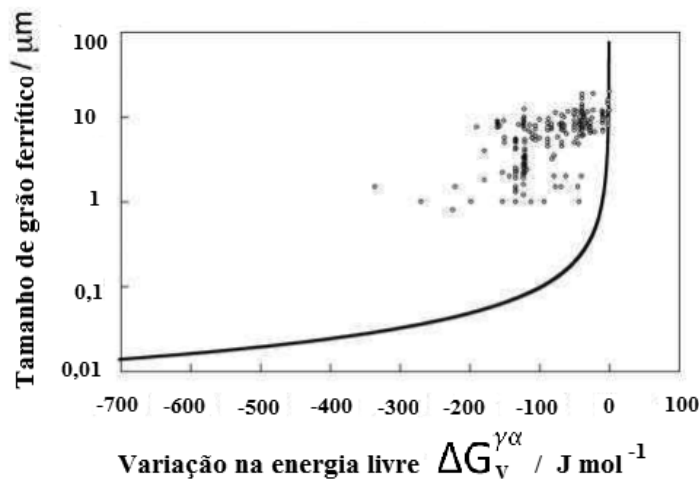
$$d_\alpha^{min} = \frac{2\sigma_\alpha}{\Delta G_V^{\gamma\alpha}}$$

A Fig. 59 mostra a variação nesse tamanho limite de grão da ferrita em função de $\Delta G_V^{\gamma\alpha}$, junto com uma compilação de dados experimentais no menor o tamanho de

grão conseguido comercialmente, usando processamento termomecânico. A curva indica que em grandes tamanhos de grão, d_{α}^{min} é sensível a $\Delta G_V^{\gamma\alpha}$, e, portanto ao subesfriamento abaixo da temperatura da transformação do equilíbrio. Entretanto, as reduções no tamanho de grão na escala do submicrômetro exigem valores enormes de $|\Delta G_V^{\gamma\alpha}|$, significando que as transformações teriam que ser suprimidas a grandes subesfriamentos para conseguir o tamanho de grão fina.

A comparação dos dados industriais de encontro à curva calculada indica que apesar dos tremendos esforços em desenvolver rotas de processamento, o menor tamanho de grão da ferrita obtido comercialmente usando o processamento termomecânico é fixado em aproximadamente $1\mu\text{m}$. A razão é a recalescência, que é a ascensão na temperatura do aço causado pela liberação do calor latente da transformação em uma taxa que é tão elevada que não pode facilmente ser dissipada pela difusão. Causa elevação da temperatura do aço, assim reduzindo $\Delta G_V^{\gamma\alpha}$ e impedimento da realização de estruturas de grão ultrafino. O processamento termomecânico em grande escala é limitado consequentemente pela recalescência e pouco susceptível de conduzir aos tamanhos de grão que são uniformemente menores do que aproximadamente $1\mu\text{m}$.

Fig. 59 – Traçado do logaritmo do tamanho de grão da ferrita contra a mudança de energia livre disponível para gerar limites de grão. A curva representa os valores do d_{α}^{min} . Os pontos são dados experimentais



Fonte: T. Yokota, C. Garcia-Mateo and H.K. D. H. Bhadeshia: 2004, 51, 767-770

Indicação: para conseguir tamanhos de grãos do submicrômetro é necessário transformar em grandes subesfriamentos. Mas a taxa da transformação, então, aumenta, conduzindo a recalescência, que aniquila o objetivo. Conseqüentemente, grande escala do processamento termomecânico é limitada pela recalescência e é pouco susceptível de conduzir aos tamanhos de grãos que são uniformemente menores do que 1 μm .

Bainita dura de baixo carbono?

Os aços de carbono elevados são difíceis de soldar por causa de a formação de sem revenimento, martensita frágil nas zonas afetadas pelo calor de granulação grosseira das juntas. A martensita fratura facilmente, conduzindo a uma deterioração bruta na integridade estrutural da junta. Para esta razão, a vasta maioria de aços soldáveis tem ponto baixo concentrações do carbono. Conseqüentemente, seria desejável fazer muito a bainita de baixa temperatura com concentração reduzida do carbono.

Os cálculos executados indicam que o carbono é muito mais eficaz em manter uma diferença entre as temperaturas de M_s e B_s do que são os solutos substitutionais que reduza $\Delta G_V^{\gamma\alpha}$ simultaneamente para a martensita e a bainita (Fig. 52a). Os solutos substitutionais não dividem em nenhum estágio na formação da martensita ou da bainita; conseqüentemente, ambas as transformações são afetadas identicamente pela maneira em que o soluto substitucional altera a força motriz termodinâmica. É a divisão do carbono no estágio da nucleação que é uma distinguida característica da bainita quando comparado com a martensita. Esta divisão do carbono permite que a bainita se forme em uma temperatura mais alta do que a martensita. Esta vantagem é diminuída enquanto a concentração total do carbono é reduzida (Fig. 52a).

Desses resultados, deve-se concluir que é impossível projetar a bainita de baixa temperatura com uma baixa concentração do carbono.

Cálculo das curvas T'_0

Na temperatura T'_0 , as energias livres da austenita e da ferrita da mesma composição química são idênticas. Um cálculo da temperatura T'_0 para ligas binárias foi discutido. Um método simplificado é apresentado aqui para aços multicomponentes. No

ponto da temperatura T_0 , a mudança na energia livre como a austenita transforma em ferrita é zero: $\Delta G^{\gamma\alpha} = 0$

Zener discutiu que a diferença da energia livre pode ser fatorada em dois componentes, termos magnético ($G_M^{\gamma\alpha}$) e não magnético ($G_{NM}^{\gamma\alpha}$):

$$\Delta G^{\gamma\alpha} = \Delta G_M^{\gamma\alpha} + \Delta G_{NM}^{\gamma\alpha}$$

A componente não magnética varia aproximadamente linear com temperatura, mas a componente magnética varia não linearmente, tornando-se quase zero em baixas temperaturas. Entretanto, sobre uma escala de temperatura restrita (em que a bainita geralmente se forma), ambas as funções podem ser representadas aproximadamente como:

Função	a	b	Variação da temperatura
$\Delta G_M^{\gamma\alpha} = a + BT$	-6660	7	900 > T > 300K
$\Delta G_{NM}^{\gamma\alpha} = a + bT$	650	-1	900 > T > 620K
$\Delta G_M^{\gamma\alpha} = a + bT$	0	0	T < 620K

A fatorização de Zener da energia livre em componentes magnéticos e não magnéticos ajuda a esclarecer os efeitos dos elementos de liga, através de uma modificação da temperatura em que a energia livre é avaliada:

$$\Delta G^{\gamma\alpha}\{T\} = \Delta G_M^{\gamma\alpha}\{T - x\Delta T_M\} + \Delta G_{NM}^{\gamma\alpha}\{T - x\Delta T_{NM}\}$$

O ΔT_M e ΔT_{NM} são mudanças da temperatura devido a uma concentração da unidade (x) do soluto substitucional. A temperatura T_0 é calculada consequentemente ajustando $\Delta G^{\gamma\alpha}$ a zero:

$$\Delta G_M^{\gamma\alpha}\{T - x\Delta T_M\} + \Delta G_{NM}^{\gamma\alpha}\{T - x\Delta T_{NM}\} = 0$$

Ao substituir as funções listadas, torna-se:

$$a_{NM} + b_{NM}T_0^{Fe} + a_M + b_M T_0^{Fe} = 0 \quad \text{Para ferro puro}$$

E,

$$a_{NM} + b_{NM}(T_0^{FeX} - x\Delta T_{NM}) + a_M + b_M(T_0^{FeO} - x\Delta T_M) = 0 \quad \text{Para ligas de ferro}$$

Segue que a mudança na temperatura T_0 causada pela adição de um elemento substitucional está dada pela diferença entre estas duas equações:

$$\Delta T_0 = \left(\frac{x(b_{NM}\Delta T_{NM} + b_M\Delta T_M)}{b_{NM} + b_M} \right)$$

O efeito de diversos elementos de liga pode ser aproximado supondo a aditividade:

$$\Delta T_0 = \frac{\sum x_i (b_{NM}\Delta T_{NMi} + b_M\Delta T_{Mi})}{(b_{NM} + b_M)}$$

Para calcular o deslocamento na temperatura T_0 , ajusta simplesmente $\Delta G^{\gamma\alpha}$ ao valor da energia armazenada (400 J mol^{-1} para a bainita) em vez de zero. A curva real de T_0 para uma liga, em vez de ajustar ΔT_0 relativo ao ferro puro, pode ser estimada anotando para uma liga Fe-C, permitindo 400 J mol^{-1} da energia armazenada:

$$T'_0 (K) \simeq 970 - 80x_c$$

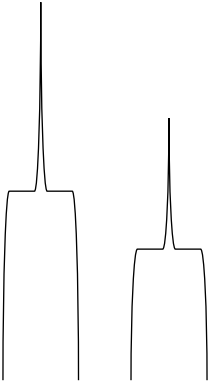
Onde x_c é a % atômica do carbono.

Pode-se agora prosseguir aplicar essa metodologia ao projeto de uma microestrutura bainítica ferrita/austenita tenaz.

A melhoria na tenacidade

Uma microestrutura aparentemente ideal que consiste na ferrita bainítica e na austenita dúctil em uma liga Fe-3Mn-2,02Si-0,43C % peso exibe a tenacidade pobre por causa da presença blocos da austenita instável. É necessário aumentar a quantidade de ferrita bainítica na microestrutura e aumentar a estabilidade da austenita. Ambos apontam ser conseguidos mudando a concentração do soluto substitucional tais que a curva do T'_0 seja deslocada a concentrações mais elevadas do carbono (isto T'_0 é levantada em toda a concentração dada do carbono). Usando a equação ΔT_0 , vê-se que para a liga Fe-3Mn-2,02Si-0,43C % peso (Manganês 2,97; 3,87Si % atômica):

Mn
Si



$$\Delta T_0 = \frac{2,97[7 \times (-39,5) + (-1) \times (-37,5)]}{7 - 1} + \frac{3,87[7 \times (0) + (-1) \times (-3)]}{7 - 1} = 116$$

O primeiro termo no lado direito é o efeito do manganês e do segundo o efeito do silício. Portanto, esta equação pode ser modificada para dar:

$$T'_0(K) \approx 970 - 80x_c - 116$$

O manganês é visto ter um grande efeito em decrescer a temperatura T'_0 . Uma observação, nos valores ΔT_M e ΔT_{NM} , mostram que uma possibilidade é substituir todo o manganês com níquel. Assim, para uma liga Fe-4Ni-2Si-0,4C % peso (3,69Ni, 3,85Si % at.), um cálculo similar mostra que $T_0 \approx 72$ de modo que:

$$T'_0(K) \approx 970 - 80x_c - 72$$

A melhoria notável conseguida na tenacidade fazendo isto, sem todo o sacrifício da resistência, está ilustrado na Fig. 49, junto com curva T₀ como calculado acima.

Valores de ΔT_M e do ΔT_{NM} para uma variedade de solutos substitucionais (Aaronson e outros, Transitions of the Metallurgical Society of AIME236, 1966, p. 753-780).

Elementos de liga %at.	ΔT _M /K por %at.	ΔT _{NM} /K por %at.
Si	-3	0
Mn	-37,5	-39,5
Ni	-6	-18
Mo	-26	-17
Cr	-19	-18
V	-44	-32
Co	19,5	16
Al	8	15
Cu	4,5	-11,5

Cálculo da resistência de fases individuais

É razoável supor que a resistência da martensita e da bainita pode ser factorada em um número de componentes intrínsecos:

$$\sigma = \sigma_{Fe} + \sum x_i \sigma_{SSi} + \sigma_c + K_L(\bar{L})^{-1} + K_D \rho_D^{0,5}$$

Onde x_i é a concentração de um soluto substitucional que é representado por uma subscrição i. Os outros termos nesta equação podem ser alistados como segue:

K_L = coeficiente para reforçar devido ao tamanho da ripa 115MNm⁻¹

K_D = coeficiente para reforçar devido às deslocações, 7,34×10⁻⁶ MNm⁻¹

σ_{Fe} = resistência do ferro puro recozido, 219MNm⁻² em 300K

σ_{SSi} = reforço do soluto substitucional (i)

σ_c = reforço da solução solida devido ao carbono

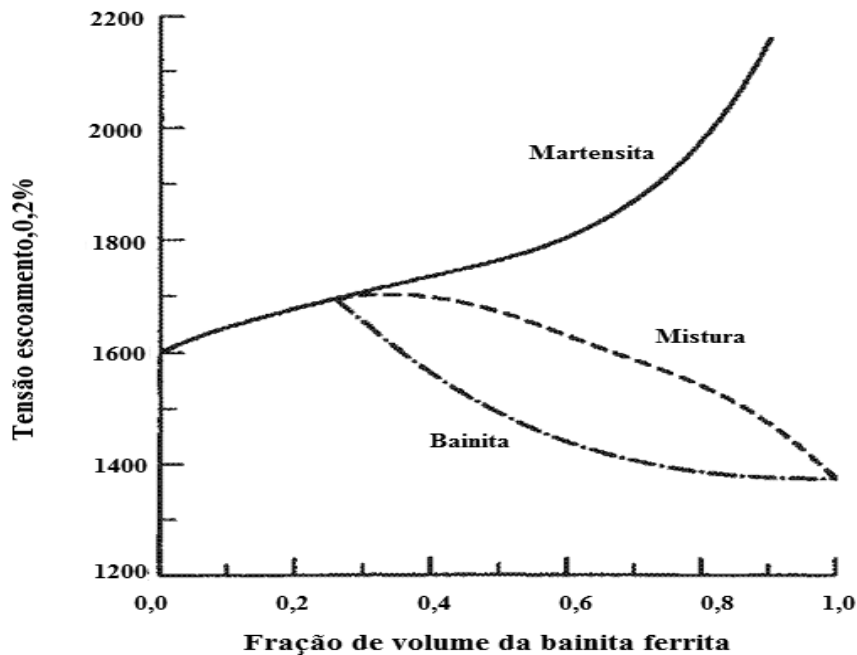
ρ_D = densidade dislocaçaoado, tipicamente 10¹⁶ m⁻²

\bar{L} =medida do tamanho da placa da ferrita, tipicamente 0,2 μm .

Quando a fração de volume V_b da bainita for pequena, sua resistência casa com a da martensita, Fig. 60 permanecendo sempre acima da bainita por si própria. A resistência da martensita continua a aumentar com a fração da bainita, como a concentração do carbono da austenita residual de que cresce, aumenta.

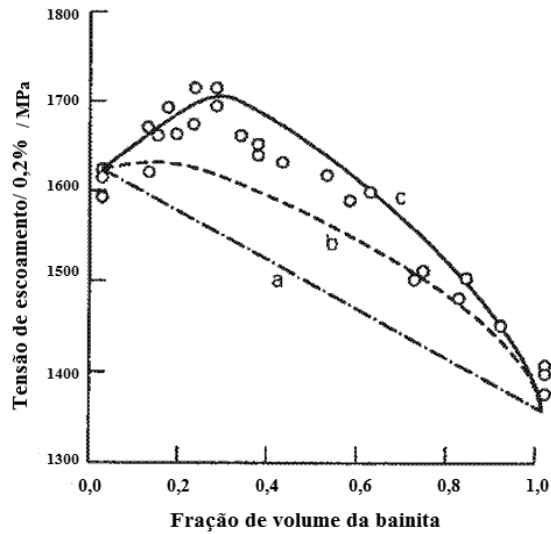
A Fig. 61 mostra como a resistência da microestrutura misturada é prevista. A linha (a) em Fig. 61 mostra que uma regra das misturas não pode explicar corretamente as variações observadas. O acordo entre o cálculo e a experiência melhora (curva b) como a permissão é feita para a mudança na resistência da martensita como divisórias do carbono na austenita, devido à formação de bainita. A consistência entre a experiência e a teoria torna-se excelente enquanto os efeitos do confinamento são incluídos igualmente nos cálculos (curva c).

Fig. 60 – Contribuições da resistência da bainita e da martensita na microestrutura misturada



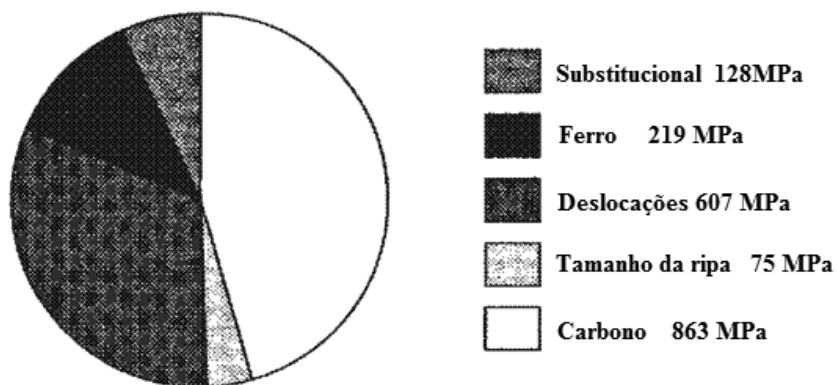
Fonte: Young and Bhadeshia, 1994

Fig. 61 – Comparação dos cálculos de encontro aos dados experimentais devido a Tomita e a Okabayashi



As contribuições diferentes para a força da martensite são ilustradas em Fig. 62. O carbono é um contribuinte principal desde que causa uma severa distorção assimétrica da estrutura de cristal da martensite e daí interage fortemente com o movimento das deslocações. A densidade de deslocação própria faz uma contribuição significativa para a força total.

Fig. 62 – Componentes calculados da resistência na temperatura ambiente da martensita virgem na liga de Fe-0,4C-0,2Si-0,71Mn-1,9Ni-0,25Mo-0,88Cr %peso. Esse é um aço típico da ultra-elevada-resistência do tipo usado na fabricação de engrenagens, tubo injetor etc.



Fonte: Young and Bhadeshia, 1994.

Sumário

O alvo final acima esteve a enfatizar a habilidade de fazer grandes blocos de aço forte e resistente. Mas foi necessário para colocar no contexto mais amplo de materiais fortes que permita fazer comparações apreciáveis. Quando as reivindicações forem sobre materiais fortes para aplicações estruturais, parecem frequentemente negligenciar a escala da ciência elementar. Apenas porque é possível produzir um nanotubo de carbono que tem uma resistência calculada de 130 GPa e a resistência medida que aproxima aquele valor, não significa que este pode ser traduzido em uma fibra de um comprimento visível ao olho nu, conduza sozinho 120 000 quilômetros necessário para começar a pensar sobre um espaço-elevador. Certamente, pode não ser possível mesmo em princípio escalar as propriedades devido à existência da entropia estabilizando o equilíbrio dos defeitos. É visível na literatura contemporânea dos materiais que a resistência é um termo muito abusado. É comum reivindicar que um material novo é tão resistente quanto o aço, sem especificar a natureza do aço de encontro a que a comparação é feita. Os reivindicadores são qualquer que ignore o fato de que é possível fazer comercialmente ferro policristalino com uma resistência tão baixa como 50MPa ou tão alta quanto 5,5GPa, ou negligencie-o imprimir uma audiência inconstante. Em um contexto acadêmico, cristais simples de ferro foram feitos que se comportasse elasticamente a uma tensão de 14GPa, tomando-os em uma escala de deformação recuperável onde a lei de Hooke não se aplica. Permanece como são sempre o caso, muitos parâmetros ainda a serem caracterizados, por exemplo, fadiga e propriedades da resistência à corrosão.

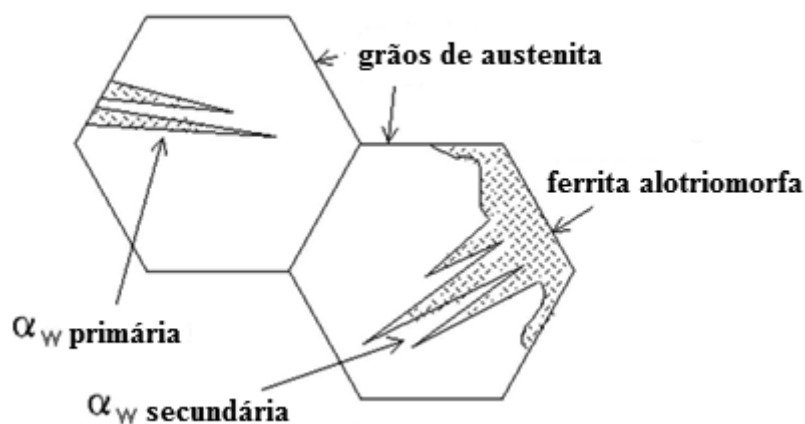
Indicação: a bainita obtida pela transformação em muito baixas temperaturas é a mais forte, tem a ductilidade considerável (quase toda uniforme), não exige processamento mecânico, não exige esfriamento rápido; conseqüentemente, o aço após o tratamento térmico não tem tensões residuais de longo alcance, é muito barato de produzir e tem propriedades uniformes em seções muito grandes. De fato, a bainita dura conseguiu todos os objetivos essenciais dos nanomateriais estruturais que são assunto de tanta pesquisa... mas em grandes blocos!

11 FERRITA DE WIDMANSTÄTTEN

11.1 Morfologia

A ferrita primária de Widmanstätten qualquer uma cresce diretamente da superfície do grão da austenita, visto que a ferrita secundária de Widmanstätten se desenvolve de toda a ferrita alotriomorfa que puder estar presente na microestrutura, Fig. 63. A ferrita de Widmanstätten pode se formar em temperatura próxima da temperatura A_{e3} e, portanto pode ocorrer em forças motrizes muito baixas; as quantidades de sub-resfriamentos necessárias a uma mudança de energia livre de somente 50 Jmol^{-1} . Isso é muito menor do que a exigida para sustentar a transformação sem difusão.

Fig. 63 – Morfologia da ferrita primária e secundária de Widmanstätten



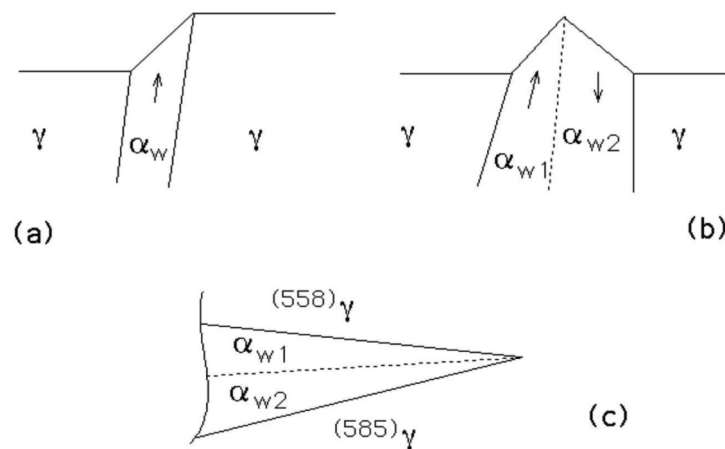
Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

11.2 Mudança da forma

O crescimento de uma única placa de martensita é acompanhado por um invariante plano de deformação do tipo ilustrado na Fig. 64 a. Entretanto, nas altas temperaturas (baixos sub-resfriamentos) em que a ferrita de Widmanstätten cresce a força motriz não é suficiente para suportar a energia de deformação associada com uma única placa. A formação da ferrita de Widmanstätten envolve o simultâneo e crescimento adjacente cooperativo de duas placas, que são variações cristalográficas tais que suas deformações da forma acomodam mutuamente, Fig. 64b. Isso tem o efeito de muito cancelamento da energia de deformação.

Segue o que é visto como uma única placa em um microscópio ótico realmente é a combinação de duas variações, separadas geralmente por um baixo limite misorientação, Fig. 64c. A ferrita de Widmanstätten tem um plano de hábito que é próximo a $\{558\}\gamma$. Portanto, as duas placas α_{w1} e α_{w2} que tem variações diferentes desse hábito com a austenita, se juntas formam placa em forma de cunha fina que é característica da ferrita de Widmanstätten.

Fig. 64 – (a) Deformação única da forma do plano invariante de deformação. (b) Efeito combinado de duas deformações IPS que acomodam mutuamente lado a lado. (c) Morfologia de duas placas, com variações diferentes do plano de hábito, crescendo junto em uma maneira mutuamente obsequiosa



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

Devido que a ferrita de Widmanstätten se forma em baixos sub-resfriamentos (acima da temperatura T_0), exige-se termodinamicamente que o carbono seja redistribuído durante crescimento, o α_w conseqüentemente sempre tem um índice de carbono do paraequilíbrio e cresce em uma taxa que é controlada pela difusão do carbono na austenita antes da ponta da placa. Para placas, o crescimento controlado por difusão pode ocorrer em uma taxa constante porque o soluto é dividido aos lados da placa, visto que a ponta crescente pode avançar na nova austenita. Desde que a transformação, não obstante, é displaciva, os átomos substitutionais não dividem e uma correspondência atômica é mantida entre a matriz e a estrutura do produto.

11.3 Sumário

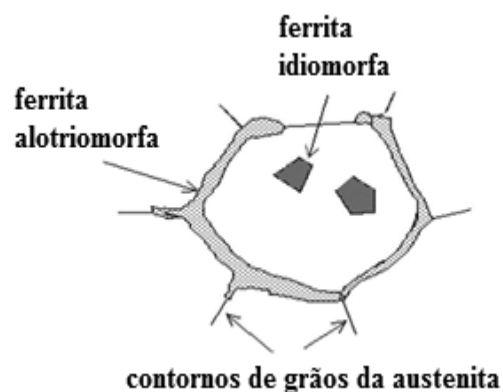
- Uma correspondência atômica é mantida para solutos substitutionais, consistente com um mecanismo da transformação displaciva.
- A ferrita tem um índice de carbono de paraequilíbrio durante o crescimento que ocorre em uma taxa constante, controlado pela difusão do carbono na austenita antes da ponta da placa.
- O crescimento envolve a formação simultânea e cooperativa de um par adjacente, auto acomodação de placas da ferrita de Widmanstätten.

12 FERRITA ALOTRIOMORFA

Uma alotriomorfa tem uma forma que não reflete sua simetria cristalina interna. Isso é porque tende a nuclear na superfície do grão da austenita, formando camadas que seguem o contorno dos limites de grãos, Fig. 65.

Uma idiomorfa de outro lado tem uma forma que reflete a simetria do cristal imersa na austenita. Idiomorfa nucleia sem contato com a superfície de grão da austenita; tendem a nuclear heterogeneamente nas inclusões não metálicas presentes no aço.

Fig. 65 – Ferrita alotriomorfa & idiomorfa



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

Estas são ambas as transformações difusíveis verdadeiras, isto é, não há nenhuma correspondência atômica entre a matriz e os cristais do produto, não há nenhuma mudança na forma no plano invariante de deformação que acompanha a transformação, a taxa de crescimento é uma ou outra difusão controlada, interface

controlada ou misturada. A ativação térmica é necessária para a transformação, que pode conseqüentemente somente ocorrer em altas temperaturas homólogas.

A interface de α/γ não precisa nesse caso de ser escorregada; o movimento da interface envolve a difusão e não é conservativa.

12.1 Revisão de difusão-crescimento controlado no Fe-C

A ferrita diferente na composição química da austenita na qual cresce. Supor que o crescimento da ferrita (α) é controlado pela difusão do carbono na austenita (γ) na frente da interface.

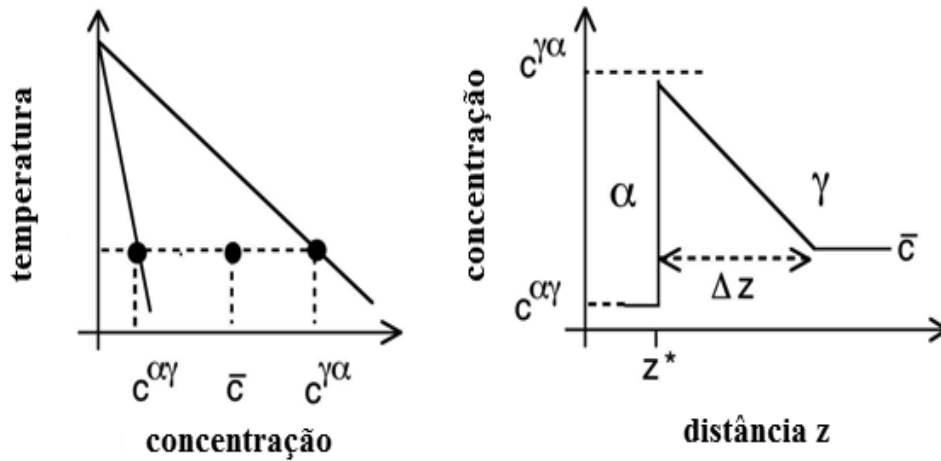
Enquanto a ferrita cresce, faz a extensão de seu campo de difusão. Isso retarda o crescimento porque o soluto então tem que difundir sobre distâncias sempre maiores. Porque provar, a espessura da ferrita aumenta com a raiz quadrada do tempo, isto é, a taxa de crescimento retarda enquanto o tempo aumenta. Supor na derivação que a inclinação da concentração na matriz é constante, e que a concentração em campo afastado nunca muda (isto é, a matriz é normal semi-infinito à interface de avanço). Esta é para simplificar a matemática sem perder alguma da introspecção no problema.

Para a transformação isotérmica em uma liga binária, as concentrações na interface são dadas pela regra da alavanca do diagrama de fase segundo as indicações da Fig. 66. O fluxo da difusão do soluto da interface deve igualar a taxa em que o soluto é incorporado no precipitado de modo que:

$$\underbrace{(c^{\gamma\alpha} - c^{\alpha\gamma}) \frac{\partial z^*}{\partial t}}_{\text{Taxa do soluto dividido}} = \underbrace{-D \frac{\partial c}{\partial z}}_{\text{difusão do fluxo da interface}} \cong D \frac{\bar{c} - c^{\gamma\alpha}}{\Delta z} \quad (8)$$

Onde z é uma coordenada normal à interface com o valor z^* na posição da interface. Anote que a inclinação de concentração está avaliada na posição da interface ($z = z^*$).

Fig. 66 – Diagrama de fase e seu relacionamento ao perfil da concentração na interface ferrita/austenita durante crescimento controlado por difusão.



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

Uma segunda equação pode ser derivada considerando a conservação de massa total:

$$(c^{\gamma\alpha} - \bar{c})z^* = \frac{1}{2}(\bar{c} - c^{\gamma\alpha})\Delta \quad (9)$$

Ao combinar essas expressões para eliminar Δz tem-se:

$$\frac{\partial z^*}{\partial t} = \frac{D(\bar{c} - c^{\gamma\alpha})^2}{2z^*(c^{\gamma\alpha} - c^{\alpha\gamma})(c^{\gamma\alpha} - \bar{c})} \quad (10)$$

Segue que

$$z^* \propto \sqrt{Dt}$$

12.2 Aços ternários

Considere agora um aço ternário, liga Fe-Mn-C. Seria necessário satisfazer duas equações da forma da Eq. 5, simultaneamente, para cada um dos solutos:

$$\begin{aligned}(c_1^{\gamma\alpha} - c_1^{\alpha\gamma})v &= -D_1\nabla c_1 \\ (c_2^{\gamma\alpha} - c_2^{\alpha\gamma})v &= -D_2\nabla c_2\end{aligned}\tag{11}$$

Onde as subscrições referem os solutos (1 para o carbono e 2 para o manganês). A velocidade da interface v é $\partial z^*/\partial t$ na Eq. 10.

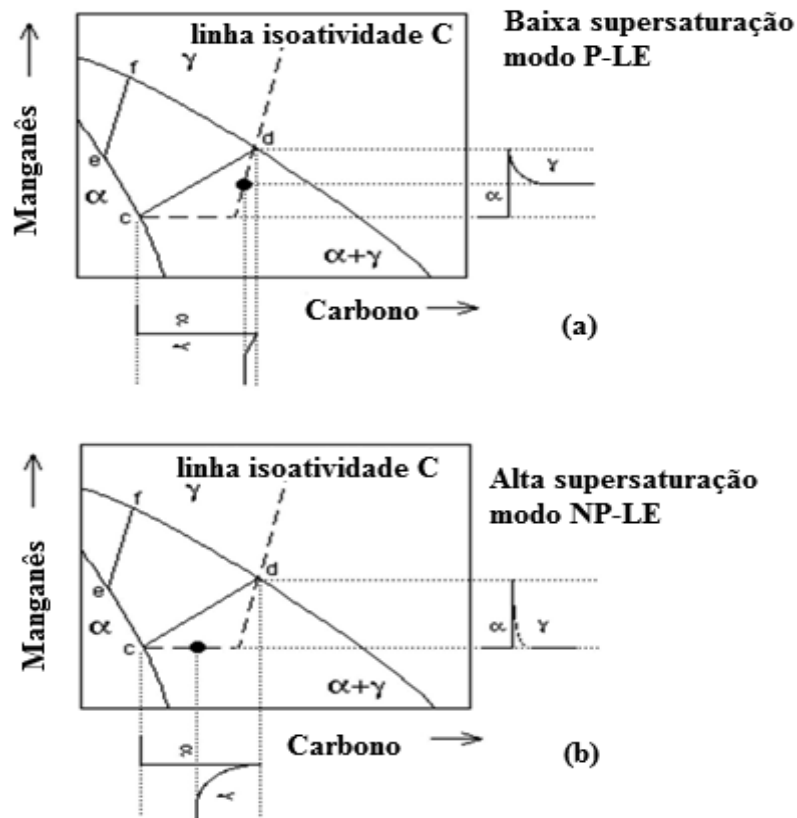
Porque $D_1 \gg D_2$, estas equações não podem no general simultaneamente ser satisfeitas para a linha de ligação que passa através da composição da liga \bar{c}_1, \bar{c}_2 . Entretanto, é possível escolher outras linhas de ligação que satisfazem a Eq.11. Se a linha de ligação é tal que $c_1^{\gamma\alpha} = \bar{c}_1$ (por exemplo, linha cd para a liga A da Fig. 67(a), então ∇c_1 tornar-se-á muito pequeno, a força motriz para a difusão do carbono de fato está sendo reduzido, de modo que o fluxo de átomos de carbono é forçado para retardar a taxa consistente com a difusão do manganês. A ferrita que se forma por esse mecanismo é dita crescer por um mecanismo Partição, Local Equilíbrio (ou PLE), no reconhecimento do fato que $c_2^{\gamma\alpha}$ pode diferir significativamente de \bar{c}_2 , dando a considerável divisão e a difusão de longo alcance do manganês na austenita.

Uma escolha alternativa da linha de ligação pode reservar $c_2^{\gamma\alpha} \rightarrow \bar{c}_2$ (por exemplo, linha cd para a liga da Fig. 67, de modo que ∇c_2 seja aumentado drásticamente desde que somente pequenas quantidades de manganês são divididas muito na austenita. O fluxo de átomos de manganês na interface aumenta correspondentemente e a difusão do manganês pode então manter o ritmo com aquela do carbono, satisfazendo as condições da conservação de massa da Eq. 11. O crescimento da ferrita é dito desse modo ocorrer por um mecanismo Neglegível Local de Equilíbrio (ou NPLE), no reconhecimento do fato esse índice do manganês da ferrita iguala aproximadamente o \bar{c}_2 , de modo que pouco se algumas divisórias do manganês na austenita.

Que circunstâncias determinam se o crescimento segue o modo de PLE ou de NPLE? A Fig. 68 mostra o diagrama de fase Fe-Mn-C, dividido agora nos domínios onde PLE ou NPLE são possíveis, mas não ambos. Os domínios são obtidos pelo traçado de triângulos destros em cada linha de ligação no campo da fase do $\alpha + \gamma$ e na

junta acima de todos os vértices. Por exemplo, prove você mesmo que se tenta definir NPLE as condições no domínio de PLE, então a linha de ligação que determina as composições da interface mostrarão incorretamente que a austenita e a ferrita contêm menos carbono do que \bar{c}_1 , uma circunstância que é fisicamente impossível.

Fig. 67 – Seções isotérmicas esquemáticas do sistema Fe-Mn-C, ilustrando o crescimento da ferrita que ocorre com equilíbrio local na interface α/γ . (a) Crescimento nas baixas supersaturações (P-LE) com redistribuição total do manganês, (b) crescimento nos supersaturações elevadas (NP-LE) com divisão insignificante do manganês durante a transformação. As composições totais da liga são designadas pelo símbolo • em cada caso

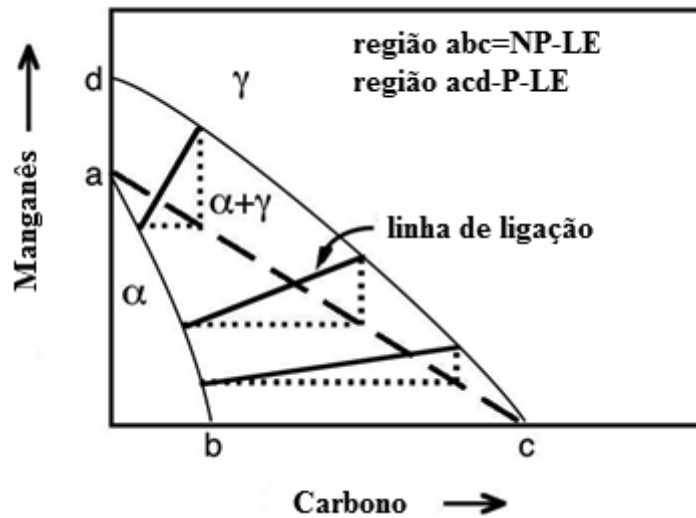


Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

Para equilíbrio é um equilíbrio confinado. Ocorre nas temperaturas onde a difusão de soluto substitucional não é possível dentro da escala de tempo da experiência. Não obstante, os interstícios podem permanecer altamente móveis. Assim, em um aço, o manganês não divide entre a ferrita e a austenita, mas assunto a esse

confinamento, o carbono redistribui até que tenha o mesmo potencial químico em ambas as fases.

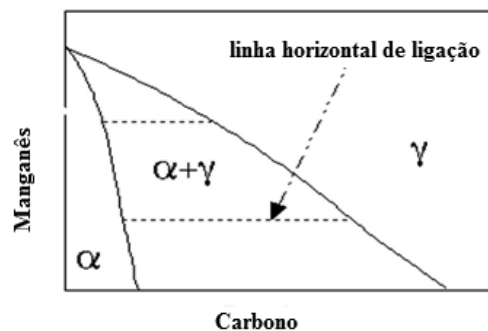
Fig. 68 – Regiões do campo bifásico onde as modalidades de PLE ou de NPLE da transformação são possíveis



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

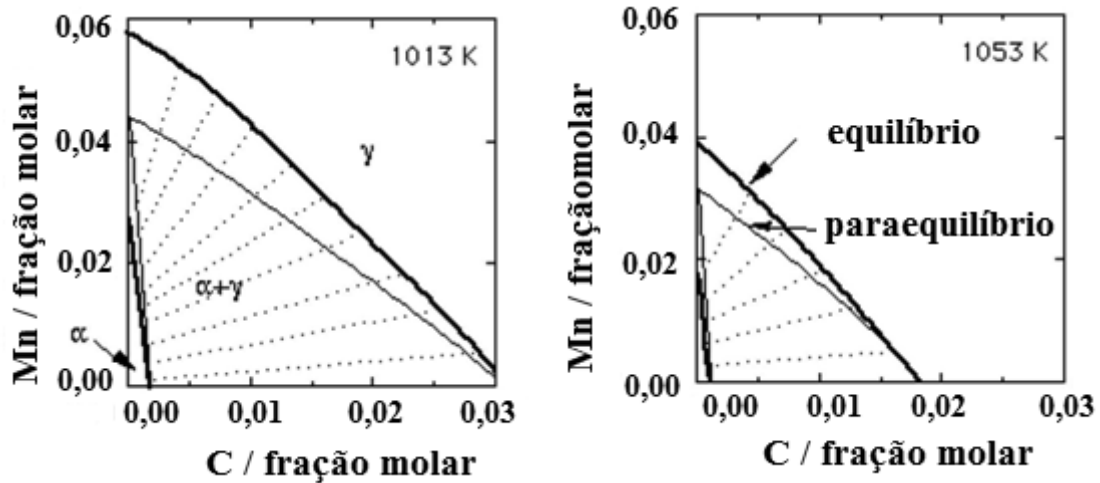
Consequentemente, todas as linhas de ligação no diagrama de fase, Fig. 69, são virtualmente paralelas à linha central do carbono, desde que o manganês não divida entre a ferrita e a austenita.

Fig. 69 – Diagrama de fase do paraequilíbrio



Prove que em uma seção isotérmica do diagrama de fase ternário, os limites da fase do paraequilíbrio devem se encontrar dentro dos limites da fase do equilíbrio como ilustrado na Fig. 70.

Fig. 70 – Campo da fase do paraequilíbrio encontra-se dentro do campo do equilíbrio. As linhas da alavanca ilustradas são para o equilíbrio

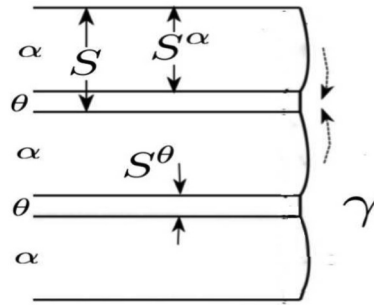


Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990

13 PERLITA

Uma colônia de perlita quando vista em três dimensões consiste em um bicristal de interpenetração da ferrita e da cementita. Em seções planas as fases aparecem como lamelas que crescem em uma parte dianteira comum com a austenita. A cementita (θ) é rica em carbono visto que a ferrita (α) acomoda muito pouco quando está no equilíbrio com a cementita ou a austenita (γ). É conseqüentemente necessário que o carbono seja redistribuído na parte dianteira da transformação. Isso pode acontecer uma ou outra perto difusão na austenita em um sentido paralelo à parte dianteira da transformação, Fig. 71.

Fig. 71 – Fluxo da difusão paralelo à relação de avanço. S é o afastamento interlaminar



A distância da difusão paralela à interface pode ser aproximada como aS onde a é uma constante e S o afastamento interlaminar. Por analogia com a Eq. 8, segue que a taxa em que o soluto é absorvido pela cementita deve igualar a quantidade que chega lá pela difusão, Fig. 72, de modo que

$$v(c^{\gamma\alpha} - c^{\alpha\gamma}) = D \frac{c^{\gamma\alpha} - c^{\gamma\theta}}{aS} \quad (12)$$

Onde v é a velocidade da parte dianteira do crescimento, D é a difusividade do carbono na austenita e os termos da concentração são evidentes.

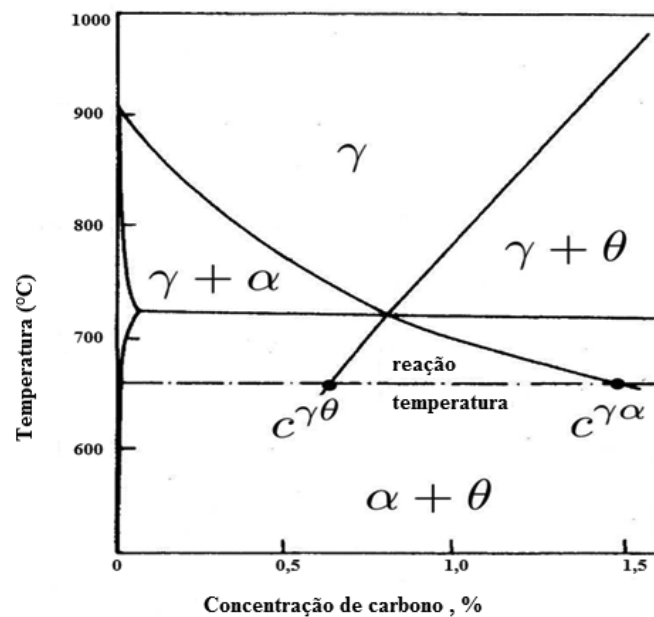
Entretanto, há um processo adicional que consome a energia, a criação da cementita/ferrita conecta dentro da colônia da perlita. O valor mínimo do afastamento interlaminar possível é um afastamento crítico $S_c = 2\sigma^\theta / \Delta G$ onde σ^θ é a energia interfacial por unidade de área e ΔG é o valor da força motriz para a transformação em joules por unidade de volume de. O crescimento cessa quando $S = S_c$. Para conduzir para a energia consumida no processo de criação da interface, a Eq. 12 é modificada por um termo $1 - [S_c/S]$ como segue:

$$v = \frac{Dc^{\gamma\alpha} - c^{\gamma\theta}}{aS(c^\theta - c^{\gamma\theta})} \left(1 - \frac{S_c}{S}\right) \quad (13)$$

Especificando o valor que S adotado durante o crescimento, e uma suposição é que o afastamento corresponderá àquele consistente com a taxa máxima crescimento, isso é quando $S = 2S_c$.

A teoria aqui apresentada é necessariamente simplificada e usa um número de suposições desnecessárias; modelos mais rigorosos estão disponíveis, mas conseguem extremamente complexos assim que a difusão interfacial e a influência dos diferentes solutos do carbono são levadas na consideração.

Fig. 72 – Diagrama de fase com os limites extrapolados da fase para identificar concentrações na austenita que está no equilíbrio com cementita ou ferrita



14 FOLHA DE PERGUNTA 1

(1) A interação entre deslocações tem consequências na deformação e teoria de transformação.

(a) Em um metal cúbico corpo centrado, uma deslocação com vetor de Burgers $b = a/2 [10\bar{1}]$, encontrando-se no plano de deslizamento (111), são cortados por uma deslocação com $b = a/2 [101]$ que deslizam sobre $(\bar{1}11)$. Descreva o movimento produzido na primeira deslocação.

(b) Explique porque as interfaces entre a martensita e a austenita podem somente conter um jogo de deslizamento de deslocações. Por que deve esta deslocação interfacial ficar ao longo de uma linha invariante na interface?

(2) Comente nas seguintes características das ligas titânio e dos aços:

(a) A reação eutetoide no Fe-C pode ocorrer nas temperaturas tão baixas quanto 400°C visto que em ligas do Ti-Cu é muito lenta.

(b) A martensita nas ligas Ti-β em altas temperaturas não é particularmente dura quando comparada com a fase matriz. Martensita de aço é muito mais dura do que a austenita matriz de que se forma.

(c) Ambos o titânio e o aço fundem nas temperaturas superiores de 1500°C. O aço pode ser usado nas temperaturas tão elevadas quanto 1000°C, mas o titânio não pode. Por que isto?

(d) O titânio e o ferro-α são fragilizados pelo hidrogênio, mas por diferentes mecanismos.

(3) Como você mostraria que a transformação martensítica é sem difusão?

Nos aços, a deformação necessária para mudar a estrutura da austenita naquela da martensita é uma linha invariante de deformação. Entretanto, a deformação da forma observada quando a martensita cresce é um plano invariante de deformação. Mostre esquematicamente como estas deformações diferentes podem ser reconciliadas, e explique porque a martensita contém frequentemente transformação de maclação.

Explique o papel dos elementos de liga no seguinte aço de grande resistência que tem uma microestrutura martensítica de têmpera e revenimento: Fe-2,0Mn-0,4C%. Indique um tratamento térmico típico para esta liga, e explique como o aço pode ser melhorado para conseguir mesmo uma resistência mais elevada sem sacrificar a tenacidade.

(4) Calcule o alongamento máximo esperado em um teste de tração em uma amostra de aço TWIP que se deforma somente pelo maclação mecânica?

(5) Um aço particular tem uma energia do limite de grão da ferrita de 0,6 Jm⁻². Calcular o menor tamanho de grão que pode ser conseguido pela transformação da fase da austenita, supor que a mudança de energia livre na transformação é 400 Jm⁻³. Como esse valor muda se a austenita estaria no estado deformado antes da transformação?

(6) As placas da martensita crescem geralmente direitas através do grão da austenita em que elas nucleiam, pelo menos durante as fases iniciais da transformação. A energia de deformação por unidade de volume da martensita (a espessura c e o comprimento r) é dada por:

$$E = c/r \mu (s^2 + \delta^2)$$

Onde a componente de cisalhamento da mudança da forma $s = 0,18$ e a componente do dilatacional é $\delta = 0,05$. O módulo do cisalhamento é 5×10^{10} Pa. Calcule a espessura das placas de martensita que se formam apenas abaixo da temperatura do M_s em dois aços com tamanhos de grão da austenita 30 e $100 \mu\text{m}$ respectivamente. A mudança de energia livre para a transformação martensítica em M_s é -1000 Jmol^{-1} e o volume de molar de $7 \times 10^{-6} \text{ m}^3 \text{ mol}^{-1}$.

15. FOLHA DE PERGUNTA 2

(1) Aço 300M é usado na fabricação de estrutura de aviões, na condição martensítica sob têmpera e revenimento. Tem a composição química



Quando transformado em bainita, sua grande concentração do silício impede a precipitação da cementita, de modo que a bainita consiste somente em uma mistura de ferrita bainítica e da austenita residual enriquecida com carbono. Use a curva T_0 dada abaixo junto com a equação empírica para a temperatura de início da martensita (M_s) calcular:

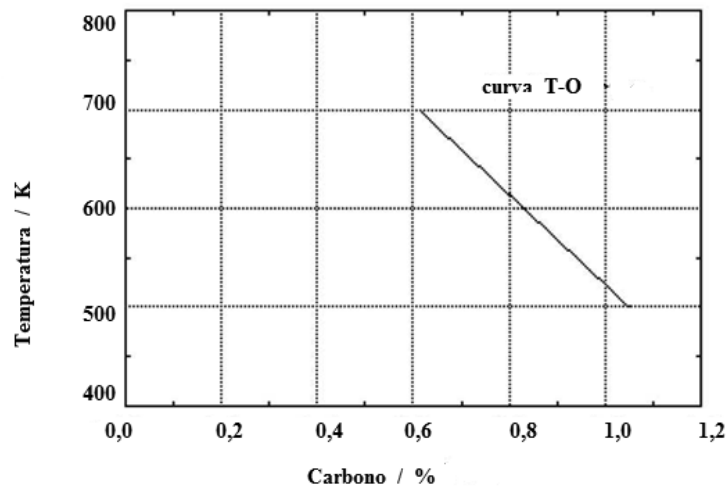
(a) a máxima fração da ferrita bainítica que pode se forma durante a transformação exotérmica em 400°C (supor que a concentração do carbono na ferrita é zero);

(b) a fração da martensita na microestrutura final obtida esfriando a temperatura ambiente, dado que

$$1 - f = \exp \{ (0,011(M_s - T)) \}$$

$$M_s (^\circ\text{C}) = 561 - 474\%C - 21 \%Mo - 17 \%Cr - 17\%Ni - 33 \%Mn$$

A concentração do elemento é a mínima, T a temperatura e, f a fração da martensita obtida quando a inteiramente a amostra austenítica é esfriada a uma temperatura T abaixo de M_s .



(2) Por que a ferrita de Widmanstätten é capaz de crescer por um mecanismo de transformação displaciva em subesfriamentos pequenos abaixo da temperatura da transformação do equilíbrio?

(3) O cristal da c.c.p. contém duas variações de maclação de cruzamento, os elementos da maclação que são $(111) [11\bar{2}]$ e $(11\bar{1}) [112]$ respectivamente. Encontre a direção da linha que permanecem invariantes em ambas as deformações.

(4) Compare maclação mecânica, maclação de recozimento e transformações martensíticas. Comente em cada caso a natureza de toda a mudança permanente da forma, as componentes da deformação associada com toda a deformação da forma, sobre se há alguma mudança na orientação cristalográfica, na estrutura de cristal, ou na densidade, e finalmente na morfologia.

(5) Tomando valores razoáveis de termos da concentração de um diagrama de fase do ferro-carbono, trace um gráfico da taxa de crescimento da perlita em 650°C na austenita subesfriada em função do afastamento interlaminar. Explique a formada da curva. O coeficiente de difusão do carbono na austenita é dado por $0,15 \exp \{-135000/RT\} \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$, onde a energia de ativação tem unidades de joules por mol. O valor da força motriz para a transformação em 650°C é 200 Jmole^{-1} e $\sigma^{\theta\alpha} = 0,6 \text{ Jm}^{-2}$.

(6) Explique o significado do termo paraequilíbrio. Ilustre esquematicamente uma seção isoterma do diagrama de fase do paraequilíbrio para uma liga de Fe-Mn-C onde a austenita e a ferrita possam coexistir. O esboço deve incluir linhas de ligação.

Por que o campo da fase da austenita+ferrita converge a um ponto quando a concentração do carbono se torna zero?

Defina em termos termodinâmicos, o significado quando um elemento seria preso durante a transformação.

Durante o crescimento do paraequilíbrio da ferrita em uma liga Fe-Mn-C, que dos elementos é aprisionado na ferrita, e na austenita?

FOLHA DE RESPOSTA 1

(1) (a) o movimento estará longitudinalmente $[101]$, que não está ligada (111) , tornando a deslocação imóvel.

(b) Se a interface tem mais de um jogo de deslocações estes podem interferir na maneira dos movimentos. Isso faria com que a interface torne-se imóvel. Nota que se os movimentos imóveis aumentam então não é necessário ter mais de um jogo de deslocações para acomodar o desajuste. As deslocações devem encontrar-se ao longo da linha invariante porque não há nenhuma distorção ao longo dessa linha. Se há alguma distorção ao longo da linha de deslocação então teria que ser acomodada por outro jogo de deslocações do desajuste.

(2) (a) a reação eutetoide nas ligas titânio envolve a difusão de longo alcance dos solutos substitucionais, que migram muito mais lentamente do que o carbono no aço.

(b) A martensita nas ligas de titânio tem o soluto substitucional como endurecedor. A substituição de um átomo na estrutura causa as deformações isotrópicas que principalmente interagem com as componentes hidrostáticas de campos de deformação da deslocação. No ferro cúbico corpo centrado, o carbono intersticial causa a deformação tetragonal que também interage com as componentes de cisalhamento dos campos de deformação da deslocação. Isso dá endurecimento poderoso. Anote que isso igualmente explica porque o carbono tem um efeito muito menor reforçando na resistência da austenita, onde o furo octaedral em qual o carbono reside são isotrópicos.

(c) O titânio, quando fricciona com outro metal, trava o fogo quando presente no ambiente onde a temperatura excede sobre 500°C .

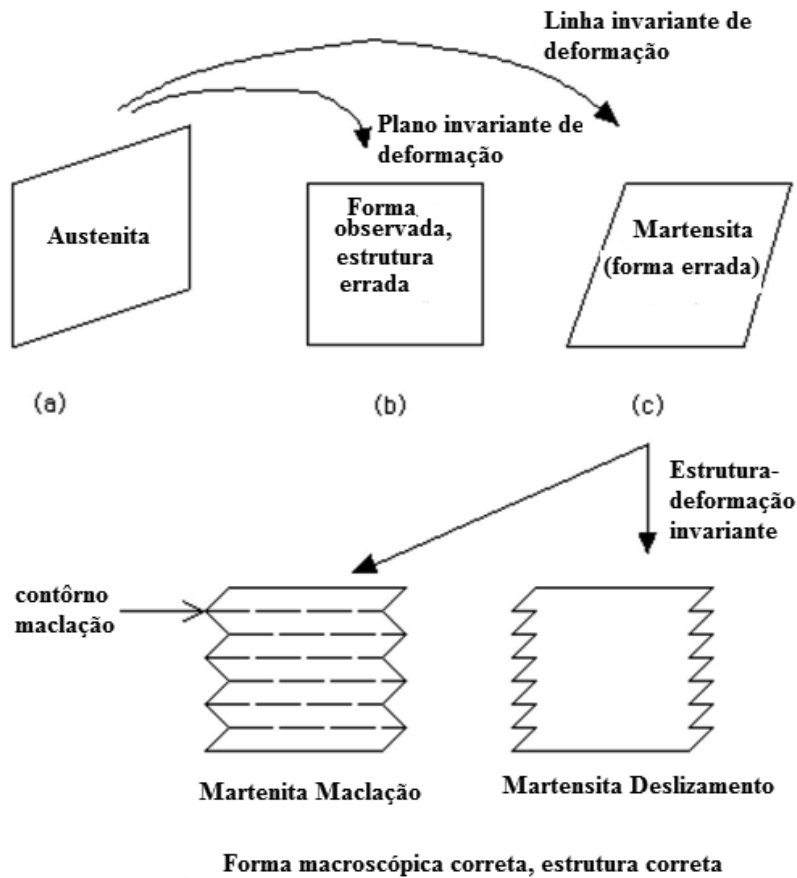
(d) O titânio fragiliza pela formação do hidreto que é associado com uma grande expansão de volume (18%). No aço há diversos mecanismos, mas o mais proeminente é que o hidrogênio dissolvido reduz a coesão através dos limites de grão, e no general reduz a resistência coesiva do ferro.

(3) A martensita é sem difusão porque: (a) Sua composição é idêntica àquela da austenita, uma condição necessária, mas não suficiente; (b) pode crescer em 1100 ms^{-1} , um crescimento na velocidade que é muito superior a toda velocidade de difusão; (c) pode crescer nas temperaturas tão baixas quanto 4K onde a difusão é inconcebível dentro do prazo da experiência.

Referindo ao diagrama abaixo, a deformação ilustrada de (a) a (c) conduz a linha normal ao diagrama inalterado (isso é uma linha invariante de deformação). Entretanto, a mudança de forma observada é um invariante plano de formação ilustrado na mudança de (a) a (b), o plano invariante é o lado vertical de (a). A estrutura de (b) é consequentemente errada, mas sua forma correta. A forma de (c) é errada, mas sua estrutura é correta.

Isso pode ser resolvido adicionando uma deformação mais adicional que não mude a estrutura (isto é deslizamento ou maclação), mas que dá a forma macroscópica correta correspondente à (b).

O manganês é para endurecibilidade, o carbono para resistência. Tratamento térmico típico – austenitização em 850°C por uma hora, têmpera no óleo, revenimento aproximadamente em 400°C por 1h. A baixa temperatura de austenitização evita crescimento de grão da austenita. A elevação a temperatura de revenimento evita um mínimo da tenacidade aproximadamente em 350°C , causado pela cementita grosseira. Adição de aproximadamente 1% do silício ao aço para retardar a precipitação da cementita, de modo que o declive da tenacidade seja movido para umas mais altas temperaturas de revenimento. Assim, o aço modificado pode ter revenimento somente em 300°C por 1 h para reter mais elevado nível de resistência.

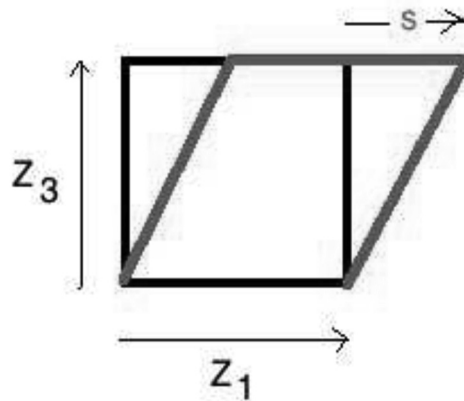


(4) A energia U por unidade de volume devido à interação da tensão aplicada σ_1 com toda maclação normal ao plano da maclação está em um ângulo θ ao eixo de tração é simplesmente $\tau \times s$ onde τ é a tensão de cisalhamento resolvida no plano de hábito (z_3 normal) e na direção de cisalhamento (z_1), onde z_i representa um sistema coordenado ortonormal, s é a maclação de cisalhamento. Usando o círculo de Mohr, $\tau = 1/2\sigma_1 \sin 2\theta$ e, portanto alcança o valor máximo quando $\theta = 45^\circ$.

O eixo de tração, representado como um vetor de unidade nas coordenadas z_i é $[\sin \theta \times \cos \theta]$, um vetor que devido à maclação se torna:

$$\begin{pmatrix} 1 & 0 & s \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \times \begin{bmatrix} \sin \theta \\ 0 \\ \cos \theta \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sin \theta + s \cos \theta \\ 0 \\ \cos \theta \end{bmatrix}$$

Usando-se $s = 1/\sqrt{2}$ e $\theta = 45^\circ$, vê-se que o valor de um vetor paralelo ao eixo de tração aumenta para 1,399.



(5) O tamanho de grão é mais bem medido como uma intercepção linear média \bar{L} , que é relacionada com S_V , a quantidade de superfície por unidade de volume, por $\bar{L} = 2/S_V$. A energia total armazenada nos limites dos grãos é consequentemente σS_V onde σ é a energia interfacial por unidade de área ΔG . Estabeleça isso à força motriz disponível e ao tamanho de grão ($\bar{L} = 2\sigma/\Delta G$) é obtido como 3^{-3} m.

(6) Supor que as placas crescem direito através dos grãos da austenita e que toda a força motriz é usada acima na energia de deformação

$$E = \frac{c}{r} \mu (s^2 - \delta^2)$$

Onde E é a energia de deformação por unidade de volume, μ é o módulo do cisalhamento da austenita, c é a espessura da placa de martensita, r é o comprimento da placa de martensita e s e δ são as deformações de cisalhamento e dilatacional da deformação de forma da martensita, r é ajustado tamanho de grão da austenita desde que as placas são limitadas somente pelos limites de grãos da austenita, dando $2,46 \times 10^{-6}$ a $8,18 \times 10^{-6}$ m como respostas.

FOLHA DE RESPOSTA 2

(1) uma concentração elevada de silício impede a precipitação da cementita durante a transformação da bainita. A microestrutura na temperatura da transformação consiste então apenas de ferrita bainítica e austenita residual. A transformação é sem difusão,

mas todo o carbono adicional na ferrita torna-se logo dividido na austenita, que é enriquecida desse modo.

(a) Tal transformação deve parar quando a concentração do carbono residual da austenita, isto é x_γ igual que dados pela curva T_0 . Do balanço de massa

$$V_\alpha x_\alpha + V_\gamma x_\gamma = \bar{x}$$

De V_α é a fração de volume da ferrita, V_γ é a fração de volume da austenita residual na temperatura da transformação com $V_\gamma = 1 - V_\alpha$ e \bar{x} é a concentração média do carbono na liga. Tome x_α para ser zero desde que a solubilidade do carbono na ferrita é insignificante, e ajustado $x_\gamma = x_{T_0}$ nesse caso

$$V_\alpha = 1 - \frac{\bar{x}}{x_{T_0}} \equiv 1 - \frac{0,40}{0,70} = 0,43$$

E, $V_\gamma = 0,57$

(b) Alguma da austenita residual transformará em martensita em esfriada à temperatura ambiente (25°C). A temperatura de início da martensita M_s da austenita enriquecida de carbono é dada por:

$$M_s = 561 - 474 \times 0,70 - 33 \times 0,70 - 17 \times 0,8 - 17 \times 1,8 - 21 \times 0,25 = 157 \text{ °C}$$

Da equação de Koistinen e Marburger, a fração de volume da martensita formada por esfriamento a 25°C é consequentemente

$$f = 0,57 \times [1 - \exp\{-0,011(157 - 25)\}] = 0,44$$

Para sumarizar

$$V_\alpha = 0,43 \quad V = 0,13 \quad V_{\alpha'} = 0,44$$

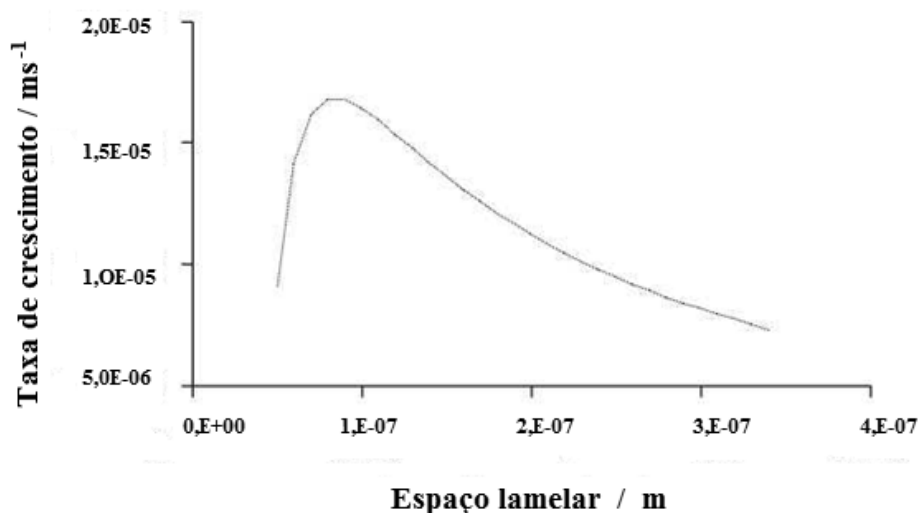
(2) As placas da ferrita de Widmanstätten observadas opticamente consistem em um par de placas auto-obsequiosas que crescem cooperativamente de modo que suas deformações da forma aproximadamente cancelam. Sua formação igualmente envolve a divisão do carbono que aumenta a mudança de energia livre da transformação. Portanto pode formar em baixos subesfriamentos.

(3) A combinação de duas deformações do plano invariante é equivalente a uma invariante linha de deformação, com a linha invariante na interseção dos dois planos invariantes, isto é $[\bar{1} \ 1 \ 0]$.

(4) A tabela abaixo supõe um metal com uma estrutura cúbica.

	Recozimento	Mecânica	Martensita
Mudança de forma de deformação	nenhum	cisalhamento	plano invariante de
Deformação cisalhante	–	$\frac{1}{\sqrt{2}}$	≈0,25
Deformação dilacional	–	–	≈ 0,03 no aço
Variação na densidade	–	–	sim
Variação na estrutura do cristal	–	–	sim
Morfologia	maciça	lenticular	lenticular

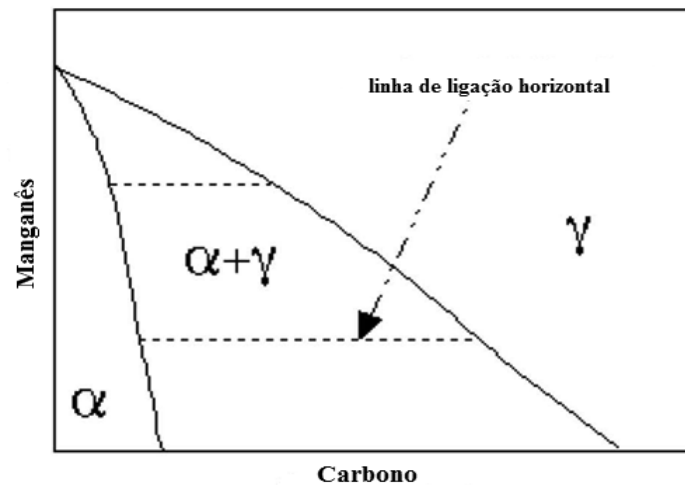
(5) Você deve ter uma curva que comece na velocidade zero quando o afastamento das lamelas é tal que toda a energia livre está consumida em criar interfaces. A velocidade aumenta então com afastamento, alcança um máximo em um valor $S = 2S_c$. Diminui então com aumento mais ulterior em S porque a distância da difusão aumenta na proporção.



(6) Paraequilíbrio é um equilíbrio confinado. Ocorre nas temperaturas onde a difusão de solutos substitucionais não é possível dentro da escala de tempo da experiência. Não obstante, os interstícios podem permanecer altamente móveis. Assim, em um aço, o manganês não divide entre a ferrita e a austenita, mas o submete a esse confinamento, o carbono redistribui até que tenha o mesmo potencial químico em ambas as fases.

Conseqüentemente, todas as linhas de ligação no diagrama de fase são virtualmente paralelas à linha central do carbono, desde que o manganês não divide entre a ferrita e a austenita.

Na concentração zero de carbono, a austenita e a ferrita têm exatamente a mesma composição química desde que o manganês não redistribui durante a transformação. Conseqüentemente, há uma concentração original em que as duas fases tenham a energia livre igual, isto é estão no equilíbrio.



Um elemento seria aprisionado quando seu potencial químico aumenta em transferência através da interface movente.

O manganês é aprisionado na ferrita desde que seu potencial químico aumenta em transferência através da interface, o ferro é aprisionado na austenita para a mesma razão.

O manganês é um estabilizador da austenita assim que sua concentração do equilíbrio na austenita deve ser maior do que aquela na ferrita.

16 DECOMPOSIÇÃO DA MARTENSITA-REVENIMENTO

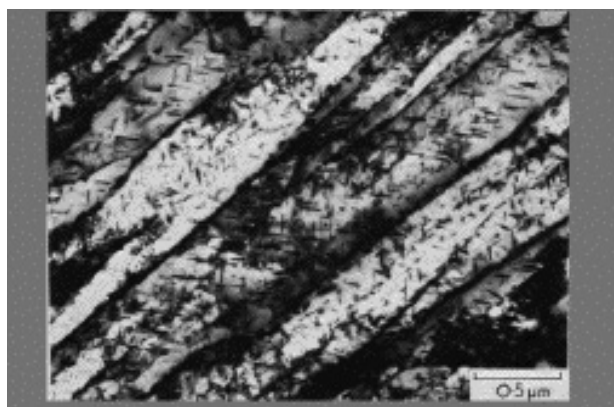
Revenimento é um termo associado historicamente ao tratamento térmico da martensita nos aços. Descreve como a microestrutura e as propriedades mecânicas mudam enquanto a amostra metaestável é mantida isotermicamente em uma temperatura onde a austenita não muda de forma. As mudanças durante o revenimento da martensita podem ser categorizadas em estágios (MORAIS, 1981).

Durante a primeira fase, o carbono em excesso segrega nos defeitos ou forma aglomerados dentro da solução sólida. Então, precipita a cementita em aços baixo carbono ou carbonetos de transição em ligas de alto carbono. A concentração do carbono que permanece na solução continua pode ser grande se o precipitado for carboneto de transição.

Um recozimento adicional conduz segunda fase, em que quase todo o carbono em excesso é precipitado, e todo o carboneto transforma em cementita mais estável. Alguma austenita retida pode decompor durante esse estágio.

O revenimento continua, então, conduzindo ao crescimento dos carbonetos, recuperação extensiva das deslocações da estrutura, e finalmente a recristalização das placas de ferrita em grãos equiaxiais. A Fig. 73 mostra martensita de revenimento em um aço ferro-carbono-molibdênio.

Fig. 73 – Micrografia da transmissão eletrônica da martensita de revenimento em um aço ferro-carbono-molibdênio. Os carbonetos são $(Fe, Mo)_2C$



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990, p. 767-797

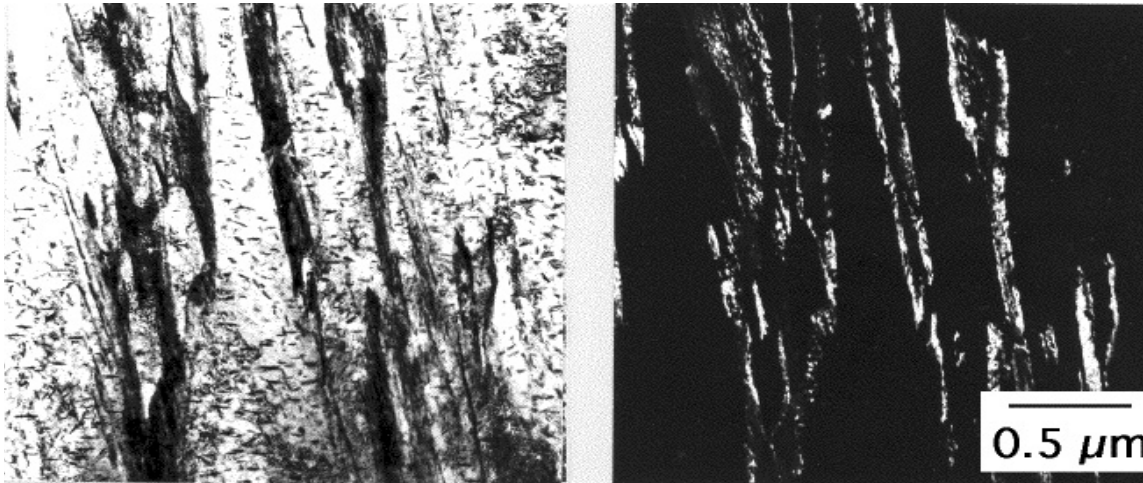
16.1 Precipitação do carboneto de ferro

Em aços alto carbono, a precipitação do excesso de carbono começa com a formação de um carboneto de transição, carboneto- ϵ ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$). O carboneto- ϵ (MORAIS, 1981) pode crescer em temperaturas tão baixas quanto 50°C . Certamente, a maioria dos carbonetos de ferro pode precipitar em temperaturas baixas associado ao movimento de soluto substitucional. Isso porque crescem por um mecanismo displacivo que não exige redistribuição dos átomos substitucionais (inclui o ferro); o carbono naturalmente tem partição. Isso corresponde a um processo conhecido como transformação de paraequilíbrio em que a razão de ferro para soluto substitucional é mantida constante, mas mantido em confinamento, o carbono consegue um potencial químico uniforme.

A martensita é supersaturada de carbono quando a concentração excede sua solubilidade de equilíbrio no que diz respeito à outra fase. Entretanto, a solubilidade de equilíbrio depende da fase. A solubilidade será maior quando a martensita está em equilíbrio com uma fase metastaestável tal como o carboneto- ϵ . Algum 0,25% de carbono permanece na solução logo que termina a precipitação do carboneto- ϵ .

Embora a maioria de livros texto começa uma discussão na primeira fase do revenimento, envolvendo a redistribuição do carbono e precipitação do carboneto de transição, a cementita pode precipitar diretamente. Esse é o caso particular quando é grande a densidade de defeito. Os átomos de carbono presos não precipitarão como carbonetos de transição, mas a cementita é mais estável do que o carbono preso, Fig. 74.

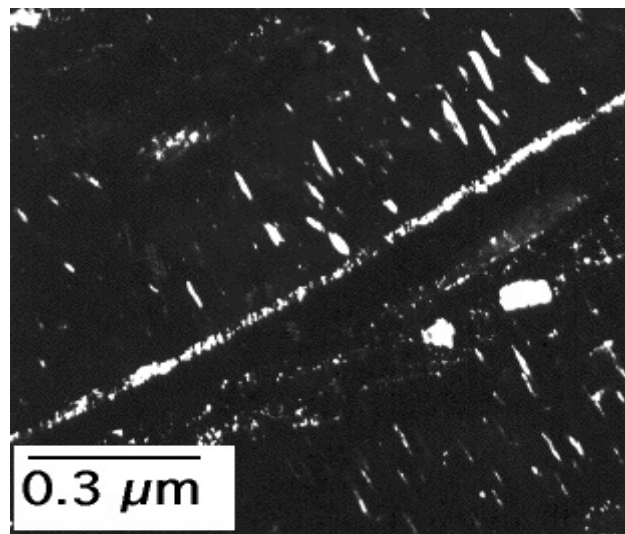
Fig. 74 – (a) Micrografia de transmissão eletrônica da martensita em um aço Fe-4%Mo-0,2%C após revenimento a 190°C por 1h. O carbono precipita como partículas finas de cementita (b) Imagem correspondente ao campo escuro que mostra a distribuição da austenita retida não foi afetada pelo revenimento.



16.2 Decomposição da austenita retida

Revenimento em temperaturas mais altas de 200°C a 300°C por 1h induz a austenita retida decompor em uma mistura de cementita e ferrita (MORAIS, 1981). Quando a austenita está presente como uma película, da cementita precipita como uma disposição contínua de partículas com aparência de película, Fig. 75.

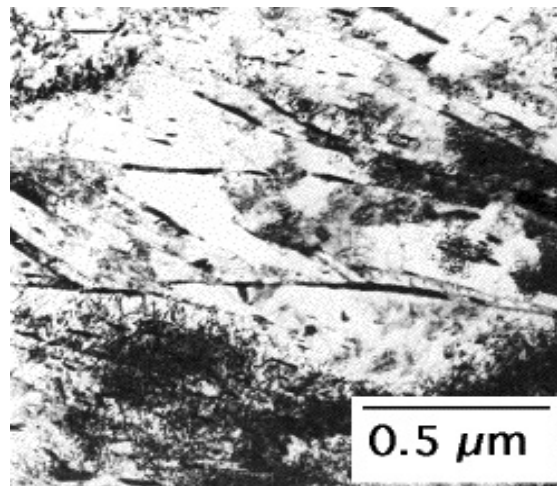
Fig. 75 – Micrografia da transmissão de eletrônica do campo escuro da martensita em aço Fe-4%Mo-0,2%C após revenimento a 295°C por 1h. Somente a cementita está iluminada. A película de cementita nos limites da placa de martensita é devido à decomposição da austenita retida.



16.3 Revenimento adicional

Revenimento mesmo em temperaturas mais altas conduz a um coalescimento das partículas de cementita, situadas nos limites das placas da martensita que crescem a expensas das partículas da intraplaca. A estrutura de deslocação tende a recuperar, a extensão depende da composição química. A recuperação é menos marcada nos aços contendo elementos de liga como molibdênio e cromo, Fig. 76.

Fig. 76 – Micrografia de transmissão eletrônica, campo brilhante da martensita em aço de Fe-4%Mo-0,2%C após revenimento a 420°C por 1h.

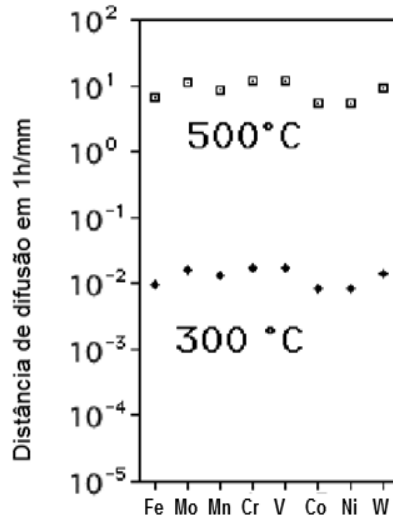


16.4 Precipitação de carbonetos da liga

Os carbonetos da liga incluem M_2C (Mo-rico), M_7C_3 , M_6C , $M_{23}C_6$ (Cr-rico), V_4C_3 , TiC etc., onde o 'M' refere uma combinação de átomos do metal.

Entretanto, todos estes carbonetos exigem difusão de longo alcance de átomos substitutionais, podem somente precipitar quando a combinação tempo e temperatura é suficiente para permitir esta difusão. A Fig. 77 mostra a distância calculada da difusão na ferrita por um tempo de revenimento de 1h. É evidente que a precipitação de carbonetos da liga é impossível abaixo de aproximadamente 500°C por tempo de revenimento de 1h; a distância da difusão é apenas perceptível em aproximadamente 10 nanômetros.

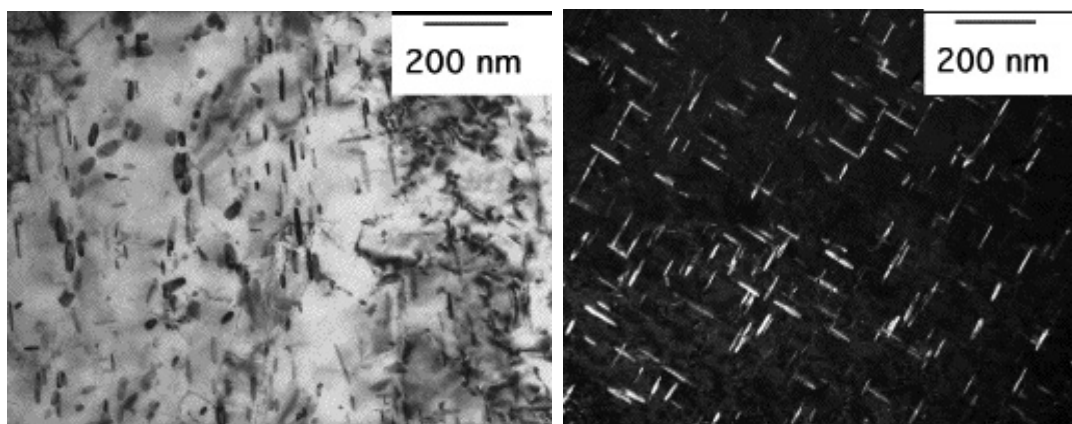
Fig. 77 A distância calculada da difusão na ferrita por um tempo de revenimento de 1h

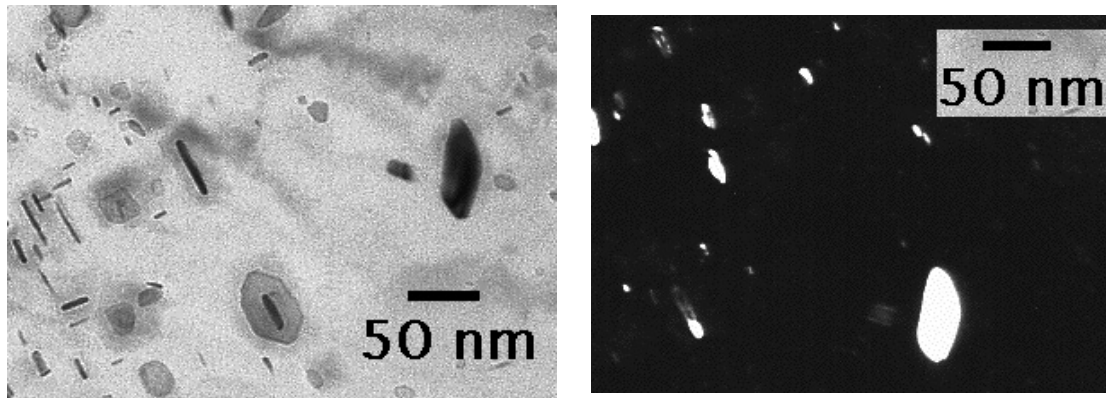


Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990, 767-797

Os carbonetos da liga crescem a expensas da cementita menos estável. Se for grande a concentração de elementos fortemente formadores de carbonetos tais como molibdênio, cromo, titânio, vanádio, nióbio, então, todo o carbono pode ser acomodado no carboneto da liga, eliminando desse modo completamente a cementita. A Fig. 78 mostra Fe-0,1C-1,99Mn-1,6Mo % têmpera para martensita e revenimento a 600°C.

Fig. 78 – Fe-0,1%C-1,99%Mn-1,6%Mo têmpera para martensita e revenimento a 600°C. A micrografia de eletrônica da transmissão, o campo brilhante é de revenimento por 560h, enquanto que a imagem do campo escuro mostra revenimento por 100 h





Fonte: Cortesia da fotografia de Shingo Yamasaki

Os precipitados são agulhas de partículas Mo_2C . Os precipitados agulhas com suas direções ao longo de $\langle 100 \rangle \alpha$.

Fe-0,1C-1,99Mn-0,56V % têmpera para martensita e revenimento a 600°C por 560 h (cortesia da fotografia de Shingo Yamasaki).

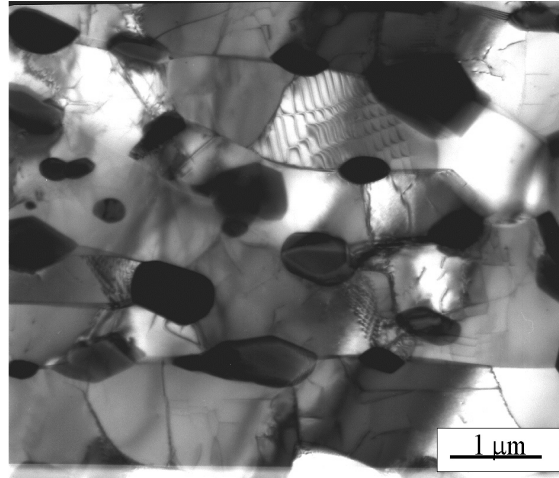
Os precipitados são placas de partículas V_4C_3 que precipitam nos planos $\{100\} \alpha$.

16.5 Revenimento severo

A Fig. 79 mostra grandes partículas de cementita e uma subestrutura recuperada de deslocação. Há limites de subgrãos devido à poligonização e ferrita limpa quase livre de deslocações. A microestrutura de placa é coalescida, mas não obstante retida porque os carbonetos são situados nos limites de placa.

Uma liga como esta, contendo uma grande fração de carbonetos é extremamente resistente ao revenimento. A microestrutura original era bainita, mas resultados semelhantes seriam esperados para a martensita.

Fig. 79 Micrografia de transmissão eletrônica Liga Fe-0,98%C-1,6%Si-1,89%Mn-0,26%Mo-1,26%Cr-0,09%V revenimento em 730°C por 7dias

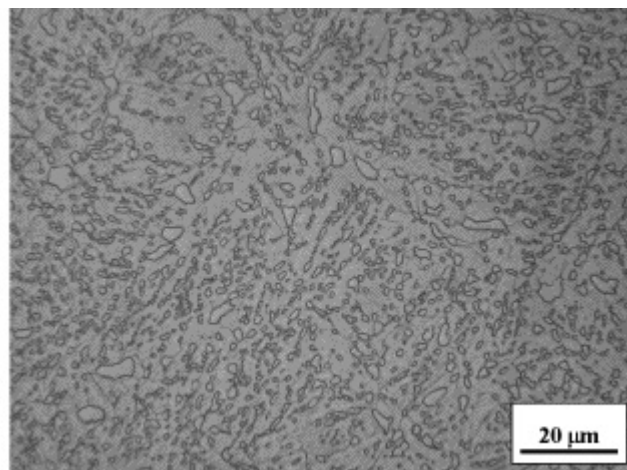


Fonte: Cortesia da fotografia de Carlos García Mateo

A Fig. 80 mostra algumas partículas muito grandes de cementita esferoidizada. A ferrita recristalizada completamente em grãos equiaxiais.

Essa liga, contendo grande fração de carbonetos, é extremamente resistente ao revenimento. A microestrutura original era bainita, mas os resultados semelhantes seriam esperados para a martensita.

Fig. 80 – Micrografia ótica. Liga Fe-0,98%C-1,46%Si-1,89%Mn-0,26%Mo-1,26%Cr-0,09%V revenimento a 730°C por 21dias



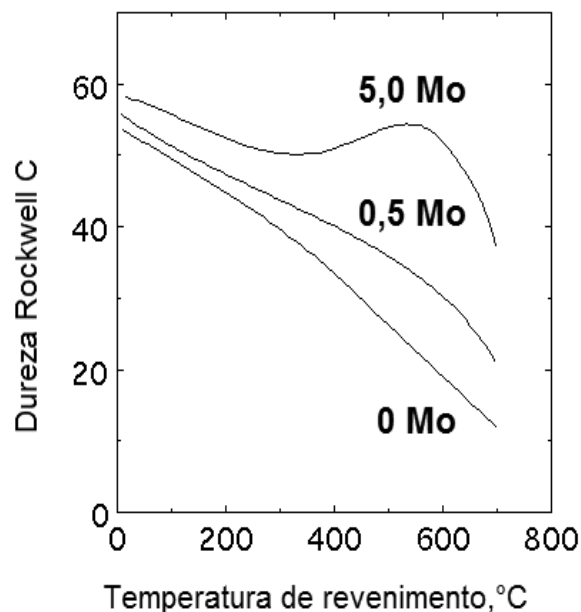
Fonte: Cortesia da fotografia de Carlos García Mateo

16.6 Dureza

A liga Fe-0,35C-Mo temperada para martensita e revenimento na temperatura indicada por uma hora. Considerando que o aço carbono pleno mostra uma diminuição monotônica na dureza em função da temperatura de revenimento, o molibdênio conduz nesse caso a um aumento na dureza uma vez que há uma suficiente mobilidade atômica para precipitar Mo_2C .

O endurecimento secundário é identificado geralmente com o revenimento da martensita nos aços que contêm elementos fortemente formadores de carbonetos como cromo, vanádio, molibdênio e nióbio. A formação destes carbonetos da liga necessita longa difusão na escala de átomos substitutionais e sua precipitação é consequentemente lenta. Os carbonetos como a cementita têm consequentemente uma vantagem cinética mesmo que possam ser metastáveis. Revenimento, primeiro causa uma diminuição na dureza quando a cementita precipita a expensas do carbono na solução contínua, mas a dureza começa a aumentar outra vez enquanto os carbonetos da liga se formam. Daqui o termo endurecimento secundário. Coalescimento, eventualmente, causa uma diminuição na dureza em altas temperaturas de revenimento ou em longas horas, de modo que, a dureza líquida contra a curva do tempo mostra um pico de endurecimento secundário, Fig. 81.

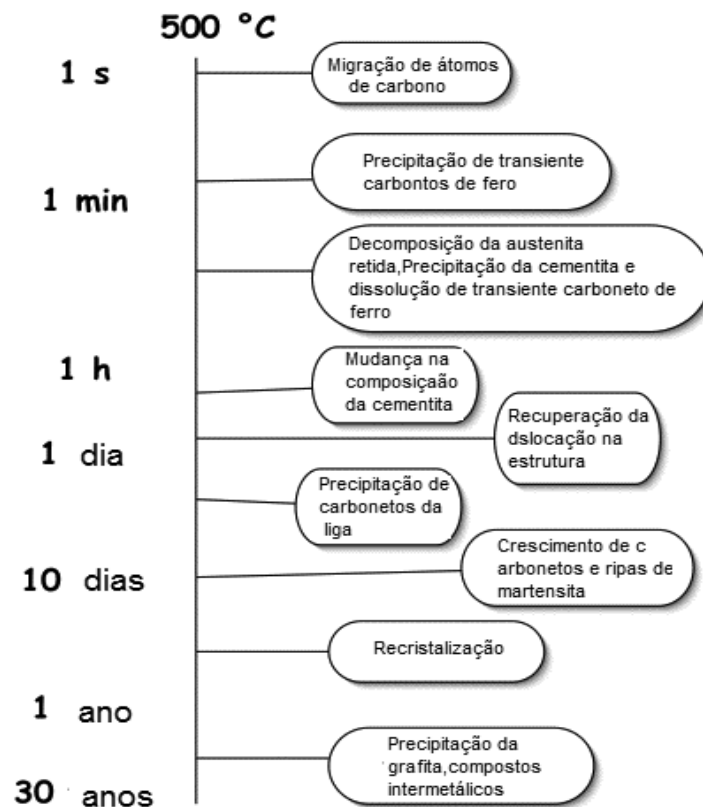
Fig. 81 – Dureza com temperatura do revenimento



16.7 Cinética

As escalas de tempo típicas associadas com a variedade dos processos que ocorrem durante o revenimento, as taxas reais dependem da composição da liga, Fig. 82.

Fig. 82 – Escala de tempo típico associada com a variedade dos processos que ocorrem durante o revenimento



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990, p. 767-797

Os elementos tais como silício e alumínio têm uma solubilidade muito baixa na cementita, retardam extremamente a precipitação da cementita, permitindo que os carbonetos de transição de ferro persistam a tempos mais longos.

As fotos seguintes são dos trens de aterragem para aviões de passageiro A330 e A340 da Indústria Airbus. Esse é o maior conjunto do trem de aterragem no serviço comercial, para ser substituído presumivelmente pelo A380. Os componentes críticos são feitos por revenimento da martensita, Fig. 83.

Fig. 83 – Fotos dos trens de aterrager para aviões de passageiro A330 e A340 da Indústria Airbus feitos por revenimento da martensita



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990, p. 767-797

16.8 Fragilização do revenimento

Considerando que o revenimento é frequentemente necessário para reduzir a dureza da martensita e para aumentar a tenacidade, o tratamento térmico pode conduzir à fragilização quando o aço contém impurezas tais como o fósforo, antimônio, estanho e enxofre. Isso acontece porque estas impurezas tendem a segregar nos limites de grãos prévios da austenita e reduzir a coesão através do plano limite, tendo como resultado a falha intergranular.

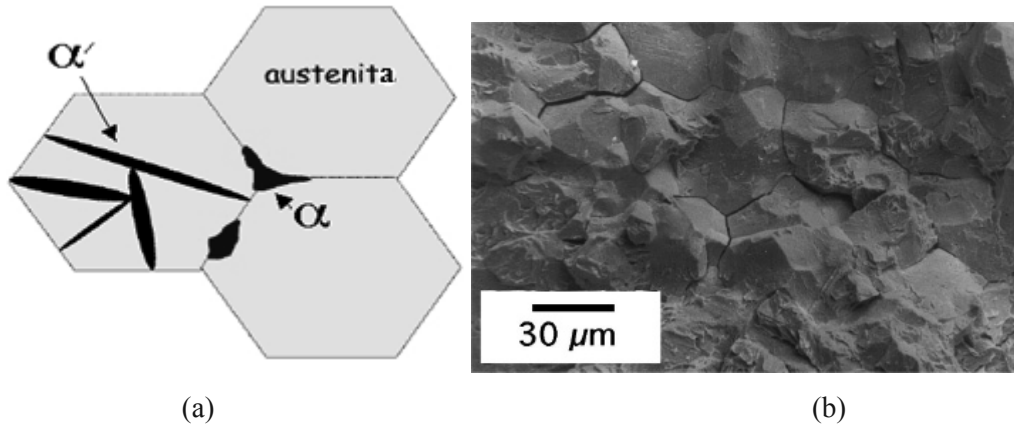
Há três tipos de fenômenos da fragilização associados com os aços com têmpera e revenimento, cada qual conduz a um mínimo na dureza em função da temperatura de revenimento, ou a uma redução na taxa em que a dureza melhora enquanto a temperatura de revenimento é aumentada:

1- Papel dos Limites dos Grãos Prévios da Austenita

Os fenômenos da fragilização do revenimento são os mais proeminentes nos aços fortes onde a tensão aplicada pode alcançar valores elevados antes do início da plasticidade. Isso porque os aços fortes são baseados nas microestruturas que evoluem pela transformação displaciva da austenita. Os aços ordinários são ferríticos ou perlíticos; ambas as fase podem crescer pela transformação reconstrutiva através dos limites dos grãos da austenita. Em fazer assim, destroem a estrutura que existe nos limites e os remove como fontes potenciais para a segregação de átomos de impureza como o fósforo.

Por contraste, o movimento coordenado dos átomos que acompanham transformações displaciva não pode ser sustentado através dos limites de grãos da austenita. Conseqüentemente, a ferrita de Widmanstätten, a bainita, a ferrita acicular e a martensita, todas são confinadas por limites dos grãos da austenita. Um vestígio do limite de grão da austenita (o limite de grão prévio da austenita) permanece na microestrutura para as transformações displaciva. Isso está ilustrado esquematicamente na Fig. 38, que mostra limite de grão da austenita como barreiras duras à martensite (α') considerando que ferrita alotriomorfa α (alfa;) possa consumir os limites da austenita em que nucleiam por crescimento em ambas os grãos adjacentes, Fig. 84.

Fig. 84 – (a) Martensita (α') é impedida por limites de grão da austenita visto que a ferrita alotriomorfa (α) não é. (b) Falha no limite de grão prévio da austenita



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 1990, p. 767-797

2- Fragilização Reversível do Revenimento a 650°C

Revenimento em temperaturas em torno de 650°C promove a segregação de elementos de impurezas como fósforo nos limites dos grãos prévios da austenita, conduzindo à falha intergranular ao longo destes limites. A reversibilidade levanta-se porque as atmosferas das impurezas nos limites dos grãos podem ser evaporadas, aumentando a temperatura de revenimento. Têmpera da temperatura mais alta evita a ressegregação das impurezas durante resfriamento, eliminando a fragilização.

De fato, um dos testes para a susceptibilidade da microestrutura bainítica a fragilização controlada de impureza envolve uma comparação da tenacidade das amostras que são temperadas na água de uma alta temperatura de revenimento 680°C com resfriamento lento para promover a segregação da impureza.

Os estudos de aços bainíticos resistentes à fluência mostram que fósforo e estanho, e em menor grau o manganês e o silício, são todos elementos fragilizantes. O manganês é conhecido reduzir a resistência da fratura intergranular. O silício, de um lado, realça a segregação do fósforo nos limites dos grãos da austenita, e pode por si próprio cosegregar

com níquel nas superfícies dos grãos. Há igualmente efeitos menores devido ao arsênico, ao antimônio e ao enxofre.

A tendência para a fragilização é correlacionada fortemente com um fator empírico por:

$$J = Mn + Si + 10^4 (P + Sn) \quad (14)$$

Onde as concentrações dos elementos estão em por cento do peso.

Para resumir, a fragilização do revenimento controlada por impureza ocorre na bainita como na martensita; apesar de tudo, nenhum dos produtos da transformação atravessam as superfícies transversais dos grãos da austenita e, portanto deixam-nas abertas para a segregação da impureza. Pela comparação, os produtos das transformações reconstrutiva tais como a ferrita alotriomorfa, podem crescer transversalmente e consumir as superfícies dos grãos da austenita, removendo-as da microestrutura final.

Finalmente, embora a ciência da fragilização esteja bem compreendida, os aços comerciais contem sempre mais impurezas do que é desejável. As etapas devem conseqüentemente ser tomadas para abrandar os efeitos das impurezas, por exemplo, ligando com molibdênio para fixar para baixo o fósforo e para impedir que segregue.

3 -Fragilização do Revenimento de 300°C a 350°C

A fratura é outra vez intergranular no que diz respeito aos limites prévios dos grãos da austenita que se tornam decorados com partículas grosseiras de cementita durante o revenimento. Ao mesmo tempo, os limites dos grãos são enfraquecidos pela segregação das impurezas. As partículas de cementita fraturam sob influência da tensão aplicada e nesse processo concentra tensão nos limites enfraquecidos. Estes fatores combinam para causar a fragilização.

-Fragilização da Martensita Revenida de 300°C a 350°C

Esse efeito é comum nos aços plenos, com a fratura ocorrendo transgranularmente relativo aos limites dos grãos prévios da austenita. É atribuída à formação de partículas de cementita nos limites das ripas da martensita e dentro das ripas. Durante o revenimento, as partículas coalescem e ficam bastante grandes para trincar, fornecendo núcleos de trinca que podem então propagar na matriz. Conseqüentemente, o não revenimento dos aços martensíticos de baixo carbono têm às vezes uma tenacidade melhor do que quando com revenimento, mesmo que o aço com não revenimento seja mais forte. A cementita se comporta como uma inclusão frágil.

Ambos os fenômenos da fragilização controlada por impurezas podem ser minimizados adicionando aproximadamente 0,5% de molibdênio no aço. O molibdênio associado com os átomos de fósforo na estrutura reduz desse modo a mobilidade e a extensão que segregam nos limites dos grãos. As maiores concentrações de molibdênio não são úteis porque ocorre precipitação.

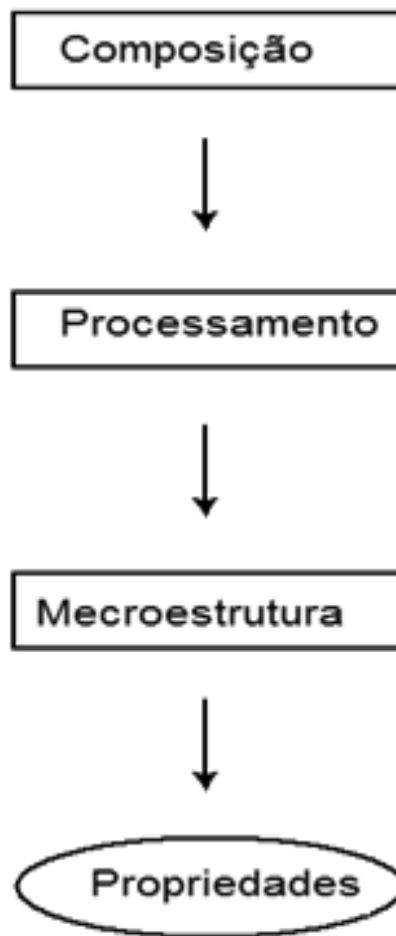
Em muitas microestruturas bainíticas, revenimento mesmo nas temperaturas tão elevadas quanto 550°C tem somente um efeito pequeno no tamanho e na morfologia da cementita. Conseqüentemente, fenômenos da fragilização em baixa temperatura não são encontrados em microestruturas bainíticas convencionais.

CAPÍTULO 4

ENDURECIBILIDADE DOS AÇOS

1 DESENVOLVIMENTO DAS PROPRIEDADES DO AÇO

A fim de produzir um produto de aço com as propriedades desejadas, os princípios básicos da metalurgia são usados para controlar:



Isso significa que a composição do aço e a rota do processamento devem ser pròximamente controlada a fim de produzir a microestrutura apropriada. A microestrutura final é de importância máxima em determinar as propriedades do produto de aço.

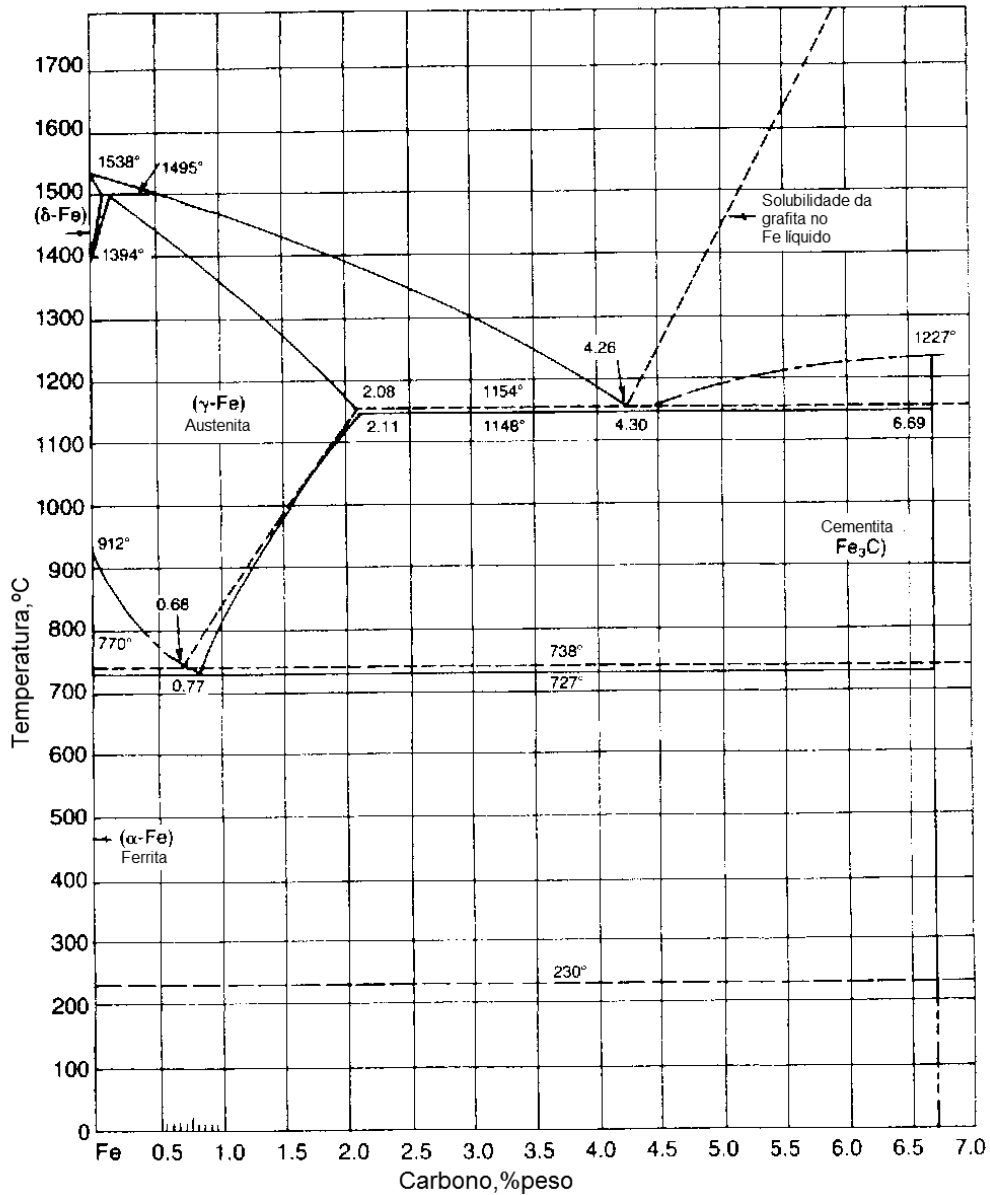
Diagrama de equilíbrio ferro-carbono

Desde que a maioria dos aços contém carbono, os princípios básicos de desenvolvimento microestrutural podem ser explicados pelo diagrama de equilíbrio ferro-carbono. Esse diagrama, mostrado na Fig. 1, é essencialmente um mapa das fases que existem no ferro em várias composições de carbono e temperaturas sob condições de equilíbrio. O ferro é um elemento químico interessante que se submete a mudanças trifásicas quando aquecido da temperatura ambiente ao estado líquido. Por exemplo, da temperatura ambiente a 912°C, ferro puro existe como ferrita (chamada ferro- α), de 912°C a 1394°C, como austenita (ferro- γ), de 1394°C a 1538°C como a ferrita outra vez (ferro- δ), e acima de 1538°C é líquido. Ou seja, sob aquecimento, o ferro submete-se a transformações alotrópicas de fase da ferrita à austenita em 912°C, austenita à ferrita em 1394°C, e ferrita a líquido em 1538°C.

Cada transformação submete-se a uma mudança na estrutura do cristal ou arranjo dos átomos do ferro na estrutura do cristal. Deve-se recordar que todo o elemento químico em sua forma sólida têm arranjos específicos de átomos que são essencialmente blocos empilhados para produzir o elemento dentro da forma física construída. Estes arranjos atômicos dão forma a uma célula pronta contendo bilhões de átomos todos alinhados de maneira sistemática.

Algumas desta estrutura têm um arranjo cúbico, com um átomo em cada canto do cubo e outro átomo no centro do cubo. Esse arranjo é chamado cúbico corpo-centrado CCC. Outro tem um átomo em cada canto do cubo e átomos no centro de cada face do cubo. Isso é chamado cúbico de face centrada CFC. Outros arranjos são sextavados, alguns são tetragonal etc. Como exemplo, ferro puro como a ferrita tem um arranjo CCC. A austenita tem um arranjo CFC. Sob aquecimento, a ferrita CCC transformará em austenita CFC a 912°C, Fig. 2. Estes arranjos ou estruturas cristalinas dão propriedades diferentes ao aço. Por exemplo, um aço inoxidável ferrítico CCC terá as propriedades muito diferentes de um aço inoxidável austenítico CFC.

Fig. 1 – Diagrama de fase binário Fe-C



Fonte: Steels, 1990, p. 2

Desde que o ferro puro é muito mole e de baixa resistência, apresenta pouco interesse comercial. Consequentemente, o carbono e outros elementos de liga são adicionados para realçar as propriedades. Adicionar carbono ao ferro puro tem um efeito profundo na ferrita e na austenita discutida acima. A maneira para compreender o efeito do carbono é examinar o diagrama ferro-carbono, Fig. 1. Esse é um diagrama binário (dois elementos) da temperatura e composição (teor de carbono) construído sob circunstâncias de quase equilíbrio. Nesse diagrama, como o carbono é adicionado ao

ferro, os campos da fase ferrita e austenita expandem e contraem dependendo do teor de carbono e temperatura. Também, há campos que consistem de duas fases, por exemplo, ferrita mais austenita.

Desde que o carbono tem um diâmetro atômico pequeno quando comparado com o ferro, é chamado elemento intersticial porque pode preencher os interstícios entre os átomos de ferro na estrutura cúbica. O nitrogênio é outro elemento intersticial. De outro lado, elementos como manganês, silício, níquel, cromo, e molibdênio tem diâmetros atômicos similares ao ferro e são chamados elementos de ligas substitutionais. Estes elementos substitutionais podem substituir átomos de ferro nos cantos do cubo, faces, ou posições centrais. Há muitos diagramas de fase binária (Fe-Mn, Fe-Cr, Fe-Mo etc.) e diagramas de fase terciários (Fe-C-Mn, Fe-C-Cr etc.) que mostram o efeito dos elementos intersticiais e substitutionais nos campos das fases ferrita e austenita.

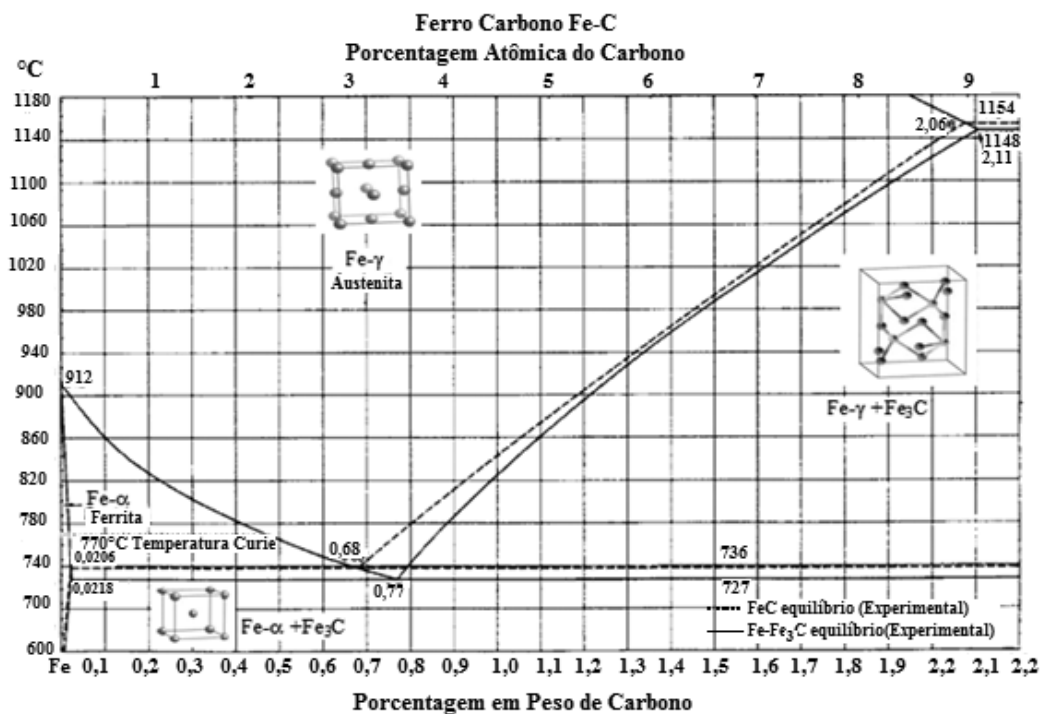
Um elemento intersticial ou substitutional é importante no desenvolvimento das propriedades do aço. Os elementos intersticiais tais como o carbono podem se mover facilmente na estrutura do cristal visto que um elemento substitutional tal como o manganês é muito mais difícil se mover. O movimento dos elementos numa estrutura do cristal é chamado difusão.

A difusão é um fator de controle no desenvolvimento da microestrutura. Outro fator é a solubilidade, que é medida de quanto o elemento particular pode ser acomodado pela estrutura do cristal antes de ser rejeitado. Nos metais quando dois ou mais elementos são solúveis na estrutura do cristal, uma solução contínua é criada (um tanto análogo a uma solução líquida de açúcar dentro do café quente). Por exemplo, quando adicionado ao ferro, o carbono tem solubilidade muito limitada na ferrita, mas é aproximadamente 100 vezes mais solúvel na austenita, como visto no diagrama ferro-carbono na Fig. 2 (uma versão limitada do diagrama Fig. 1).

A solubilidade máxima do carbono na ferrita é aproximadamente 0,022% de carbono em 727°C e, a solubilidade máxima do carbono na austenita é (100 vezes mais) 2,11% de carbono em 1148°C. Na temperatura ambiente a solubilidade do carbono no ferro é aproximadamente 0,005%. Qualquer quantidade de carbono superior do limite da solubilidade é rejeitada da solução sólida e, combinado geralmente com o ferro para formar um composto de carboneto de ferro chamado cementita. Esse composto duro e frágil tem a fórmula química Fe_3C e um teor de carbono 6,7%. Isso está ilustrado nos

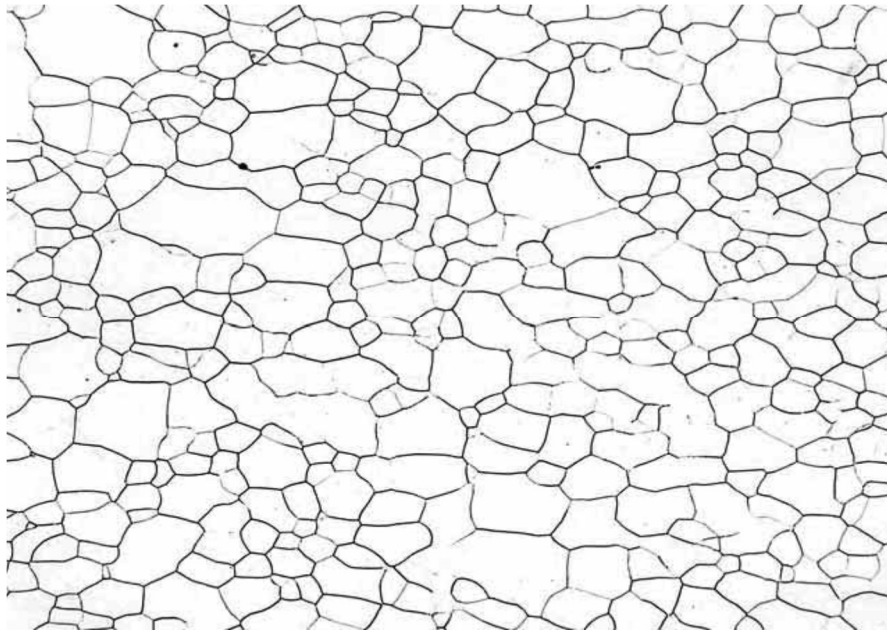
dois exemplos seguintes. O primeiro exemplo é uma microestrutura de aço de muito baixo carbono 0,002% mostrado em Fig. 3(a). A microestrutura consiste somente dos grãos de ferrita (cristais) e limites dos grãos. O segundo exemplo é uma microestrutura de aço baixo carbono que contém 0,02% de carbono, Fig. 3(b). Nesta microestrutura, a cementita pode ser vista como partículas nos limites dos grãos da ferrita. O carbono em excesso rejeitado da solução sólida da ferrita forma cementita. Com o aumento do teor de carbono no aço, aparece outra forma de cementita como um componente chamado perlita, encontrada na maioria dos aços carbono. Exemplos de perlita em aços baixo carbono (0,08% de carbono) e médio carbono (0,20% de carbono) são vistos nas Fig. 4(a) e 4(b). A perlita tem microestrutura em lamelas (placas paralelas) mostrada, em ampliação mais elevada, na Fig. 5 e consiste em camadas de ferrita e cementita. Assim, nestes exemplos aumentar o teor do carbono de 0,002% para 0,02% para 0,08 para 0,20%, o carbono em excesso é manifestado como uma fase de carboneto em duas formas diferentes, partículas de cementita e cementita na perlita. Ambas as formas aumentam a dureza e a resistência do ferro. Entretanto, há um trade – off, cementita também diminui a ductilidade e tenacidade.

Fig. 2 – Parcela expandida do diagrama de fase binário ferro-carbono da Fig. 1

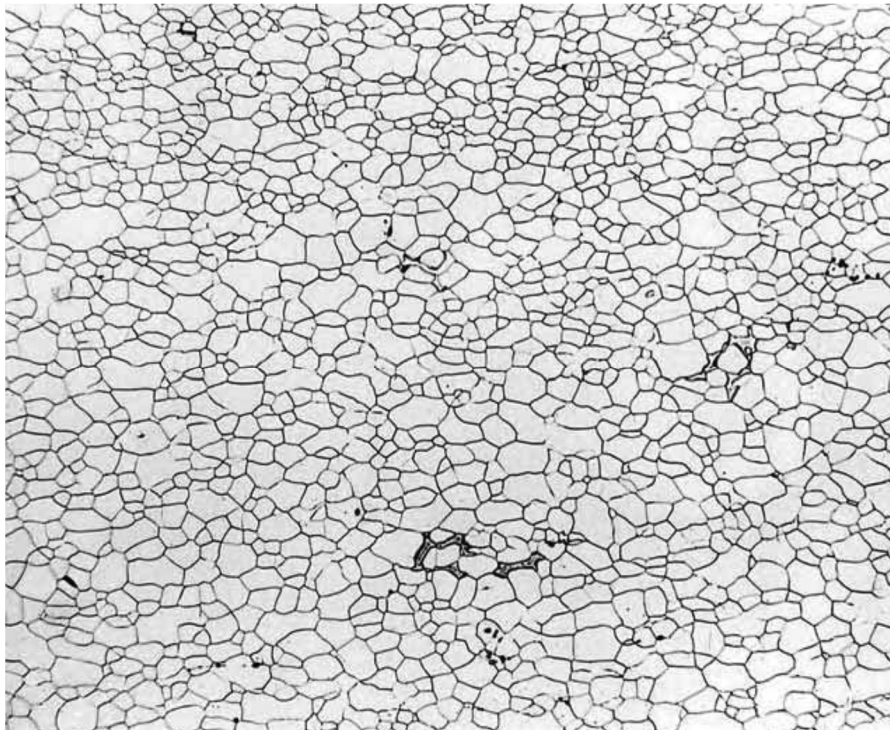


Fonte: Steels, 1990, p. 18

Fig. 3 – (a) Fotomicrografia de aço carbono muito baixo que mostra grãos de ferrita e (b) fotomicrografia de um aço baixo carbono que mostra grãos de ferrita com alguma cementita nos limites dos grãos da ferrita. (a) 500X e (b) 200X. Ataque Marshalls

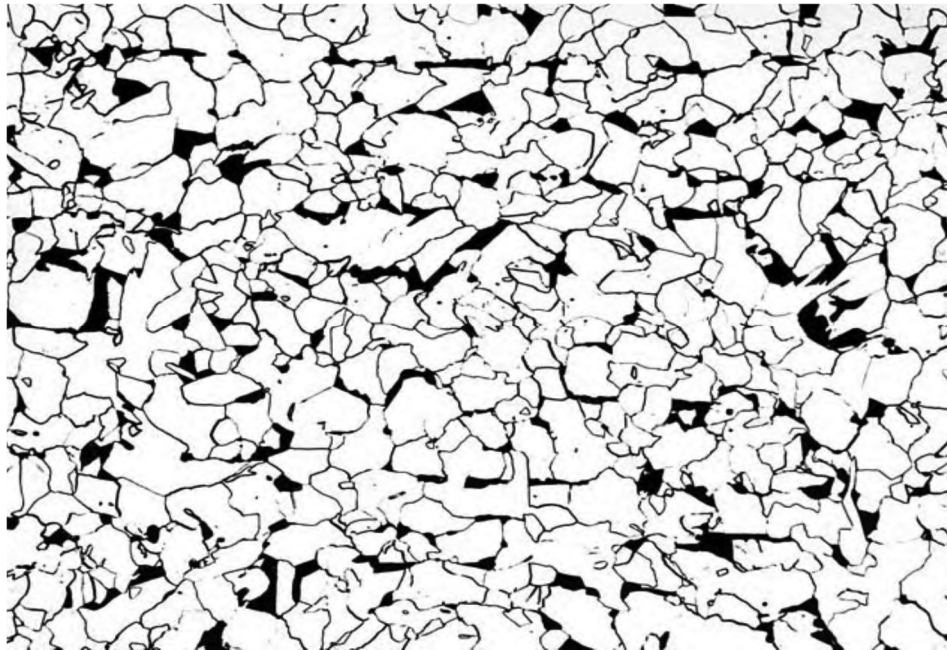


(a)



(b)

Fig. 4 – (a) Fotomicrografia do aço SAE/AISI 1008 mostrando grãos de perlita (escuros) e ferrita (brancos) (b) fotomicrografia do aço SAE/AISI 1020 mostrando grãos de ferrita com uma quantidade maior de perlita. (a) e (b) 200X. Ataque picral 2% e nital 4%

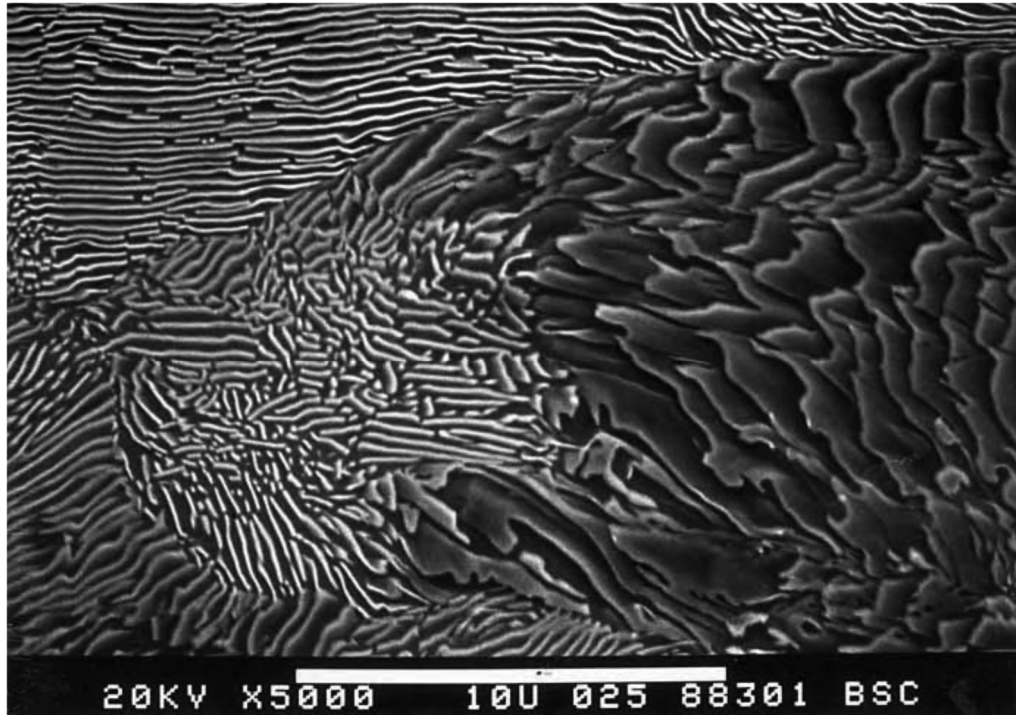


(a)



(b)

Fig. 5 – Micrografia do microscópio de eletrônico de varredura da perlita mostrando a morfologia de placas da cementita. 5000X. Ataque picral 4%



Perlita forma do esfriamento da austenita através reação eutectoide como segue:

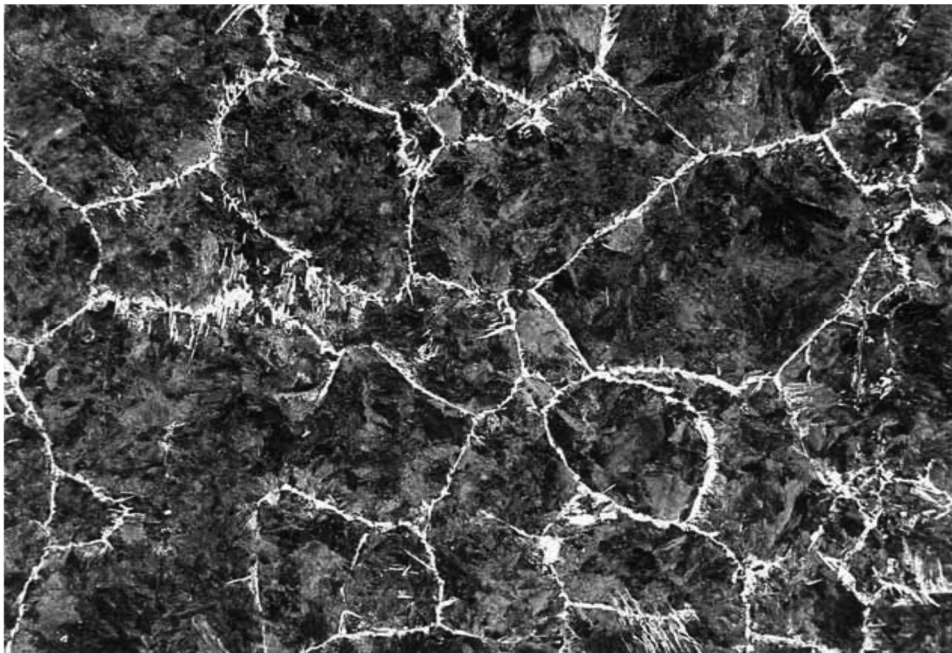


A reação eutectoide ocorre quando uma fase contínua ou um componente reage para formar dois diferentes componentes sólidos sob esfriamento (reação eutética ocorre quando a fase líquida reage para formar duas fases sólidas). A reação eutectoide é reversível no aquecimento. No aço, a reação eutectoide (sob circunstâncias de equilíbrio) ocorre em 727°C e pode ser vista no diagrama ferro-carbono, Fig. 1, como 'V' no lado esquerdo inferior. A microestrutura inteiramente perlita ocorre com 0,77% de carbono na temperatura eutectoide de 727°C (a linha horizontal à esquerda lado do diagrama ferro-carbono). Os aços com menos de 0,77% de carbono são chamados aços hipoeutetoides e consistem em mistura de ferrita e perlita com quantidade de perlita que aumentam com o aumento do carbono.

A fase ferrita é chamada proeutectoide porque se forma antes da transformação eutectoide em 727°C. Um exemplo típico da ferrita proeutectoide é mostrado na Fig. 6.

Nesta fotomicrografia, a ferrita (o constituinte de aparência branca) formou dos grãos prévios da austenita do aço hipoeutetoide com 0,60% de carbono. O componente restante (aparece escuro) é perlita. Aços entre 0,77% de carbono e aproximadamente 2% de carbono são chamados aços hipereutetoides e consistem de perlita com cementita proeutetoide. A cementita forma uma rede contínua de carbonetos nos limites dos grãos prévios da austenita. Devido há uma rede de carboneto, os aços hipereutetoides são caracterizados como aços com quase nenhuma ductilidade e tenacidade muito baixa. Isso significa que no mundo comercial a vasta maioria dos aços carbono são os aços hipoeutetoides.

Fig. 6 – Fotomicrografia de um aço médio carbono hipoeutetoide que mostra uma matriz de perlita e ferrita proeutetoide que foram nucleadas nos contornos dos grãos (prévios) originais da austenita. 200X. Ataque picral 2% e nital 4%



Então, de acordo com o diagrama ferro-carbono, aços que são processados abaixo das condições de equilíbrio ou próximo do equilíbrio podem formar (a) ferrita pura em muito baixo carbono geralmente menor de 0,005% de carbono, (b) ferrita mais partículas de cementita em carbono ligeiramente mais elevado entre 0,005% e 0,022% de carbono, (c) ferrita mais mistura de perlita entre 0,022% e 0,77% de carbono, (d) perlita 100% em 0,77% de carbono, e (e) mistura de perlita mais rede de cementita entre

0,77% e 2% de carbono. Quanto mais elevada a porcentagem da cementita maior a dureza e resistência e, menor a ductilidade e a tenacidade do aço.

Partida do Equilíbrio (mundo real). Os processos industriais não ocorrem no equilíbrio, e somente nos processos que ocorrem em extremamente lentas velocidades de esfriamento e aquecimento podem ser considerados próximo do equilíbrio, e estes processos são completamente raros. Consequentemente, sob circunstâncias reais, o diagrama ferro-carbono somente é usado como uma diretriz grosseira desde que, as temperaturas da transformação no equilíbrio deslocam temperatura para baixo no esfriamento e, eleva a temperatura no aquecimento. Se os aços são esfriados em taxas muito rápidas, por exemplo, têmpera na água, o diagrama ferro-carbono não é usado porque há uma saída do equilíbrio principal. De fato, durante a têmpera do aço, os componentes novos formados não estão associados com o diagrama ferro-carbono. Todavia, em altas velocidades de esfriamento o conceito de diagramas da transformação temperatura- tempo (TTT) deve ser considerado. Estes diagramas são construídos sob temperatura isotérmica (constante) (chamado diagramas IT) ou em circunstâncias de esfriamento contínuo (chamadas diagramas CT). É importante saber como estes diagramas são construídos de modo a compreender o desenvolvimento da microestrutura no desequilíbrio que são tão importantes em aços carbono e liga.

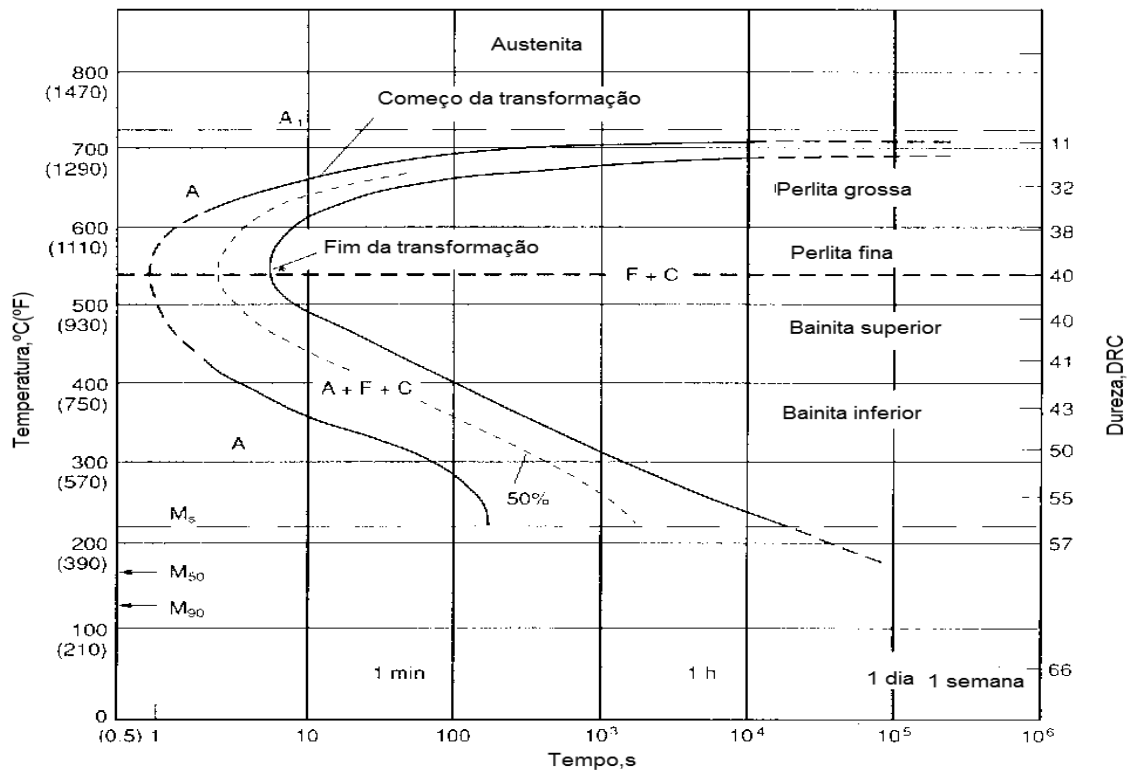
Diagrama da Transformação Isotérmica. Esse diagrama é formado temperando espécimes muito finos de aço em banhos de sal ajustados em várias temperaturas. Por exemplo, os espécimes finos de aço 0,79% de carbono podem ser temperados em sete diferentes banhos de sal líquido ajustados em 650°C, 600°C, 550°C, 500°C, 450°C, 400°C, e 200°C. Os espécimes são presos por vários tempos em cada temperatura, tirados do banho e temperados rapidamente na água fria. O resultado é um diagrama chamado diagrama da transformação isotérmica (IT), segundo as indicações da Fig. 7. O diagrama é essencialmente a exibição de um mapa onde se formam vários componentes. Por exemplo, a 650°C, austenita (A) começa a transformar em perlita se permanecer no banho por 10s. A curva traçada através desse ponto é a temperatura do começo da transformação da perlita e etiquetada começo da transformação na Fig. 7. Em, aproximadamente, 100s termina a transformação da perlita. A segunda curva representa a temperatura do fim da transformação da perlita e etiquetada fim da transformação na Fig. 7.

Nesse aço, a perlita se forma em todas as temperaturas ao longo do começo da curva da transformação a 727°C (temperatura de equilíbrio do diagrama do ferro-carbono) a 540°C , o 'nariz' da curva. Em temperatura de transformação mais alta, o espaço interlamelar da perlita (espaço entre placas de cementita) é muito grosseiro, e diminui com o abaixamento da temperatura, isto é, o nariz do diagrama IT é aproximado. Esse é um conceito importante, desde que um aço com perlita interlamelar grosseira é mais tenaz e de menor resistência do que um aço com perlita de espaço interlamelar fino.

Comercialmente, os aços para trilhos são produzidos com microestrutura perlítica e, quanto mais fino o espaço interlamelar mais duro o trilho e melhor a resistência ao desgaste. Isso significa que os trilhos durarão mais por muito tempo na trilha se produzido com espaçamento o mais fino permissível. A maioria dos produtores de trilhos emprega o processo de resfriamento acelerado, chamado cabeça endurecedora, para obter as condições necessárias para conseguir o afastamento mais estrito da perlita na cabeça do trilho (ponto do contato da roda).

Se os espécimes são temperados a 450°C e mantidos por vários tempos, a perlita não se forma. De fato, a perlita não transforma isotermicamente na temperatura da transformação (nesse caso, temperatura banho de sal) abaixo do nariz do diagrama na Fig. 7. O componente novo é chamado bainita, que consiste em ripas de ferrita com partículas pequenas de cementita (chamadas precipitados). Um exemplo da microestrutura da bainita é mostrado na Fig. 8. Esta forma de bainita é chamada bainita superior porque é formada na parte superior abaixo do nariz do diagrama IT entre 540°C e 400°C . A bainita inferior, uma microestrutura mais fina de ferrita-carboneto, forma-se em temperaturas mais baixas entre 400°C e 250°C . A bainita é um componente tenaz, alta resistência, importante nos aços baixa liga.

Fig. 7 – Diagrama da Transformação Isotérmica (IT ou TTT) do aço SAE/AISI 1080 mostrando o começo e o fim das curvas da transformação com a temperatura e o tempo



Fonte: ASM Handbook, Vol. 1, 1990, p. 128

Se os espécimes são temperados em um banho de sal em 200°C, se forma um componente novo a martensita. O começo da transformação martensítica é mostrado na Fig. 7, como Ms (220°C). A martensita é uma forma da ferrita que está supersaturada de carbono. Ou seja, devido à velocidade de esfriamento muito rápida, os átomos de carbono não têm tempo para difundir de suas posições intersticiais na estrutura CCC para formar partículas de cementita. Um exemplo da martensita é mostrado na Fig. 9. Os produtos de aço produzidos com uma microestrutura martensítica como temperados são muito duros e frágeis, por exemplo, uma lâmina de barbear. A maioria de produtos martensíticos sofre revenimento em temperaturas entre aproximadamente 350°C e 650°C. O processo de revenimento conduz algum carbono difundir e formar como fase de carboneto da estrutura supersaturada do ferro. Isso torna o aço tenaz e fornece ductilidade. O grau de amolecimento é determinado pela temperatura e tempo de revenimento. Temperatura elevada e tempo longo mais tenaz o aço. A maioria dos aços com martensita são usados na condição têmpera e revenimento.

Fig. 8 – Fotomicrografia de um aço baixa liga que mostra a microestrutura bainita. 500X. Ataque picral 2% e nital 4%

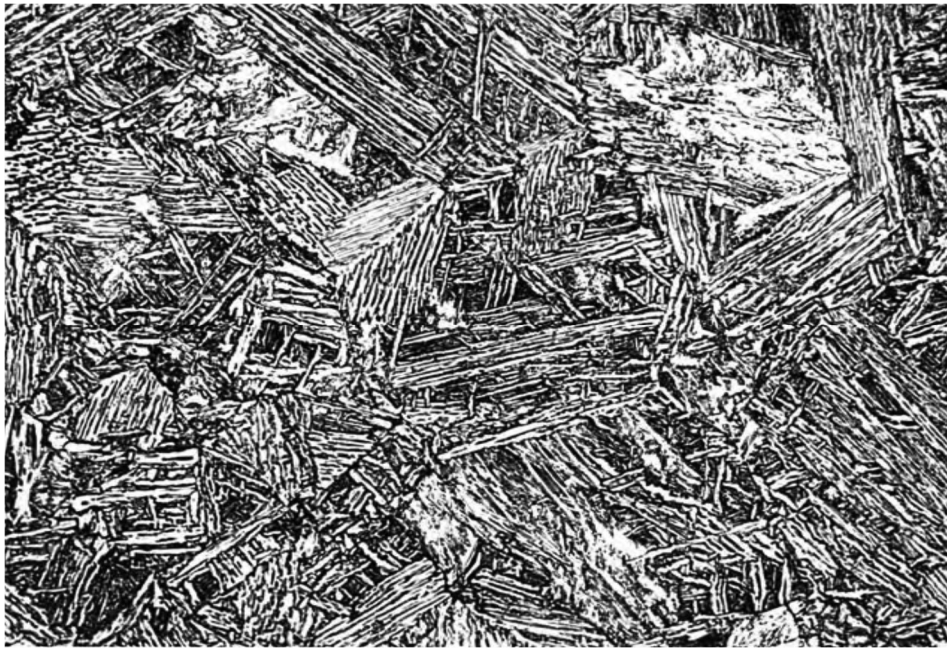
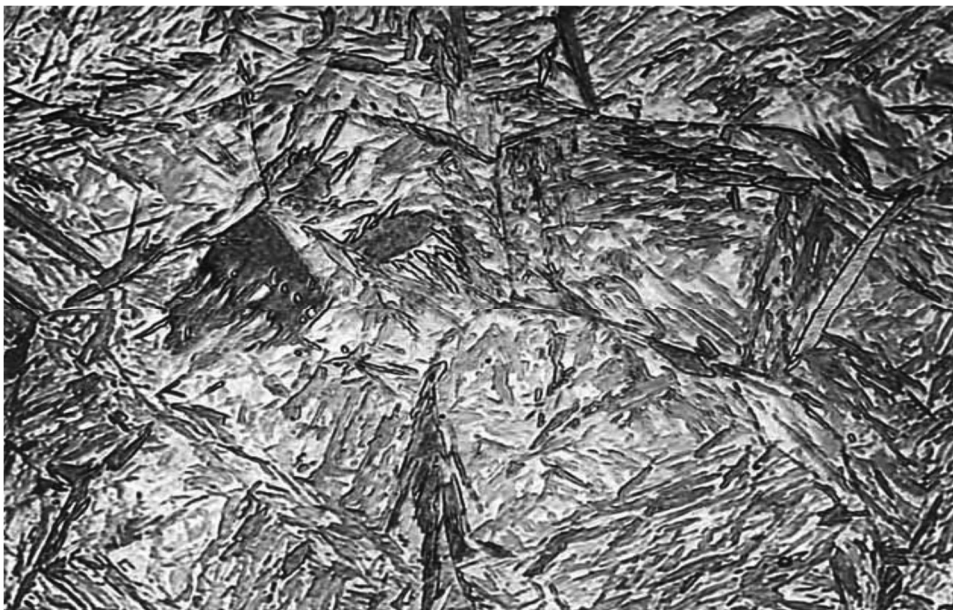


Fig. 9 – Fotomicrografia de um aço baixa liga que mostra a microestrutura martensita. 1000X. Ataque picral 4%%, HCl 10% e metabisulfato de sódio

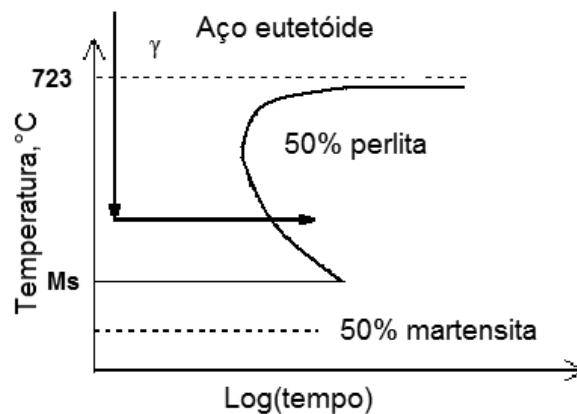


As transformações martensíticas não são de equilíbrio e não podem consequentemente serem representadas em um diagrama de equilíbrio de fase. Entretanto, a temperatura de M_s pode ser extraída como uma linha horizontal na temperatura contra o tempo. Se uma amostra é esfriada de uma temperatura particular e

mantida isotermicamente, não haverá nenhuma martensita a menos que a temperatura esteja abaixo de M_s .

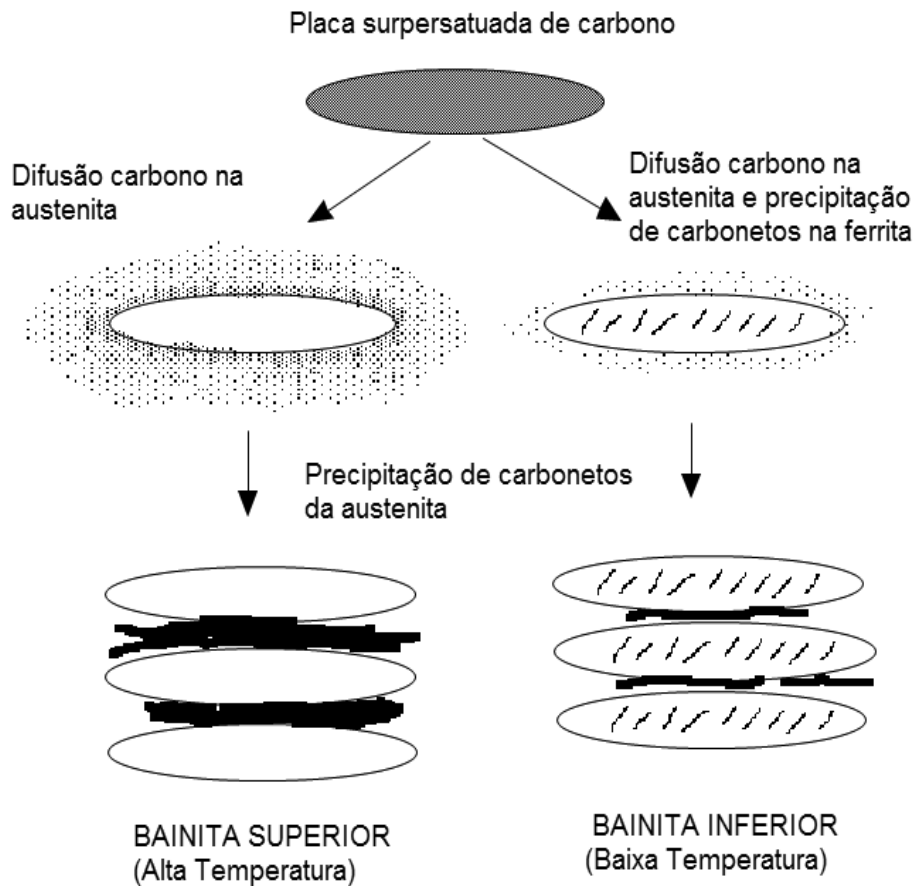
Similarmente, em um aço eutetoide, a perlita não se forma a menos que a austenita seja esfriada abaixo da temperatura eutetoide. A transformação da perlita envolve difusão e, portanto será lenta em baixas temperaturas. Igualmente, será lenta próxima da temperatura eutetoide. Isso pode ser representado traçando a curva TTT, com forma de C, Fig. 10. O diagrama é construído por resfriamento rápido da austenita à temperatura específica e medindo a fração da transformação em função do tempo.

Fig. 10 – Diagrama TTT para aço eutetoide esquemático



Em sub-resfriamento maior começa a bainita, que é uma transformação displaciva, como a martensita, mas ao contrário da martensita não permanece supersaturada de carbono. O excesso do carbono precipita rapidamente como carbonetos finos entre as placas da bainita (bainita superior) ou dentro delas (bainita inferior), Fig. 11 e Fig. 14.

Fig. 11 – Fenômenos da formação bainítica

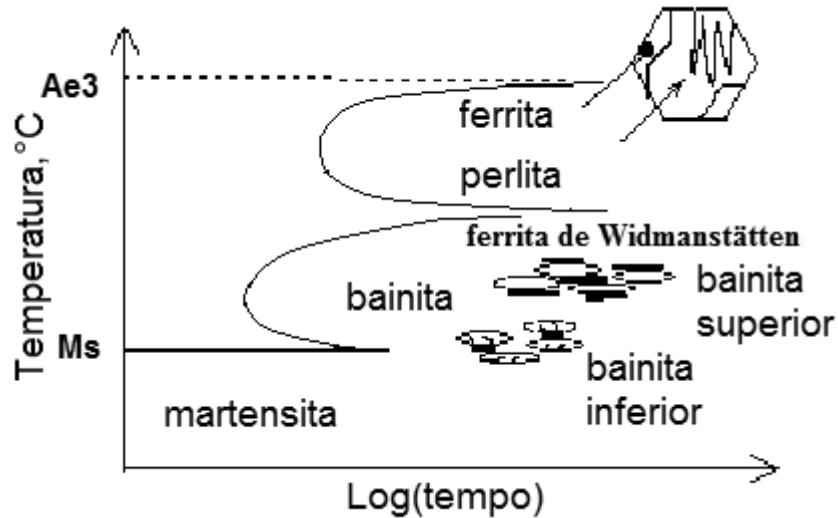


Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2nd edition, 2001

A maioria das transformações no estado sólido está em duas categorias. As transformações displaciva que envolvem um movimento coordenado dos átomos enquanto a estrutura da matriz do produto é deformada. Não há nenhuma difusão e existe uma correspondência atômica entre a matriz e as fases do produto. Uma sequência numerada dos átomos é mantida na fase do produto. Tais transformações são chamadas transformações militares porque há transferência disciplinada dos átomos, a analogia é de uma fila altamente disciplinada de soldados requisitados para embarcar em ônibus militar. A sequência do número no ônibus é idêntica àquela na fila. Os soldados não têm escolha a respeito de seus vizinhos (análogos ao fenômeno do soluto aprisionado). A situação não é de equilíbrio.

A Fig. 12 Diagrama TTT mostra a formação de diversas com estruturas conforme temperatura e tempo da transformação.

Fig. 12 – Diagrama TTT com estruturas conforme esfriamento



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2nd edition, 2001

A difusão dos átomos conduz a nova estrutura do cristal durante uma transformação reconstrutiva. O fluxo da matéria é suficiente para evitar deformações e os solutos podem partilhar entre a matriz e as fases do produto. A difusão conduzindo o fluxo da matéria destrói toda a correspondência atômica entre a matriz e as fases do produto. Isso é análoga a uma fila numerada de civis que embarcam no ônibus de maneira desordenada, a sequência na fila não tem nenhuma semelhança àquela no ônibus.

Na transformação paramilitar os átomos intersticiais (que pode se mover rapidamente) partilham durante a transformação, mas a mudança na estrutura do cristal é conseguida pela transformação displaciva. Esse é um mecanismo comum da transformação em ligas ferro-carbono, a ferrita de Widmanstätten na Fig. 13. Os interstícios encontram equilíbrio ao confinar os átomos substitutionais que não difundem.

A Fig. 14 mostra microestruturas da bainita superior (1 μm) e bainita inferior.

A microestrutura virgem obtida imediatamente depois de tempera da austenita consiste em placas ou em ripas da martensita que está supersaturada com carbono. Na maioria vasta dos aços, a martensita contém uma densidade substancial de deslocamentos que são geradas durante a acomodação imperfeita da mudança da forma que acompanha a transformação. As placas podem ser separadas pelas películas finas da austenita retida,

a quantidade da austenita não transformada torna-se grande enquanto a temperatura de início da formação da martensita M_s é reduzida, Fig. 15.

Fig. 13 – Ferrita de Widmanstätten

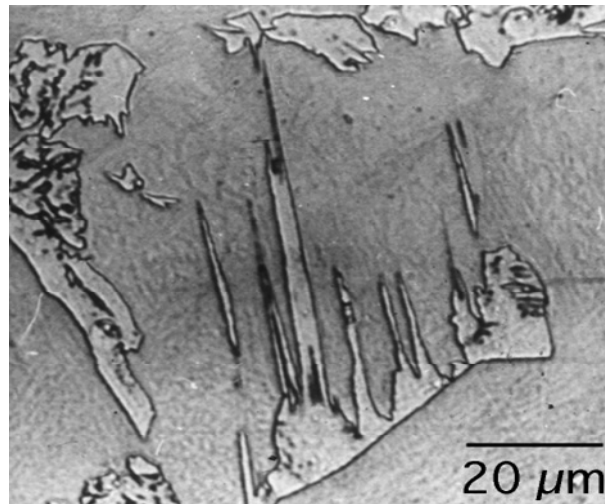
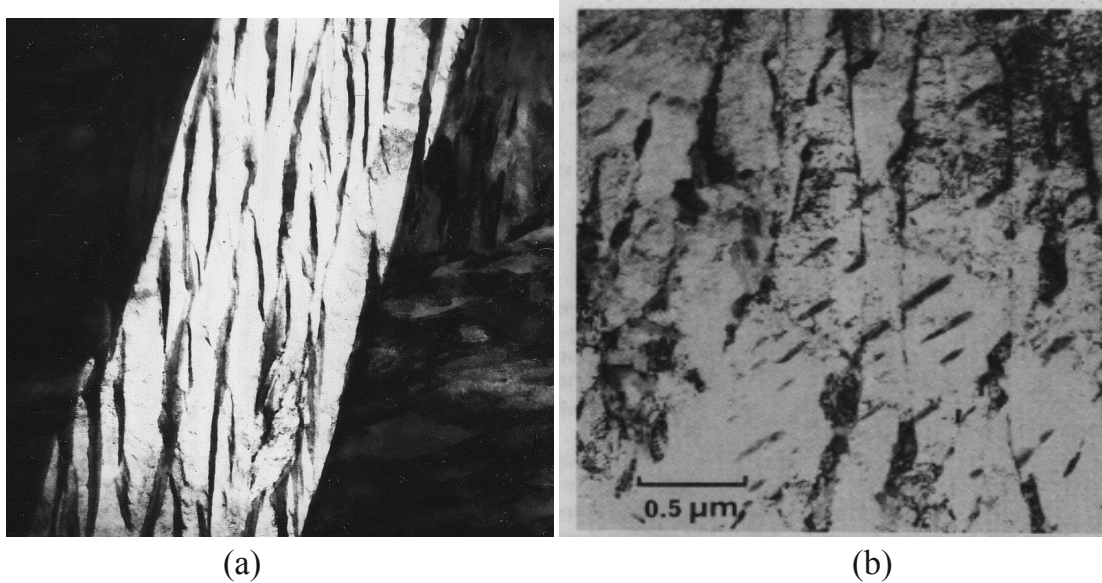
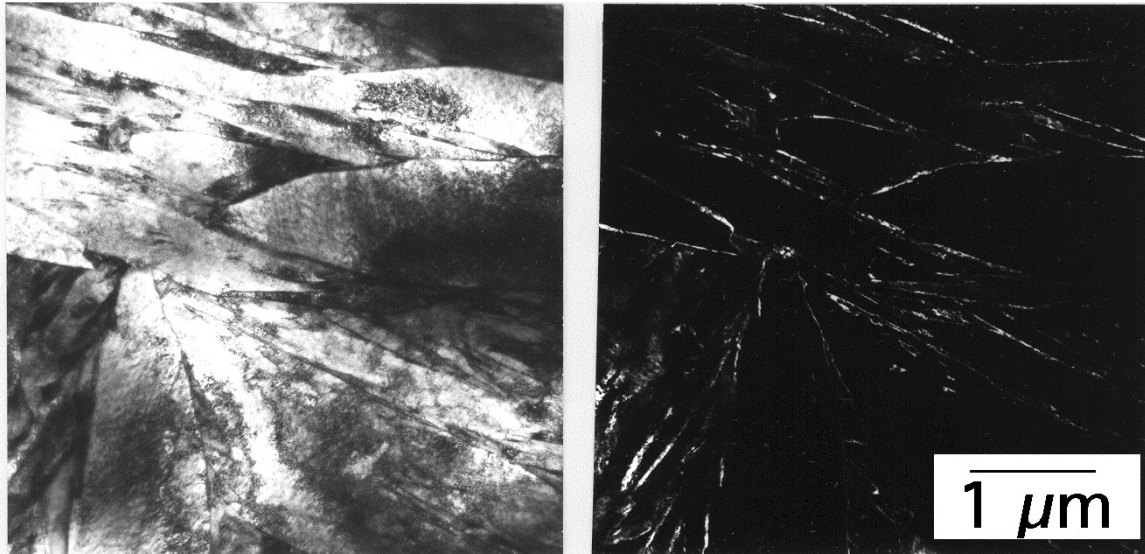


Fig. 14 – (a) Bainita Superior (1μm) (b) Bainita Inferior



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2nd edition, 2001

Fig. 15 – (a) Micrografia de transmissão eletrônica da martensita como-temperada em aço Fe-4Mo-0,2C %. O contraste manchado dentro das placas é devido à alta densidade das deslocações. (b) Imagem correspondente do campo escuro que mostra a distribuição da austenita retida



Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2nd edition, 2001

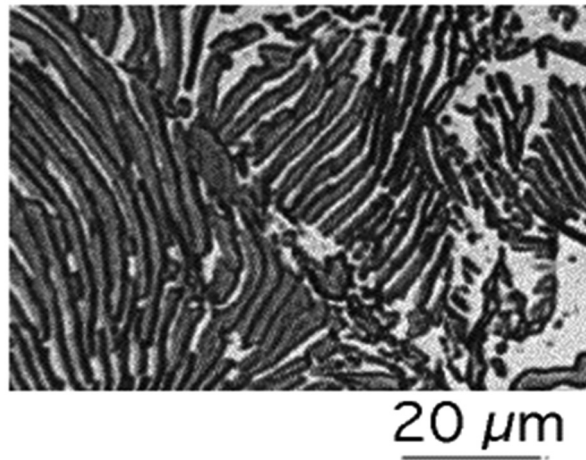
Microestrutura da perlita

Uma colônia de perlita é um bicristal de cementita e ferrita. Suponha que represente a cementita por um repolho e a ferrita por um balde d'água. Colocando o repolho na água representa corretamente a colônia da perlita. A cementita é o único cristal conectado em três dimensões, e a ferrita é similarmente o único cristal em três dimensões.

Quando examinado em uma seção plana, a perlita parece consistir de camadas alternadas de ferrita e cementita como seccionando um repolho com uma faca.

A perlita forma pela transformação no estado sólido da austenita. A cementita e a ferrita crescem cooperativamente em uma frente comum de transformação. Em ligas de aços carbono pleno ferro-carbono, a composição média da perlita é idêntica a da austenita de que cresce. A ferrita, a cementita e a austenita podem então existir em equilíbrio numa única temperatura, temperatura eutetoide. Nos aços liga, por exemplo, ferro-manganês-carbono, o equilíbrio trifásico pode ocorrer sobre uma variação de temperatura, de modo que a perlita existe em equilíbrio com a austenita, Fig. 16, e a Fig. 17 mostra colônias de perlita.

Fig. 16 – (a) Morfologia bidimensional da perlita, aparentemente consistindo de camadas alternadas de cementita e ferrita, (b) Analogia tridimensional à morfologia da perlita, isto é, o repolho representa um único cristal da perlita, e a água no balde o único cristal da ferrita



(a)



(b)

Fonte: H. K. D. H. Bhadeshia, 2nd edition, 2001

Fig. 17 – Colônias de perlita

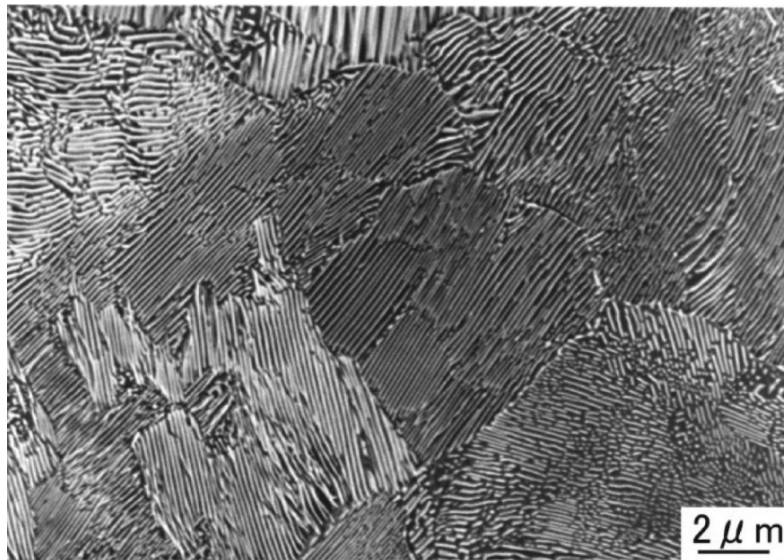


Diagrama da transformação no esfriamento contínuo

Outra forma mais útil de diagrama da transformação temperatura tempo é o diagrama da transformação no esfriamento contínuo (CT). Esse difere do diagrama IT que é construído esfriando espécimes pequenos em várias velocidades de esfriamentos e medindo as temperaturas em que as transformações começam e terminam usando um dispositivo chamado dilatômetro (uma máquina que mede dilatação). Cada transformação da fase sofre distinta mudança de volume (positiva em esfriamento e negativa no aquecimento) que pode ser medida por um dispositivo de medição sensível no dilatômetro. Um diagrama CT tem características similares ao diagrama IT mostrados na Fig. 7, mas é produzido por esfriamento contínuo ao invés de circunstâncias isotérmicas. Diagrama de esfriamento contínuo é aplicável para a maioria de processos industriais e deve ser usado no lugar do diagrama IT. Um diagrama CT pode igualmente ser construído pela têmpera na extremidade de uma barra de Jominy.

Conceito de endurecibilidade

Em produtos grossos, por exemplo, barras de grande diâmetro, placa grossa, e forjados pesados, as propriedades através da espessura são conseguidas com a endurecibilidade. A endurecibilidade é a habilidade de induzir dureza em profundidade em um produto de aço. O nível da dureza é obtido controlando a quantidade de

martensita na microestrutura. Para aumentar a profundidade da dureza, determinados elementos de liga são adicionados no aço para aumentar a endurecibilidade. Os elementos como níquel, cromo, e molibdênio, deslocam o nariz da perlita do diagramas transformação isotérmica e continua para a direita (tempos mais longos). Com o nariz afastado, a martensita pode se formar numa escala ampla de velocidades de resfriamento comparada com aço sem elementos de liga.

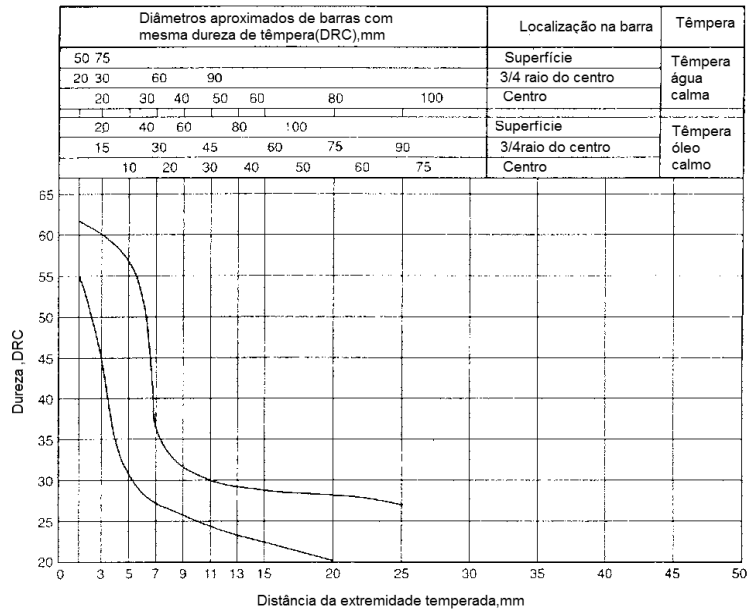
Para ilustrar o conceito de endurecibilidade, compare a faixa de endurecibilidade para aço SAE/AISI 1045 com o aço baixa liga SAE/AISI 4145 na Fig. 17. Estes aços são similares, salvo que o aço baixa liga tem adições de cromo e molibdênio como mostrado abaixo:

C	Mn	Si	Cr	Mo
0,42/0,51	0,50/1,00	0,15/0,35	—	—
0,42/0,49	0,65/1,10	0,15/0,35	0,75/1,20	0,15/0,25

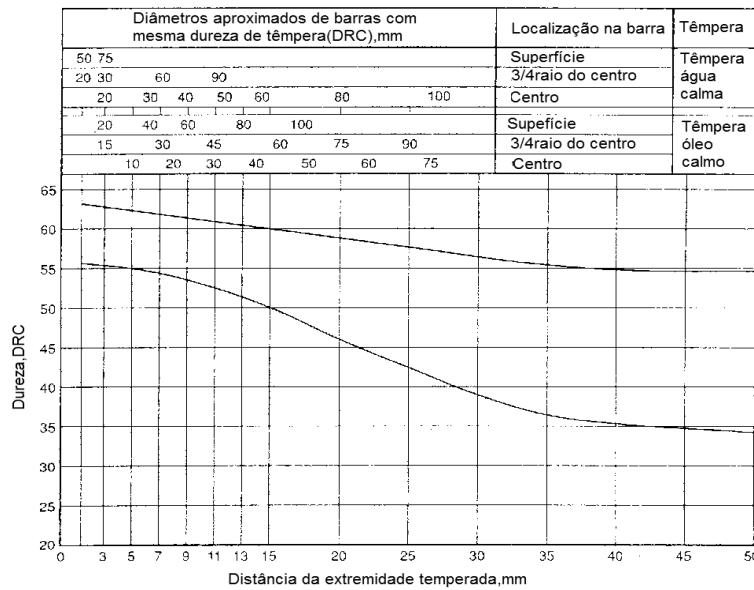
Como pode ser visto das faixas ou bandas de endurecibilidade, o manganês, o cromo, e as adições mais elevadas de molibdênio no aço SAE/AISI 4145 produziram uma profundidade muito maior da dureza do que o aço carbono pleno. Por exemplo, uma dureza de 45RC (escala Rockwell C) foi conseguida em uma profundidade de somente 3mm a 6,5mm no aço SAE/ AISI 1045 comparando com uma dureza de 45RC a uma profundidade de 21mm a 50 mm no aço SAE/AISI 4145.

Temperatura de Tratamento Térmico recomendada pela SAE; Normalização (somente para barras forjadas ou laminadas):870°C; Austenitização: 845°C

Fig. 17 – Curvas de endurecibilidade (a) SAE/AISI 1045 e (b) SAE/AISI 4145 mostrando profundidade da dureza com a distância da extremidade de têmpera na barra Jominy



(a)



(b)

Fonte: ASM Handbook, Vol. 1, 1997, p. 487

Esse aço baixa liga tem muitas vezes a profundidade de dureza ou endurecibilidade do que o aço carbono pleno. Isso significa que uma dureza de 45RC pode ser conseguida no centro de uma barra de 100 mm de diâmetro do aço SAE/ AISI 4145 comparada a uma barra de 10 mm de diâmetro do aço SAE/AISI 1045 (ambos temperados em água). A profundidade da dureza é produzida pela formação da

martensita próxima da extremidade de têmpera da barra com mistura da martensita e bainita além da extremidade e, eventualmente bainita na profundidade da dureza máxima. A endurecibilidade é importante porque a dureza é aproximadamente proporcional ao limite de resistência.

Para obter o limite de resistência aproximado a partir da dureza, usam-se a tabela de conversão da (ASTM E140), que lista os valores das durezas Vickers e Brinell, que é teste de dureza diferente. Por exemplo, a dureza de 45RC converte ao limite de resistência aproximado de 1480 MPa, como mostra parte da referida tabela.

Rockwell RC	DUREZA		Limite Resistência (MPa)
	Vickers	Brinell 3000kg- Carga Approx.	
60	697	654	—
55	595	560	2075
50	513	481	1760
45	446	421	1480
40	392	371	1250
35	345	327	1080
30	302	286	950
25	266	253	840

Os procedimentos convencionais de tratamento térmico para produção de aços martensíticos envolvem normalmente o resfriamento rápido e contínuo de uma amostra austenitizada em algum tipo de meio de resfriamento, tal como a água, o óleo ou o ar. As propriedades ótimas de um aço que foi submetido a um processo de têmpera e depois de revenimento podem ser obtidas somente se durante o tratamento térmico por têmpera a amostra tiver sido convertida para conter um elevado teor de martensita; a formação de qualquer perlita e/ou bainita irá resultar em uma combinação outra que não a melhor combinação de características mecânicas. Durante o tratamento de têmpera, é impossível resfriar a amostra a uma taxa uniforme ao longo de toda a sua extensão; as regiões na superfície irão sempre resfriar mais rapidamente do que as regiões no interior. Portanto, a austenita irá se transformar ao longo de uma faixa de temperaturas, produzindo uma possível variação nas microestruturas e propriedades em função da posição no interior de uma amostra.

O sucesso de um tratamento térmico de aços para produzir uma estrutura predominantemente martensítica ao longo de toda a seção reta do material depende principalmente de três fatores: (1) da posição da liga, (2) do tipo e da natureza do meio de resfriamento e (3) do tamanho e da forma da amostra. A influência de cada um desses fatores será agora discutida.

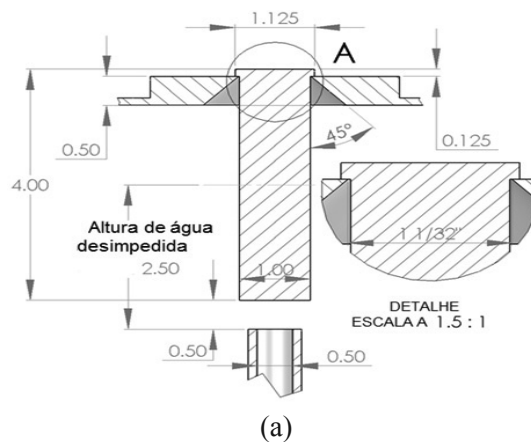
A influência da composição da liga sobre a habilidade de uma liga de aço em se transformar em martensita para um tratamento térmico de têmpera específico está relacionada a um parâmetro que é conhecido por endurecibilidade. Para cada liga de aço diferente existe uma relação específica entre as propriedades mecânicas e a taxa de resfriamento. Endurecibilidade é um termo usado para descrever a habilidade de uma liga de ser endurecida pela formação de martensita como resultado de um dado tratamento térmico. A endurecibilidade não é o mesmo que dureza, significando esta última uma resistência à impressão; ao contrário, a endurecibilidade é uma medida qualitativa da taxa segundo a qual a dureza cai em função da distância ao se penetrar no interior de uma amostra como resultado do menor teor de martensita. Uma liga de aço que possui uma endurecibilidade elevada é uma liga que endurece, ou forma martensita, não apenas na sua superfície, mas em elevado grau também ao longo de todo o seu interior.

2 O ENSAIO JOMINY DA EXTREMIDADE TEMPERADA

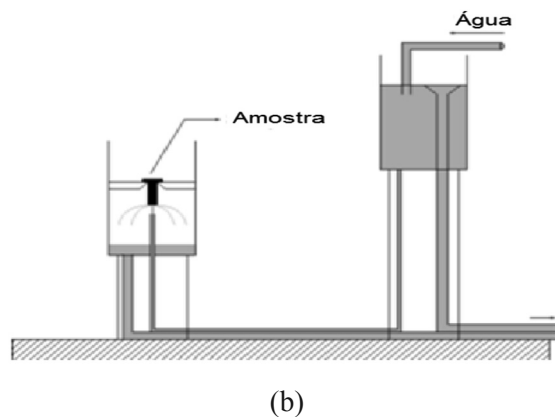
Um procedimento padrão amplamente utilizado para determinar a endurecibilidade consiste no ensaio Jominy (JOMINY, 1938) da extremidade temperada. Com esse procedimento, à exceção da composição da liga, todos os demais fatores que podem influenciar a profundidade até a qual uma peça endurece (isto é, o tamanho e a forma da amostra, e o tratamento por têmpera) são mantidos constantes. Um corpo de prova cilíndrico com 25,4mm (1,0) pol. de diâmetro e 100mm (4)pol. de comprimento é austenitizado a uma temperatura predeterminada durante um período de tempo predeterminado. Após a remoção do forno, ele é rapidamente montado sobre um suporte, como está mostrado na Fig. 18. A extremidade inferior é resfriada rapidamente mediante a ação de um jato de água com vazão e temperatura específicas. Dessa forma, a taxa de resfriamento assume um valor máximo na extremidade que está sendo temperada, diminuindo em função da posição desde esse ponto e ao longo do

comprimento do corpo de prova. Após a peça ter resfriado até a temperatura ambiente, chanfros achatados com 0,4mm (0,015)pol. de profundidade são cortados ao longo do comprimento do corpo de prova, e são realizadas as medições de dureza Rockwell para os primeiros 50mm (2)pol. ao longo de cada chanfro achatado, Fig. 18 (b); para os primeiros 12,8mm (0,5)pol., as leituras de dureza são tiradas em intervalos de 1,6mm (1/16) pol., enquanto para os demais 38,4mm (1,5)pol. as leituras são tomadas a cada 3,2mm (1/8) pol.. Uma curva de endurecibilidade é produzida quando a dureza é traçada em função da posição a partir da extremidade temperada, Fig. 19.

Fig. 18 – Diagrama esquemático de um corpo de prova ensaio Jominy da extremidade temperada (a) montado durante a têmpera e (b) Instrumento do teste Jominy



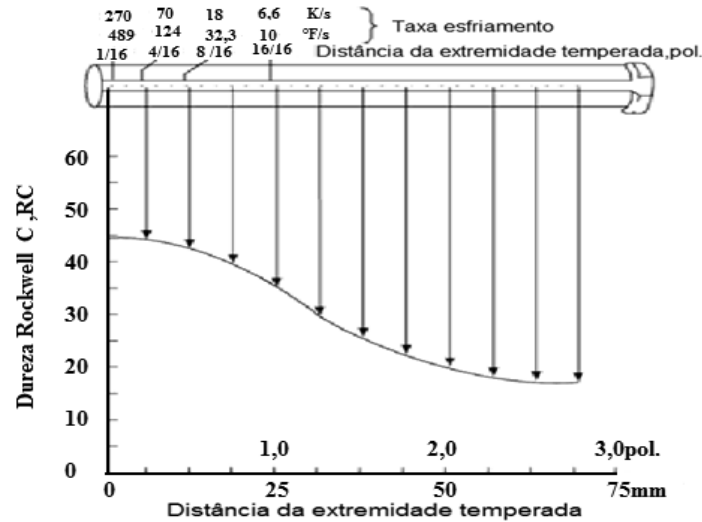
Secção transversal do instrumento do teste Jominy. A água de uma tubulação refrigera a parte inferior da amostra e as medidas da dureza são tomadas então através do comprimento da amostra



Instrumento do teste Jominy

Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

Fig. 19 – Gráfico típico da endurecibilidade de dureza Rockwell C em função da distância até a extremidade temperada ao longo de um trecho plano e polida



Fonte: Jominy, 1938, p. 574-585

2.1 Curvas de endurecibilidade

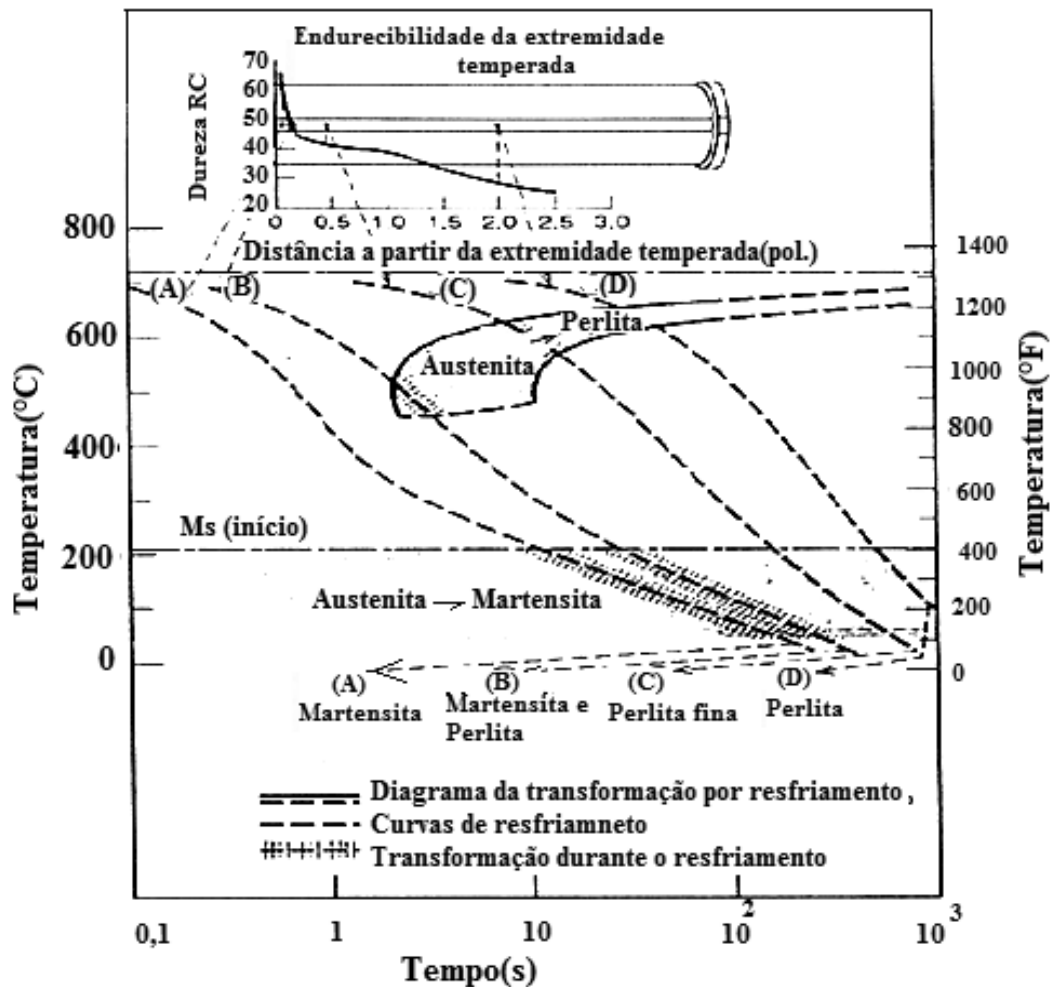
A extremidade temperada é resfriada mais resfriadamente e exibe a maior dureza; para a maioria dos aços, o produto nessa posição é 100% de martensita. A taxa de resfriamento diminui em função do aumento da distância até a extremidade resfriada, e a dureza também diminui como está indicado na figura. Com a diminuição da taxa de resfriamento, mais tempo fica disponível para a difusão do carbono e a formação de uma maior proporção da perlita, mais mole, que pode estar misturada com martensita e bainita. Dessa forma, um aço que é muito endurecível não irá reter grandes valores de dureza. Além disso, cada liga de aço possui a sua própria e exclusiva curva de endurecibilidade. Uma curva de endurecibilidade típica está representada na Fig. 20.

Algumas vezes, torna-se conveniente relacionar a dureza à taxa de resfriamento, em vez de relacioná-la à localização até a extremidade temperada de um corpo de prova Jominy típico. A taxa de resfriamento tomada a 700°C(1300°F) é mostrada geralmente no eixo horizontal superior de um diagrama de endurecibilidade; essa escala está incluída junto aos gráficos de endurecibilidade aqui apresentados. Essa correlação entre a posição e a taxa de resfriamento ou a posição até a extremidade temperada é especificada em termos da distância Jominy, sendo a unidade Jominy equivalente a 1,6mm (1/16) pol., Fig. 20.

Pode ser desenvolvida uma correlação entre a posição ao longo do corpo de prova Jominy e as transformações por resfriamento contínuo. Por exemplo, a figura abaixo representa um diagrama de resfriamento contínuo para uma liga ferro-carbono com composição eutetoide sobre o qual estão superpostas as curvas de resfriamento para quatro posições Jominy diferentes, bem como as microestruturas correspondentes que resultam para cada. A curva de endurecibilidade para essa liga também está incluída.

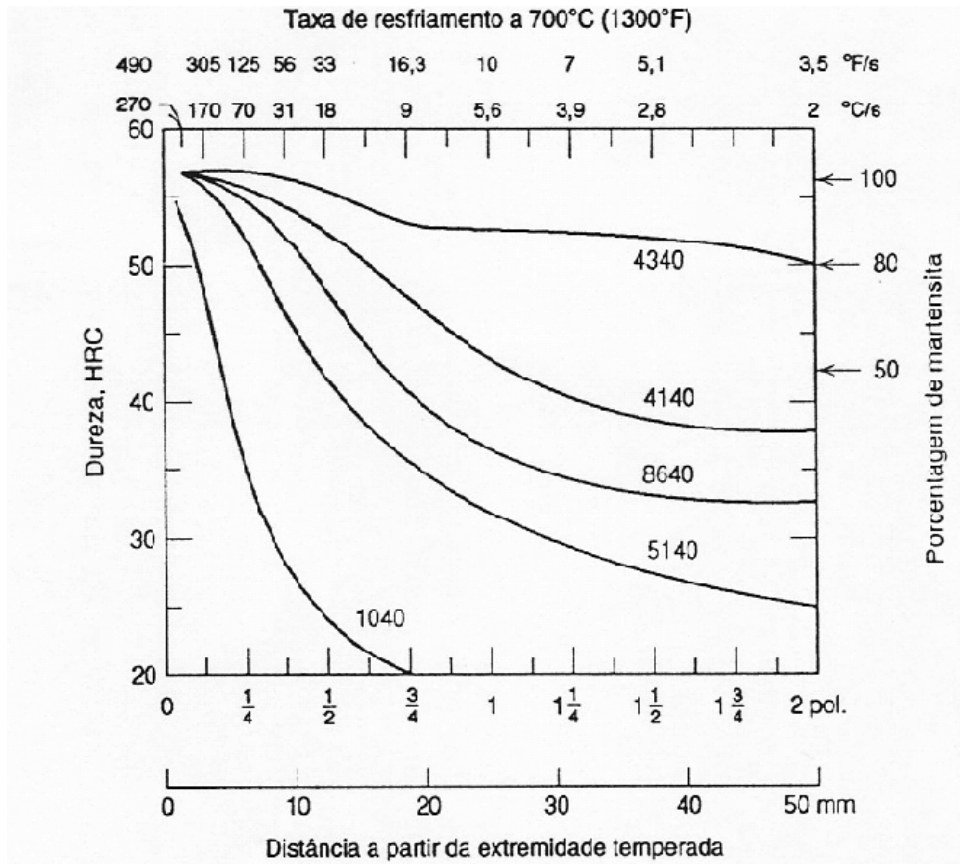
As curvas de endurecibilidade para cinco ligas de aço diferentes, todas com 0,40% de carbono, porém contendo quantidades diferentes de outros elementos de liga, estão mostradas na Fig. 21.

Fig. 20 – Correlação de informações sobre a endurecibilidade e o resfriamento contínuo para liga ferro-carbono com composição eutetoide



Fonte: H Boyer, 1977

Fig. 21 – Curvas de endurecibilidade para cinco ligas de aço diferentes, cada uma contendo 0,4% de carbono. As composições (em%) aproximadas das ligas são as seguintes: 4340-1,85 Ni, 0,80 Cr e 0,25 Mo; 4140-1,0 Cr e 0,20 Mo; 8640-0,55 Ni, 0,50 Cr e 0,20 Mo; 5140-0,85 Cr; 1040 é um aço sem elementos de liga.



Fonte: Adaptado da figura fornecida por cortesia da Republic Steel Corporation.

Uma das amostras consiste em um aço comum ao carbono (1040); as outras quatro amostras (4140, 4340, 5140 e 8640) consistem em aços-liga. As composições dos quatro aços-liga estão dadas junto à figura. O significado dos números de designação da liga (por exemplo, 1040) será explicado nos outros assuntos mais adiante. É importante observar vários detalhes nessa figura. Em primeiro lugar, todas as cinco ligas possuem durezas idênticas na extremidade temperada de 57RC; essa dureza é função exclusivamente do teor de carbono, o qual é o mesmo para todas as ligas.

Provavelmente, a característica mais significativa dessas curvas é o seu formato, que se relaciona com a endurecibilidade. A endurecibilidade do aço comum ao carbono 104 é baixa, pois a dureza decai de maneira brusca até aproximadamente 30RC após uma distância Jominy relativamente curta 6,4mm(1/4) pol.. De maneira contrária, as

reduções na dureza para os outros quatro aços-liga são distintamente mais graduais. Por exemplo, a uma distância Jominy de 50mm (2)pol., as durezas das ligas 4340 e 8640 são de aproximadamente 50 RC e 32 RC, respectivamente. Dessa forma, comparando essas duas ligas, a liga 4340 é mais endurecível. Um corpo de prova construído a partir do aço comum ao carbono 1040, quando resfriado com água, irá endurecer somente até a uma distância pouco profunda além da superfície, enquanto no caso dos corpos de prova construídos a partir dos outros quatro aços-liga a dureza temperada mais alta irá persistir até uma profundidade muito maior.

Os perfis de dureza mostrados na acima são indicativos da influência da taxa de resfriamento sobre a microestrutura. Na extremidade temperada, onde a taxa de resfriamento é de aproximadamente 600°C/s (1100°F/s), 100% de martensita está presente em todas as cinco ligas. Para taxas de resfriamento inferiores a cerca de 70°C/s (125°F/s) ou distâncias Jominy maiores do que aproximadamente 6,4mm(1/4)pol., a microestrutura do aço 1040 é predominantemente perlítica, contendo alguma ferrita proeutetoide. Entretanto, as microestruturas dos quatro aços ligas consistem principalmente em uma mistura de martensita e bainita; o teor de bainita aumenta em função da diminuição da taxa de resfriamento.

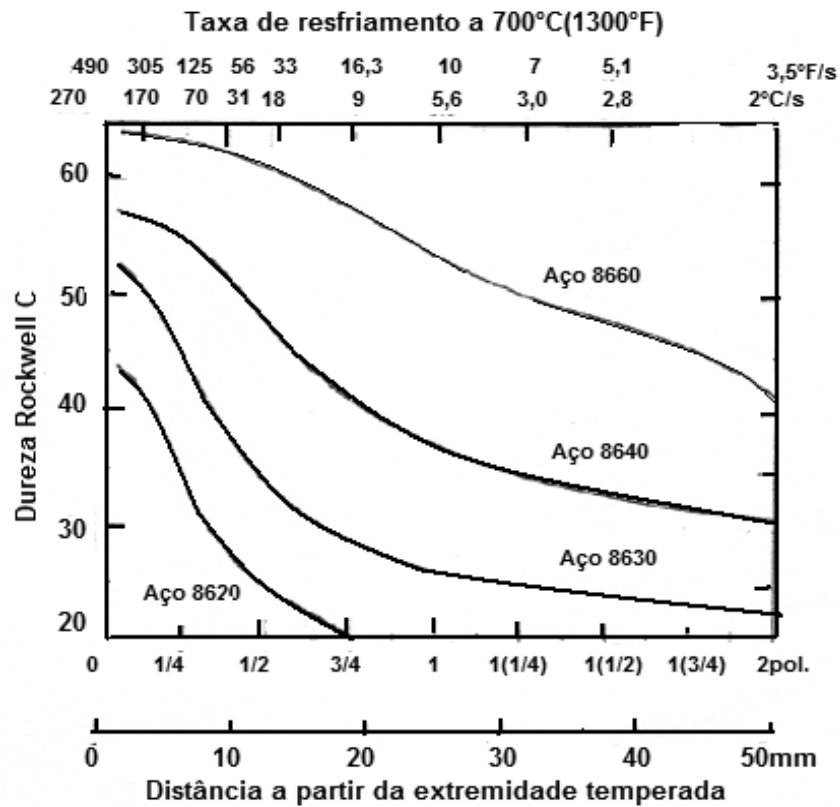
Essa disparidade no comportamento da endurecibilidade para as cinco ligas da figura vista anteriormente é explicada pela presença de níquel, cromo e molibdênio nos aços-liga. Esses elementos de liga retardam as reações de transformação da austenita em perlita e/ou bainita, como foi explicado acima; isso permite que mais martensita se forme para uma taxa de resfriamento específica, produzindo uma maior dureza. O eixo da direita desta figura mostra a porcentagem aproximada de martensita que está presente em diferentes durezas para essas ligas.

As curvas de endurecibilidade também dependem do teor de carbono. Esse efeito está demonstrado na Fig. 22 para uma série de aços-liga onde somente a concentração de carbono é variada. A dureza em qualquer posição Jominy aumenta em função do aumento da concentração de carbono.

Ainda, durante a produção industrial de aço, existe sempre uma ligeira e inevitável variação na composição e no tamanho médio do grão de uma batelada para outra. Isso resulta em algum espalhamento nos dados de medição da endurecibilidade, os quais são frequentemente colocados na forma de uma banda ou faixa que representa

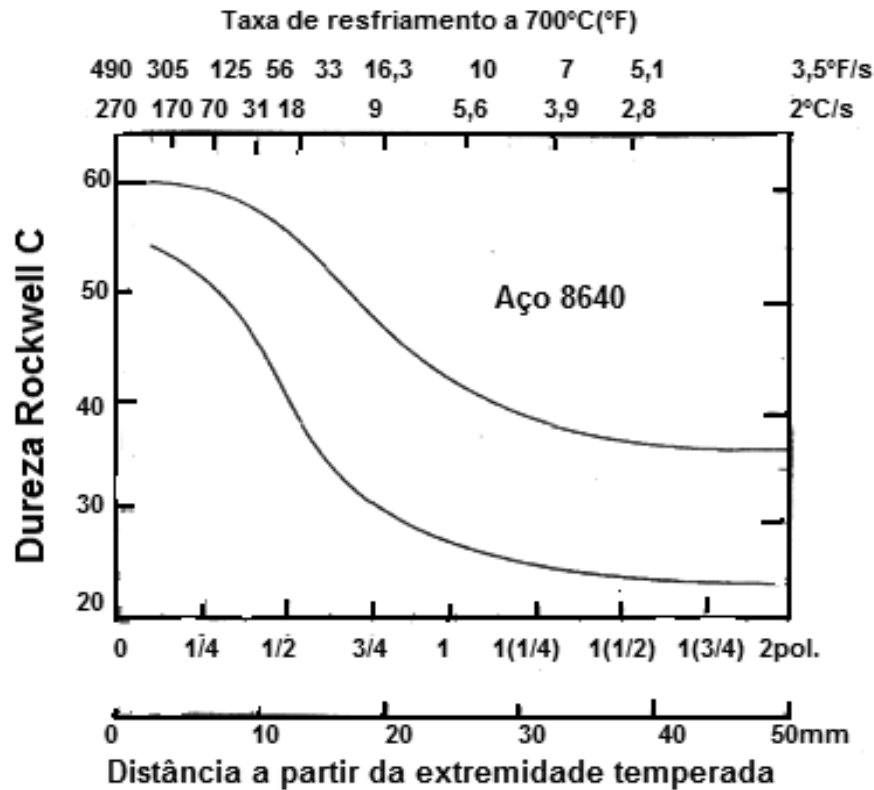
os valores máximos e mínimos que seriam esperados para a liga específica, banda de endurecibilidade está traçada na Fig. 23 para um aço 8640. Uma letra H após a designação de especificação de uma liga, por exemplo, 8640H indica que a composição e as características da liga são tais que a sua curva de endurecibilidade irá se encontrar no interior de uma banda específica.

Fig. 22 – Curvas de endurecibilidade para quatro ligas da série 8600 contendo a concentração de carbono indicada



Fonte: Adaptado da figura fornecida por cortesia da Republic Steel Corporation

Fig. 23 – Banda de endurecibilidade para um aço 8640 indicando os limites máximos e mínimos



Fonte: Adaptado da figura fornecida por cortesia da Republic Steel Corporation

2.2 Influência do meio de resfriamento, do tamanho e da geometria da amostra

O tratamento anterior da endurecibilidade discutiu a influência tanto da composição da liga como da taxa de resfriamento ou de têmpera sobre a dureza. A taxa de resfriamento de uma amostra depende da taxa de extração de energia térmica, a qual, por sua vez, é uma função das características do meio de resfriamento que está em contato com a superfície da amostra, bem como do tamanho e da geometria da amostra.

A severidade da têmpera é um termo usado com frequência para indicar a taxa de resfriamento; quanto mais rápido for o resfriamento, mais severa será a têmpera. Dos três meios de resfriamento mais comuns água, óleo e ar, a água produz o resfriamento mais severo, seguida pelo óleo, que por sua vez é mais eficaz do que o ar. O grau de agitação de cada meio também influencia a taxa de remoção do calor. O aumento da velocidade do meio de resfriamento ao longo da superfície da amostra melhora a eficácia da têmpera. As têmperas realizadas em óleo são adequadas para o tratamento térmico de muitos aços-liga. De fato, para aços com maiores teores de carbono, uma

têmpera em água é muito severa, pois podem ser produzidas trincas ou empenamento. O resfriamento ao ar de aços comuns ao carbono austenitizados produz, normalmente, uma estrutura que é quase que exclusivamente perlítica.

Durante a têmpera de uma amostra de aço, a energia térmica deve ser transportada para a superfície antes que ela possa ser dissipada para o interior do meio de resfriamento. Como consequência, taxa de resfriamento dentro e ao longo de todo o interior de uma estrutura de aço varia de acordo com a posição e depende da geometria e do tamanho do material. A Fig. 24 que mostra taxa de resfriamento a 700°C (1300°F) para barras cilíndricas como uma função do diâmetro, em quatro posições radiais diferentes (na superfície, a três quarto do raio, na metade do raio e no centro). A têmpera se processa em água Fig. 24(a) e em óleo Fig. 24(b) com agitação moderada; a taxa de resfriamento também está expressa em termos da distância Jominy equivalente, uma vez que esses dados são usados com frequência em conjunção com as curvas de endurecibilidade. Diagramas semelhantes àqueles mostrados na Fig. 24(a) e Fig. 24(b) também foram gerados para outras geometrias que não uma geometria cilíndrica (por exemplo, para chapas planas).

Uma utilidade de tais diagramas está na previsão da dureza transversalmente ao longo da seção reta de uma amostra. Por exemplo, o diagrama Fig. 25(a) abaixo compara as distribuições radicais de dureza em amostras cilíndricas de aço comum ao carbono (1040) e de aço liga (4140); ambas possuem diâmetro de 50mm (2)pol. e são temperadas em água. A diferença na endurecibilidade fica evidente a partir desses dois perfis. O diâmetro da amostra também influencia a distribuição de dureza, como está demonstrado no diagrama Fig. 25 (b), que traça os perfis de dureza para cilindros de aço 4140 temperados em água, em 50 mm(2 pol.) e 100mm(4)pol. de diâmetro. O problema-exemplo ilustra como esses perfis de dureza são determinados.

No que se refere à forma da amostra, uma vez que a energia térmica é dissipada para o meio de resfriamento na superfície da amostra, a taxa de resfriamento para um tratamento de têmpera em particular depende da razão da área superficial sobre a massa da amostra. Quanto maior for essa razão, mais rápida será a taxa de resfriamento e, conseqüentemente, mais profundo será o efeito do endurecimento. Formas irregulares com arestas e cantos possuem razões superfície-massa maiores do que formas regulares

e arredondadas (por exemplo, esferas e cilindros), e são, portanto, mais acessíveis ao endurecimento por têmpera.

Existe uma grande variedade de aços que são suscetíveis a um tratamento térmico martensítico, e uma dos critérios mais importantes no processo da seleção é a endurecibilidade. As curvas de endurecibilidade, quando utilizadas em conjunção com gráficos tais como aqueles mostrados na Fig. 22 para vários meios de resfriamento, podem ser usadas para garantir a adequação de uma liga de aço específica para uma dada aplicação. Ou, de maneira contrária, pode ser determinada a adequação de um procedimento de têmpera para uma liga. Para peças que devem ser envolvidas em aplicações que incluem tensões relativamente elevadas, um mínimo de 80% de martensita deve ser produzido ao longo de todo o interior do material como consequência do procedimento de têmpera. Uma condição mínima de apenas de 50% de martensita é exigida para peças que são submetidas a tensões moderadas.

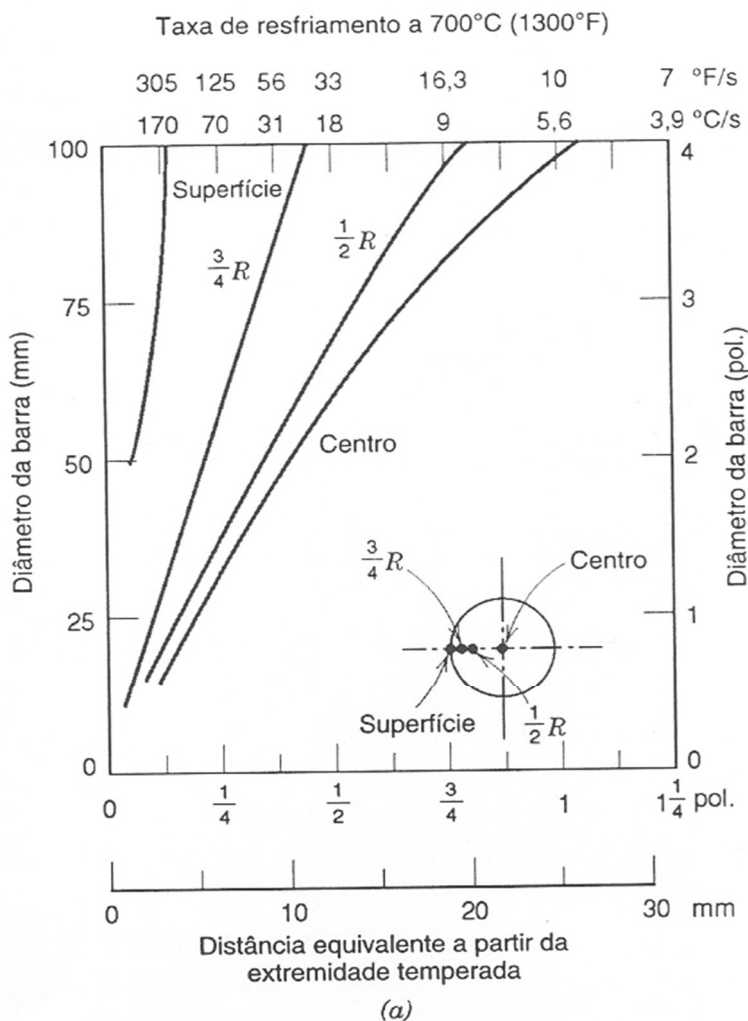
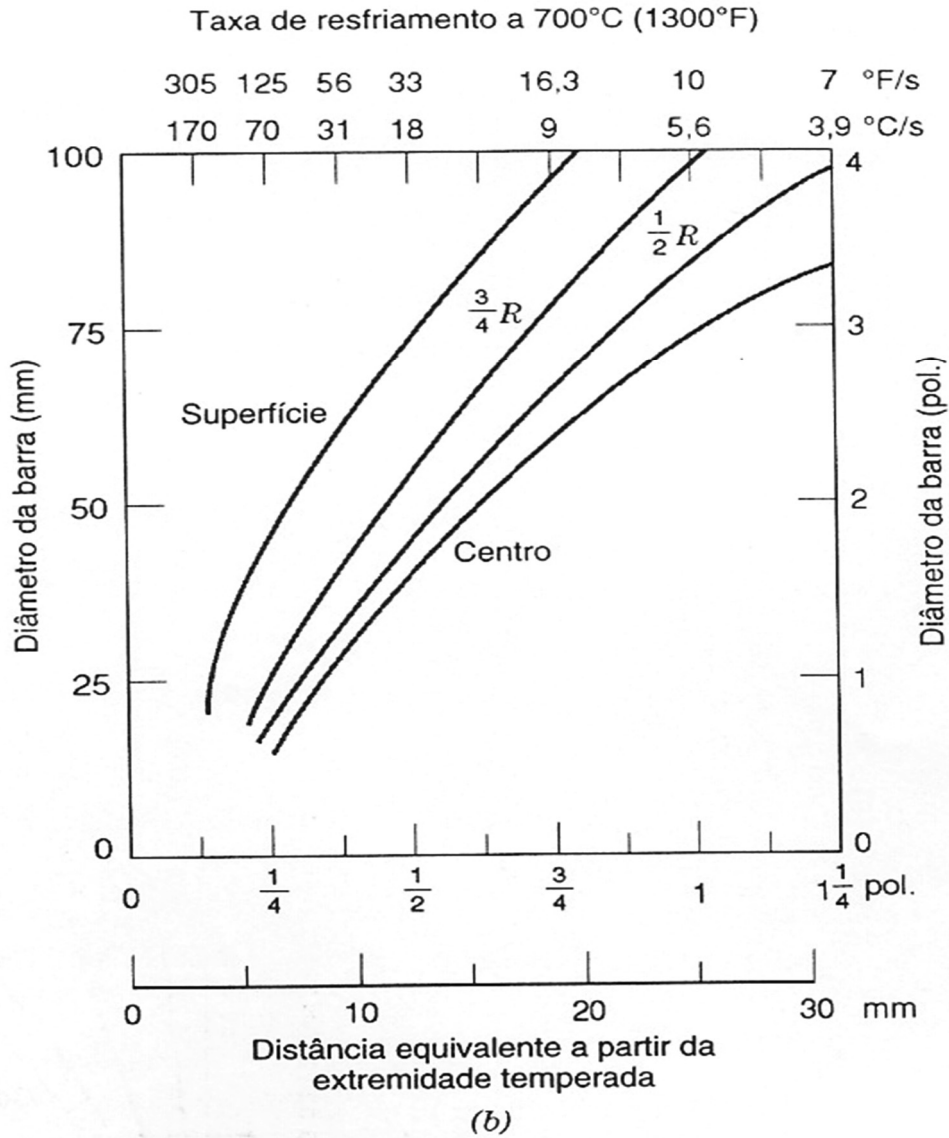
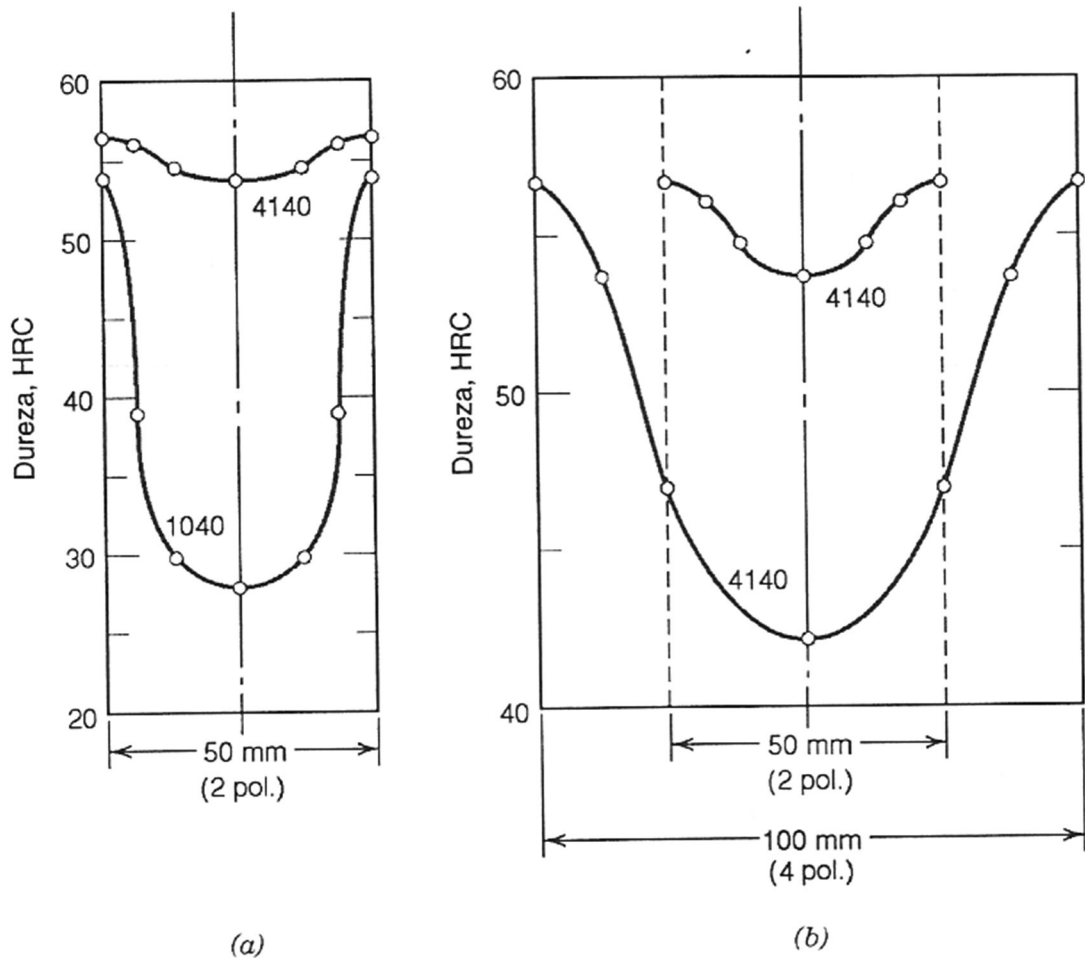


Fig. 24 – Taxa de resfriamento como uma função do diâmetro em posições na superfície, a três quartos do raio ($3/4R$), na metade do raio ($1/2R$) e no centro para barras cilíndricas temperadas em (a) água e (b) óleo em meio moderadamente agitado. As posições de Jominy equivalentes estão incluídas ao longo do eixo inferior



Fonte: Metals Handbook, Vol. 1, 9th edition, 1978, p. 492

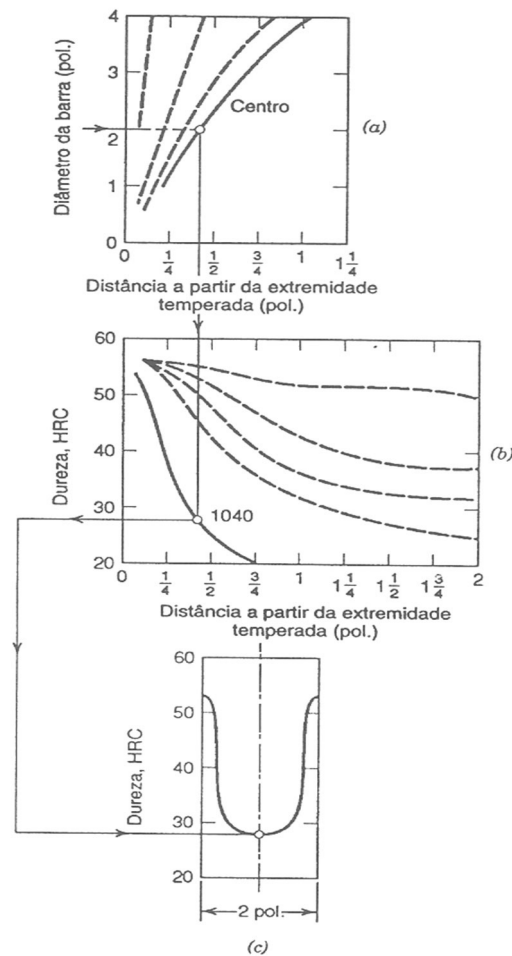
Fig. 25 – Perfis radiais de dureza para (a) amostras cilíndricas de aço 1040 com diâmetro de 50 mm (2) pol. temperadas em água moderadamente agitada, e (b) amostras cilíndricas de aço 4140 com diâmetro de 50 mm e 100 mm (2 e 4) pol. temperadas em água moderadamente agitada



Problema-exemplo

Determine o perfil radial de dureza em uma amostra cilíndrica de um aço 1040 com 50 mm (2) pol. de diâmetro que foi temperada em água sob agitação moderada. A. Fig. 26 mostra o uso de dados de endurecibilidade para a geração de perfis de dureza.

Fig. 26 – Dados de endurecibilidade para a geração de perfis de dureza. (a) A taxa de resfriamento no centro de um corpo de prova com 50mm(2)pol. de diâmetro que foi temperado em água é determinada. (b) A taxa de resfriamento é convertida em uma dureza Rockwell C para um aço 1040. (c) A dureza Rockwell é traçada no perfil radial de durezas



Solução

Em primeiro lugar, avalie a taxa de resfriamento (em termo da distância a partir da extremidade temperada no ensaio Jominy) em posições radiais localizadas no centro, na superfície, na metade do raio e a três quartos da amostra cilíndrica. Isso é conseguido com o uso do gráfico da taxa de resfriamento em função do diâmetro da barra para o meio de resfriamento apropriado, nesse caso, Fig. 26 (a). Então, converta a taxa de resfriamento em cada uma dessas posições radiais em um valor de dureza de um gráfico

de endurecibilidade para a liga específica em questão. Finalmente, determine o perfil de dureza colocando a dureza como uma função da posição radial.

Esse procedimento está demonstrado na Fig. 26 (b) para a posição central. Observe que para um cilindro resfriado com água com 50mm(2)pol. de diâmetro, a taxa de resfriamento no centro é equivalente àquela encontrada a aproximadamente 9,5mm(3/8) pol. da extremidade temperada de um corpo de prova Jominy, Fig. 26(a). Isso corresponde a uma dureza de aproximadamente 28RC, conforme observado no gráfico de endurecibilidade para a liga de aço 1040, Fig. 26(b). Finalmente, esses pontos de dados estão colocados no perfil de dureza apresentado na Fig. 26(c).

As durezas na superfície, na metade do raio e a três quartos do raio seriam determinadas de maneira semelhante. Um perfil completo foi incluído, e os dados que foram usados estão tabulados abaixo.

Posição Radial	Distância equivalente da extremidade temperada [mm(pol.)]	Dureza RC
Centro (C)	9,5(3/8)	28
Metade do raio (1/2R)	8(5/16)	30
Três quartos do raio (3/4R)	4,8(3/16)	39
Superfície (S)	1,6(1/16)	54

3 EXEMPLO DE PROJETO

É necessário selecionar uma liga de aço para ser usada em um eixo de saída de uma caixa de engrenagens. O projeto pede um eixo cilíndrico com diâmetro de 25,4mm(1pol.), que apresente uma dureza superficial de pelo menos 38RC, bem como uma ductilidade mínima de 12% Δ L. Especifique uma liga e um tratamento que atendam esses critérios.

SOLUÇÃO

Em primeiro lugar, o custo é também, muito provavelmente, uma importante consideração de projeto. Certamente isso iria eliminar os aços relativamente caros, tais como os aços inoxidáveis e aqueles que são endurecíveis por precipitação. Portanto, vamos começar pelo exame do aço comum ao carbono e de aços baixa liga, bem como pelos tratamentos que estão disponíveis para alterar as suas características mecânicas.

É improvável que uma simples deformação plástica a frio de um desses aços venha a produzir a combinação desejada de dureza e ductilidade. Por exemplo, a partir da Fig. 27, uma dureza de 38RC corresponde a um limite de resistência a tração de 1200MPa (175.000psi). O limite de resistência à tração como uma função da porcentagem de deformação plástica a frio para um aço 1040 está representado na Fig. 28(b). Nela pode-se observar que para uma condição de 50% de trabalho a frio será obtido um limite de resistência à tração de somente aproximadamente 900MPa(130000psi); além disso, a ductilidade correspondente é de aproximadamente 10% Δ L, Fig. 28(c). Assim, essas duas propriedades são insuficientes para atingir as condições de projeto especificadas; ademais, a deformação plástica a frio de outros aços comuns ao carbono ou de aços baixa liga provavelmente também não iria atingir os valores mínimos exigidos.

Outra possibilidade seria a execução de uma série de tratamentos térmicos onde o aço seria austenitizado, temperado (para formar martensita), e finalmente submetido a tratamento de revenimento. Examinando as propriedades mecânicas de vários aços comuns ao carbono e aços baixa liga que foram submetidos a tratamento térmico dessa maneira, a dureza superficial do material temperado (que por fim afeta a dureza do material após o revenimento) dependerá tanto do teor de liga como do diâmetro do eixo, como foi discutido nas duas seções anteriores. Por exemplo, o grau segundo o qual a dureza superficial diminui em função do diâmetro está representado para um aço SAE1060 que foi submetido à têmpera no óleo. Além do mais, a dureza superficial após o revenimento também dependerá da temperatura e do tempo de revenimento.

Diâmetro (pol.)	Dureza Superficial (RC)
0,5	59
01	34
02	30,5
04	29

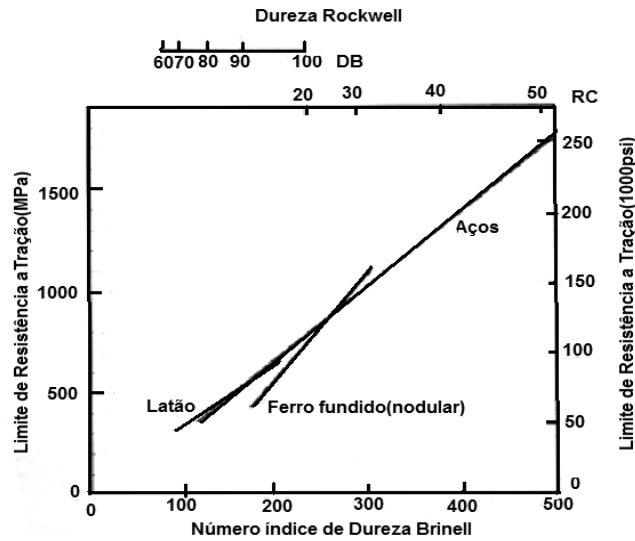
Os dados de dureza e de ductilidade para as condições de têmpera e revenimento foram coletadas para um aço comum ao carbono (AISI/SAE 1040) e para vários aços baixa liga mais comuns e facilmente disponíveis. Os dados para esses aços estão na Tabela 1. O meio de resfriamento (óleo ou água) está indicado para temperaturas de revenimento de 540°C(1000°F), 595°C(1100°F) e 650°C(1200°F), as únicas combinações liga-tratamento térmico que atendem aos critérios estipulados são: 4150/óleo-revenimento a 540°C, 4340/óleo-revenimento a 540°C e 6150/óleo-revenimento a 540°C. Os custos desses três materiais são provavelmente comparáveis; contudo, deve-se proceder a uma análise de custos. Além disso, a liga 6150 possui a maior ductilidade (por uma pequena margem), o que daria a essa liga uma pequena vantagem no processo de seleção.

Tabela 1 – Valores para a Dureza Rockwell C(superficial) e o Alongamento Percentual para Cilindros com 25,4mm (1) pol. de Diâmetros, feitos a Partir de seis Ligas de Aços diferentes, na Condição de Têmpera e vários Tratamentos Térmicos de Revenimento

Designação da liga/ meio de resfriamento	Após a Tempera	Revenimento a 540° C(1000°F)		Revenimento a 595°C(1100°F)		Revenimento a 650°C(1200°F)	
	Dureza (RC)	Dureza (RC)	Ductilidade (%ΔL)	Dureza (RC)	Ductilidade (%ΔL)	Dureza (RC)	Ductilidade (%ΔL)
1040/óleo	23	(12,5) ^a	26,5	(10) ^a	28,2	(5,5) ^a	30,0
1040/óleo	50	(17,5) ^a	23,2	(15) ^a	26,0	(12,5) ^a	27,7
4130/óleo	51	31	18,5	26,5	21,2	-	-
4140/óleo	55	33	15,5	30	19,5	27,5	21,0
4150/óleo	62	38	14,0	35,5	15,7	30	18,7
4340/óleo	57	38	14,2	35,5	16,5	29	20,0
6150/óleo	60	38	14,5	33	16,0	31	18,7

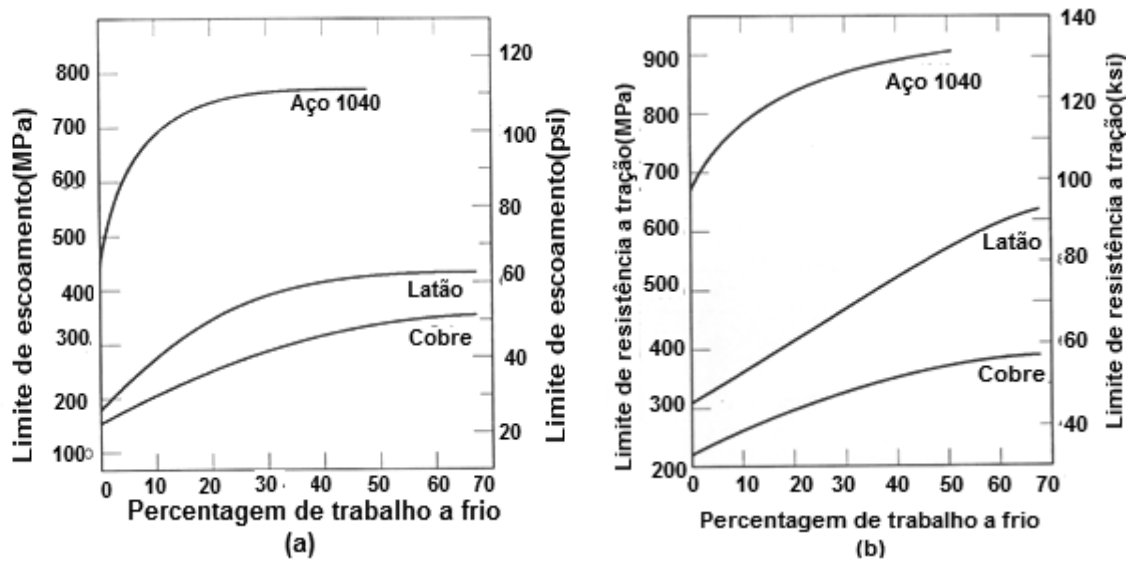
^aEsses valores de dureza são apenas aproximados, pois são inferiores a 20 RC

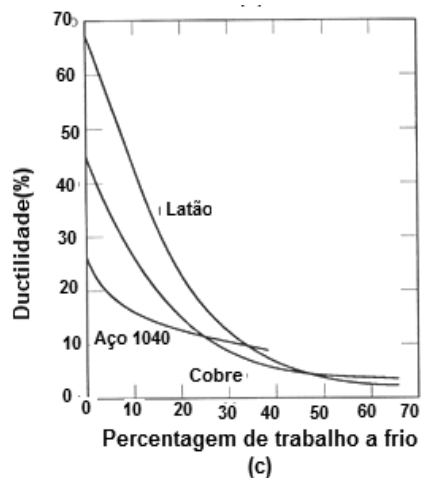
Fig. 27 – Relações entre a dureza e o limite de resistência a tração para aço, latão e ferro fundido



Fonte: Metals Handbook Vol. 1, 9th edition, 1978, p. 36 e 461; e Handbook: Vol. 2, 9th edition, 1979, p. 327

Fig. 28 – Para o aço 1040, latão e cobre, (a) o aumento no limite de escoamento, (b) o aumento no limite de resistência à tração, e (c) a redução na ductilidade ($\Delta L\%$) em função do trabalho mecânico a frio





Fonte: Metals Handbook, Vol. 1, 9th edition 1978, p. 226; e Handbook Vol. 2, 9th edition, 1979, p. 276 e 327

4 CÁLCULO DA ENDURECIBILIDADE DO AÇO

Introdução

Esse método de cálculo da endurecibilidade Jominy do diâmetro ideal químico (DI) de um aço é baseado no trabalho original de M.A. Grossman (GROSSMAN, 1942) e fornece aumento na exatidão pelo refinamento dos fatores de multiplicação do carbono, a correlação com fator de boro (B.F.) e com índice do carbono e da liga. Estes refinamentos foram baseados na análise de milhares de fusão de aços com boro e sem boro das séries 1500, 4100, 5000, e 8600 que abrangem uma escala de composições como segue, e uma escala de DI como contida nas Tabelas 2-5. A exatidão desse método de teste e as técnicas usadas para desenvolvê-lo foram documentadas. Para comparação desse método de teste com outros, ou para composições de aços fora das classes mencionadas, deve referir a outros artigos relacionados com o cálculo da endurecibilidade.

Elemento	Variação, %
Carbono	0,10–0,70
Manganês	0,50–1,65
Silício	0,15–0,60
Cromo	1,35 máx.
Níquel	1,50 máx.
Molibdênio	0,55 máx.

Cálculo de DI para Aço sem Boro. Esse cálculo confia numa série de fatores de endurecibilidade, Tabela 6, para cada elemento de liga na composição que, quando junto multiplicado, fornece o valor de DI. (Por simplicidade, somente são dados os fatores de multiplicação para DI em unidades polegada. Para DI em milímetros, usar o valor da tabela métrica.) Os efeitos do fósforo e do enxofre não são considerados desde que tendem a cancelar um do outro.

Vários autores estudaram o assunto e propuseram diversos modelos. Os valores adotados são devidos a (GROSSMAN, 1942). Fatores multiplicativos entram na expressão:

$$DI = D_{ic} \times A\%Mn \times B\%Si \times C\%Ni \times D\%Cr \dots \quad (1)$$

Onde

DI = Diâmetro ideal crítico do aço= apresenta 50% de martensita no meio ideal de têmpera; severidade de têmpera (H), capacidade do meio de extrair calor da peça, dada por:

$$H = E/K$$

E= fator de transferência de valor, cal / cm². s. °C

K = condutividade térmica cal/ cm². s. °C

D_{ic} = Diâmetro crítico considerando o carbono e tamanho de grão

A, B, C, D = Fatores multiplicativos para diversos elementos de liga

O tamanho de grão austenítico No. 7 é considerado porque a maioria dos aços com controle prático da endurecibilidade pela técnica de refino de fusão a arco onde a experiência demonstrou que uma porcentagem elevada de corrida confirma esse tamanho de grão. Um exemplo do cálculo de DI é dado como segue para um aço modificado SAE 4118:

Elemento	%	Fator Multiplicação
Carbono	0,22	0,119
Manganês	0,80	3,667
Silício	0,18	1,126
Níquel	0,10	1,036
Cromo	0,43	1,929
Molibdênio	0,25	1,750
Cobre	0,10	1,040

Resulta:

$$DI = 0,119 \times 3,667 \times 1,126 \times 1,036 \times 1,929 \times 1,75 \times 1,04 = 1,79 \text{ pol.}$$

Cálculo de DI para Aços Boro. Com um processo eficaz de fabricação do aço, o fator boro (que significa a contribuição para o boro em aumentar a endurecibilidade) é função inversa do carbono e da liga. Quanto mais elevada à composição do carbono ou da liga, ou ambas, tanto mais baixo o fator boro.

O fator real do boro é expresso pelo seguinte relacionamento:

$$B. F. = \frac{DI \text{ medido (dos dados Jominy e carbono contido)}}{DI \text{ calculado (da composição com exclusão do boro)}} \quad (2)$$

Exemplo da determinação real do fator boro é dado como segue para um aço modificado SAE 15B30:

Composição, %	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	B	DI calculado (Boro Excluído)
	0,29	1,25	0,20	0,13	0,07	0,03	0,0015	1,24pol.

Resultados de Testes Extremidade Temperada, pol.

Posição de 'J'(1/8pol.)	1	2	3	4	5	6	7	
Dureza, RC		50	50	49	48	47	45	41
'J' (1/8 pol.)		8	9	10	12	14	16	
Dureza, RC		38	33	28	25	22	20	

Usando a Tabela 7, determine a posição mais próxima na curva da extremidade de têmpera, onde a dureza que corresponde a 50% de martensita ocorre para o atual carbono contido. No exemplo, com 0,29% de carbono, a dureza é 37RC que ocorre na distância de Jominy (8/16)pol. da extremidade de têmpera (interpolação exigida).

Da Tabela 8 em (pol.), uma distância Jominy de 8/16 pol. iguala a um DI medido de 2,97 pol. (interpolação exigida).

$$\text{Fator Boro} = \frac{2,97 \text{ pol}}{1,24 \text{ pol.}} = 2,4 = \text{fator boro} \quad (3)$$

Cálculo de DI com boro (DI_B):

Calcula DI sem boro. Para o exemplo, esse DI é 1,24 pol.

Cálculo do fator liga (produto de todos os fatores de multiplicação da Tabela 6 com exclusão do carbono). Para o exemplo:

$$\text{Fator Liga} = \frac{\text{DI calculado (sem Boro)}}{\text{Fator de Multiplicação do Carbono}} = \frac{1,24 \text{ pol.}}{0,157 \text{ pol.}} = 8 \quad (4)$$

Determina o fator de multiplicação do boro da Tabela 10. No exemplo com 0,29% de carbono e um fator de liga 8, o fator de multiplicação do boro é 2,36 (interpolação exigida).

Calcule o DI com boro como segue:

Onde

$$DI_B = DI (\text{sem boro}) \times \text{Fator Boro}$$

$$DI_B = 1,24 \text{ pol.} \times 2,36$$

$$DI_B = 2,93 \text{ pol.}$$

Curvas de endurecibilidade da composição

Com o diâmetro ideal determinado DI (DI_B para aço boro), as curvas de temperabilidade da extremidade de têmpera podem ser computadas pelo seguinte procedimento:

A dureza inicial, (ID) na posição 'J' = (1/16)pol., é função da composição do carbono e independe da endurecibilidade, e é selecionada da Tabela 7. Para o exemplo SAE 4118 sem boro modificaram que contem 0,22% de carbono, a dureza inicial é 45RC.

As durezas nas outras posições na amostra de têmpera ao longo da extremidade (denominado dureza com a distância) são determinadas dividindo a dureza inicial pelo fator apropriado da Tabela 2 (pol.) ou da Tabela 3 (mm) para aços sem boro ou da Tabela 4 (pol.), ou Tabela 5 (mm) para aços boro.

Por exemplo, aço sem boro com ID = 45RC e DI calculado de 1,79pol., as durezas nas respectivas posições da extremidade de têmpera podem ser calculadas

dividindo 45 pelo apropriado fator de divisão, listado na Tabela 2 (pol.) para aços sem boro. Por simplicidade, os DI devem ser arredondados o mais próximo de 0,1 pol.

Equações para as Tabelas 2-10

As equações representando o ajuste polinomial dos mínimos quadrados dos dados contidos nas Tabelas 2-10 estão listadas nas Tabelas 11-18. O uso destas equações traça curvas que podem resultar em pontos de inflexão aleatórios devido às características das equações polinomiais. Entretanto, estas inflexões são pequenas, e devem ser negligenciadas.

As curvas Jominy no Apêndice 2, verificadas por (MORAIS, 2002), seguem a relação polinomial, com boa aproximação, conforme mostra a Fig. 29, para o aço SAE 1038H.

$$y = a + bx + cx^2 + dx^3 \quad (5)$$

Onde

$$E = (-b/3a, (2b^3 - 9ab)/27a^2 + d)$$

$$\text{tg}\varphi = \Delta/3a = (3ac - b^2)/3a$$

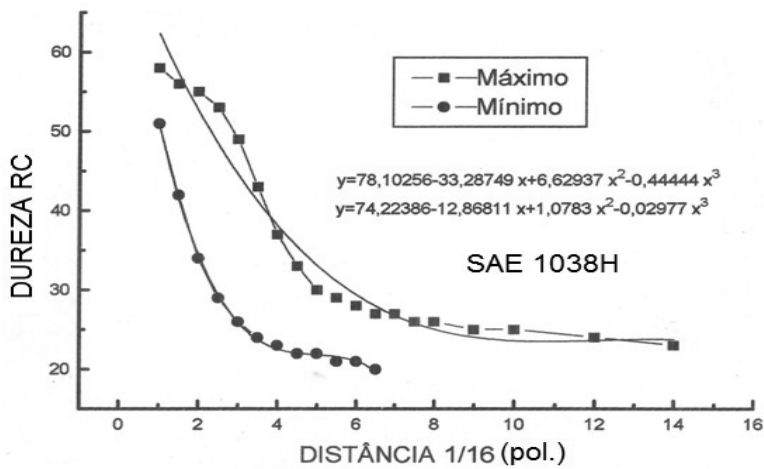
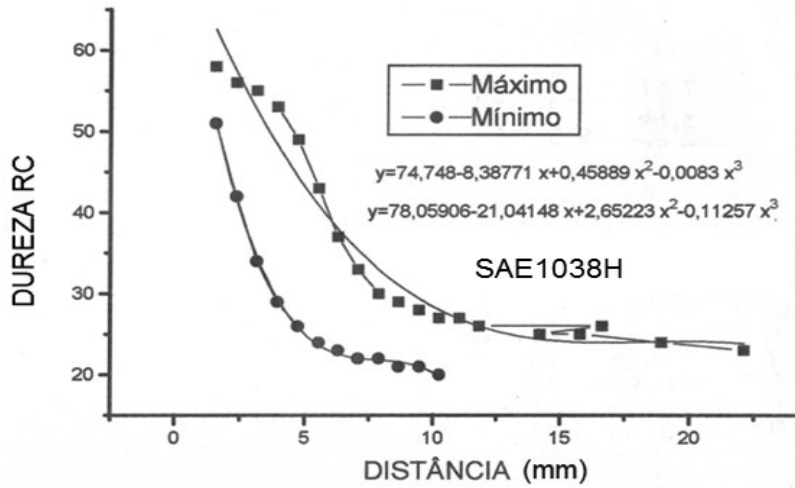
y= dureza Rockwell C

x=distância da extremidade temperada (pol.) ou (mm)

E = ponto de inflexão da curva e corresponde à distância crítica Jominy para 50% de martensita

φ = ângulo da inflexão.

Fig. 29 – Curvas Jominy para o aço SAE1038H seguem a relação polinomial, com boa aproximação, os pontos são valores reais e a linha contínua valores calculados das equações determinadas, em (mm) e (pol.)



Fonte: Morais, G. A., 2002

Tabela 2 – Fatores divisão dureza com distância para aços sem boro, pol.

Diâmetro Ideal (DI), pol.	Distância da Extremidade Temperada(1/16pol.)																
	2	3	4	5	6	7	8	9	10	12	14	16	18	20	24	28	32
1.0	1.15	1.50	2.15	2.46	2.72	2.81	2.92	3.07	3.22	3.50							
1.1	1.12	1.42	1.98	2.32	2.60	2.70	2.80	2.94	3.07	3.34							
1.2	1.10	1.35	1.85	2.20	2.48	2.59	2.69	2.81	2.94	3.20	3.32	3.44					
1.3	1.08	1.29	1.74	2.09	2.38	2.48	2.58	2.69	2.81	3.07	3.19	3.30	3.53				
1.4	1.07	1.24	1.64	1.99	2.27	2.38	2.47	2.58	2.69	2.95	3.06	3.17	3.37	3.50	3.78		
1.5	1.05	1.19	1.56	1.90	2.18	2.28	2.37	2.47	2.58	2.83	2.94	3.05	3.22	3.35	3.61		
1.6	1.04	1.16	1.49	1.81	2.09	2.19	2.28	2.38	2.47	2.73	2.83	2.94	3.09	3.20	3.45	3.67	3.77
1.7	1.03	1.13	1.43	1.73	2.00	2.10	2.19	2.28	2.38	2.62	2.73	2.83	2.96	3.08	3.30	3.51	3.63
1.8	1.02	1.10	1.37	1.66	1.92	2.02	2.11	2.19	2.29	2.53	2.63	2.73	2.85	2.96	3.17	3.37	3.49
1.9	1.02	1.09	1.33	1.60	1.85	1.94	2.03	2.11	2.20	2.44	2.54	2.64	2.74	2.85	3.05	3.24	3.36
2.0	1.01	1.08	1.29	1.54	1.78	1.87	1.95	2.03	2.12	2.35	2.45	2.55	2.65	2.74	2.94	3.12	3.24
2.1	1.01	1.07	1.26	1.48	1.71	1.80	1.89	1.96	2.05	2.27	2.37	2.47	2.56	2.65	2.83	3.00	3.13
2.2	1.00	1.07	1.23	1.43	1.66	1.73	1.82	1.90	1.98	2.20	2.30	2.39	2.47	2.56	2.74	2.90	3.03
2.3	1.00	1.06	1.21	1.39	1.60	1.68	1.76	1.83	1.91	2.13	2.22	2.32	2.40	2.48	2.65	2.81	2.93
2.4	1.00	1.06	1.18	1.35	1.55	1.62	1.70	1.77	1.85	2.06	2.16	2.25	2.32	2.41	2.57	2.72	2.84
2.5	1.00	1.05	1.16	1.32	1.50	1.57	1.65	1.72	1.80	2.00	2.09	2.19	2.26	2.34	2.50	2.64	2.76
2.6	1.00	1.05	1.15	1.29	1.45	1.52	1.60	1.67	1.74	1.94	2.03	2.13	2.19	2.27	2.43	2.56	2.68
2.7	1.00	1.04	1.13	1.26	1.41	1.48	1.56	1.62	1.69	1.88	1.97	2.07	2.14	2.21	2.37	2.50	2.61
2.8	1.00	1.04	1.12	1.23	1.37	1.44	1.51	1.58	1.65	1.83	1.92	2.02	2.08	2.16	2.31	2.43	2.54
2.9	1.00	1.03	1.11	1.21	1.34	1.40	1.48	1.54	1.60	1.78	1.87	1.97	2.03	2.10	2.25	2.37	2.46
3.0	1.00	1.02	1.10	1.19	1.31	1.37	1.44	1.50	1.57	1.73	1.82	1.92	1.98	2.05	2.20	2.31	2.41
3.1	1.00	1.01	1.09	1.17	1.28	1.34	1.41	1.47	1.53	1.68	1.77	1.87	1.94	2.00	2.14	2.26	2.36
3.2	1.00	1.00	1.08	1.15	1.25	1.31	1.38	1.43	1.49	1.64	1.73	1.83	1.89	1.96	2.10	2.21	2.30
3.3	1.00	1.00	1.07	1.13	1.23	1.29	1.35	1.40	1.46	1.60	1.69	1.79	1.85	1.92	2.05	2.16	2.25
3.4	1.00	1.00	1.06	1.12	1.20	1.26	1.33	1.37	1.43	1.56	1.65	1.75	1.81	1.87	2.00	2.11	2.20
3.5	1.00	1.00	1.05	1.10	1.18	1.24	1.30	1.35	1.40	1.53	1.61	1.71	1.77	1.83	1.96	2.07	2.15
3.6	1.00	1.00	1.04	1.09	1.17	1.22	1.28	1.32	1.37	1.49	1.58	1.68	1.73	1.80	1.92	2.02	2.10
3.7	1.00	1.00	1.04	1.08	1.15	1.20	1.25	1.30	1.35	1.46	1.54	1.64	1.70	1.76	1.87	1.98	2.06
3.8	1.00	1.00	1.03	1.07	1.14	1.18	1.24	1.28	1.32	1.43	1.51	1.61	1.66	1.72	1.83	1.94	2.01
3.9	1.00	1.00	1.03	1.06	1.12	1.17	1.22	1.26	1.30	1.40	1.48	1.58	1.63	1.69	1.79	1.90	1.97
4.0	1.00	1.00	1.02	1.05	1.11	1.15	1.20	1.24	1.28	1.38	1.45	1.55	1.60	1.65	1.76	1.86	1.93
4.1	1.00	1.00	1.01	1.04	1.10	1.14	1.18	1.22	1.26	1.35	1.42	1.52	1.57	1.62	1.72	1.82	1.89
4.2	1.00	1.00	1.00	1.03	1.09	1.13	1.17	1.20	1.24	1.32	1.39	1.49	1.54	1.58	1.68	1.78	1.86
4.3	1.00	1.00	1.00	1.02	1.08	1.12	1.15	1.18	1.22	1.30	1.37	1.46	1.51	1.55	1.65	1.75	1.82
4.4	1.00	1.00	1.00	1.01	1.07	1.10	1.14	1.16	1.21	1.28	1.35	1.43	1.48	1.52	1.61	1.71	1.78
4.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.06	1.09	1.13	1.15	1.19	1.26	1.32	1.41	1.45	1.49	1.58	1.67	1.75
4.6	1.00	1.00	1.00	1.00	1.05	1.08	1.11	1.13	1.18	1.24	1.30	1.39	1.42	1.46	1.54	1.64	1.71
4.7	1.00	1.00	1.00	1.00	1.04	1.07	1.10	1.12	1.16	1.22	1.28	1.36	1.40	1.43	1.50	1.60	1.68
4.8	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.06	1.09	1.11	1.15	1.20	1.26	1.34	1.37	1.40	1.47	1.57	1.65
4.9	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.05	1.08	1.10	1.13	1.19	1.24	1.32	1.35	1.37	1.44	1.54	1.62
5.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.04	1.07	1.09	1.12	1.18	1.23	1.30	1.32	1.35	1.41	1.51	1.59
5.1	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.06	1.08	1.11	1.17	1.21	1.28	1.30	1.32	1.38	1.48	1.56
5.2	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.05	1.07	1.10	1.16	1.20	1.26	1.28	1.30	1.36	1.45	1.53
5.3	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.04	1.06	1.09	1.15	1.18	1.24	1.26	1.28	1.33	1.42	1.50
5.4	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.05	1.08	1.14	1.17	1.22	1.24	1.25	1.31	1.39	1.48
5.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.04	1.07	1.13	1.16	1.21	1.22	1.23	1.30	1.37	1.45
5.6	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.06	1.12	1.15	1.19	1.20	1.21	1.28	1.34	1.43
5.7	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.05	1.10	1.14	1.18	1.18	1.20	1.26	1.32	1.41
5.8	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.04	1.09	1.13	1.16	1.17	1.18	1.25	1.30
5.9	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.08	1.12	1.15	1.16	1.16	1.24	1.28	1.36
6.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.07	1.11	1.13	1.14	1.15	1.22	1.26	1.34
6.1	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.06	1.10	1.12	1.13	1.14	1.21	1.24	1.32
6.2	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.05	1.09	1.11	1.12	1.13	1.20	1.23	1.30
6.3	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.04	1.08	1.10	1.11	1.12	1.19	1.21	1.28
6.4	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.07	1.09	1.10	1.11	1.18	1.20	1.27
6.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.06	1.08	1.09	1.10	1.17	1.18	1.25
6.6	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.05	1.07	1.08	1.09	1.16	1.17	1.23
6.7	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.04	1.06	1.07	1.08	1.14	1.16	1.21
6.8	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.05	1.06	1.07	1.12	1.15	1.19
6.9	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.04	1.05	1.06	1.10	1.14	1.17
7.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.04	1.05	1.08	1.13	1.15

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 3 – Fatores divisão dureza com distância para aços sem boro, mm

Diâmetro Crítico Ideal (DI),mm	Distância daExtremidade Temperada(mm)																
	3	4,5	6,0	7,5	9,0	10,5	12,0	13,5	15,0	18,0	21,0	24,0	27,0	33,0	39,0	45,0	51,0
25.0	1.13	1.44	2.01	2.35	2.61	2.77	2.85	2.99	3.14	3.41							
27.5	1.11	1.38	1.89	2.23	2.50	2.68	2.76	2.89	3.02	3.28							
30.0	1.09	1.32	1.76	2.11	2.38	2.56	2.65	2.77	2.89	3.14							
32.5	1.07	1.27	1.66	2.00	2.27	2.46	2.54	2.65	2.77	3.01	3.17						
35.0	1.06	1.22	1.57	1.91	2.17	2.35	2.44	2.55	2.65	2.89	3.04	3.16					
37.5	1.05	1.18	1.50	1.82	2.08	2.26	2.35	2.45	2.55	2.78	2.92	3.04	3.16	3.44			
40.0	1.04	1.15	1.43	1.74	1.99	2.17	2.25	2.35	2.44	2.67	2.81	2.93	3.04	3.29			
42.5	1.03	1.12	1.38	1.66	1.90	2.08	2.16	2.26	2.35	2.57	2.71	2.82	2.92	3.16	3.37	3.55	3.72
45.0	1.02	1.10	1.32	1.60	1.83	2.00	2.08	2.17	2.26	2.48	2.62	2.72	2.82	3.02	3.24	3.41	3.58
47.5	1.02	1.08	1.29	1.54	1.76	1.92	2.00	2.09	2.18	2.39	2.53	2.63	2.72	2.92	3.12	3.28	3.43
50.0	1.01	1.07	1.25	1.49	1.70	1.85	1.92	2.01	2.09	2.30	2.44	2.54	2.63	2.81	3.00	3.16	3.31
52.5	1.01	1.06	1.23	1.44	1.63	1.78	1.86	1.94	2.02	2.22	2.36	2.46	2.55	2.71	2.89	3.04	3.18
55.0	1.00	1.06	1.20	1.39	1.58	1.72	1.79	1.88	1.95	2.15	2.28	2.38	2.46	2.62	2.79	2.94	3.09
57.5	1.00	1.05	1.18	1.35	1.52	1.66	1.73	1.82	1.89	2.09	2.22	2.31	2.39	2.54	2.70	2.85	3.00
60.0	1.00	1.05	1.16	1.32	1.48	1.61	1.67	1.75	1.82	2.02	2.15	2.23	2.31	2.47	2.62	2.76	2.89
62.5	1.00	1.04	1.14	1.29	1.44	1.56	1.62	1.70	1.77	1.95	2.08	2.17	2.24	2.40	2.55	2.68	2.81
65.0	1.00	1.04	1.13	1.26	1.40	1.51	1.57	1.65	1.72	1.89	2.02	2.10	2.18	2.34	2.48	2.60	2.72
67.5	1.00	1.03	1.12	1.24	1.36	1.47	1.53	1.61	1.67	1.84	1.97	2.05	2.13	2.28	2.42	2.54	2.66
70.0	1.00	1.03	1.10	1.21	1.33	1.43	1.49	1.57	1.63	1.79	1.91	1.99	2.07	2.22	2.36	2.47	2.57
72.5	1.00	1.03	1.09	1.19	1.30	1.39	1.45	1.53	1.58	1.74	1.86	1.94	2.02	2.16	2.30	2.41	2.51
75.0	1.00	1.02	1.08	1.17	1.27	1.36	1.41	1.49	1.54	1.70	1.81	1.89	1.97	2.10	2.24	2.34	2.44
77.5	1.00	1.01	1.07	1.15	1.24	1.33	1.38	1.45	1.51	1.65	1.76	1.84	1.92	2.05	2.18	2.28	2.38
80.0	1.00	1.00	1.06	1.13	1.22	1.30	1.35	1.42	1.47	1.61	1.72	1.80	1.88	2.01	2.13	2.23	2.33
82.5	1.00	1.00	1.06	1.12	1.20	1.28	1.33	1.39	1.44	1.57	1.68	1.76	1.84	1.97	2.09	2.19	2.29
85.0	1.00	1.00	1.05	1.11	1.18	1.25	1.30	1.36	1.41	1.54	1.64	1.72	1.80	1.92	2.04	2.09	2.14
87.5	1.00	1.00	1.05	1.09	1.16	1.23	1.28	1.33	1.38	1.51	1.60	1.68	1.76	1.87	1.99	2.05	2.10
90.0	1.00	1.00	1.04	1.08	1.14	1.20	1.25	1.31	1.36	1.47	1.57	1.65	1.73	1.84	1.95	2.01	2.06
92.5	1.00	1.00	1.03	1.07	1.13	1.18	1.23	1.28	1.33	1.44	1.53	1.61	1.69	1.80	1.91	1.96	2.00
95.0	1.00	1.00	1.03	1.07	1.12	1.17	1.21	1.26	1.31	1.41	1.50	1.58	1.66	1.76	1.86	1.92	1.97
97.5	1.00	1.00	1.02	1.06	1.10	1.15	1.20	1.25	1.28	1.38	1.47	1.55	1.63	1.73	1.83	1.89	1.94
100.0	1.00	1.00	1.02	1.05	1.09	1.14	1.18	1.23	1.26	1.36	1.44	1.52	1.60	1.70	1.80	1.86	1.91
102.5	1.00	1.00	1.02	1.04	1.08	1.13	1.17	1.21	1.24	1.34	1.41	1.49	1.56	1.66	1.76	1.82	1.87
105.0	1.00	1.00	1.01	1.03	1.07	1.12	1.16	1.19	1.22	1.31	1.39	1.47	1.53	1.63	1.73	1.78	1.82
107.5	1.00	1.00	1.00	1.02	1.06	1.11	1.14	1.17	1.20	1.28	1.36	1.44	1.50	1.59	1.69	1.75	1.80
110.0	1.00	1.00	1.00	1.01	1.05	1.10	1.13	1.16	1.19	1.27	1.34	1.41	1.47	1.57	1.66	1.71	1.75
112.5	1.00	1.00	1.00	1.01	1.04	1.09	1.12	1.15	1.18	1.25	1.32	1.39	1.44	1.53	1.62	1.67	1.71
115.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.08	1.10	1.13	1.16	1.23	1.29	1.36	1.42	1.50	1.59	1.64	1.68
117.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.07	1.09	1.12	1.15	1.21	1.27	1.34	1.40	1.47	1.55	1.60	1.64
120.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.06	1.08	1.11	1.14	1.20	1.26	1.33	1.38	1.43	1.51	1.57	1.62
122.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.05	1.07	1.10	1.13	1.18	1.24	1.31	1.36	1.40	1.48	1.54	1.59
125.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.04	1.06	1.09	1.11	1.17	1.22	1.28	1.33	1.38	1.45	1.51	1.56
127.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.05	1.08	1.10	1.16	1.21	1.27	1.31	1.35	1.42	1.48	1.53
130.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.04	1.07	1.09	1.15	1.20	1.25	1.29	1.33	1.40	1.46	1.50
130.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.06	1.08	1.14	1.19	1.23	1.27	1.31	1.37	1.43	1.47
135.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.05	1.07	1.13	1.17	1.21	1.25	1.29	1.35	1.40	1.44
137.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.04	1.06	1.12	1.16	1.20	1.23	1.26	1.32	1.36	1.42
140.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.05	1.10	1.15	1.19	1.21	1.24	1.31	1.35	1.39
142.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.04	1.10	1.14	1.17	1.19	1.22	1.29	1.33	1.37
145.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.03	1.08	1.13	1.16	1.18	1.21	1.27	1.31	1.35
147.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.07	1.12	1.15	1.16	1.19	1.25	1.29	1.33
150.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.06	1.11	1.14	1.15	1.18	1.24	1.28	1.31
152.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.05	1.10	1.12	1.13	1.16	1.22	1.27	1.30
155.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.04	1.09	1.11	1.12	1.15	1.21	1.25	1.28
157.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.08	1.10	1.11	1.14	1.20	1.24	1.27
160.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.07	1.09	1.10	1.13	1.19	1.23	1.26
162.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.06	1.08	1.09	1.12	1.18	1.22	1.25
165.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.05	1.07	1.08	1.11	1.16	1.20	1.24
167.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.04	1.06	1.07	1.10	1.15	1.18	1.22
170.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.05	1.06	1.09	1.14	1.17	1.21
172.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.04	1.05	1.08	1.12	1.16	1.20
175.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.03	1.04	1.07	1.10	1.14	1.19
177.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.03	1.06	1.09	1.12	1.18

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 4 – Fatores divisão dureza com distância para aços boro, pol

Diâmetro Ideal (Dib), pol.	Distância da Extremidade Temperada(1/16pol.)																
	2	3	4	5	6	7	8	9	10	12	14	16	18	20	24	28	32
1.5	1.10	1.14	1.88	2.52	2.90	3.22											
1.6	1.08	1.12	1.65	2.20	2.70	3.02											
1.7	1.07	1.10	1.47	1.95	2.50	2.82	3.00										
1.8	1.06	1.09	1.34	1.75	2.31	2.63	2.82	3.00									
1.9	1.05	1.08	1.25	1.59	2.14	2.45	2.66	2.83	3.08								
2.0	1.04	1.07	1.19	1.46	1.98	2.28	2.51	2.70	2.88	3.34							
2.1	1.03	1.06	1.14	1.36	1.83	2.12	2.36	2.52	2.70	3.15	3.70						
2.2	1.02	1.05	1.11	1.29	1.70	1.98	2.21	2.38	2.53	2.98	3.48	3.87					
2.3	1.02	1.04	1.09	1.24	1.58	1.84	2.08	2.24	2.38	2.82	3.29	3.65					
2.4	1.01	1.03	1.08	1.20	1.48	1.72	1.95	2.11	2.24	2.67	3.11	3.45	3.64				
2.5	1.01	1.03	1.07	1.17	1.39	1.61	1.83	1.99	2.12	2.54	2.95	3.26	3.45	3.62	4.00		
2.6	1.00	1.03	1.06	1.15	1.31	1.52	1.72	1.87	2.00	2.41	2.79	3.09	3.28	3.46	3.86	4.23	
2.7	1.00	1.02	1.05	1.14	1.25	1.43	1.62	1.77	1.90	2.29	2.65	2.93	3.12	3.30	3.57	4.00	
2.8	1.00	1.02	1.05	1.13	1.20	1.36	1.53	1.69	1.80	2.18	2.52	2.78	2.97	3.15	3.50	3.78	4.27
2.9	1.00	1.01	1.04	1.12	1.16	1.30	1.45	1.59	1.72	2.08	2.40	2.64	2.83	3.01	3.33	3.59	4.01
3.0	1.00	1.00	1.04	1.11	1.14	1.24	1.38	1.50	1.64	1.99	2.29	2.52	2.70	2.88	3.18	3.41	3.78
3.1	1.00	1.00	1.03	1.10	1.12	1.20	1.31	1.42	1.57	1.91	2.19	2.40	2.57	2.75	3.03	3.25	3.57
3.2	1.00	1.00	1.03	1.09	1.10	1.17	1.25	1.37	1.51	1.83	2.10	2.30	2.46	2.63	2.90	3.10	3.39
3.3	1.00	1.00	1.02	1.08	1.09	1.14	1.20	1.32	1.45	1.75	2.01	2.20	2.35	2.51	2.77	2.97	3.22
3.4	1.00	1.00	1.02	1.07	1.08	1.12	1.17	1.28	1.40	1.69	1.93	2.10	2.25	2.40	2.65	2.84	3.07
3.5	1.00	1.00	1.01	1.06	1.07	1.10	1.14	1.24	1.35	1.62	1.85	2.01	2.16	2.30	2.55	2.73	2.94
3.6	1.00	1.00	1.00	1.05	1.06	1.09	1.12	1.22	1.31	1.57	1.78	1.93	2.07	2.21	2.45	2.63	2.82
3.7	1.00	1.00	1.00	1.04	1.05	1.08	1.10	1.19	1.27	1.51	1.72	1.86	2.00	2.12	2.35	2.54	2.71
3.8	1.00	1.00	1.00	1.04	1.05	1.07	1.09	1.17	1.24	1.47	1.66	1.80	1.92	2.04	2.25	2.44	2.61
3.9	1.00	1.00	1.00	1.03	1.04	1.06	1.08	1.15	1.21	1.42	1.60	1.74	1.85	1.96	2.18	2.36	2.52
4.0	1.00	1.00	1.00	1.03	1.04	1.06	1.08	1.13	1.19	1.38	1.55	1.68	1.78	1.89	2.11	2.29	2.44
4.1	1.00	1.00	1.00	1.02	1.04	1.06	1.07	1.12	1.16	1.34	1.50	1.63	1.73	1.82	2.04	2.21	2.37
4.2	1.00	1.00	1.00	1.02	1.03	1.05	1.07	1.11	1.14	1.31	1.46	1.58	1.68	1.76	1.98	2.15	2.30
4.3	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.04	1.06	1.10	1.13	1.28	1.42	1.54	1.62	1.71	1.92	2.09	2.23
4.4	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.04	1.06	1.09	1.11	1.25	1.38	1.50	1.58	1.66	1.86	2.03	2.17
4.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.04	1.06	1.08	1.10	1.23	1.35	1.46	1.54	1.61	1.81	1.97	2.11
4.6	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.04	1.06	1.07	1.09	1.21	1.32	1.43	1.50	1.57	1.76	1.92	2.06
4.7	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.03	1.05	1.07	1.09	1.19	1.29	1.40	1.47	1.53	1.72	1.87	2.00
4.8	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.05	1.06	1.08	1.17	1.26	1.37	1.44	1.50	1.67	1.83	1.96
4.9	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.04	1.06	1.07	1.15	1.24	1.35	1.41	1.47	1.63	1.79	1.91
5.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.04	1.05	1.06	1.14	1.21	1.32	1.38	1.44	1.60	1.75	1.87
5.1	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.04	1.05	1.13	1.19	1.30	1.36	1.41	1.56	1.71	1.82
5.2	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.04	1.05	1.11	1.17	1.28	1.34	1.39	1.53	1.67	1.78
5.3	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.03	1.04	1.10	1.16	1.26	1.31	1.36	1.50	1.63	1.74
5.4	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.03	1.04	1.09	1.14	1.24	1.29	1.34	1.47	1.60	1.70
5.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.03	1.08	1.13	1.22	1.27	1.32	1.44	1.57	1.67
5.6	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.03	1.07	1.12	1.20	1.25	1.30	1.41	1.54	1.63
5.7	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.07	1.11	1.19	1.24	1.28	1.39	1.51	1.60
5.8	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.06	1.10	1.17	1.22	1.26	1.37	1.48	1.57
5.9	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.05	1.09	1.16	1.20	1.25	1.35	1.45	1.53
6.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.04	1.08	1.14	1.18	1.23	1.33	1.43	1.50
6.1	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.08	1.13	1.16	1.21	1.30	1.40	1.47
6.2	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.07	1.11	1.15	1.19	1.28	1.38	1.44
6.3	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.06	1.10	1.14	1.17	1.26	1.35	1.41
6.4	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.05	1.09	1.12	1.15	1.24	1.32	1.39
6.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.04	1.08	1.10	1.13	1.21	1.30	1.35
6.6	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.07	1.09	1.12	1.18	1.27	1.32
6.7	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.06	1.08	1.10	1.16	1.24	1.29
6.8	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.05	1.07	1.08	1.14	1.20	1.25
6.9	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.05	1.06	1.07	1.12	1.17	1.21
7.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.04	1.05	1.05	1.10	1.14	1.17

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 5 – Fatores divisão dureza com distância para aços boro, mm

Diâmetro Crítico Ideal (D _b),mm	Distância da Extremidade Temperada(mm)																
	3	4.5	6.0	7.5	9.0	10.5	12.0	13.5	15.0	18.0	21.0	24.0	27.0	33.0	39.0	45.0	51.0
40.0	1.07	1.11	1.58	2.10	2.56												
42.5	1.06	1.10	1.43	1.89	2.34												
45.0	1.05	1.09	1.32	1.70	2.14	2.53	2.76										
47.5	1.04	1.08	1.23	1.55	1.98	2.36	2.59	2.78									
50.0	1.04	1.07	1.18	1.43	1.82	2.19	2.42	2.64									
52.5	1.03	1.06	1.13	1.34	1.69	2.04	2.27	2.48	2.66	3.02							
55.0	1.02	1.05	1.11	1.27	1.58	1.90	2.12	2.33	2.50	2.85	3.35						
57.5	1.02	1.04	1.09	1.22	1.48	1.77	1.99	2.19	2.35	2.69	3.17						
60.0	1.01	1.03	1.07	1.18	1.40	1.66	1.86	2.06	2.22	2.54	3.00						
62.5	1.01	1.03	1.06	1.16	1.34	1.56	1.74	1.94	2.10	2.41	2.84	3.17					
65.0	1.00	1.03	1.05	1.14	1.29	1.47	1.64	1.83	1.98	2.28	2.70	3.01	3.26	3.60			
67.5	1.00	1.02	1.04	1.12	1.24	1.38	1.55	1.72	1.87	2.17	2.56	2.86	3.10	3.44	3.80	4.38	
70.0	1.00	1.02	1.04	1.11	1.20	1.32	1.47	1.64	1.78	2.06	2.44	2.72	2.95	3.28	3.61	3.96	
72.5	1.00	1.01	1.03	1.10	1.17	1.26	1.39	1.55	1.69	1.97	2.33	2.59	2.80	3.13	3.44	3.74	4.18
75.0	1.00	1.00	1.03	1.09	1.14	1.22	1.33	1.47	1.60	1.88	2.22	2.46	2.67	3.00	3.28	3.55	3.88
77.5	1.00	1.00	1.02	1.08	1.12	1.18	1.27	1.40	1.52	1.80	2.12	2.35	2.54	2.87	3.13	3.37	3.62
80.0	1.00	1.00	1.02	1.07	1.11	1.15	1.22	1.33	1.46	1.72	2.03	2.25	2.43	2.74	2.99	3.21	3.44
82.5	1.00	1.00	1.02	1.07	1.10	1.13	1.18	1.29	1.41	1.66	1.95	2.14	2.31	2.62	2.86	3.07	3.29
85.0	1.00	1.00	1.02	1.06	1.09	1.11	1.15	1.25	1.36	1.60	1.87	2.06	2.23	2.50	2.73	2.94	3.12
87.5	1.00	1.00	1.02	1.06	1.06	1.10	1.13	1.21	1.31	1.54	1.80	1.98	2.13	2.40	2.62	2.82	3.01
90.0	1.00	1.00	1.01	1.05	1.07	1.09	1.11	1.18	1.27	1.48	1.73	1.90	2.05	2.31	2.52	2.71	2.89
92.5	1.00	1.00	1.00	1.04	1.06	1.08	1.10	1.17	1.24	1.44	1.67	1.83	1.97	2.22	2.43	2.61	2.79
95.0	1.00	1.00	1.00	1.03	1.05	1.07	1.09	1.15	1.22	1.39	1.62	1.77	1.90	2.13	2.34	2.51	2.68
97.5	1.00	1.00	1.00	1.03	1.05	1.06	1.08	1.13	1.19	1.35	1.57	1.71	1.83	2.05	2.25	2.42	2.59
100.0	1.00	1.00	1.00	1.02	1.04	1.05	1.07	1.11	1.17	1.32	1.51	1.65	1.77	1.97	2.17	2.34	2.51
102.5	1.00	1.00	1.00	1.02	1.04	1.05	1.07	1.11	1.15	1.29	1.47	1.60	1.71	1.91	2.11	2.27	2.43
105.0	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.05	1.06	1.10	1.13	1.25	1.43	1.55	1.66	1.85	2.04	2.20	2.36
107.5	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.04	1.06	1.09	1.12	1.23	1.39	1.51	1.62	1.79	1.98	2.14	2.28
110.0	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.03	1.05	1.08	1.11	1.21	1.35	1.47	1.57	1.73	1.92	2.07	2.20
112.5	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.03	1.05	1.07	1.10	1.18	1.32	1.43	1.53	1.69	1.87	2.02	2.14
115.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.05	1.07	1.09	1.17	1.29	1.40	1.49	1.64	1.82	1.97	2.08
117.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.05	1.06	1.08	1.16	1.26	1.36	1.45	1.60	1.77	1.92	2.05
120.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.04	1.06	1.08	1.15	1.24	1.33	1.42	1.56	1.72	1.87	2.02
122.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.04	1.05	1.07	1.13	1.22	1.31	1.40	1.53	1.68	1.83	1.98
125.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.05	1.06	1.12	1.20	1.29	1.37	1.50	1.64	1.79	1.92
127.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.04	1.05	1.11	1.18	1.27	1.35	1.47	1.61	1.75	1.89
130.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.03	1.04	1.10	1.17	1.25	1.33	1.44	1.57	1.71	1.85
132.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.03	1.04	1.08	1.15	1.23	1.30	1.41	1.54	1.67	1.79
135.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.03	1.07	1.14	1.21	1.28	1.39	1.52	1.64	1.75
137.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.03	1.07	1.12	1.19	1.26	1.37	1.49	1.60	1.70
140.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.06	1.11	1.18	1.24	1.34	1.46	1.57	1.67
142.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.05	1.10	1.16	1.22	1.32	1.43	1.54	1.65
145.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.05	1.09	1.15	1.21	1.30	1.41	1.51	1.61
147.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.01	1.04	1.08	1.14	1.19	1.28	1.38	1.48	1.58
150.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.04	1.07	1.13	1.18	1.27	1.37	1.46	1.55
152.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.06	1.11	1.16	1.25	1.35	1.44	1.53
155.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.06	1.11	1.15	1.22	1.32	1.41	1.50
157.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.05	1.09	1.13	1.21	1.30	1.38	1.46
160.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.04	1.08	1.12	1.19	1.28	1.35	1.42
162.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.07	1.11	1.17	1.25	1.33	1.41
165.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.03	1.06	1.09	1.15	1.23	1.30	1.37
167.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.02	1.05	1.08	1.13	1.20	1.27	1.34
170.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.01	1.04	1.07	1.11	1.17	1.24	1.31
172.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.05	1.09	1.15	1.20	1.25
175.0	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.03	1.05	1.08	1.12	1.17	1.22
177.5	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.02	1.04	1.06	1.10	1.14	1.18

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 6 – Fatores de multiplicação, pol.

Liga %	Grão Carbono Tamanho 7	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	V
0.01	0.005	1.033	1.007	1.004	1.022	1.03	1.00	1.02
0.02	0.011	1.067	1.014	1.007	1.043	1.06	1.01	1.03
0.03	0.016	1.100	1.021	1.011	1.065	1.09	1.01	1.05
0.04	0.021	1.133	1.028	1.015	1.086	1.12	1.02	1.07
0.05	0.026	1.167	1.035	1.018	1.108	1.15	1.02	1.09
0.06	0.032	1.200	1.042	1.022	1.130	1.18	1.02	1.11
0.07	0.038	1.233	1.049	1.026	1.151	1.21	1.03	1.12
0.08	0.043	1.267	1.056	1.029	1.173	1.24	1.03	1.14
0.09	0.049	1.300	1.063	1.033	1.194	1.27	1.03	1.16
0.10	0.054	1.333	1.070	1.036	1.216	1.30	1.04	1.17
0.11	0.059	1.367	1.077	1.040	1.238	1.33	1.04	1.19
0.12	0.065	1.400	1.084	1.044	1.259	1.36	1.05	1.21
0.13	0.070	1.433	1.091	1.047	1.281	1.39	1.05	1.22
0.14	0.076	1.467	1.098	1.051	1.302	1.42	1.05	1.24
0.15	0.081	1.500	1.105	1.055	1.324	1.45	1.06	1.26
0.16	0.086	1.533	1.112	1.058	1.346	1.48	1.06	1.28
0.17	0.092	1.567	1.119	1.062	1.367	1.51	1.06	1.29
0.18	0.097	1.600	1.126	1.066	1.389	1.54	1.07	1.31
0.19	0.103	1.633	1.133	1.069	1.410	1.57	1.07	1.33

Tabela 6 – Continuada

Liga %	Grão Carbono Tamanho 7	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	V
0.20	0.108	1.667	1.140	1.073	1.432	1.60	1.07	1.35
0.21	0.113	1.700	1.147	1.077	1.454	1.63	1.08	...
0.22	0.119	1.733	1.154	1.080	1.475	1.66	1.08	...
0.23	0.124	1.767	1.161	1.084	1.497	1.69	1.09	...
0.24	0.130	1.800	1.168	1.088	1.518	1.72	1.09	...
0.25	0.135	1.833	1.175	1.091	1.540	1.75	1.09	...
0.26	0.140	1.867	1.182	1.095	1.562	1.78	1.10	...
0.27	0.146	1.900	1.189	1.098	1.583	1.81	1.10	...
0.28	0.151	1.933	1.196	1.102	1.605	1.84	1.10	...
0.29	0.157	1.967	1.203	1.106	1.626	1.87	1.11	...
0.30	0.162	2.000	1.210	1.109	1.648	1.90	1.11	...
0.31	0.167	2.033	1.217	1.113	1.670	1.93	1.11	...
0.32	0.173	2.067	1.224	1.117	1.691	1.96	1.12	...
0.33	0.178	2.100	1.231	1.120	1.713	1.99	1.12	...
0.34	0.184	2.133	1.238	1.124	1.734	2.02	1.12	...
0.35	0.189	2.167	1.245	1.128	1.756	2.05	1.13	...
0.36	0.194	2.200	1.252	1.131	1.776	2.08	1.13	...
0.37	0.200	2.233	1.259	1.135	1.799	2.11	1.14	...

Tabela 6 – Continuada

% Liga	Carbono Grão								V	% Liga	Carbono Grão								V
	Tamanho	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu				Tamanho	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu		
0.38	0.205	2.267	1.266	1.139	1.821	2.14	1.14	...	0.97	...	4.233	1.679	1.352	3.095		
0.39	0.211	2.300	1.273	1.142	1.842	2.17	1.14	...	0.98	...	4.267	1.686	1.356	3.117		
0.40	0.213	2.333	1.280	1.146	1.864	2.20	1.15	...	0.99	...	4.300	1.693	1.360	3.138		
0.41	0.216	2.367	1.287	1.150	1.886	2.23	1.15	...	1.00	...	4.333	1.700	1.364	3.160		
0.42	0.218	2.400	1.294	1.153	1.907	2.26	1.15	...	1.01	...	4.367	1.707	1.367	3.182		
0.43	0.221	2.433	1.301	1.157	1.929	2.29	1.16	...	1.02	...	4.400	1.714	1.370	3.203		
0.44	0.223	2.467	1.308	1.160	1.950	2.32	1.16	...	1.03	...	4.433	1.721	1.375	3.225		
0.45	0.226	2.500	1.315	1.164	1.972	2.35	1.16	...	1.04	...	4.467	1.728	1.378	3.246		
0.46	0.228	2.533	1.322	1.168	1.994	2.38	1.17	...	1.05	...	4.500	1.735	1.382	3.268		
0.47	0.230	2.567	1.329	1.171	2.015	2.41	1.17	...	1.06	...	4.533	1.742	1.386	3.290		
0.48	0.233	2.600	1.336	1.175	2.037	2.44	1.18	...	1.07	...	4.567	1.749	1.389	3.311		
0.49	0.235	2.633	1.343	1.179	2.058	2.47	1.18	...	1.08	...	4.600	1.756	1.393	3.333		
0.50	0.238	2.667	1.350	1.182	2.080	2.50	1.18	...	1.09	...	4.633	1.763	1.396	3.354		
0.51	0.242	2.700	1.357	1.186	2.102	2.53	1.19	...	1.10	...	4.667	1.770	1.400	3.376		
0.52	0.244	2.733	1.364	1.190	2.123	2.56	1.19	...	1.11	...	4.700	1.777	1.403	3.398		
0.53	0.246	2.767	1.371	1.193	2.145	2.59	1.19	...	1.12	...	4.733	1.784	1.406	3.419		
0.54	0.249	2.800	1.378	1.197	2.166	2.62	1.20	...	1.13	...	4.767	1.791	1.411	3.441		
0.55	0.251	2.833	1.385	1.201	2.188	2.65	1.20	...	1.14	...	4.800	1.798	1.414	3.462		
0.56	0.253	2.867	1.392	1.204	2.210	1.15	...	4.833	1.805	1.418	3.484		
0.57	0.256	2.900	1.399	1.208	2.231	1.16	...	4.867	1.812	1.422	3.506		
0.58	0.258	2.933	1.406	1.212	2.253	1.17	...	4.900	1.819	1.426	3.527		
0.59	0.260	2.967	1.413	1.215	2.274	1.18	...	4.933	1.826	1.429	3.549		
0.60	0.262	3.000	1.420	1.219	2.296	1.19	...	4.967	1.833	1.433	3.570		
0.61	0.264	3.033	1.427	1.222	2.318	1.20	...	5.000	1.840	1.437	3.592		
0.62	0.267	3.067	1.434	1.226	2.339	1.21	...	5.051	1.847	1.440	3.614		
0.63	0.269	3.100	1.441	1.230	2.361	1.22	...	5.102	1.854	1.444	3.635		
0.64	0.271	3.133	1.448	1.233	2.382	1.23	...	5.153	1.861	1.447	3.657		
0.65	0.273	3.167	1.455	1.237	2.404	1.24	...	5.204	1.868	1.450	3.678		
0.66	0.275	3.200	1.462	1.241	2.426	1.25	...	5.255	1.875	1.454	3.700		
0.67	0.277	3.233	1.469	1.244	2.447	1.26	...	5.306	1.882	1.458	3.722		
0.68	0.279	3.267	1.476	1.248	2.469	1.27	...	5.357	1.889	1.461	3.743		
0.69	0.281	3.300	1.483	1.252	2.490	1.28	...	5.408	1.896	1.465	3.765		
0.70	0.283	3.333	1.490	1.256	2.512	1.29	...	5.459	1.903	1.470	3.786		
0.71	0.285	3.367	1.497	1.259	2.534	1.30	...	5.510	1.910	1.473	3.808		
0.72	0.287	3.400	1.504	1.262	2.555	1.31	...	5.561	1.917	1.476	3.830		
0.73	0.289	3.433	1.511	1.266	2.577	1.32	...	5.612	1.924	1.481	3.851		
0.74	0.291	3.467	1.518	1.270	2.596	1.33	...	5.663	1.931	1.484	3.873		
0.75	0.293	3.500	1.525	1.273	2.620	1.34	...	5.714	1.938	1.487	3.894		
0.76	0.295	3.533	1.532	1.276	2.642	1.35	...	5.765	1.945	1.491	3.916		
0.77	0.297	3.567	1.539	1.280	2.663	1.36	...	5.816	1.952	1.495	3.938		
0.78	0.299	3.600	1.546	1.284	2.685	1.37	...	5.867	1.959	1.498	3.959		
0.79	0.301	3.633	1.553	1.287	2.706	1.38	...	5.918	1.966	1.501	3.981		
0.80	0.303	3.667	1.560	1.291	2.728	1.39	...	5.969	1.973	1.506	4.002		
0.81	0.305	3.700	1.567	1.294	2.750	1.40	...	6.020	1.980	1.509	4.024		
0.82	0.307	3.733	1.574	1.298	2.771	1.41	...	6.071	1.987	1.512	4.046		
0.83	0.309	3.767	1.581	1.301	2.793	1.42	...	6.122	1.994	1.517	4.067		
0.84	0.310	3.800	1.588	1.306	2.814	1.43	...	6.173	2.001	1.520	4.089		
0.85	0.312	3.833	1.595	1.309	2.836	1.44	...	6.224	2.008	1.523	4.110		
0.86	0.314	3.867	1.602	1.313	2.858	1.45	...	6.275	2.015	1.527	4.132		
0.87	0.316	3.900	1.609	1.317	2.879	1.46	...	6.326	2.022	1.531	4.154		
0.88	0.318	3.933	1.616	1.320	2.900	1.47	...	6.377	2.029	1.535	4.175		
0.89	0.319	3.967	1.623	1.324	2.922	1.48	...	6.428	2.036	1.538	4.197		
0.90	0.321	4.000	1.630	1.327	2.944	1.49	...	6.479	2.043	1.541	4.217		
0.91	...	4.033	1.637	1.331	2.966	1.50	...	6.530	2.050	1.545	4.239		
0.92	...	4.067	1.644	1.334	2.987	1.51	...	6.581	2.057	1.556	4.262		
0.93	...	4.100	1.651	1.338	3.009	1.52	...	6.632	2.064	1.561	4.283		
0.94	...	4.133	1.658	1.343	3.030	1.53	...	6.683	2.071	1.565	4.305		
0.95	...	4.167	1.665	1.345	3.052	1.54	...	6.734	2.078	1.569	4.326		
0.96	...	4.200	1.672	1.349	3.074	1.55	...	6.785	2.085	1.574	4.348		

Tabela 6 – Continuada

Liga %	Grão Carbono Tamanho 7	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	V
1.56	...	6.836	2.092	1.578	4.369
1.57	...	6.887	2.099	1.582	4.391
1.58	...	6.938	2.106	1.586	4.413
1.59	...	6.989	2.113	1.591	4.434
1.60	...	7.040	2.120	1.595	4.456
1.61	...	7.091	2.127	1.600	4.478
1.62	...	7.142	2.134	1.604	4.499
1.63	...	7.193	2.141	1.609	4.521
1.64	...	7.224	2.148	1.613	4.542
1.65	...	7.295	2.155	1.618	4.564
1.66	...	7.346	2.162	1.622	4.586
1.67	...	7.397	2.169	1.627	4.607
1.68	...	7.448	2.176	1.631	4.629
1.69	...	7.499	2.183	1.636	4.650
1.70	...	7.550	2.190	1.640	4.672
1.71	...	7.601	2.197	1.644	4.694
1.72	...	7.652	2.204	1.648	4.715
1.73	...	7.703	2.211	1.652	4.737
1.74	...	7.754	2.218	1.656	4.759
1.75	...	7.805	2.225	1.660	4.780
1.76	...	7.856	2.232	1.664
1.77	...	7.907	2.239	1.668
1.78	...	7.958	2.246	1.672
1.79	...	8.009	2.253	1.676
1.80	...	8.060	2.260	1.680
1.81	...	8.111	2.267	1.687
1.82	...	8.162	2.274	1.694
1.83	...	8.213	2.281	1.701
1.84	...	8.264	2.288	1.708
1.85	...	8.315	2.295	1.715
1.86	...	8.366	2.302	1.722
1.87	...	8.417	2.309	1.729

Tabela 6 – Continuada

Liga %	Grão Carbono Tamanho 7	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	V
1.88	...	8.468	2.316	1.736
1.89	...	8.519	2.323	1.743
1.90	...	8.570	2.330	1.750
1.91	...	8.671	2.337	1.753
1.92	...	8.672	2.344	1.756
1.93	...	8.723	2.351	1.759
1.94	...	8.774	2.358	1.761
1.95	...	8.825	2.364	1.765
1.96	2.372	1.767
1.97	2.379	1.770
1.98	2.386	1.773
1.99	2.393	1.776
2.00	2.400	1.779

Fonte: Grossman, M. A., 1942, pp. 227-259

Tabela 7 – Carbono contido, dureza inicial, dureza 50% martensita

% Carbono Contido	Dureza- RC		Dureza- RC			Dureza- RC		
	Inicial	50 %	% Carbono Contido	Inicial	50 %	% Carbono Contido	Inicial	50 %
	100 % Martensita	Martensita		100 % Martensita	Martensita		100 % Martensita	Martensita
0.10	38	26	0.30	50	37	0.50	61	47
0.11	39	27	0.31	51	38	0.51	61	47
0.12	40	27	0.32	51	38	0.52	62	48
0.13	40	28	0.33	52	39	0.53	62	48
0.14	41	28	0.34	53	40	0.54	63	48
0.15	41	29	0.35	53	40	0.55	63	49
0.16	42	30	0.36	54	41	0.56	63	49
0.17	42	30	0.37	55	41	0.57	64	50
0.18	43	31	0.38	55	42	0.58	64	50
0.19	44	31	0.39	56	42	0.59	64	51
0.20	44	32	0.40	56	43	0.60	64	51
0.21	45	32	0.41	57	43	0.61	64	51
0.22	45	33	0.42	57	43	0.62	65	51
0.23	46	34	0.43	58	44	0.63	65	52
0.24	46	34	0.44	58	44	0.64	65	52
0.25	47	35	0.45	59	45	0.65	65	52
0.26	48	35	0.46	59	45	0.66	65	52
0.27	49	36	0.47	59	45	0.67	65	53
0.28	49	36	0.48	59	46	0.68	65	53
0.29	50	37	0.49	60	46	0.69	65	53

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 8 – Distância Jominy para 50% martensita contra DI (pol.)

"J" $\frac{1}{16}$ pol.	DI, pol.	"J" $\frac{1}{16}$ pol.	DI, pol.	"J" $\frac{1}{16}$ pol.	DI, pol.
0.5	0.27	11.5	3.74	22.5	5.46
1.0	0.50	12.0	3.83	23.0	5.51
1.5	0.73	12.5	3.94	23.5	5.57
2.0	0.95	13.0	4.04	24.0	5.63
2.5	1.16	13.5	4.13	24.5	5.69
3.0	1.37	14.0	4.22	25.0	5.74
3.5	1.57	14.5	4.32	25.5	5.80
4.0	1.75	15.0	4.40	26.0	5.86
4.5	1.93	15.5	4.48	26.5	5.91
5.0	2.12	16.0	4.57	27.0	5.96
5.5	2.29	16.5	4.64	27.5	6.02
6.0	2.45	17.0	4.72	28.0	6.06
6.5	2.58	17.5	4.80	28.5	6.12
7.0	2.72	18.0	4.87	29.0	6.16
7.5	2.86	18.5	4.94	29.5	6.20
8.0	2.97	19.0	5.02	30.0	6.25
8.5	3.07	19.5	5.08	30.5	6.29
9.0	3.20	20.0	5.15	31.0	6.33
9.5	3.32	20.5	5.22	31.5	6.37
10.0	3.43	21.0	5.28	32.0	6.42
10.5	3.54	21.5	5.33		
11.0	3.64	22.0	5.39		

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 9 – Distância Jominy para 50% Martensita contra DI (mm)

"J" mm	DI, mm	"J" mm	DI, mm	"J" mm	DI, mm
1.0	8.4	18.0	94.2	35.0	137.1
2.0	15.7	19.0	97.1	36.0	139.1
3.0	22.9	20.0	100.6	37.0	140.9
4.0	29.7	21.0	103.7	38.0	142.8
5.0	36.3	22.0	106.5	39.0	144.7
6.0	42.9	23.0	109.7	40.0	146.4
7.0	48.2	24.0	112.2	41.0	148.3
8.0	54.2	25.0	114.9	42.0	150.1
9.0	59.5	26.0	117.4	43.0	151.7
10.0	64.2	27.0	119.9	44.0	153.4
11.0	68.6	28.0	122.4	45.0	154.1
12.0	72.1	29.0	124.7	46.0	156.5
13.0	76.4	30.0	127.1	47.0	157.8
14.0	80.1	31.0	129.0	48.0	159.2
15.0	84.0	32.0	131.4	49.0	160.5
16.0	87.6	33.0	133.5	50.0	161.8
17.0	90.1	34.0	135.2		

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 10 – Fatores boro contra % de carbono e Factor^A de liga

% Carbono	5	7	9	11	13	15	18	22	26
0.10	6.18	5.38	5.09	4.61	4.28	4.14	3.72	3.68	3.55
0.11	5.76	5.07	4.77	4.35	4.05	3.88	3.54	3.48	3.35
0.12	5.38	4.78	4.48	4.10	3.84	3.65	3.37	3.30	3.18
0.13	5.04	4.52	4.22	3.88	3.64	3.44	3.21	3.14	3.03
0.14	4.72	4.28	3.98	3.68	3.47	3.26	3.07	2.99	2.88
0.15	4.44	4.06	3.77	3.50	3.31	3.09	2.94	2.86	2.76
0.16	4.19	3.86	3.57	3.34	3.16	2.94	2.82	2.74	2.64
0.17	3.96	3.68	3.40	3.19	3.03	2.81	2.71	2.63	2.54
0.18	3.75	3.51	3.24	3.05	2.91	2.70	2.61	2.53	2.44
0.19	3.57	3.36	3.10	2.93	2.80	2.59	2.52	2.44	2.36
0.20	3.40	3.22	2.98	2.82	2.70	2.50	2.43	2.35	2.28
0.21	3.25	3.09	2.86	2.72	2.60	2.42	2.35	2.28	2.20
0.22	3.12	2.98	2.76	2.63	2.52	2.34	2.28	2.20	2.13
0.23	3.00	2.88	2.61	2.55	2.44	2.27	2.21	2.14	2.07
0.24	2.90	2.78	2.59	2.47	2.37	2.21	2.15	2.07	2.01
0.25	2.81	2.70	2.52	2.40	2.30	2.15	2.09	2.01	1.95
0.26	2.73	2.62	2.45	2.34	2.24	2.10	2.03	1.96	1.89
0.27	2.66	2.55	2.39	2.28	2.18	2.05	1.98	1.91	1.84
0.28	2.60	2.49	2.34	2.23	2.13	2.00	1.93	1.86	1.79
0.29	2.54	2.43	2.29	2.18	2.08	1.96	1.88	1.81	1.74
0.30	2.49	2.38	2.24	2.14	2.04	1.92	1.83	1.76	1.70
0.31	2.44	2.33	2.20	2.10	1.99	1.88	1.79	1.72	1.65
0.32	2.40	2.28	2.16	2.06	1.95	1.84	1.74	1.68	1.61
0.33	2.36	2.24	2.12	2.02	1.91	1.80	1.70	1.64	1.57
0.34	2.32	2.20	2.09	1.98	1.87	1.76	1.66	1.60	1.53
0.35	2.29	2.17	2.05	1.95	1.84	1.72	1.63	1.56	1.49
0.36	2.26	2.13	2.02	1.92	1.80	1.69	1.59	1.52	1.45
0.37	2.23	2.10	1.99	1.89	1.77	1.65	1.55	1.49	1.42
0.38	2.20	2.07	1.96	1.85	1.74	1.62	1.52	1.46	1.38
0.39	2.18	2.04	1.93	1.82	1.70	1.58	1.49	1.42	1.35
0.40	2.15	2.01	1.90	1.79	1.67	1.55	1.46	1.39	1.32
0.41	2.12	1.98	1.87	1.76	1.64	1.52	1.43	1.36	1.29
0.42	2.09	1.96	1.84	1.73	1.62	1.49	1.40	1.34	1.26
0.43	2.06	1.93	1.82	1.70	1.58	1.46	1.37	1.31	1.23
0.44	2.04	1.90	1.78	1.68	1.56	1.43	1.35	1.28	1.21
0.45	2.01	1.87	1.75	1.65	1.53	1.40	1.32	1.25	1.19
0.46	1.98	1.85	1.72	1.62	1.51	1.38	1.30	1.23	1.17

Tabela10 – Continuada

% Carbono	5	7	9	11	13	15	18	22	26
0.47	1.94	1.82	1.69	1.59	1.48	1.36	1.28	1.21	1.15
0.48	1.91	1.80	1.67	1.57	1.46	1.34	1.26	1.19	1.13
0.49	1.89	1.77	1.64	1.54	1.43	1.32	1.24	1.17	1.10
0.50	1.87	1.75	1.61	1.51	1.41	1.30	1.22	1.15	1.08
0.51	1.83	1.72	1.58	1.48	1.39	1.27	1.20	1.12	1.06
0.52	1.80	1.70	1.56	1.46	1.37	1.26	1.18	1.10	1.04
0.53	1.77	1.67	1.53	1.44	1.34	1.24	1.16	1.07	1.02
0.54	1.74	1.65	1.51	1.42	1.32	1.23	1.14	1.05	1.00
0.55	1.71	1.62	1.48	1.39	1.30	1.21	1.12	1.02	1.00
0.56	1.68	1.60	1.46	1.37	1.28	1.20	1.10	1.00	1.00
0.57	1.65	1.57	1.44	1.35	1.26	1.18	1.07	1.00	1.00
0.58	1.62	1.55	1.42	1.33	1.24	1.17	1.05	1.00	1.00
0.59	1.60	1.52	1.40	1.31	1.22	1.14	1.02	1.00	1.00
0.60	1.57	1.50	1.38	1.29	1.20	1.12	1.00	1.00	1.00
0.61	1.54	1.48	1.36	1.27	1.18	1.09	1.00	1.00	1.00
0.62	1.51	1.46	1.34	1.25	1.16	1.06	1.00	1.00	1.00
0.63	1.49	1.43	1.32	1.23	1.13	1.03	1.00	1.00	1.00
0.64	1.47	1.41	1.30	1.21	1.11	1.00	1.00	1.00	1.00
0.65	1.45	1.39	1.29	1.19	1.08	1.00	1.00	1.00	1.00
0.66	1.42	1.37	1.28	1.17	1.05	1.00	1.00	1.00	1.00
0.67	1.40	1.35	1.26	1.15	1.02	1.00	1.00	1.00	1.00
0.68	1.38	1.33	1.24	1.14	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.69	1.36	1.31	1.22	1.12	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.70	1.35	1.28	1.20	1.10	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.71	1.33	1.26	1.18	1.07	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.72	1.32	1.25	1.16	1.05	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.73	1.30	1.22	1.14	1.02	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.74	1.29	1.20	1.12	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.75	1.27	1.17	1.08	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.76	1.26	1.15	1.05	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.77	1.24	1.12	1.02	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.78	1.22	1.10	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.79	1.20	1.07	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.80	1.18	1.05	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.81	1.15	1.02	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.82	1.12	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00

Tabela 10 – Continuada

% Carbono	5	7	9	11	13	15	18	22	26
0.83	1.08	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.84	1.04	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.85	1.02	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
0.86	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00

^A O fator da liga é o produto de todos os fatores de multiplicação (Tabela 5) com exclusão daqueles para o carbono

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 11 – Equações para a Tabela 6 fatores multiplicadores

Carbono /Tamanho de Grão / 7	
Até 0,39 %, incl	MF = 0,54 (%C)
Mais de 0,39 Até 0,55 %, incl	= 0,171 + 0,001 (%C) + 0,265 (%C) ²
Mais de 0,55 to 0,65 %, incl	= 0,115 + 0,268 (%C) - 0,038 (%C) ²
Mais de 0,65 Até 0,75 %, incl	= 0,143 + 0,2 (%C)
Mais de 0,75 Até 0,90 %, incl	= 0,062 + 0,409 (%C) - 0,135 (%C) ²
Manganês	
Até 1,20 %, incl	= 3,3333 (%Mn) + 1,00
Mais de 1,20 Até 1,95 %, incl	= 5,10 (%Mn) - 1,12
Silício Até 2,00 %, incl	= 1,00 + 0,7 (%Si)
Níquel Até 2,00 %, incl	= 1,00 + 0,363 (%Ni)
Cromo Até 1,75 %, incl	= 1,00 + 2,16 (%Cr)
Molibdênio Até 0,55 %, incl	= 1,00 + 3,00 (%Mo)
Cobre Até 0,55 %, incl	= 1,00 + 0,365 (%Cu)
Vanádio Até 0,20 %, incl	= 1,00 + 1,73 (%V)

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 12 – Equações para Tabela 7 carbono contido, dureza inicial, 50% da dureza martensita

Dureza inicial

$$H = 35,395 + 6,990x + 312,330x^2 - 821,744x^3 + 1015,479x^4 - 538,346x^5$$

50% Dureza da Martensita,

$$H = 22,974 + 6,214x + 356,364x^2 - 1091,488x^3 + 1464,880x^4 - 750,441x^5$$

Onde
H = Dureza ,RC
x = % Carbono

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 13 – Equações para Tabela 4.8 e Tabela 4.9 Distância Jominy para 50% Martensita versus DI

$$DI (\text{pol.}) = 0,14 + 0,443x - 0,01294x^2 + 0,000166x^3$$

$$DI (\text{mm}) = 0,35 + 8,262x - 0,231x^2 + 0,00405x^3 - 0,000029x^4$$

Onde
x = Posição "J" a 1/16 pol. ou mm

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 14 – Equações para Tabela 10 Fator Boro versus % Carbono e Fator Liga

Fator Liga	Fator Boro
5 Para 0,85 % C, incl	B.F. = 13,03059 - 99,60059 X + 374,8548 X ² - 707,3472 X ³ + 649,0012 X ⁴ - 231,1499 X ⁵
Para 0,85 % C	B.F. = 1,00
7 Para 0,81 % C, incl	B.F. = 10,29157 - 69,64546 X + 245,7061 X ² - 445,3980 X ³ + 398,8044 X ⁴ - 140,6225 X ⁵
Para 0,81 % C	B.F. = 1,00
9 Para 0,77 % C, incl	B.F. = 10,45573 - 79,18534 X + 311,9332 X ² - 630,5490 X ³ + 627,6022 X ⁴ - 244,4064 X ⁵
Para 0,77 % C	B.F. = 1.00

11 Para 0,73 % C, incl	B.F. = 9,005326 – 64,37669 X + 249,6933 X ² – 506,0601 X ³ + 509,4772 X ⁴ – 201,9323 X ⁵
Para 0,73 % C	B.F. = 1,00
13 Para 0,67 % C, incl	B.F. = 8,054231 – 55,10171 X + 213,6752 X ² – 447,8863 X ³ + 477,8413 X ⁴ – 204,4974 X ⁵
Para 0,67 % C	B.F. = 1,00
15 Para 0,63 % C, incl	B.F. = 9,001263 – 76,47680 X + 355,8714 X ² – 872,9646 X ³ + 1067,359 X ⁴ – 512,7757 X ⁵
Para 0,63 % C	B.F. = 1,00
18 Para 0,59 % C, incl	B.F. = 6,849017 – 46,78647 X + 196,6635 X ² – 471,3978 X ³ + 587,8504 X ⁴ – 295,0410 X ⁵
Para 0,59 % C	B.F. = 1,00
22 Para 0,55 % C, incl	B.F. = 7,217034 – 54,73529 X + 248,9901 X ² – 632,7765 X ³ + 826,1873 X ⁴ – 431,7227 X ⁵
Para 0,55 % C	B.F. = 1,00
26 Para 0,53 % C, incl	B.F. = 7,162633 – 57,52117 X + 279,6173 X ² – 756,9353 X ³ + 1042,628 X ⁴ – 568,5680 X ⁵

Onde

X = % carbono

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227–259

Tabela 15 – Equações para a Tabela 2 fatores divisão dureza com distância para aços sem boro, pol.

Distancia“J” (1/16 pol.)	DI ^A	Fatores Divisão
2 Para 2,1, incl	DF = 4,68961 – 11,00832 X + 13,83314 X ² – 8,80283 X ³ + 2,78698 X ⁴ – 0,34880 X ⁵	
Para 2,1	DF = 1,00	
3 Para 3,1, incl	DF = 2,34904 – 0,28254 X – 1,42995 X ² + 1,16697 X ³ – 0,33813 X ⁴ + 0,03403 X ⁵	
Mais de 3,1	DF = 1,00	
4 Para 4,1, incl	DF = 5,66795 – 6,14648 X + 3,52874 X ² – 1,06026 X ³ + 0,16301 X ⁴ – 0,01015 X ⁵	
Mais de 4,1	DF = 1,00	
5 Para 4,4, incl	DF = 4,53651 – 2,92609 X + 1,00411 X ² – 0,17129 X ³ + 0,01369 X ⁴ – 0,00038 X ⁵	
Mais de 4,4	DF = 1,00	
6 Para 5,0, incl	DF = 4,39436 – 2,16072 X + 0,56027 X ² – 0,08145 X ³ + 0,00840 X ⁴ – 0,00053 X ⁵	
Mais de 5,0	DF = 1,00	
7 Para 5,3, incl	DF = 4,20866 – 1,54405 X + 0,08294 X ² + 0,08613 X ³ – 0,01963 X ⁴ + 0,00127 X ⁵	
Mais de 5,3	DF = 1,00	
8 Para 5,6, incl	DF = 4,44473 – 1,79085 X + 0,24617 X ² + 0,03378 X ³ – 0,01189 X ⁴ + 0,00084 X ⁵	

	Mais de 5,6	DF = 1,00
9	Para 5,8, incl	DF = 4,95421 - 2,43521 X + 0,62983 X ² - 0,07914 X ³ + 0,00399 X ⁴ - 0,00001 X ⁵
	Mais de 5,8	DF = 1,00
10	Para 6,1, incl	DF = 5,31610 - 2,80977 X + 0,84183 X ² - 0,141781 X ³ + 0,01301 X ⁴ - 0,00051 X ⁵
	Over 6,1	DF = 1,00
12	Para 6,6, incl	DF = 5,63649 - 2,89264 X + 0,90309 X ² - 0,17297 X ³ + 0,01881 X ⁴ - 0,00086 X ⁵
	Mais de 6,6	DF = 1,00
14		DF = 5,83176 - 2,99646 X + 0,94088 X ² - 0,17734 X ³ + 0,01839 X ⁴ - 0,00079 X ⁵
16		DF = 6,06952 - 3,15198 X + 0,99297 X ² - 0,18010 X ³ + 0,01720 X ⁴ - 0,00066 X ⁵
18		DF = 7,26492 - 4,50566 X + 1,61688 X ² - 0,31738 X ³ + 0,03146 X ⁴ - 0,00122 X ⁵
Tabela 15 Continuada		
20		DF = 7,68728 - 4,90380 X + 1,81034 X ² - 0,36593 X ³ + 0,03739 X ⁴ - 0,00150 X ⁵
24		DF = 9,19586 - 6,71331 X + 2,77208 X ² - 0,61510 X ³ + 0,06814 X ⁴ - 0,00295 X ⁵
28		DF = 9,27904 - 6,21461 X + 2,33158 X ² - 0,46972 X ³ + 0,04727 X ⁴ - 0,00186 X ⁵
32		DF = 8,62857 - 5,16125 X + 1,81214 X ² - 0,35489 X ³ + 0,03569 X ⁴ - 0,00143 X ⁵

Onde

X = DI polegadas.

^A DI máx = 7,0 pol.

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 16 – Equações para a Tabela 3 fatores divisão dureza com distância para aços sem boro, mm

Distancia ² J ² (mm)	DI _A	Fatores Divisão
3,0	Para 52,5, incl Mais de 52,5	DF = 1,65890 – 0,03528 X + 0,00068 X ² – 0,000005 X ³ DF = 1,00
4,5	Para 77,5, incl Mais de 77,5	DF = 2,76123 – 0,07974 X + 0,00125 X ² – 0,000007 X ³ DF = 1,00
6,0	Para 105,0, incl Mais de 105,0	DF = 3,67224 – 0,09306 X + 0,00112 X ² – 0,000004 X ³ DF = 1,00
7,5	Para 112,5, incl Mais de 112,5	DF = 3,99220 – 0,08654 X + 0,00089 X ² – 0,000003 X ³ DF = 1,00
9,0	Para 127,5, incl Mais de 127,5	DF = 4,16084 – 0,07800 X + 0,00068 X ² – 0,000002 X ³ DF = 1,00
10,5	Para 130,5, incl Mais de 130,5	DF = 4,30625 – 0,07467 X + 0,00059 X ² – 0,000002 X ³ DF = 1,00
12,0	To Para 140,0, incl Mais de 140,0	DF = 4,40247 – 0,07494 X + 0,00059 X ² – 0,000002 X ³ DF = 1,00
13,5	Para 147,5, incl Mais de 147,5	DF = 4,52840 – 0,07460 X + 0,00057 X ² – 0,000002 X ³ DF = 1,00
15,0	Para 152,5, incl Mais de 152,5	DF = 4,70933 – 0,07692 X + 0,00058 X ² – 0,000002 X ³ DF = 1,00
18,0	Para 167,5, incl Mais de 167,5	DF = 4,94914 – 0,07514 X + 0,0052 X ² – 0,000001 X ³ DF = 1,00
21,0		DF = 4,93379 – 0,06875 X + 0,00043 X ² – 0,000001 X ³
24,0		DF = 5,03364 – 0,06858 X + 0,00043 X ² – 0,000001 X ³
27,0		DF = 5,06910 – 0,06638 X + 0,00040 X ² – 0,000001 X ³
Tabela 16 Continuada		
33,0		DF = 5,44818 – 0,07078 X + 0,00042 X ² – 0,000001 X ³
39,0		DF = 5,57362 – 0,06879 X + 0,00039 X ² – 0,000001 X ³
45,0		DF = 6,00347 – 0,07652 X + 0,00044 X ² – 0,000001 X ³
51,0		DF = 6,37885 – 0,08241 X + 0,00047 X ² – 0,000001 X ³
Onde: X = DI millímetros.		

^ADI máx. = 177,5 mm.

Fonte: Grossman, M. A., 1942,p. 227–259

Tabela 17 – Equações para a Tabela 4 fatores divisão dureza com distância para aços com boro, pol.

J ^o Distância (1/16 pol.)	DI ^A	Fatores Divisão
2	Para 2,5, incl Mais de 2,5	DF = 22,97570 – 54,60177 X + 54,29984 X ² – 26,85746 X ³ + 6,59130 X ⁴ – 0,64165 X ⁵ DF = 1,00
3	Para 2,9, incl Mais de 2,9	DF = 13,25591 – 28,28828 X + 26,35541 X ² – 12,23150 X ³ + 2,81374 X ⁴ – 0,25263 X ⁵ DF = 1,00
4	Para 3,5, incl Mais de 3,5	DF = 28,50611 – 46,70430 X + 31,90431 X ² – 10,91263 X ³ + 1,86570 X ⁴ – 0,12747 X ⁵ DF = 1,00
5	Para 4,4, incl Mais de 4,4	DF = 24,56368 – 33,70604 X + 19,34623 X ² – 5,52132 X ³ + 0,78088 X ⁴ – 0,04375 X ⁵ DF = 1,00
6	Para 4,9, incl Mais de 4,9	DF = 5,32872 + 1,00334 X – 3,67571 X ² + 1,70752 X ³ – 0,31024 X ⁴ + 0,02018 X ⁵ DF = 1,00
7	Para 5,2, incl Mais de 5,2	DF = 5,34598 + 0,98810 X – 3,15067 X ² + 1,33727 X ³ – 0,22285 X ⁴ + 0,01332 X ⁵ DF = 1,00
8	Para 5,6, incl Mais de 5,6	DF = 2,61397 + 4,69073 X – 4,71553 X ² + 1,58031 X ³ – 0,22844 X ⁴ + 0,01219 X ⁵ DF = 1,00
9	Para 5,8, incl Mais de 5,8	DF = 3,80939 + 2,96448 X – 3,58847 X ² + 1,22906 X ³ – 0,17730 X ⁴ + 0,00938 X ⁵ DF = 1,00
10	Para 6,1, incl Mais de 6,1	DF = 11,75138 – 8,15904 X + 2,57305 X ² – 0,42384 X ³ + 0,03679 X ⁴ – 0,00136 X ⁵ DF = 1,00
12	Para 6,6, incl Mais de 6,6	DF = 10,94580 – 6,42904 X + 1,72900 X ² – 0,24187 X ³ + 0,01769 X ⁴ – 0,00055 X ⁵ DF = 1,00
14	Para 6,9, incl Mais de 6,9	DF = 14,86832 – 10,16374 X + 3,32700 X ² – 0,59480 X ³ + 0,05639 X ⁴ – 0,00221 X ⁵ DF = 1,00
16		DF = 14,10267 – 7,94906 X + 1,93841 X ² – 0,22357 X ³ + 0,01084 X ⁴ – 0,00010 X ⁵
18		DF = 11,29531 – 4,46248 X + 0,41286 X ² + 0,09097 X ³ – 0,02034 X ⁴ + 0,00110 X ⁵
20		DF = 7,14752 + 0,35500 X – 1,61359 X ² + 0,49403 X ³ – 0,05879 X ⁴ + 0,00251 X ⁵
24		DF = 12,3738 – 4,50690 X + 0,29009 X ² + 0,12299 X ³ – 0,02325 X ⁴ + 0,00117 X ⁵
28		DF = 27,50991 – 20,45946 X + 6,97580 X ² – 1,25184 X ³ + 0,11543 X ⁴ – 0,00433 X ⁵
32		DF = 43,35623 – 35,34260 X + 12,58238 X ² – 2,29821 X ³ + 0,21196 X ⁴ – 0,00785 X ⁵

Onde

X = DI_B polegadas.

^ADI_B máx. = 7,0 pol.

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 18 – Equações para a Tabela 5 fatores divisão dureza com distância para aços com boro, mm

Distância“J” (mm)	DI _B ^A	Fatores Divisão
3,0	Para 62,5, incl Mais de 62,5	DF = 1,36182 – 0,01119 X + 0,00011 X ² + 0,0000004 X ³ DF = 1,00
4,5	Para 72,5, incl Mais de 72,5	DF = 1,33728 – 0,00586 X – 0,00001 X ² + 0,0000004 X ³ DF = 1,00
6,0	Para 90,0, incl Mais de 90,0	DF = 6,69675 – 0,23288 X + 0,00318 X ² – 0,00001 X ³ DF = 1,00
7,5	Para 112,5, incl Mais de 112,5	DF = 7,56134 – 0,22857 X + 0,00265 X ² – 0,00001 X ³ DF = 1,00
9,0	Para 120,0, incl Mais de 120,0	DF = 8,54529 – 0,23608 X + 0,00247 X ² – 0,00001 X ³ DF = 1,00
10,5	Para 125,0, incl Mais de 125,0	DF = 9,21746 – 0,23623 X + 0,00228 X ² – 0,000007 X ³ DF = 1,00
12,0	Para 137,5, incl Mais de 137,5	DF = 9,06644 – 0,21390 X + 0,00190 X ² – 0,000006 X ³ DF = 1,00
13,5	Para 147,5, incl Mais de 147,5	DF = 8,85704 – 0,19372 X + 0,00160 X ² – 0,000004 X ³ DF = 1,00
15,0	Para 150,0, incl Mais de 150,0	DF = 8,87756 – 0,18513 X + 0,00147 X ² – 0,000004 X ³ DF = 1,00
18,0	Para 167,5, incl Mais de 167,5	DF = 8,55223 – 0,15758 X + 0,00112 X ² – 0,000003 X ³ DF = 1,00
21,0	Para 170,0, incl Mais de 170,0	DF = 9,46158 – 0,16538 X + 0,00111 X ² – 0,000002 X ³ DF = 1,00
24,0		DF = 9,97104 – 0,16786 X + 0,00108 X ² – 0,000002 X ³

Tabela 18 – Continuada

27,0	DF = 10,73723 – 0,18018 X + 0,00116 X ² – 0,000002 X ³
33,0	DF = 11,57108 – 0,18965 X + 0,00120 X ² – 0,000003 X ³
39,0	DF = 12,80192 – 0,21151 X + 0,00135 X ² – 0,000003 X ³
45,0	DF = 15,29826 – 0,26554 X + 0,00176 X ² – 0,000004 X ³
51,0	DF = 16,05632 – 0,27682 X + 0,00184 X ² – 0,000004 X ³

Onde:

X = DI_B, milímetros.

^ADI_B máx. = 177,5 mm.

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227–259

5 CÁLCULO DA CURVA JOMINY

A endurecibilidade dos aços pode ser avaliada e/ou o aço pode ser fabricado com determinada endurecibilidade, em função da composição química.

A Fig. 29 e a Tabela 6 fornecem valores dos produtos das porcentagens dos elementos pelos fatores multiplicativos e, também, os valores de Dic, para o tamanho do grão especificado.

Por esta Fig. 30, o tamanho de grão tem influência na endurecibilidade dos aços.

Exemplo

Considere o aço com: 0,40% C; 0,83% Mn; 0,01% P; 0,02% S; 0,31% Si; 0,20% Ni; 0,99% Cr; 0,17% Mo e tamanho de grão ASTM 7.

Solução

Da Tabela 6, o valor $D_{ic} = 0,213$ pol. para aço com 0,40% C e tamanho de grão 7.

Os fatores multiplicativos são:

0,83% Mn: 3,767

0,31% Si: 1,217

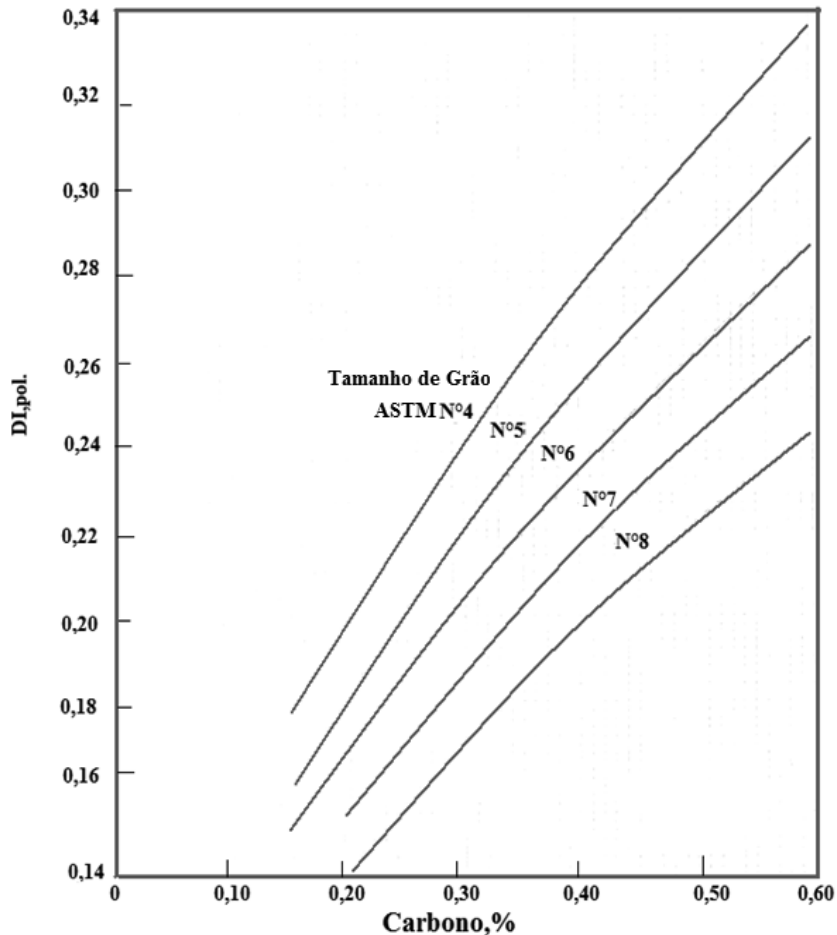
0,20% Ni: 1,073

0,99% Cr: 3,138

0,17% Mo: 1,510

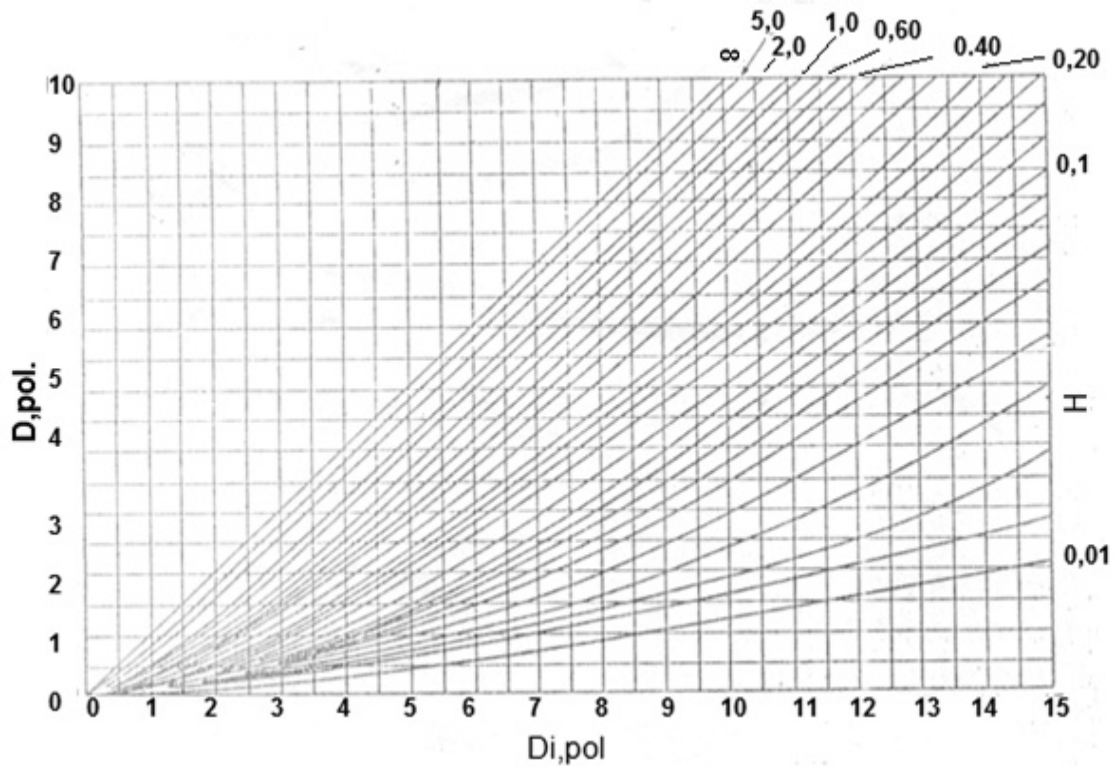
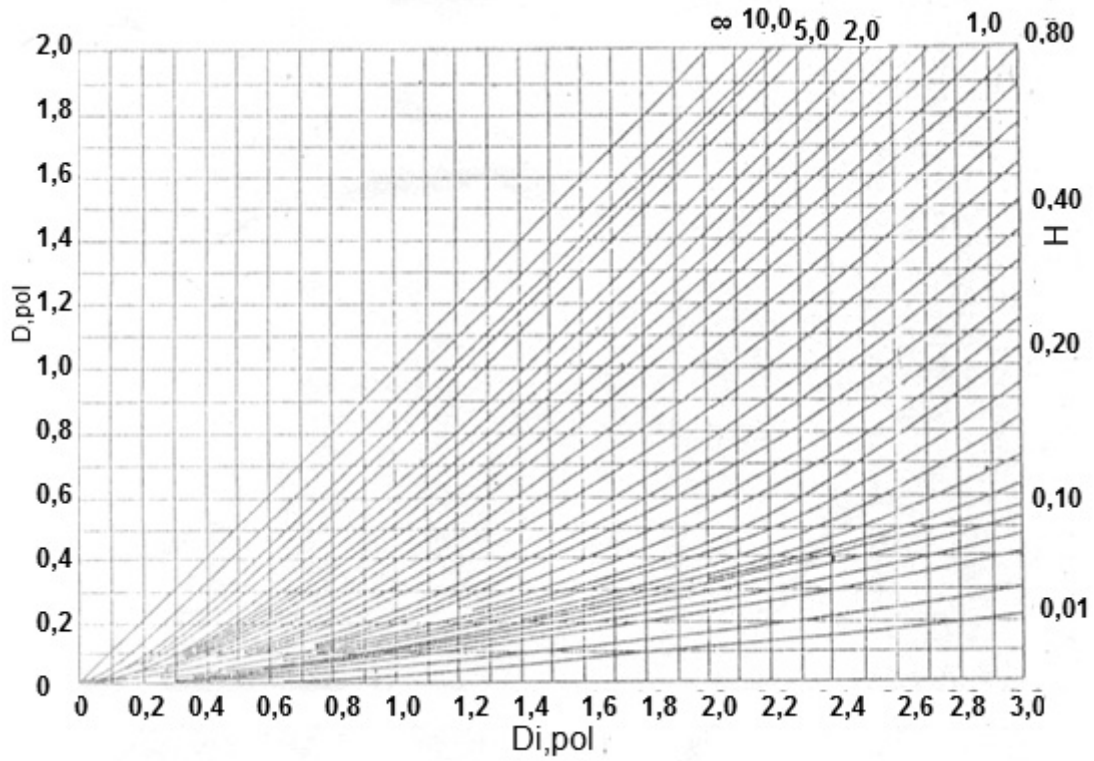
Resulta: $D_I = (4,965 \text{ pol.}) 126 \text{ mm}$

Fig. 30 – Diâmetro ideal D_i , carbono contido e tamanho de grão. A Fig. 31 mostra a relação entre diâmetros de barras e diâmetro ideal para vários meios de esfriamento.



Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

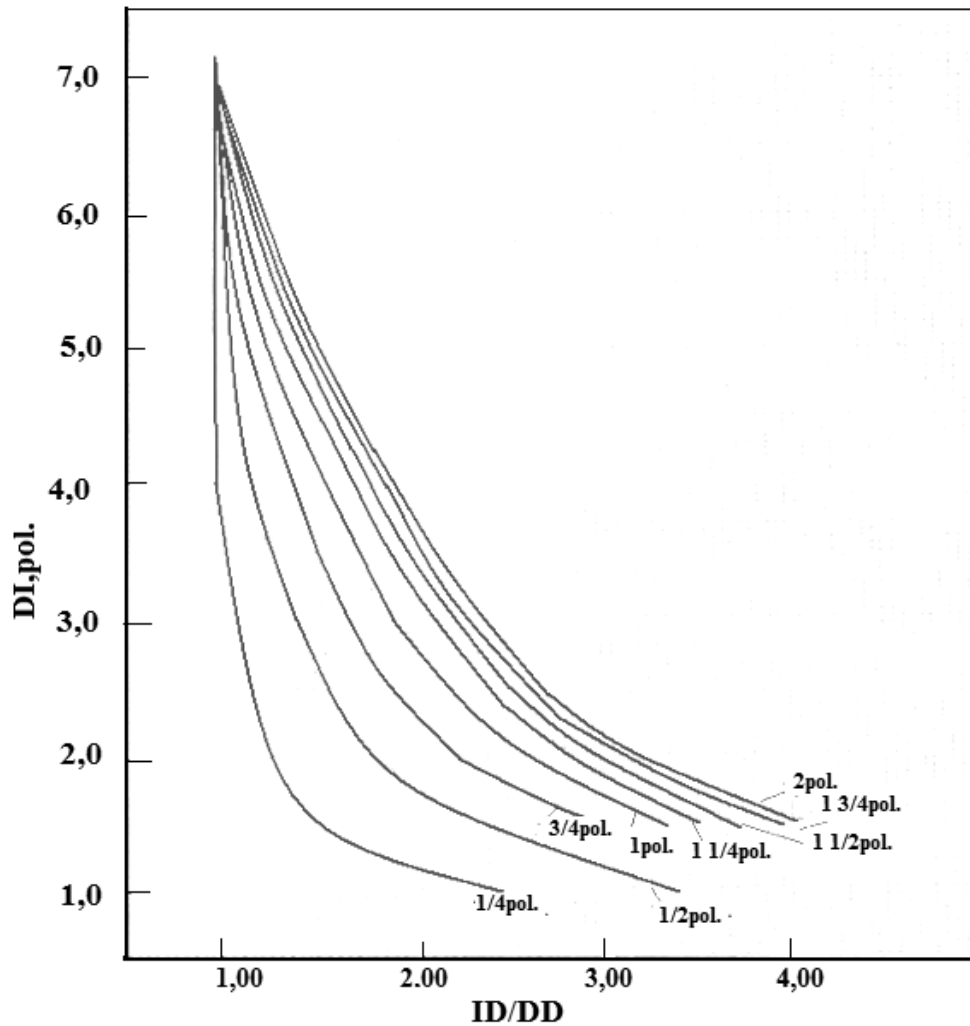
Fig. 31 – Diâmetros de barras e ideal para vários meios de esfriamento



Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

A Fig. 32 mostra diâmetro ideal e relação $\left(\frac{ID}{DD}\right)$ para várias posições Jominy para construção da curva Jominy.

Fig. 32 – Diâmetros ideais e relação $\left(\frac{ID}{DD}\right)$ para várias posições Jominy

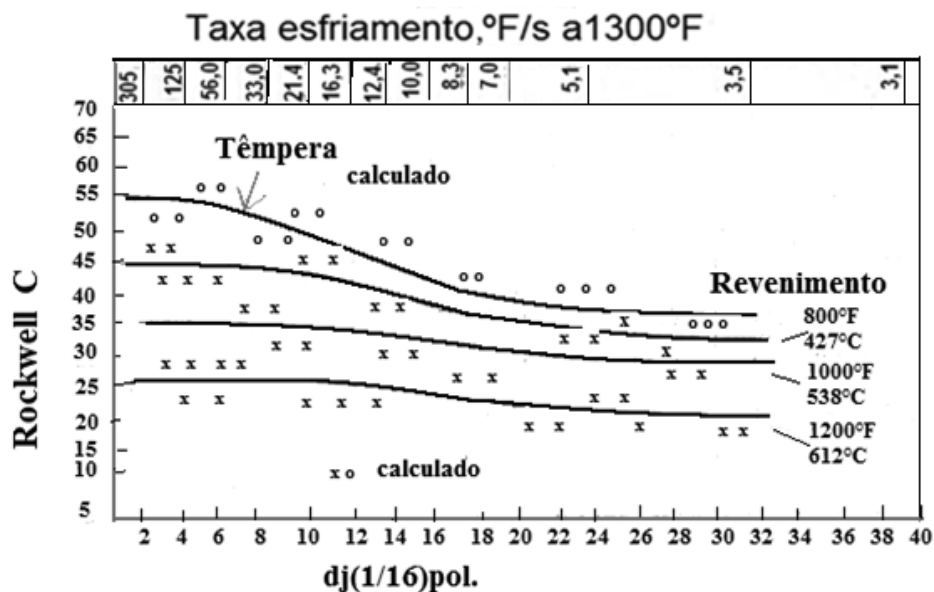


Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

O diâmetro crítico ideal de 5 pol, obtido no exemplo, pode ser usado no procedimento para obter a curva Jominy, pela divisão $ID=56$ por ID/DD , resulta na Fig. 33.

Posição (1/16)pol.	ID ($\frac{ID}{DD}$)	DRC
1	1,00	56,0
4	1,00	56,0
8	1,08	51,8
12	1,18	47,5
16	1,30	43,0
20	1,40	40,0
24	1,46	38,0
28	1,51	37,1
32	1,55	36,1

Fig. 33 – Dureza Rockwell C calculadas pela divisão do valor (ID) com (ID) / (DD) para o exemplo. Também, apresenta pontos de cálculo no revenimento(CRAFTS, e LAMONT, 1944), Eq. (6)



Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 197

Avaliação de dureza de barras – supondo-se que idênticas velocidades de esfriamento a 700°C na amostra, e em diferentes partes de uma barra, apresentam idênticas durezas.

Baseada em considerações desse tipo, a Tabela19 mostra a correspondência dos diâmetros de barras temperadas em vários meios que apresentam uma dada dureza central, com as distâncias das extremidades de têmpera que apresentam mesma dureza.

Por exemplo: um aço que apresenta uma dureza desejada a uma distância 14/16 pol. no ensaio, pode ser obtida a mesma dureza no centro de barras de 2,0; 2,5; 3,3; 3,5 e 3,7 pol. de diâmetros se forem temperadas, respectivamente, nos meios: óleo sem agitação, óleo agitado, água sem agitação, água agitada e salmoura sem agitação.

Tabela 19 – Distâncias Jominy e Diâmetros de Barras

Distância Jominy (1/16) pol.	Óleo sem agitação H = 0,3	Diâmetro (pol.) da barra equivalente temperada				Tempera ideal H = ∞
		Óleo agitado H = 0,45	Água sem agitação H = 1	Água agitada H = 1,5	Salmoura sem agitação H = 2	
01	0,10	0,15	0,3	0,35	0,40	0,70
02	0,20	0,30	0,50	0,65	0,75	0,15
03	0,35	0,55	0,85	1,00	1,25	1,60
04	0,50	0,60	1,15	1,30	1,50	1,90
05	0,60	0,95	1,40	1,60	1,75	2,20
06	0,80	1,20	1,60	1,80	2,00	2,40
07	1,00	1,40	1,80	2,00	2,30	2,70
08	1,10	1,50	2,10	2,30	2,50	2,90
09	1,30	1,70	2,30	2,50	2,70	3,20
10	1,40	1,90	2,50	2,70	2,90	3,40
11	1,60	2,10	2,80	3,00	3,20	3,60
12	1,70	2,70	3,00	3,20	3,40	3,80
13	1,90	2,40	3,20	3,40	3,50	4,00
14	2,00	2,50	3,30	3,50	3,70	4,20
15	2,10	2,70	3,50	3,70	3,90	4,40
16	2,30	2,80	3,70	3,90	4,10	4,60
17	2,40	3,00	3,90	4,10	4,20	4,70
18	2,50	3,10	4,00	4,20	4,40	4,90
19	2,60	3,30	4,10	4,40	4,50	5,00
20	2,70	3,40	4,30	4,50	4,70	5,10
21	2,80	3,50	4,40	4,70	4,80	5,30
22	2,90	3,60	4,50	4,80	4,90	5,40
23	3,00	3,70	4,70	5,00	5,10	5,50
24	3,10	3,80	4,80	5,10	5,20	5,60

25	3,20	3,70	4,90	5,20	5,30	5,80
26	3,30	4,00	5,00	5,30	5,40	5,90
27	3,40	4,10	5,10	5,40	5,50	6,00
28	3,50	4,20	5,20	5,50	5,60	6,10
29	3,60	4,30	5,30	5,60	5,60	6,20
30	3,60	4,40	5,40	5,70	5,70	6,30
31	3,70	4,50	5,50	5,80	5,80	6,30
32	3,80	4,50	5,50	5,80	5,90	6,40

Se a dureza desejada é na superfície, na metade do raio, em três quarto do raio e centro, pode-se utilizar a Fig. 34 (a) e (b), para a água e óleo sem agitação. A Fig. 35 (a) a (i), relaciona as distâncias medidas no ensaio Jominy com diâmetros de barras, para diferentes severidades de têmpera, a diferentes profundidades de têmpera dadas como uma fração do raio da barra.

O diâmetro crítico ideal pode ser lido na última coluna da Tabela 19 que corresponde à distância Jominy que apresenta essa dureza. Observações metalográficas na amostra Jominy confirmaram os resultados obtidos.

A Fig. 34 apresenta valores das distâncias Jominy correspondente a diâmetros de barras nas localizações superficiais, três quarto do raio e centro para têmpera na água calma e óleo calmo, bem como as velocidades de esfriamentos correspondentes a cada distância Jominy.

A Fig. 35 apresenta valores das distâncias Jominy correspondente a diâmetros de barras nas diversas localizações e meios de esfriamento correspondentes a cada distância Jominy (dj).

A Tabela 7 dá a dureza para os aços com determinado carbono contido quando apresenta 50% de martensita.

Quanto à endurecibilidade, os aços-H podem ser classificados, em função do diâmetro crítico, em:

Baixa endurecibilidade, são aqueles cujo diâmetro crítico é menor ou igual a 15 mm, conseguido em aços com teor médio de carbono.

Média endurecibilidade, são aços que apresentam diâmetro crítico entre 15 e 35 mm, conseguido na série 13XX e 51XX com teor médio de carbono.

Boa endurecibilidade, são aços que apresentam diâmetro crítico entre 35 e 75 mm, conseguido na série SAE 31XX, 41XX, 61XX e 86XX com teor médio de carbono.

Alta endurecibilidade, são aquele cujo diâmetro crítico fica entre 75 e 100 mm, conseguido na série SAE 43XX com médio teor de carbono.

A Tabela 20 apresenta algumas aplicações específicas dos aços H.

Tabela 20 – Aplicações Específicas dos Aços H

Aplicação	Aços – H	1040	3140	4140	4340	4640	5140	6150	8640	8740
Terminal de Direção			x				x		x	
Braço de Direção		x	x							
Molas							x	x		
Barras de Torção					x			x		
Engrenagens		x	x	x	x	x	x		x	x
Eixos		x	x	x	x	x	x	x	x	x
Articulações			x	x					x	x
Virabrequins		x	x	x	x				x	
Bielas		x	x	x	x				x	x
Pinos de Pistão		x	x	x				x		x
Parafusos de alta resistência		x	x	x	x		x			x
Equipamentos de Perfuração			x	x	x					x
Peças de Bombas			x	x				x		x

O Apêndice 1 apresenta as temperaturas dos tratamentos térmicos normalização, recozimento e têmpera com seus meios de esfriamento para os aços comerciais.

Exemplo

Considere que uma dureza mínima de 50RC é desejada na localização meio raio numa barra de três polegadas de diâmetro, quando temperada em óleo com boa agitação. Determine: a) valor de H; b) distância da extremidade de têmpera para estas condições; c) número Jominy; d) o aço que satisfaz o critério acima.

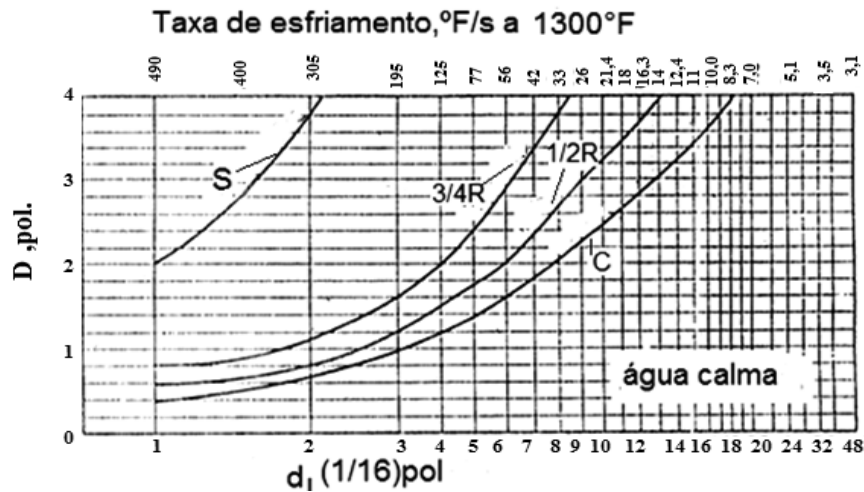
Solução

Com referência à Fig. 35, a distância Jominy fica em $(7/8)\text{pol.} \equiv (14/16)\text{pol.}$ quando traçada para diâmetro de 3 polegadas na ordenada e a razão $r/R = 0,5$.

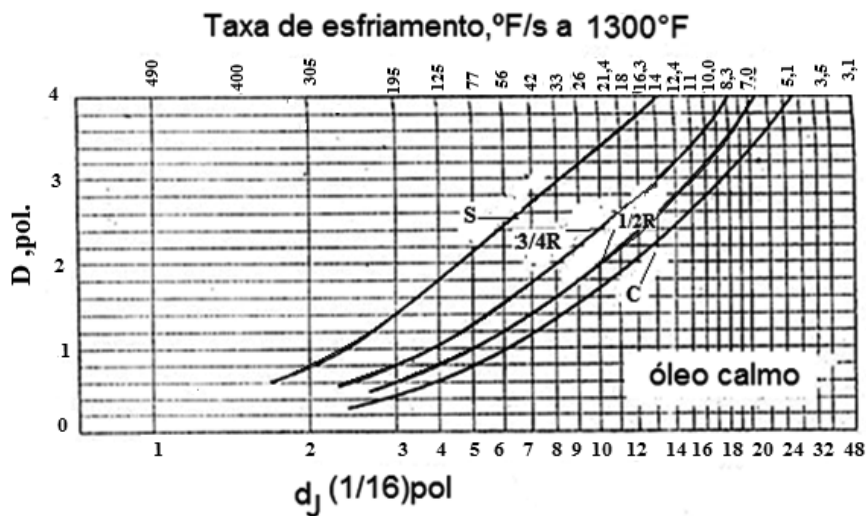
Então, a mesma condição existirá na posição $(14/16)\text{pol.}$ da barra Jominy, isto é simbolizado como $J_{50} = 14$.

Com referência às curvas Jominy, no Apêndice 2, o aço selecionado deve ser o SAE 4340, que mostra 50RC, na posição $(14/18)\text{pol.}$ da extremidade temperada.

Fig. 34 – Diâmetros de barras e distância Jominy para têmpera em água calma e óleo calmo nas posições três quarto, meio raio, superfície e centro da barra



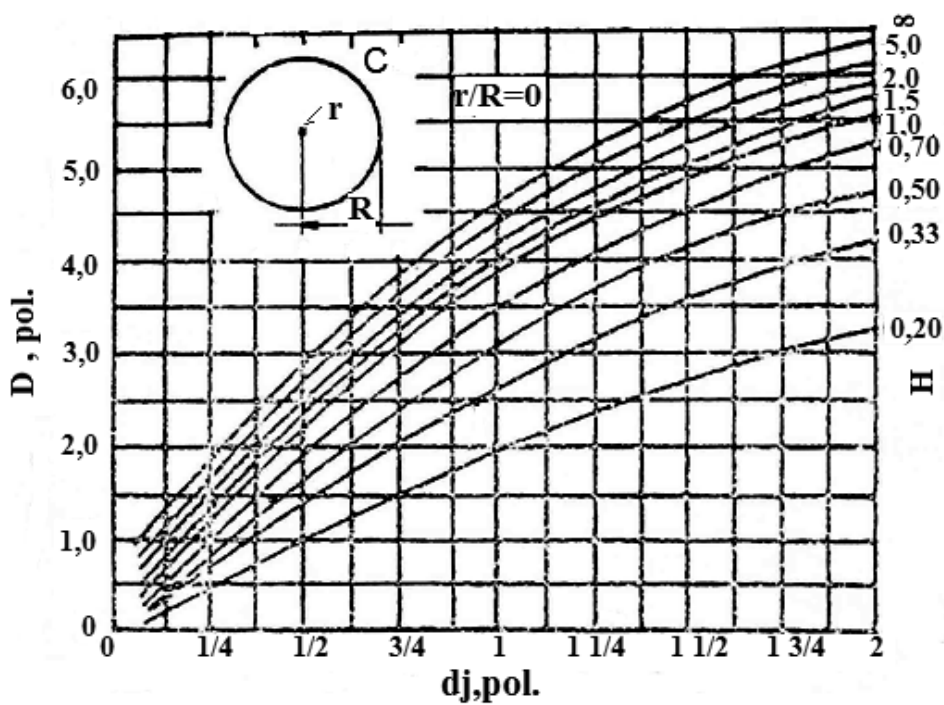
(a)



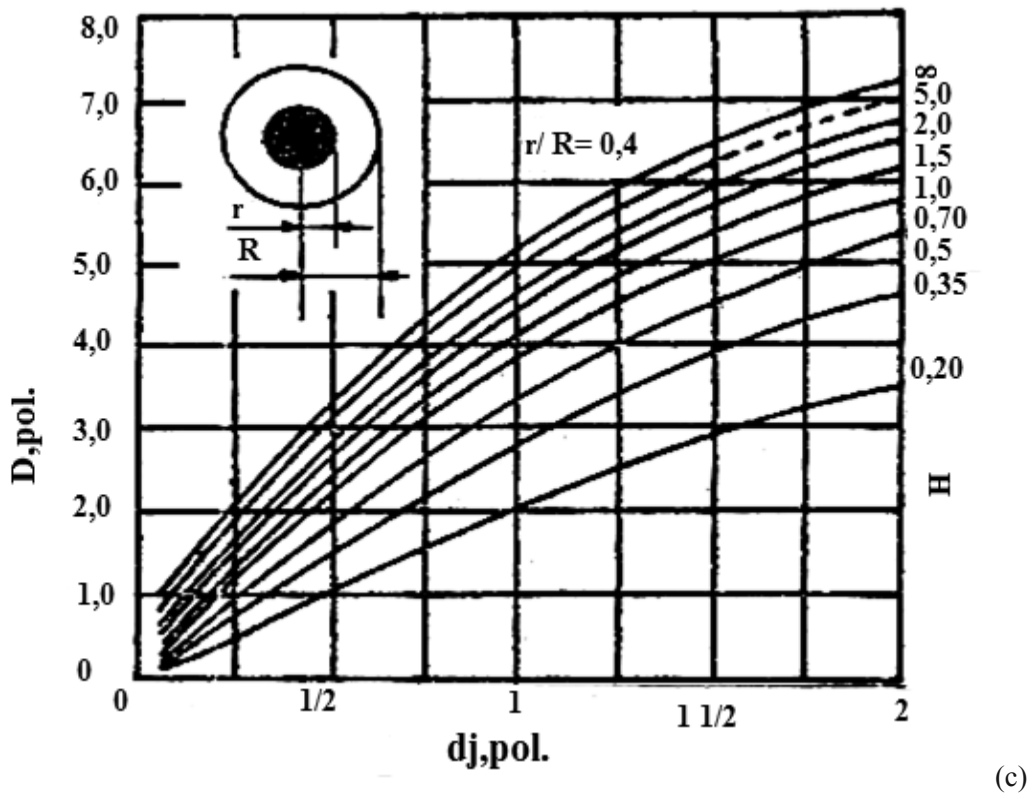
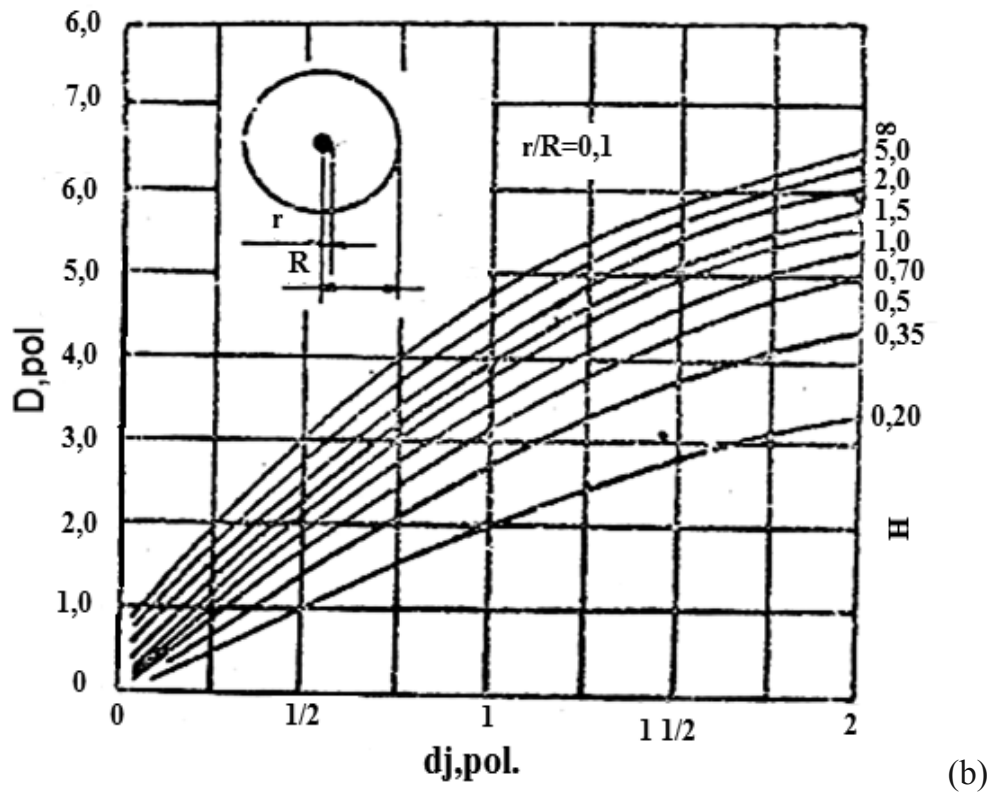
(b)

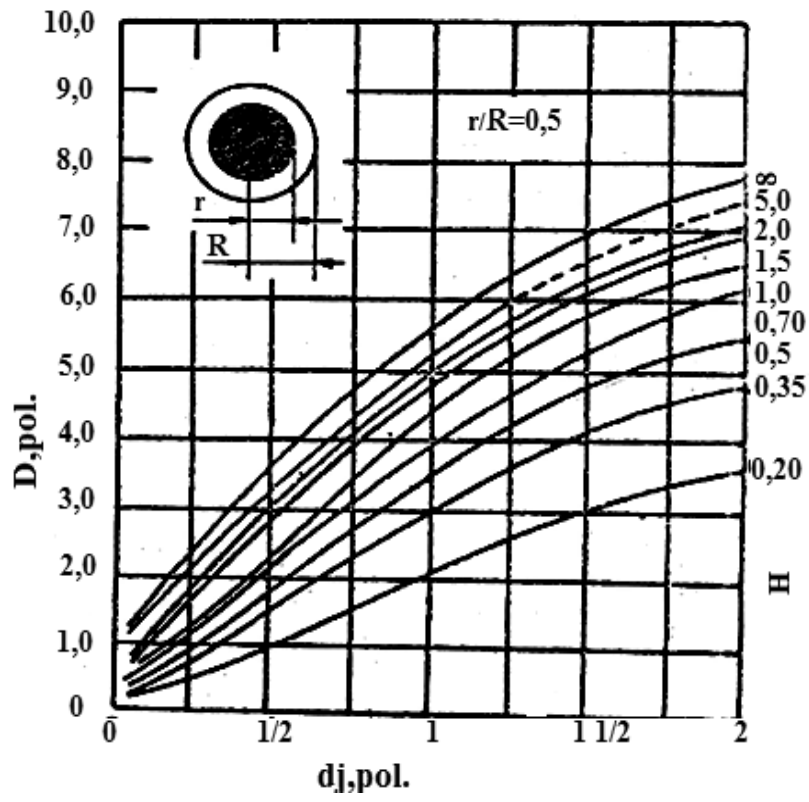
Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

Fig. 35 – (a) a (i), relaciona as distâncias medidas no ensaio Jominy com diâmetros de barras, para diferentes severidades de têmpera, a diferentes profundidades de têmperas, estas dadas como uma fração do raio da barra em estudo

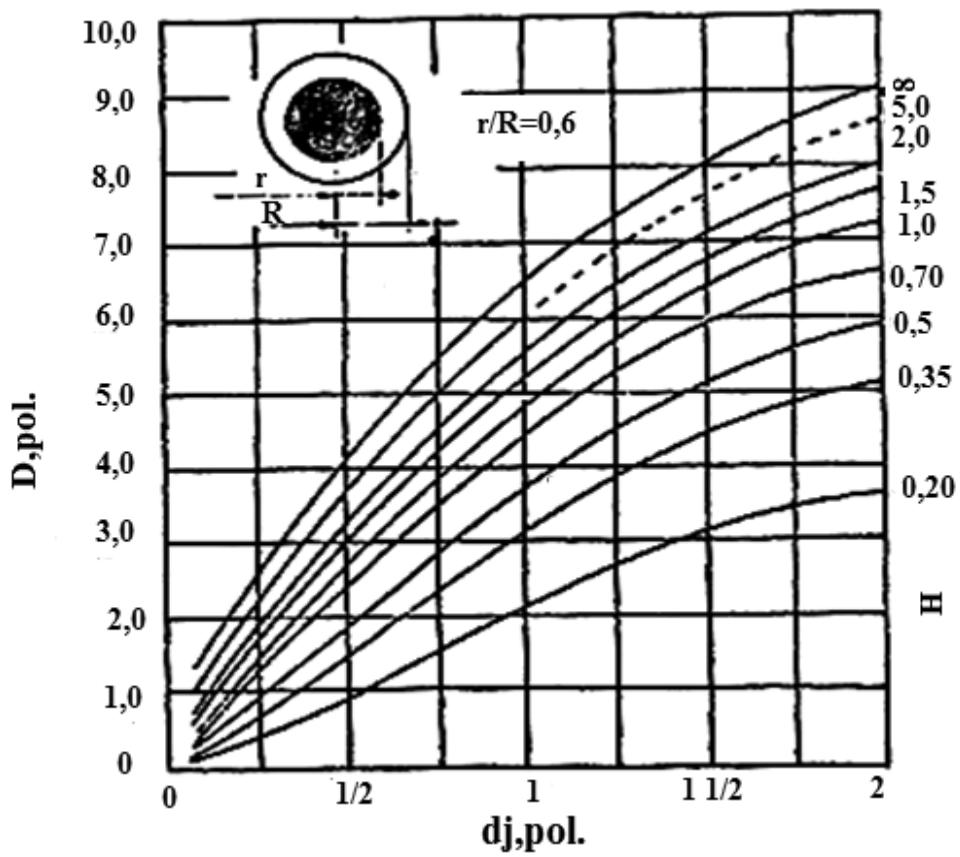


(a)

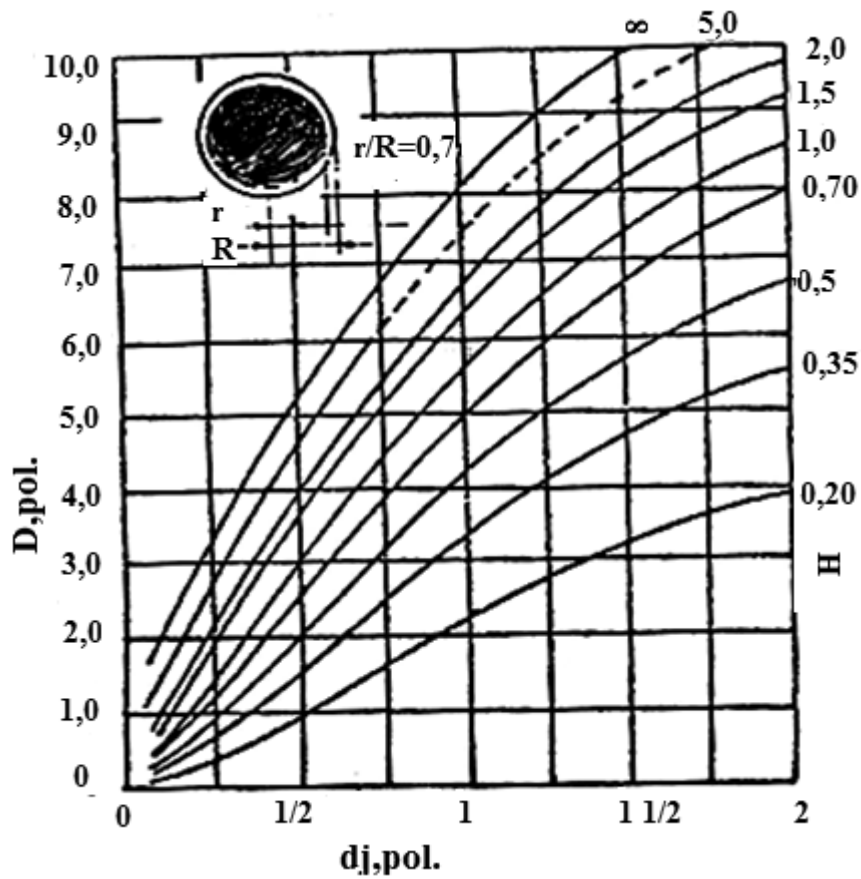




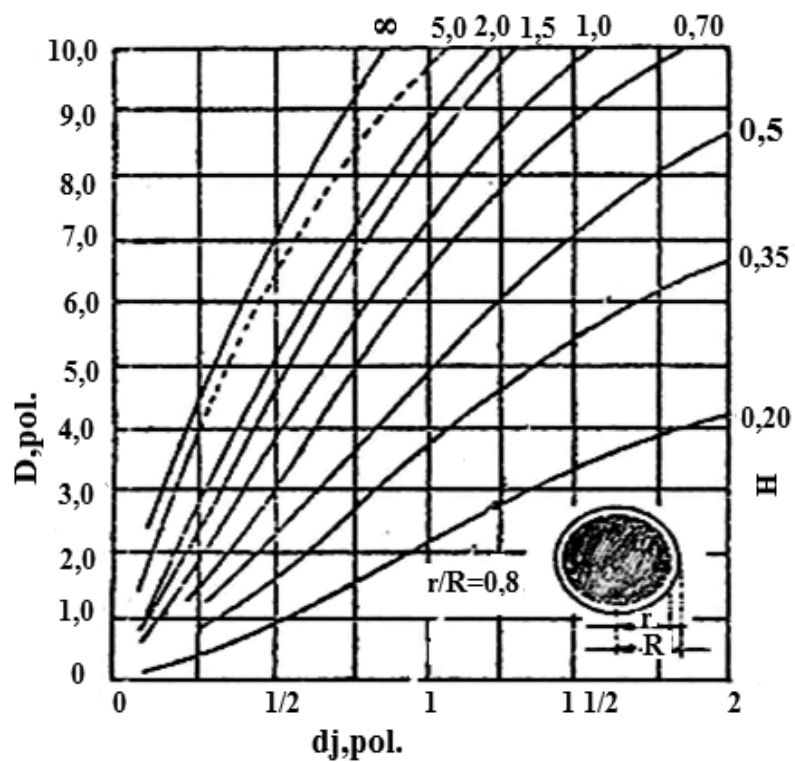
(d)



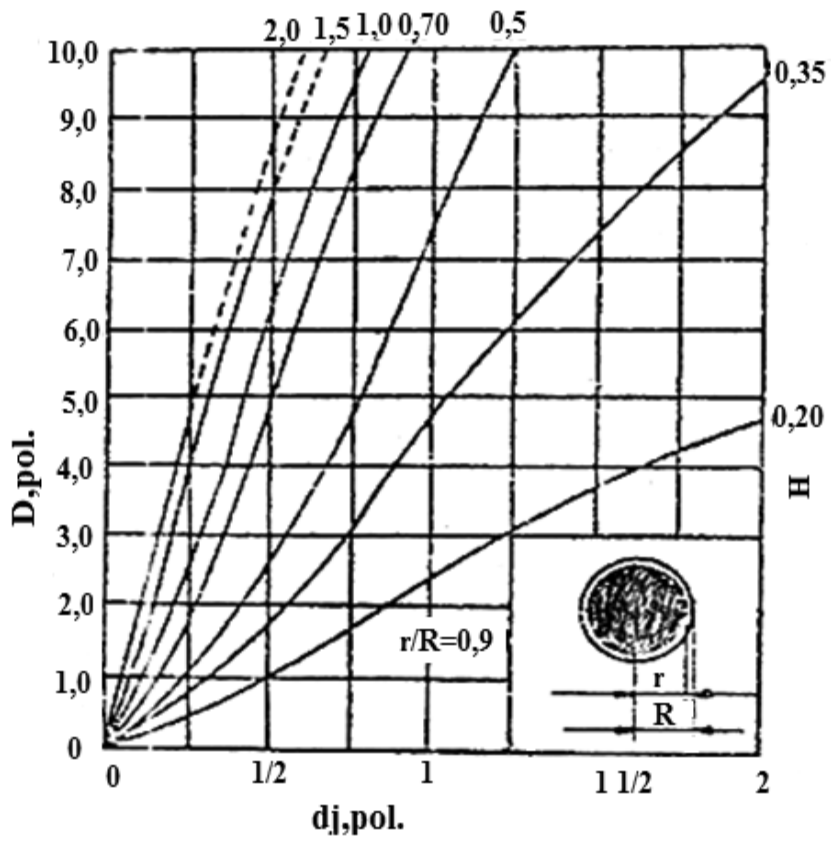
(e)



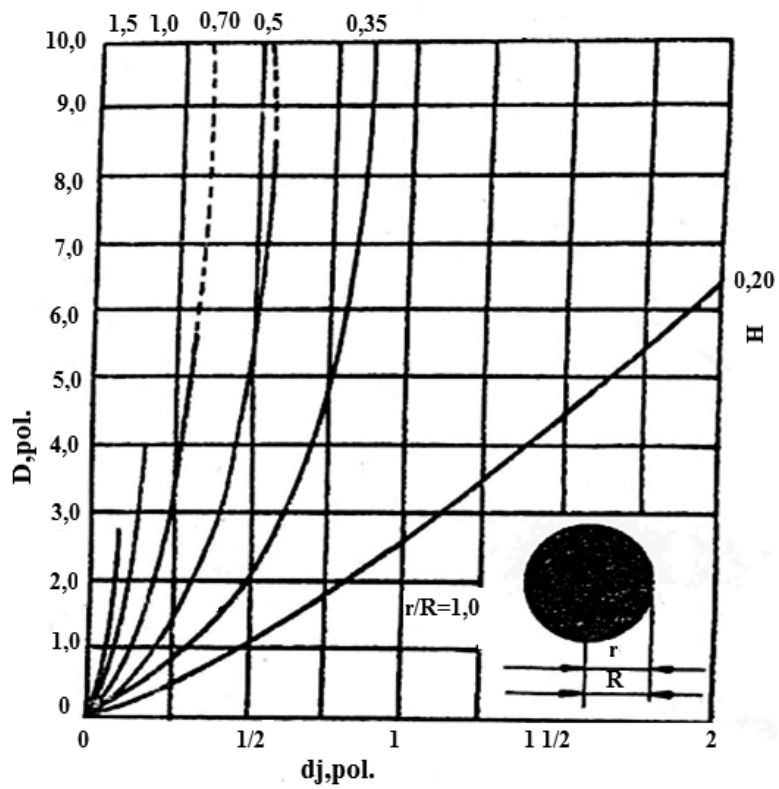
(f)



(g)



(h)



(i)

Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

6 COMPUTAÇÃO DAS CURVAS DE ENDURECIBILIDADE DA COMPOSIÇÃO-CURVAS JOMINY

Com os valores de DI, as curvas Jominy podem ser computadorizadas como segue:

Passo1- A dureza inicial (ID) na posição (1/16)pol., função do carbono e independente da endurecibilidade é selecionada da Tabela 7.

Para o exemplo aço SAE4118 sem boro e modificado com 0,22%carbono a dureza inicial é 45RC.

Passo 2- As durezas nas outras posições na barra Jominy são determinadas dividindo a dureza inicial pelo fator apropriado da Tabela 2. Para o exemplo Tabela 21 ou Tabela 22, com DI=45RC e diâmetro ideal DI de 45,5mm (1,79)pol., a dureza em posições correspondentes podem ser calculadas dividindo fator apropriado listado na Tabela 23, para aço sem Boro ,por simplicidade DI deve ser arredondado ao mais próximo de 0,5mm (0,1)pol.

Tabela 21 Exemplo Cálculo da Curva Jominy, mm

Tabela 22 Exemplo Cálculo da Curva Jominy, pol.

Distância (mm)	Fator Divisão p/	Dureza c/ Distância	Distância	Fator Divisão p/	Dureza c/ Distância
	DI 45,5mm	(DD)RC	J(1/16)pol.	DI 1,8pol	(DD)RC
1,5	...	45	1	...	45
3,0	1,02	44	2	1,2	44
4,5	1,10	41	3	1,10	41
6,0	1,31	34	4	1,37	33
7,5	1,59	28	5	1,66	27
9,0	1,82	25	6	1,92	23
12,0	2,06	22	8	2,11	21
15,0	2,24	20	10	2,29	20
18,0	2,46	18	12	2,53	18

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

Tabela 23 – Fator Divisão Dureza com a Distância contra Distância Jominy

Diâmetro Crítico ideal DI,mm	Distância Jominy a partir da Extremidade Temperada								
	dj(mm)	dj(mm)	dj(mm)	dj(mm)	dj(mm)	dj(mm)	dj(mm)	dj(mm)	dj(mm)
	15,0	18,0	21,0	24,0	27,0	33,0	39,0	45,0	51,0
100.0	1.26	1.36	1.44	1.52	1.60	1.70	1.80	1.86	1.91
102.5	1.24	1.34	1.41	1.49	1.56	1.66	1.76	1.82	1.87
105.0	1.22	1.31	1.39	1.47	1.53	1.63	1.73	1.78	1.82
107.5	1.20	1.28	1.36	1.44	1.50	1.59	1.69	1.75	1.80
110.0	1.19	1.27	1.34	1.41	1.47	1.57	1.66	1.71	1.75
112.5	1.18	1.25	1.32	1.39	1.44	1.53	1.62	1.67	1.71
115.0	1.16	1.23	1.29	1.36	1.42	1.50	1.59	1.64	1.68
117.5	1.15	1.21	1.27	1.34	1.40	1.47	1.55	1.60	1.64
120.0	1.14	1.20	1.26	1.33	1.38	1.43	1.51	1.57	1.62
122.5	1.13	1.18	1.24	1.31	1.36	1.40	1.48	1.54	1.59
125.0	1.11	1.17	1.22	1.28	1.33	1.38	1.45	1.51	1.56
127.5	1.10	1.16	1.21	1.27	1.31	1.35	1.42	1.48	1.53
130.0	1.09	1.15	1.20	1.25	1.29	1.33	1.40	1.45	1.50
130.5	1.08	1.14	1.19	1.23	1.27	1.31	1.37	1.43	1.47
135.0	1.07	1.13	1.17	1.21	1.25	1.29	1.35	1.40	1.44
137.5	1.06	1.12	1.16	1.20	1.23	1.26	1.32	1.38	1.42
140.0	1.05	1.10	1.15	1.19	1.21	1.24	1.31	1.35	1.39
142.5	1.04	1.10	1.14	1.17	1.19	1.22	1.29	1.33	1.37
145.0	1.03	1.08	1.13	1.16	1.18	1.21	1.27	1.31	1.35
147.5	1.02	1.07	1.12	1.15	1.16	1.19	1.25	1.29	1.33
150.0	1.01	1.06	1.11	1.14	1.15	1.18	1.24	1.28	1.31
152.5	1.01	1.05	1.10	1.12	1.13	1.16	1.22	1.27	1.30
155.0	1.00	1.04	1.09	1.11	1.12	1.15	1.21	1.25	1.28
157.5	1.00	1.03	1.08	1.10	1.11	1.14	1.20	1.24	1.27
160.0	1.00	1.03	1.07	1.09	1.10	1.13	1.19	1.23	1.26
162.5	1.00	1.02	1.06	1.08	1.09	1.12	1.18	1.22	1.25
165.0	1.00	1.01	1.05	1.07	1.08	1.11	1.16	1.20	1.24
167.5	1.00	1.01	1.04	1.06	1.07	1.10	1.15	1.18	1.22
170.0	1.00	1.00	1.03	1.05	1.06	1.09	1.14	1.17	1.21
172.5	1.00	1.00	1.02	1.04	1.05	1.08	1.12	1.16	1.20
175.0	1.00	1.00	1.02	1.03	1.04	1.07	1.10	1.14	1.19
177.5	1.00	1.00	1.01	1.02	1.03	1.06	1.09	1.12	1.18

Fonte: Grossman, M. A., 1942, p. 227-259

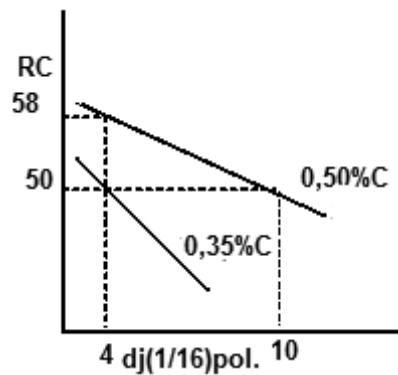
Efeito do Carbono na Endurecibilidade

O carbono tem um efeito duplo na endurecibilidade dos aços:

- Controla a dureza máxima
- Contribui para endurecibilidade

A Fig. 36 mostra o efeito do carbono é dado horizontalmente na curva de endurecibilidade. Variando o carbono de 0,35% para 0,50% ocorre aumento na endurecibilidade da posição Jominy (d_j) = (4/16)pol. para(10/16)pol., ou aumento na dureza máxima na posição (4/16)pol., de 50RC para 58RC.

Fig. 36 – Efeito do carbono na endurecibilidade



Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

O teor de carbono de 0,6% é indicado em vários equipamentos mecânicos sem perigo de torção e empenamentos.

O efeito mais importante dos elementos da liga é aumentar a endurecibilidade, o uso de óleo ao invés de água como meio de têmpera para minimizar as distorções e evitar trincas de têmpera, deslocando a curva TTT para a direita.

Aumentar a endurecibilidade pelo aumento do carbono é mais econômico, porém aparecer trincas de têmpera. O manganês aumenta consideravelmente a endurecibilidade com elevação no custo. O cromo e o molibdênio aumentam e muito a endurecibilidade, o níquel é o mais caro, porém garante tenacidade no aço. O boro é o elemento mais potente na endurecibilidade.

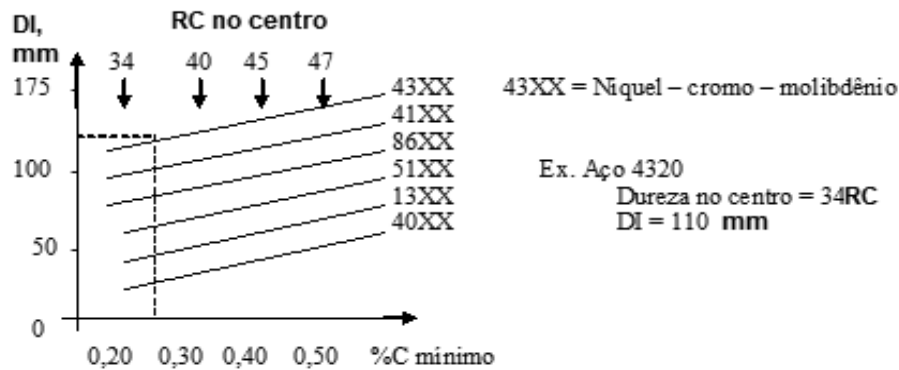
Efeito do Tamanho de Grão Austenítico

A endurecibilidade do aço aumenta 50% com o aumento do tamanho de grão de ASTM 8(grão pequeno) para ASTM 3 (grão grande).

A segregação de carbono, manganês e outros elementos de liga sempre ocorrem durante a solidificação de um lingote, aumentando a endurecibilidade dos aços.

A Fig. 37 mostra efeitos do carbono para diversos aços com diâmetro ideal, por exemplo, Aço 4320 tem Dureza no centro 34RC e DI= 110 mm(ilustração). Para meso carbono o aço 43XX, níquel, cromo, molibdênio apresenta dureza mais alta que os outros e diâmetro ideal.

Fig. 37 – Efeitos do carbono e elementos de liga para diversos aços na endurecibilidade



Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

Requisitos na determinação da endurecibilidade

As informações básicas necessárias para adequado endurecibilidade incluem:

- A dureza de têmpera necessária para uma dureza de revenimento
- A dureza abaixo da superfície
- Meio de têmpera adequado

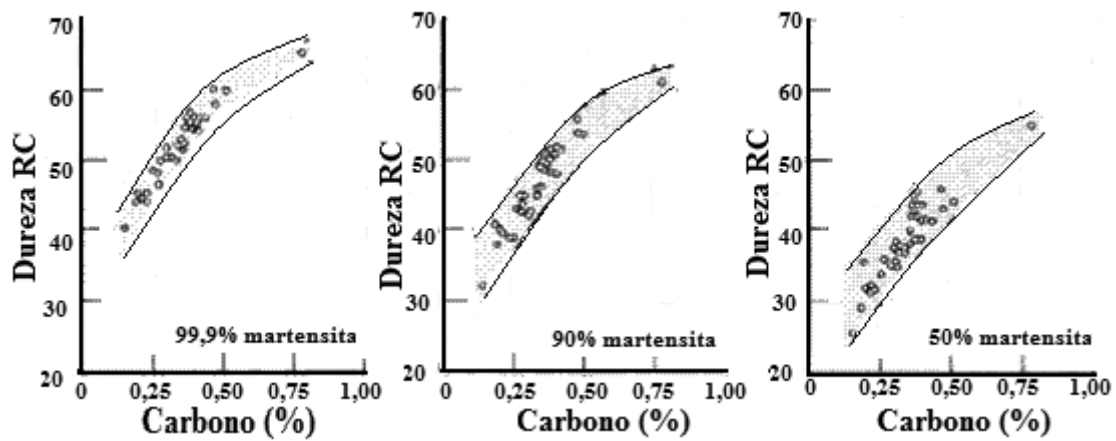
A seleção do aço deve ser com menor teor de carbono possível. Componentes submetidos à operação de dobramento, 90% de martensita são necessários na posição (3/4R).

A Fig. 38 ilustra a influencia do carbono na dureza conforme a execução da têmpera dada pela quantidade de martensita em diversas posições na barra

A relação da concentração de carbono e porcentagem de martensita com a dureza máxima aproximada, alcançada após têmpera, está apresentada na Fig. 38.

Considerando uma concentração de 0,25% de carbono e uma porcentagem de martensita de 50%, a dureza pode variar entre aproximadamente 30RC e 40RC, enquanto que para uma quantidade de martensita de 99,9% e a mesma concentração de carbono, a faixa de dureza fica entre 42RC e 54RC, aproximadamente. Para melhor assegurar esta dureza, considera-se meio raio (1/2R).

Fig. 38 – Relação da concentração de carbono e porcentagem da martensita com a dureza nas posições superfície, meio raio, três quarto raio e centro da barra na seleção do aço



Profundidade de Endurecimento

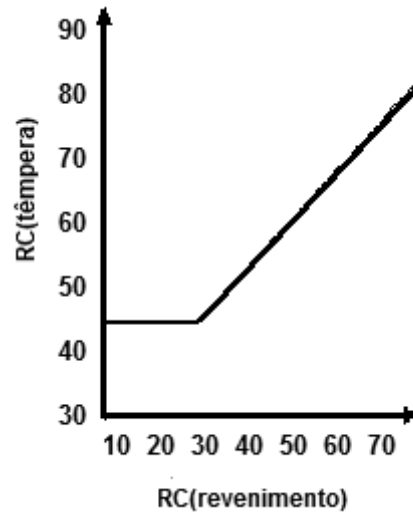
Em peças altamente tencionadas na operação de dobramento, 80% de martensita é aceito na posição três quartos do raio (3/4R) em peças sob compressão ou tração, como molas, o endurecimento deve ser em toda a seção. Em geral o endurecimento não pode ser maior do que o necessário.

Quando os requisitos de serviço indicam um endurecimento de mais de 80% de martensita, o tamanho da peça diminui com aumento de porcentagem da martensita. Quanto maior a porcentagem de martensita, menor é o diâmetro da peça.

Gráfico da dureza de têmpera x dureza de revenimento

A Fig. 39 ilustra o menor valor obtido na dureza como temperado para obter a dureza desejada no revenimento.

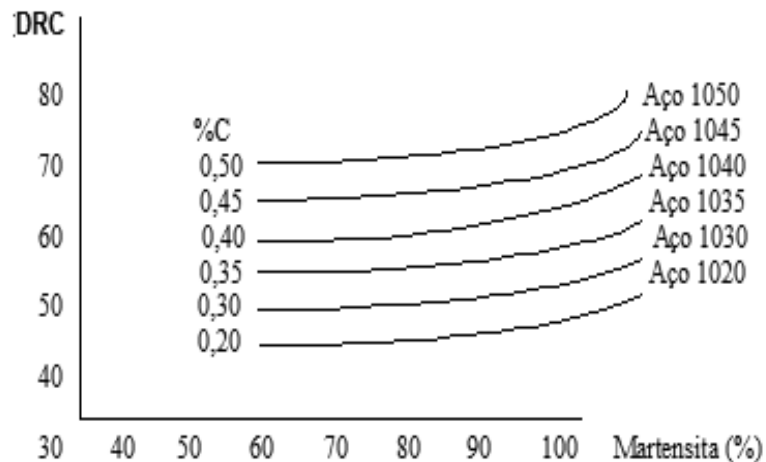
Fig. 39 – Dureza como temperado para obter a dureza no revenimento



Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

A Fig. 40 ilustra valores de dureza em função da quantidade de martensita considerando diversos teores de carbono.

Fig. 40 – Valores de dureza em função da quantidade de martensita considerando diversos teores de carbono



Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

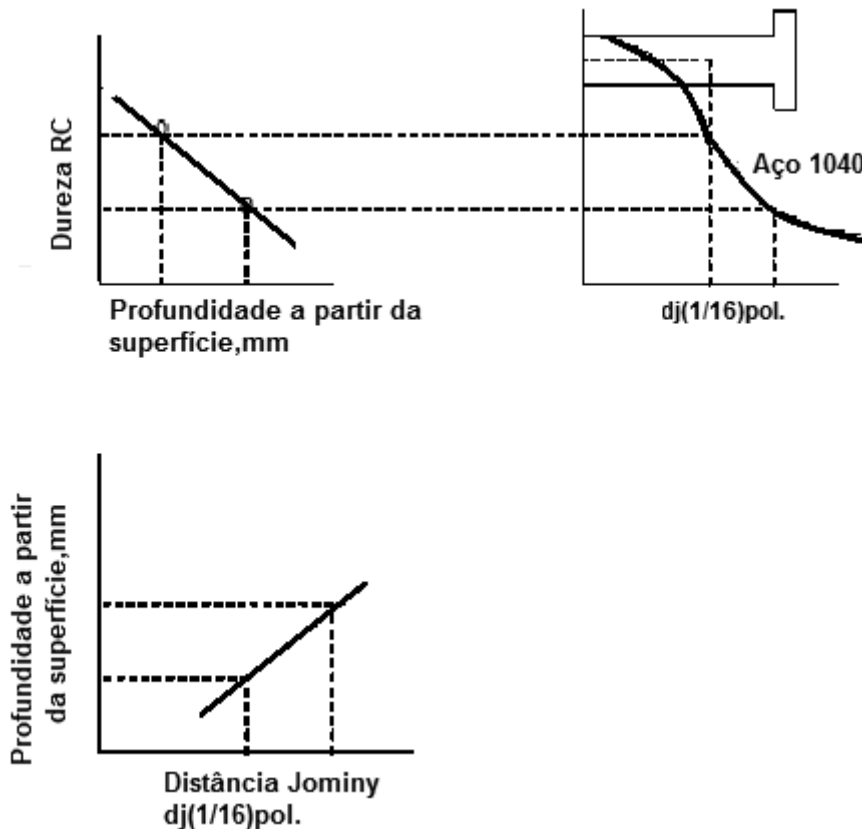
Endurecibilidade Contra Tamanho e Forma

Para determinar a endurecibilidade de peças de forma irregular

Método da Correlação da Curva Jominy Equivalente (Jeh)

Esse método consiste em correlacionar a curva Jominy com a dureza equivalente em várias posições na peça, Fig. 41.

Fig. 41 – Método da Correlação da Curva Jominy Equivalente



Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

A curva Jominy equivalente é determinada por comparação da curva da dureza da seção com a curva Jominy, através do seguinte procedimento:

- (1º) Escolhe-se o aço de baixa endurecibilidade, por exemplo, aço 1040
- (2º) Fabrica-se a peça desejada desse aço e uma barra Jominy
- (3º) Temperam-se a peça e a barra Jominy
- (4º) Medem-se as durezas em todos locais críticos da superfície ao centro
- (5º) Compara as durezas na peça com a posição Jominy da barra Jominy
- (6º) Traça-se a curva profundidade a partir da superfície com a distância Jominy
- (7º) Finalmente seleciona o aço que produz a dureza necessária numa determinada posição da peça

Simulação da dureza baseado no tempo de resfriamento $t_{8/5}$

A simulação da têmpera por computador inclui diversas diferentes análises. A pesquisa da simulação numérica da distribuição da dureza e da microestrutura na amostra de aço temperado é uma pesquisa de alta prioridade na simulação do fenômeno da têmpera do aço. A investigação da têmpera do aço sugere aquela que escolhe um representante apropriado do fenômeno de resfriamento, que é relevante para a transformação da estrutura, é um dos mais importantes fatores para uma boa simulação do endurecimento.

Um dos métodos mais comuns da predição do computador de resultados de têmpera é baseado na composição química do aço e nas dimensões da amostra. Além disso, a predição da composição da microestrutura é baseada geralmente nos métodos semiempíricos derivados das equações cinéticas da transformação da microestrutura. Então, a composição prevista da microestrutura pode ser usada para prever as propriedades mecânicas, centradas na maior parte sobre a dureza. Ao lado destes métodos, modelo matemático de têmpera do aço pode ser baseado no cálculo das características de tempo de resfriamento.

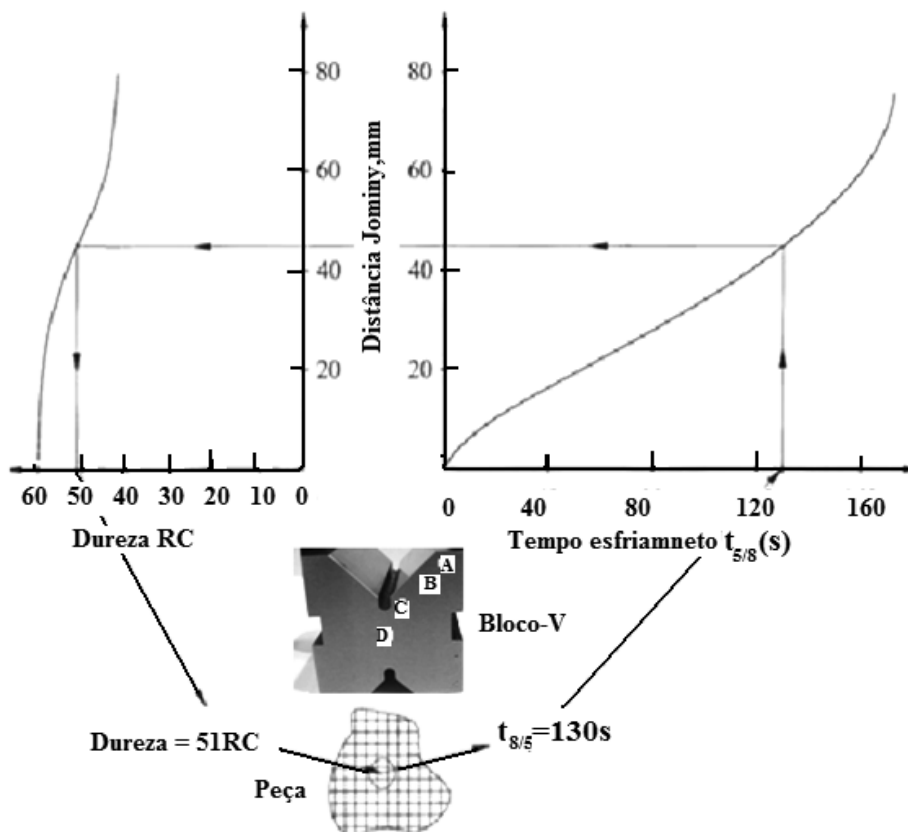
Geralmente, o tempo relevante para resultados de têmpera é o esfriamento de 800°C a 500°C, $t_{8/5}$. Para aceitar a suposição de que tempos iguais de resfriamento $t_{8/5}$ de diversas amostras indica igual dureza, a história de resfriamento destas amostras deve ser a mesma ou similar, isto é, as curvas de resfriamento devem ser similares.

A transformação da estrutura e a distribuição da dureza podem ser estimadas baseadas no tempo. Geralmente, se o tempo de resfriamento $t_{8/5}$ é igual nos dois espécimes diferentes, isto é, a peça e a barra de têmpera Jominy, a dureza destes dois espécimes é igual. Na simulação por computador desenvolvida para endurecibilidade da peça temperada, a dureza em pontos diferentes da peça é estimada pela conversão do tempo de resfriamento $t_{8/5}$ à dureza. Esta conversão é fornecida pela relação entre o tempo de resfriamento $t_{8/5}$ e a distância da extremidade temperada da barra Jominy, Fig. 42. O tempo de resfriamento $t_{8/5}$ pode ser previsto pela modelagem numérica usando o método finito do volume (PATANKAR, 1998).

Para a predição da dureza da peça temperada, é necessário que os tempos de resfriamento $t_{8/5}$ para a decomposição da austenita na martensita, na bainita, na perlita ou na ferrita da peça investigada e nos tempos de resfriamento $t_{8/5}$ da barra Jominy estão

na mesma variação. Por causa da alta endurecibilidade, os tempos de resfriamento $t_{8/5}$ para a decomposição da austenita na maioria dos aços para ferramentas e matrizes não são comparáveis com os tempos de resfriamento $t_{8/5}$ da barra Jominy, e há limites na aplicação do teste original Jominy para a simulação da tempera por computador destes tipos de aços.

Fig. 42 – Conversão do tempo de resfriamento $t_{8/5}$ à dureza



Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

7 CÁLCULO DO REVENIMENTO

A martensita, embora dura, apresenta-se frágil. Para melhorar as propriedades mecânicas, a estrutura martensítica é aquecida à temperatura abaixo da crítica A_1 e esfriada ao ar. O resultado é uma estrutura que não apresenta propriedades da martensita. Todavia, a ductilidade e a tenacidade são melhoradas além do alívio das tensões internas provocadas pela têmpera. O produto final é um material com melhor uso em projetos de engenharia.

A martensita de revenimento apresenta coloração de acordo com a têmpera de revenimento quando tratada em solução nital. Sabe-se que, a martensita é uma solução supersaturada de carbono em ferro-alfa. Durante revenimento, o carbono precipita como carboneto de ferro. Esta precipitação ocorre por nucleação e crescimento. A estrutura tetragonal muda para cúbica de corpo centrado. Com a elevação da temperatura, a precipitação seguida a 200°C e, em minutos a 100°C e, em anos na temperatura ambiente. Se dureza extrema é necessária, a estrutura temperada é aquecida a temperaturas abaixo de 200°C, onde precipita alguns carbonetos, mas a estrutura tetragonal permanece. A estrutura sob ataque aparece marrom.

Se a tenacidade é desejada, a martensita é aquecida entre 200°C e 350°C. A temperatura depende da dureza desejada. A estrutura sob ataque aparece preta, resultado da dispersão das finas partículas de carbonetos na ferrita.

Na região entre 350°C e 650°C, os carbonetos mudam para cementita e, mais carbonetos crescem como finos esferoides na ferrita. Aquecimento entre 650° e 700°C, os carbonetos esferoidais tornam-se mais globulares. A tenacidade do aço no revenimento é função do tamanho e distribuição dos carbonetos, função da temperatura e tempo na revenimento.

Quando o aço tem grande quantidade de carbonetos e quando alta temperatura e longo tempo de revenimento são usados, a estrutura aumenta a dureza. Isso acontece quando certas ligas com austenita retida se transforma em martensita. Aços com 1% e 4% de carbono podem apresentar até 45% de austenita retida na têmpera. Então, são necessários vários revenimentos para transformar toda a austenita retida em martensita.

A dureza pode, também, aumentar como resultado da nucleação e crescimento de carbonetos. Geralmente, o carbono e as ligas precipitam simultaneamente, facilitando o crescimento. Todavia, as ligas precipitam e difundem mais lentamente que o complexo enquanto o carboneto de ferro continua a crescer e a desenvolver o revenimento.

Esse mecanismo no revenimento é conhecido por endurecimento secundário, muito frequente em aços de alta liga. A Fig. 31 faz comparações entre elementos que não formam e formam carbonetos.

Fragilidade no revenimento é a tenacidade sob baixo esfriamento da temperatura de revenimento. Este resulta quando o aço contém níquel, cromo ou manganês em quantidades apreciáveis. A fragilidade ao revenimento resulta da precipitação de

carbonetos, óxidos ou nitretos da ferrita nos contornos de grãos sob baixo esfriamento. Esta condição pode ser corrigida por esfriamento rápido da temperatura de revenimento. A adição de molibdênio pode, também, eliminar a fragilidade no revenimento.

No Capítulo 2 existe uma correlação entre dureza, resistência, escoamento, alongamento e estrição dos aços baixa-liga com revenimento, Fig. 2(a). Esta correlação só é satisfeita se a têmpera for efetiva, ou seja, o resultado na dureza da amostra temperada seja atingido um valor mínimo, Fig. 2(a).

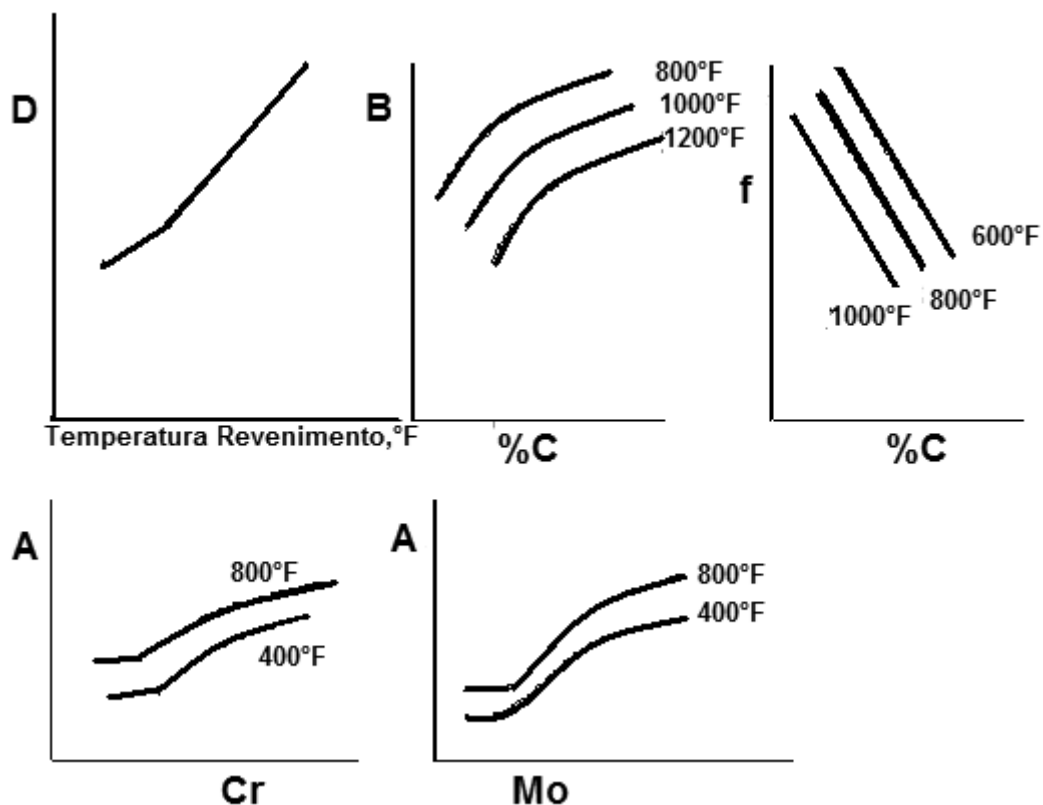
Um método desenvolvido por Crafts e Lamont (CRAFTS, 1944), pelo qual a dureza de um aço temperado após revenimento por 2h em uma temperatura particular pode ser estimada. Esse método resulta de estudo do efeito de elementos de liga no revenimento do aço. A relação entre a temperatura e decréscimo na dureza (DD). Para aços que produzem uma alta dureza de têmpera, ocorrem maiores diminuições de durezas. No revenimento, como mostra a Fig. 42, que é chamada dureza crítica (B), função da temperatura do revenimento é carbono contido. Existirão perdas desproporcionais da dureza do revenimento, dependendo somente do carbono e ligas contidas. Esse amolecimento desproporcional (f) influenciado pelo carbono contido, isso é mostrado na Fig. 42. Os elementos de liga fornecem durezas maiores, para dada temperatura ao revenimento, que poderão ser obtidas no aço carbono comuns. Os fatores representando estes incrementos de liga são mostrados na Fig. 43 para cromo e molibdênio, respectivamente. Todas estas figuras são devidas a (CRAFTS, 1944). A relação entre estes fatores que têm sido desenvolvidos para estimar a dureza após revenimento do aço por duas horas é:

$$R_R = (R_T - D - B) f + B + A \quad (6)$$

Onde

- R_R = dureza de revenimento, °F
- R_T = dureza como têmpera, °F
- D = decremento no revenimento
- B = dureza crítica
- f = fator de revenimento
- A = soma dos incrementos de liga

Fig. 43 – Fatores de revenimento, ilustração



Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

Esse método de cálculo da dureza no revenimento pode ser ilustrado considerando a dureza de têmpera na barra Jominy do aço SAE C1140, apresentado na Fig. 32. Os cálculos e resultados para o revenimento desse aço para temperaturas de 800°F (427°C), 1000°F (538°C) e 1200°F (649°C) são apresentados na Tabela 24 e são colocados na Fig. 32. Como era de se esperar, os resultados não são perfeitos, mas, a concordância é suficiente para usar esse método como estimativa.

Tabela 24 – Cálculo da Dureza de Revenimento para Aço SAE 4140, Fig. 31, segundo Crafts – Lamont

Elemento %	A	Revenimento a 800°F (427°C) por 2 horas			
		D = 2	R_T	Dureza Rockwell C	
0,83 Mn	2,2	B = 19	R_R	Calculada atual	
0,31 Si	1,4	f = 0,43	56	44,2	-
0,20 Ni	0,0		55	43,7	44,9
0,99 Cr	5,2		53	42,9	44,4
0,47 Mo	1,3				

	$\Sigma = 10,1$	50	41,6	43,2
		45	39,4	41,0
		40	37,3	36,2
		39	36,8	35,5
		37	36,0	33,2

Revenimento a 1000°F (538°C) por 2 horas					
Elemento %	A		R_T	Dureza Rockwell C	
		D = 5,3		R_R	
		B = 10		Calculada atual	
		f = 0,34			
0,83 Mn	2,2		56	36,0	-
0,31 Si	1,4		55	35,6	35,9
0,20 Ni	0,1		53	34,9	35,6
0,99 Cr	5,2		50	33,9	35,0
0,47 Mo	3,2		45	32,2	33,5
	$\Sigma = 12,1$		40	30,5	31,0
			39	32,2	30,3
			37	29,5	29,3

Revenimento a 1200°F (649°C)					
Elemento %	A		R_T	Dureza Rockwell C	
		D = 10,8		R_R	
		B = 2,5		Calculada atual	
		f = 0,24			
0,83 Mn	7,2		56	25,1	-
0,31 Si	1,4		55	24,8	27,0
0,70 Ni	0,3		53	24,4	28,9
0,99 Cr	5,2		50	23,6	26,5
0,17 Mo	3,2		45	22,4	25,5
	$\Sigma = 12,3$		40	21,2	23,0
			39	21,0	22,5
			37	20,5	21,2

Fonte: Crafts, W., 1944, p. 162

Um método de cálculo da dureza no revenimento proposto por (MORAIS, 2002), partindo de aços médios e alto carbono sem elementos de liga. Esse método se baseia no parâmetro de Larsson – Miller e pode ser escrito como:

$$R_R = 85,65 + 20,9 \times \%C (6,41 - 0,66 \times \%C) \times 10^{-3} p \quad (7)$$

Onde $p = T [16 + \log (t)]$

p =parâmetro Larsson – Miller

R_R =dureza obtida no revenimento

T =Temperatura de revenimento (K)

t =Tempo de revenimento (h)

Então, para uma dureza especificada no revenimento, determina-se p , parâmetro de Larsson–Miller. Conhecendo e fixando o tempo em horas, encontra a temperatura do revenimento para um aço, usando $C = 16$.

A importância prática dessa relação está na determinação da temperatura do revenimento para uma dureza especificada e tempo do tratamento térmico.

Guia da seleção de aço

Exemplo

Um eixo de 1,75pol. de diâmetro e 3,5pés de comprimento é requerido numa máquina. Análise de engenharia indica que torção e flexão atingem os seguintes valores: 170MPa=25 ksi=25000Psi e 550MPa=80ksi. Uma vez que as peças são produzidas de aço SAE/AISI 4140H, deseja-se saber se o eixo possui a necessária endurecibilidade.

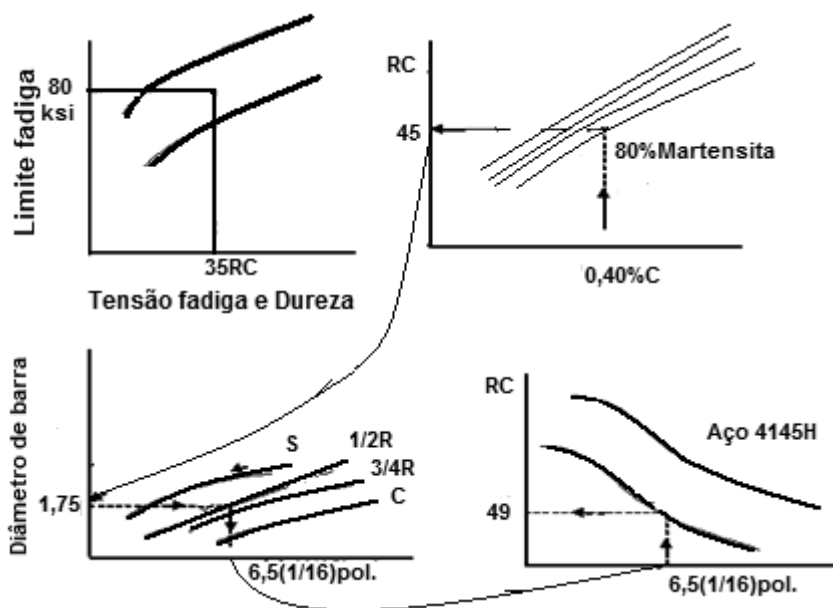
Solução

Para as condições de fadiga 80ksi resulta numa dureza de 35RC, consulta no gráfico para 0,40%C e 80% martensita que o eixo deve ter pelo tipo de carregamento, resulta em dureza de 45RC. Consulta no gráfico diâmetro da barra e distância Jominy, esta dureza deve estar na posição três quarto raio no eixo (3/4R), que corresponde à distância Jominy (6,5/16)pol.

A curva de endurecibilidade do aço 4140 nesta posição Jominy (6,5) pol. corresponde à dureza de 49RC mais do que a desejada no eixo.

A Fig. 44 fornece roteiro para a análise do problema e a conclusão é que o aço SAE/AISI 1040H satisfaz aos requisitos especificados para o eixo.

Fig. 44 – Guia prático para seleção do aço



Fonte: A. G. Guy, by McGraw-Hill Book Company, 1978

8 SELEÇÃO DO AÇO PELO BLOCO-V

Na seleção de um aço para uma aplicação particular, o engenheiro deve considerar se um aço satisfaz os requisitos de serviço da peça e, ao mesmo tempo, se é viável e econômico. Em muitas aplicações o tamanho ou forma da peça não permitem o uso de aços ao carbono comuns. Uma vez que, a propriedade necessária não pode ser atendida como a baixa endurecibilidade destes aços. A dureza obtida por têmpera é função do carbono e, a endurecibilidade é governada pela liga e grão austenítico.

Vários aços liga podem satisfazer o requisito de resistência num dado projeto para endurecibilidade suficiente de uma seção. A escolha exata é limitada por requisitos especiais como: tenacidade a baixa temperatura, resistência à fluência, resistência ao desgaste e a corrosão, isenção de fragilidade ao revenimento. A adição de ligas eleva o custo do aço e aumenta a tendência à fratura de têmpera e retenção de austenita. Na mesma aplicação pode ser desejável empregar um aço endurecível com núcleo macio para prever revenimentos às altas temperaturas apresentam maiores alívios de tensões internas.

A endurecibilidade de aços viáveis deve ser considerada em relação à espessura da peça e, a temperatura própria de revenimento deve ser escolhida para produzir à propriedade desejada. O aço selecionado e o tratamento térmico recomendado podem

ser feito com a ajuda das curvas de têmpera e revenimento e, a conhecida relação entre dureza e outras propriedades.

O projetista é solicitado sobre a especificação de um aço e seu tratamento térmico para conseguir a resistência requerida.

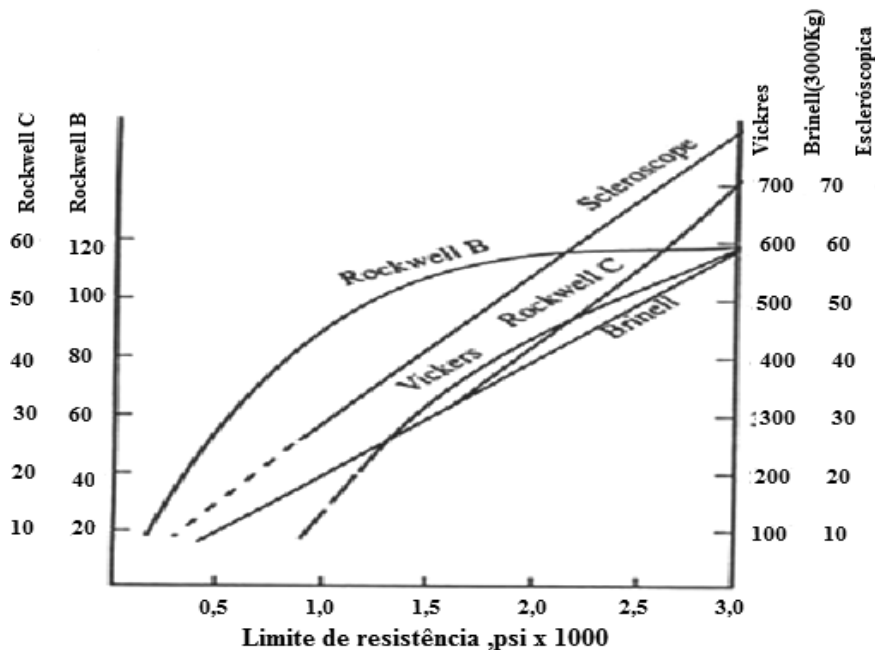
Exemplo

Um eixo de 2 polegadas de diâmetro deve apresentar um limite de resistência de $1,5 \times 10^5$ psi em toda seção. Selecione o aço e o tratamento térmico conveniente.

Solução

De acordo com a Fig. 45, $\sigma_r = 500\text{DB} \pm 30\text{DB}$ psi, ou $\sigma_r = 3,45 \pm 0,2\text{DB}$ MPa, σ_r = limite de resistência equivalente, aproximadamente, à dureza Brinell de 310DB, que é convertida para 33RC.

Fig. 45 – Relacionamentos entre Durezas e Limite de Resistência para peças de Aços

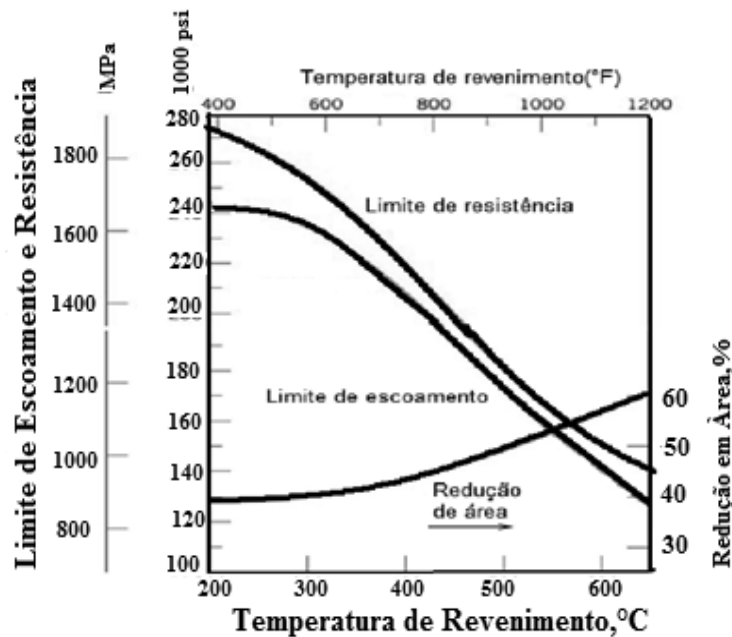


Fonte: Metals Handbook-Desk Edition, 1992

Correlação entre aços baixa liga com revenimentos

A Fig. 46 mostra relacionamentos entre os limites de resistência, limites de escoamento e ductilidade dada pela redução de área, RA%, em função da temperatura de revenimento para aço SAE 4340.

Fig. 46 – Limites de resistência e escoamento e ductilidade (RA%) em função da temperatura de revenimento para aço 4340

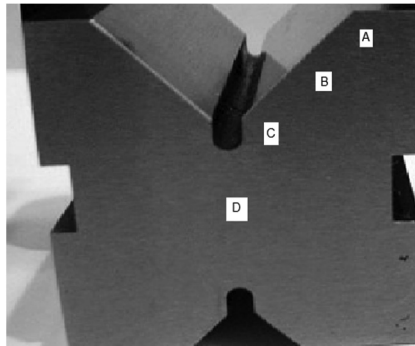


Considerando que o eixo será temperado no óleo, o centro de 2pol. de diâmetro será equivalente à posição (12/18)pol. na barra de extremidade de têmpera, barra Jominy.

Para ilustrar esse método, uma amostra em bloco-V de aço, foi temperado de uma temperatura conhecida, seccionada e feito medidas de dureza nas posições indicadas, e na curva Jominy do mesmo aço. Comparações dos valores das durezas nos vários locais na seção do bloco-V com a correspondente distância Jominy estão na Tabela 25. Após ser estabelecida uma relação entre taxas de esfriamento no bloco-V e amostra Jominy, então, um aço pode ser selecionado para satisfazer dada especificação do projeto.

Tabela 25 – Dados para Seleção do Aço pelo bloco-V

Localização no bloco-V	A	B	C	D
Dureza no bloco-V (RC)	56	45	37	37
Amostra Jominy correspondendo à distância (1/16)pol.	1,0	4,0	4,8	12,1
Equivalente taxa esfriamento (°F/s a 1300°F)	490	125	85	16



Bloco-V

Se a relação do aço baseia somente na endurecibilidade, a dureza mínima de têmpera, dada na Fig. 2(a), Capítulo 2, deve ser mantida na posição (12/16)pol. As bandas de endurecibilidade para os aços-H, Apêndice 2, permitem avaliar o aço que melhor satisfaça os requisitos desejados. As curvas mínimas de extremidade de têmpera mostram que três aços satisfazem as especificações como segue:

Carbono contido (%)	0,30	0,35	0,40	0,45	0,50
Dureza requerida como temperado (RC)	45	48	50	52	53
Endurecibilidade especificada	J ₄₅ =12	J ₄₈ =12	J ₅₀ =12	J ₅₂ =12	J ₅₉ =12
Aços-H convenientes	-	4337H	4340H	-	4150H
Bandas à (12/16)pol. (RC)	-	49-57	51-59	-	53-63

A pesquisa individual de outros graus de aços pode qualificar mais aços para a seleção, dependendo da análise da endurecibilidade. Todavia, somente os aços acima foram escolhidos nesta análise.

O tratamento térmico recomendado para o aço selecionado é determinado com a ajuda das curvas de revenimento.

O aço SAE 4340H, foi selecionado para o eixo especificado considerando os fatores disponibilidade no mercado e custo.

Então, o tratamento térmico desse aço será:

Normalização a 900°C por 2 h

Aquecimento a 815°C por 30 min.

Têmpera no óleo

Revenimento a 595°C por 2 h

Esfriamento ao ar

Caso a dureza mínima de 23RC não pode ser atendida como resultado desse tratamento, então, a temperatura ao revenimento deve ser reduzida.

Na seleção de aços para peças de forma irregular, a relação entre a taxa de esfriamento em barra redonda e posições Jominy é considerada. As taxas de esfriamento numa peça irregular devem ser determinadas por medidas de termopares enquanto uma amostra da peça é temperada no meio conveniente. Um método simples consiste em fabricar uma amostra de aço de baixa endurecibilidade que apresenta uma larga variação na dureza, sobre seção após a têmpera da temperatura conveniente. Uma barra de extremidade de tempera é, então, preparada do mesmo aço e, temperada da mesma temperatura. As variações de dureza, encontradas na seção da amostra, representam taxas relativas de esfriamento que podem ser avaliadas das correspondentes durezas na barra Jominy.

Exemplo

Especificação das durezas de têmpera no bloco-V, que aço é mais conveniente nesta situação?

Solução

Seleção nas bandas de endurecibilidade indica que, embora cinco possíveis aços satisfaçam a dureza mínima de 48RC no centro, somente o aço SAE 4147H atende as especificações nas localizações A, B e C.

Durezas Especificadas no bloco-V					
Temperado	RC	A	B	C	D
		55 mín.	55 mín.	63 máx.	48 mín.
Bandas de endurecibilidade para possíveis aços (RC)	4145H	55-63	54-62	54-62	48-59
	4147H	57-64	56-64	56-63	51-62
	4150H	58-65	58-65	58-65	53-63
	4337H	52-59	51-58	51-58	49-57
	4340H	53-60	53-60	53-60	51-59

9 SELEÇÃO DE AÇO NA BASE DA MECÂNICA DA FRATURA

Exemplo

Imagine que se vai projetar um eixo de 3cm de diâmetro e está especificando um aço liga temperado e revenimento com resistência à tração de 160×10^7 (N/m²) MPa. Que tamanho de trinca, acidentalmente, presente no eixo faria ocorrer fratura frágil em serviço? Caso se disponha de técnica não destrutiva, poder-se-ia testar os eixos durante a produção?

Solução

A partir de gráfico K_c contra σ_c , para uma resistência à tração de 160×10^7 (N/m²) MPa, a tenacidade à fratura $K_c = 62 \times 10^6$ (N/m)² (m)^{1/2}

Da mecânica da fratura:

$$K_c = \sigma_c (\pi c)^{1/2} \quad (8)$$

Onde c é a metade do tamanho do defeito, então:

$$\pi c = [K_c / \sigma_c]^2 = [62 \times 10^6 / 160 \times 10^7]^2 = 3,8 \times 10^{-9} \text{ m}$$

$$2c = 7,6 \times 10^{-9} / \pi = 2,4 \times 10^{-9} \text{ m}$$

Essa trinca é maior do que 2% de 3 cm (6×10^{-4}), o limite de técnica de detecção de falhas; assim, eixos defeituosos podem ser descobertos por ensaios não destrutivos.

EXERCÍCIOS

Resolva

(1) A dureza mínima desejada a 30% da distância do centro de uma barra de 4polegadas de diâmetro é 35 RC, quando temperada em água sem agitação.

Determine: (A) Valor H, (B) Distância Jominy para esta condição, (C) O número Jominy, (D) O aço conveniente.

(2) Uma barra de aço com 2polegadas de diâmetro deve ter dureza 40RC a uma distância 50% do centro quando temperada em óleo sob violenta agitação.

Determine: (A) Valor H, (B) Distância Jominy para esta condição, (C) O número Jominy, (D) O aço conveniente.

- (3) Um aço é temperado em água calma. “Uma barra desse aço de 1,30 polegadas de diâmetro é temperada para 50%, martensita no centro.
(A) Qual o diâmetro crítico ideal, (B) A que distância da extremidade de têmpera a estrutura é 50% martensita?
- (4) Calcule o diâmetro crítico ideal para uma barra de aço SAE 4340 e tamanho de grão ASTM N.8. Qual o diâmetro crítico se a têmpera for à água calma? E no óleo calmo? Qual a severidade de têmpera para endurecimento total da barra com 3 (1/2) polegadas de diâmetro?
- (5) Um aço SAE 4150 tem sido usado com sucesso na manufatura de peças de 3 1/2 polegadas de diâmetro na sua seção pesada. Tem sido possível endurecê-la totalmente à dureza 49RC. Devido o material encurtar é necessário fazer sua substituição por um dos seguintes aços em estoque: 4145, 4140, 6150 e 9260. Que aço é melhor na substituição?
- (6) Dadas às curvas de extremidade de têmpera e de revenimento para o aço SAE 8642. Qual a temperatura de revenimento para produzir resistência de 125.000 psi no centro da barra de 2 polegadas de diâmetro, após agitação? Qual o escoamento, alongação, estricção e dureza Brinell no centro da barra tratada?
- (7) Um longo eixo de 25,4 mm de diâmetro deve ser temperado e revenimento para produzir uma combinação de alta resistência e boa ductilidade. Será usada têmpera em óleo para minimizar distorção. Explique que aço seria mais conveniente para produção em massa desse eixo.
- (8) Um aço austenitizado contém 1% de carbono. Para quantas células da austenita aloja um átomo de carbono.
- (9) Calcular a curva Jominy para o aço SAE 4340 e tamanho de grão 7. Coloque os valores calculados obtidos e compare com os atuais para banda de endurecibilidade desse aço.
- (10) Calcular a dureza de revenimento para o aço 6150, para revenimento a 538°C empregando os métodos de Crafts – Lamont e de Morais, G. A. Coloque os valores calculados obtidos e compare com os valores atuais.
- (11) Dados os seguintes, escreva o símbolo Jominy: (A) Uma amostra de 60RC (3/16)pol. da extremidade de têmpera; (B) um (5/8)pol. da extremidade de têmpera, uma

amostra 20RC; (C) 1 1/8 de polegadas da extremidade de têmpera, uma amostra 5RC; (D) A leitura Rockwell C é 15, a 1 1/4 de polegada da extremidade de têmpera.

(12) Uma amostra de barra de aço com 2 polegadas de diâmetro deve ter 40 RC a 50% do centro quando temperada em óleo forte a violento de agitação. Determine: (A) o valor H, (B) A distância da extremidade de têmpera nestas condições, (C) O número Jominy e (D) O aço que satisfaz as condições acima.

Responda

1. Cite quatro métodos de aumentar a resistência dos materiais?
2. Pode uma barra de 12,7mm de diâmetro de aço 4140 ficar martensítica com resfriamento no ar a partir das condições austenítica?
3. Qual é a diferença entre dureza e temperabilidade de um aço?
4. Qual é a principal finalidade do revenimento de um aço temperado?
5. Explique como tratar termicamente amostras de aço 4140 para obter as estruturas: austenita, ferrita proeutetoide, perlita, bainita e martensita?
6. Um aço temperado consiste de martensita tetragonal de corpo centrado, mas, o mesmo aço, após revenimento a 400°C, é principalmente ferrita CCC. Que mudança da condição dos átomos de carbono provoca esta mudança na estrutura da matriz de ferro?
7. Defina diâmetro crítico?
8. Descreva o teste Jominy?
9. Que significa $J_{25} = 8$; $J_{25/30} = 5$?
10. Qual o efeito na posição do joelho da curva TTT se o tamanho do grão aumenta?
11. Descreva o crescimento de grão nos aços hipo e hipereutetoides.
12. Descreva o termo velocidade crítica de resfriamento
13. Explicar o efeito do aumento da temperatura de revenimento na microestrutura.
14. Algumas ligas abaixam M_f . Qual o resultado quando o aço é endurecido? Como corrigir esta condição?
15. Que é endurecimento secundário e a sua importância?
16. Que é fragilidade de revenimento.
17. Defina o endurecimento superficial.
18. Descreva a microestrutura de peças carbonetadas.

19. Descreva o processo de tratamento térmico usado para endurecer e refinar a casca e o núcleo em: (a) Granulação fina aço baixo carbono e (b) aço granulação grosseira.
20. Relate a dureza da casca e amolecimento do núcleo para o diagrama de equilíbrio de curva TTT.

Apêndice 1 – Tratamentos Térmicos dos Aços

Aço AISI/SAE	Normalização (°C)	Recozimento (°C)	Têmpera (°C)	Meio de Têmpera
1330	870-930	820-870	830-860	Água/Óleo
1335	870-930	820-870	830-860	Óleo
1340	870-930	820-870	830-860	Óleo
3130	870-930	790-840	800-840	Água/Óleo
3140	870-930	830-860	800-840	Óleo
4037	870-930	830-860	820-860	Óleo
4042	870-930	830-860	820-860	Óleo
4047	870-930	790-840	820-860	Óleo
4063	870-930	790-840	820-860	Óleo
4130	870-930	790-840	820-900	Água/Óleo
4137	870-930	790-840	840-870	Óleo
4140	870-930	790-840	840-870	Óleo
4145	870-930	790-840	820-870	Óleo
4150	870-930	790-840	820-870	Óleo
4340	870-930	790-840	800-830	Óleo
5046	870-930	790-840	800-830	Óleo
5130	900-950	790-840	820-840	Água/Soda Cáustica/Óleo
5132	900-950	790-840	820-840	Água/Soda Cáustica/Óleo
5135	900-950	790-840	820-840	Óleo
5140	900-950	790-840	820-840	Óleo
5145	900-950	790-840	820-840	Óleo
5147	900-950	790-840	800-820	Óleo
5150	900-950	790-840	800-820	Óleo
50100		730-790	720-800	Água/Óleo
51100		730-790	820-870	Água/Óleo
52100		730-790	820-870	Água/Óleo

6150	900-950	840-890	820-900	Óleo
9255	900-950	840-890	820-900	Óleo
9260	900-950	840-890	820-900	Óleo
9262	900-950	840-890	820-900	Óleo
8627	970-930	840-890	840-900	Água/Óleo
8630	970-930	840-890	840-900	Água/Óleo
8637	870-930	790-840	830-860	Óleo
8640	870-930	790-840	830-860	Óleo
8642	870-930	790-840	820-840	Óleo
8645	870-930	790-840	820-840	Óleo
8650	870-930	790-840	820-840	Óleo
8655	870-930	790-840	800-840	Óleo
8660	870-930	790-840	800-840	Óleo
8735	870-930	790-840	830-860	Óleo
8740	870-930	790-840	830-860	Óleo
9840	920-930	790-840	840-860	Óleo

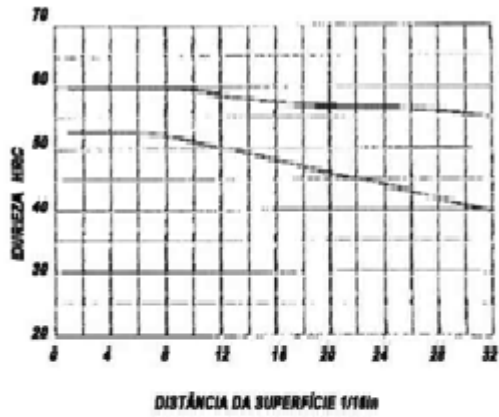
Apêndice 2 – Curvas Jominy dos Aços Comerciais (ASM HANDBOOK, Vol. 1, 1997)

AISI-SAE 4340H

UNS H43400

Límite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,60	60	53	13	20,64	59	50
2	3,18	60	53	14	22,12	58	49
3	4,74	60	53	16	23,70	58	49
4	6,32	60	53	18	25,28	58	48
6	7,80	60	53	18	26,44	57	47
6	9,40	60	53	20	31,00	57	46
7	11,00	60	53	22	34,76	57	45
8	12,64	60	52	24	37,82	57	44
9	14,22	60	52	26	41,00	57	43
10	15,80	60	52	28	44,24	56	42
11	17,38	60	51	30	47,48	56	41
12	18,96	60	51	32	50,66	56	40



AISI-SAE 4620H

UNS H46200

Límite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,60	46	41	13	20,64	22	...
2	3,18	46	38	14	22,12	22	...
3	4,74	42	27	16	23,70	22	...
4	6,32	38	24	18	25,28	21	...
6	7,80	32	21	18	26,44	21	...
6	9,40	31	...	20	31,00	20	...
7	11,00	29	...	22	34,76
8	12,64	27	...	24	37,82
9	14,22	28	...	26	41,00
10	15,80	25	...	28	44,24
11	17,38	21	...	30	47,48
12	18,96	23	...	32	50,66

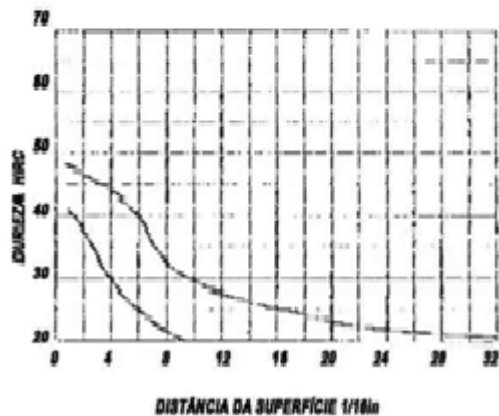


AISI-SAE 4621H

UNS H46210

Límite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,60	48	41	13	20,64	29	...
2	3,18	47	38	14	22,12	28	...
3	4,74	46	34	16	23,70	28	...
4	6,32	41	30	18	25,28	24	...
6	7,80	41	27	18	26,44	24	...
6	9,40	37	25	20	31,00	23	...
7	11,00	34	22	22	34,76	22	...
8	12,64	32	20	24	37,82	22	...
9	14,22	30	...	26	41,00	22	...
10	15,80	28	...	28	44,24	22	...
11	17,38	27	...	30	47,48	21	...
12	18,96	28	...	32	50,66	21	...

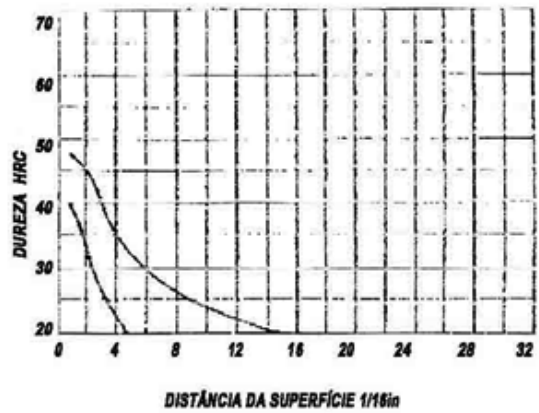


AISI-SAE 5120H

UNS H51200

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC		
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max
1	1,58	48 40	13	20,54	21	...
2	3,16	46 34	14	22,12	21	...
3	4,74	41 28	15	23,70	20	...
4	6,32	36 23	16	25,28
5	7,90	33 20	18	28,44
6	9,48	30	20	31,60
7	11,06	28	22	34,76
8	12,64	27	24	37,92
9	14,22	25	26	41,08
10	15,80	24	28	44,24
11	17,38	23	30	47,40
12	18,96	22	32	50,56

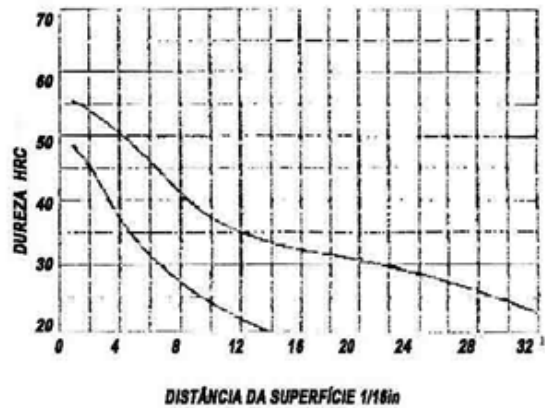


AISI-SAE 5130H

UNS H51300

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC		
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max
1	1,58	58 49	13	20,54	35	21
2	3,16	56 46	14	22,12	34	20
3	4,74	53 42	15	23,70	34	...
4	6,32	52 39	16	25,28	33	...
5	7,90	49 35	18	28,44	32	...
6	9,48	47 32	20	31,60	31	...
7	11,06	45 30	22	34,76	30	...
8	12,64	42 28	24	37,92	29	...
9	14,22	40 26	26	41,08	27	...
10	15,80	38 25	28	44,24	26	...
11	17,38	37 23	30	47,40	25	...
12	18,96	36 22	32	50,56	24	...

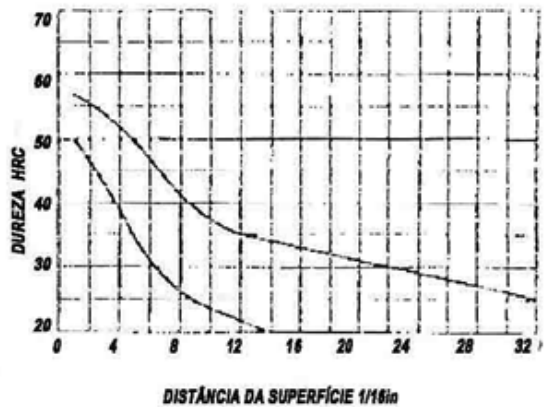


AISI-SAE 5132H

UNS H51320

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC		
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max
1	1,58	57 50	13	20,54	35	21
2	3,16	56 47	14	22,12	34	20
3	4,74	54 43	15	23,70	34	...
4	6,32	52 40	16	25,28	33	...
5	7,90	50 35	18	28,44	32	...
6	9,48	48 32	20	31,60	31	...
7	11,06	45 28	22	34,76	30	...
8	12,64	42 27	24	37,92	29	...
9	14,22	40 25	26	41,08	28	...
10	15,80	38 24	28	44,24	27	...
11	17,38	37 23	30	47,40	26	...
12	18,96	36 22	32	50,56	25	...

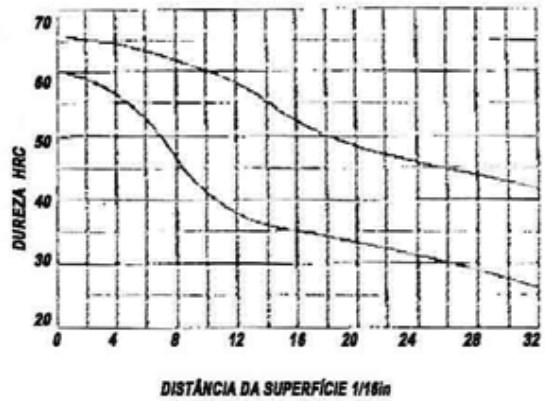


AISI-SAE 6150H

UNS H61500

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC	Distância da Superfície		Dureza HRC			
		1/16in	mm	Max	Min		
1	1,58	65	58	13	20,54	57	37
2	3,16	65	58	14	22,12	55	36
3	4,74	64	57	15	23,70	51	35
4	6,32	64	56	16	25,28	52	35
5	7,90	63	55	18	28,44	50	34
6	9,48	63	53	20	31,60	48	32
7	11,06	62	50	22	34,76	47	31
8	12,64	61	47	24	37,92	45	30
9	14,22	61	43	26	41,08	45	29
10	15,80	60	41	28	44,24	44	27
11	17,38	59	39	30	47,40	43	26
12	18,96	58	38	32	50,56	42	25

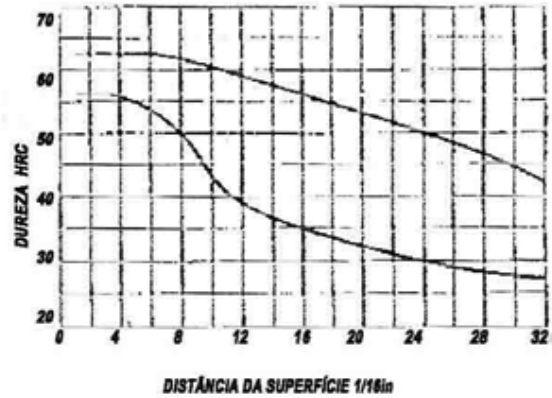


AISI-SAE 8145H

UNS H81451

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC	Distância da Superfície		Dureza HRC			
		1/16in	mm	Max	Min		
1	1,58	63	56	13	20,54	58	38
2	3,16	63	56	14	22,12	57	37
3	4,74	63	56	15	23,70	57	36
4	6,32	63	56	16	25,28	56	35
5	7,90	63	55	18	28,44	56	34
6	9,48	63	54	20	31,60	53	32
7	11,06	62	53	22	34,76	52	31
8	12,64	62	51	24	37,92	50	30
9	14,22	61	48	26	41,08	49	29
10	15,80	60	44	28	44,24	47	28
11	17,38	60	41	30	47,40	46	28
12	18,96	60	39	32	50,56	40	27

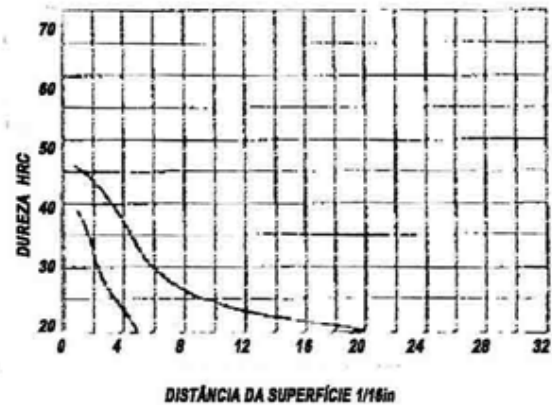


AISI-SAE 8617H

UNS H86170

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC	Distância da Superfície		Dureza HRC			
		1/16in	mm	Max	Min		
1	1,58	46	39	13	20,54	23	---
2	3,16	44	33	14	22,12	22	---
3	4,74	41	27	15	23,70	22	---
4	6,32	38	24	16	25,28	21	---
5	7,90	34	20	18	28,44	21	---
6	9,48	31	---	20	31,60	20	---
7	11,06	28	---	22	34,76	---	---
8	12,64	27	---	24	37,92	---	---
9	14,22	26	---	26	41,08	---	---
10	15,80	25	---	28	44,24	---	---
11	17,38	24	---	30	47,40	---	---
12	18,96	23	---	32	50,56	---	---

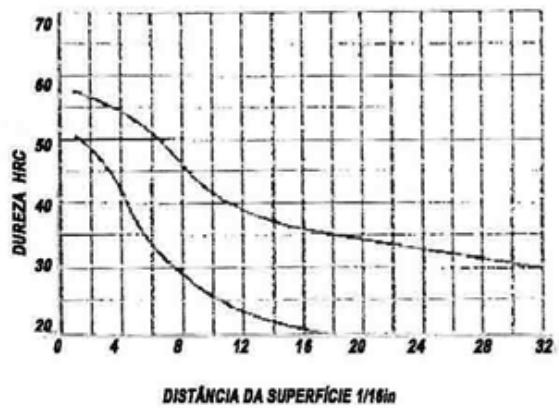


AISI-SAE 5135H

UNS H51350

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	58	51	13	20,64	39	23
2	3,16	57	49	14	22,12	38	22
3	4,74	56	47	15	23,70	37	21
4	6,32	55	43	16	25,28	37	21
5	7,90	54	38	18	28,44	36	20
6	9,48	52	35	20	31,60	35	...
7	11,06	50	32	22	34,76	34	...
8	12,64	47	30	24	37,92	33	...
9	14,22	45	28	26	41,08	32	...
10	15,80	43	27	28	44,24	32	...
11	17,38	41	25	30	47,40	31	...
12	18,96	40	24	32	50,56	30	...

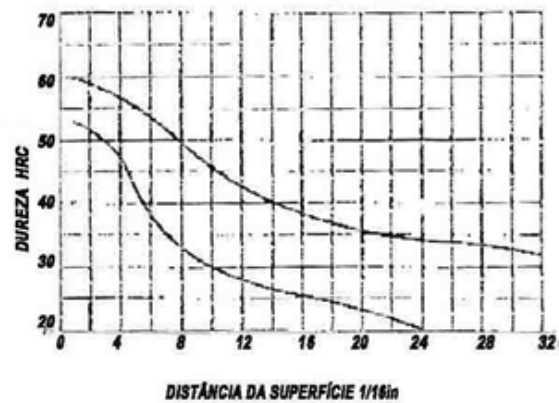


AISI-SAE 5140H

UNS H51400

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	59	53	13	20,64	42	27
2	3,16	59	52	14	22,12	40	27
3	4,74	58	50	15	23,70	39	26
4	6,32	57	48	16	25,28	38	25
5	7,90	56	43	18	28,44	37	24
6	9,48	54	38	20	31,60	36	23
7	11,06	55	35	22	34,76	35	21
8	12,64	50	33	24	37,92	34	20
9	14,22	48	31	26	41,08	34	...
10	15,80	46	30	28	44,24	33	...
11	17,38	45	29	30	47,40	33	...
12	18,96	43	28	32	50,56	32	...

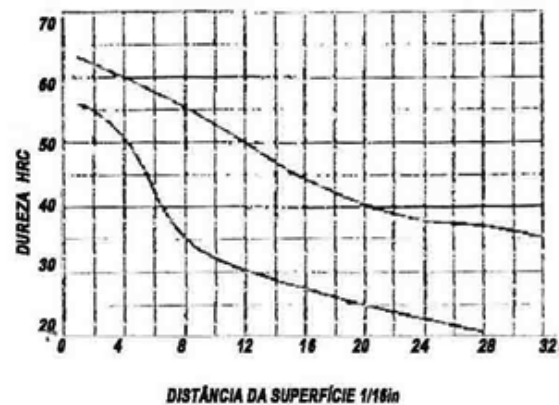


AISI-SAE 5145H

UNS H51450

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	63	56	13	20,64	48	30
2	3,16	62	55	14	22,12	47	29
3	4,74	61	53	15	23,70	45	28
4	6,32	60	51	16	25,28	44	28
5	7,90	59	48	18	28,44	42	26
6	9,48	58	42	20	31,60	41	25
7	11,06	57	38	22	34,76	39	24
8	12,64	56	35	24	37,92	38	23
9	14,22	55	33	26	41,08	37	22
10	15,80	53	32	28	44,24	37	21
11	17,38	52	31	30	47,40	36	...
12	18,96	50	30	32	50,56	35	...

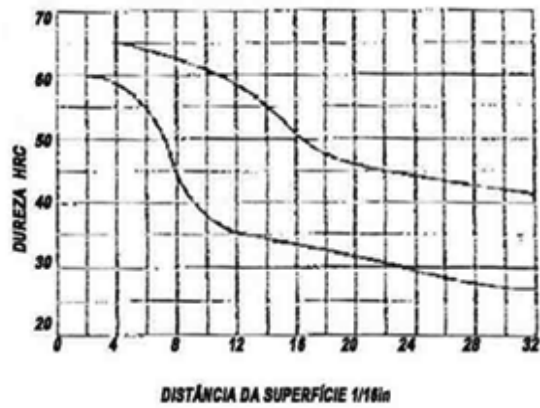


AISI-SAE 5160H

UNS H51600

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície		Dureza HRC		
	1/16in	mm	1/16in	mm	Max	Min	
1	1,58	---	60	13	20,54	68	35
2	3,16	---	60	14	22,12	56	24
3	4,74	---	60	15	23,70	54	34
4	6,32	65	59	16	25,28	52	34
5	7,90	65	58	18	28,44	48	33
6	9,48	64	56	20	31,60	47	32
7	11,06	64	52	22	34,76	46	31
8	12,64	63	47	24	37,92	45	30
9	14,22	62	42	26	41,08	44	29
10	15,80	61	39	28	44,24	43	28
11	17,38	60	37	30	47,40	43	28
12	18,96	59	36	32	50,56	42	27

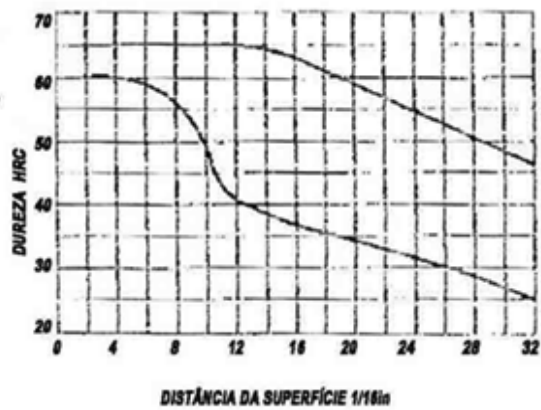


AISI-SAE 51B60H

UNS H51601

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície		Dureza HRC			
	1/16in	mm	Max	Min	1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	---	60	13	20,54	65	40	39
2	3,16	---	60	14	22,12	64	39	38
3	4,74	---	60	15	23,70	64	38	37
4	6,32	---	60	16	25,28	63	37	36
5	7,90	---	60	18	28,44	61	36	34
6	9,48	---	59	20	31,60	59	34	33
7	11,06	---	58	22	34,76	57	33	31
8	12,64	---	57	24	37,92	55	31	30
9	14,22	---	54	26	41,08	53	30	28
10	15,80	---	50	28	44,24	51	28	27
11	17,38	---	44	30	47,40	49	27	25
12	18,96	---	41	32	50,56	47	25	25

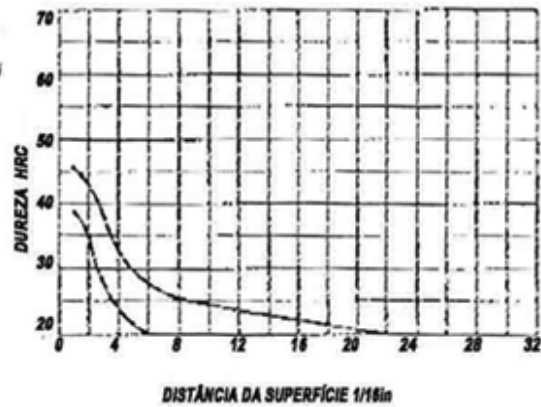


AISI-SAE 6118H

UNS H61180

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície		Dureza HRC			
	1/16in	mm	Max	Min	1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	46	39	13	20,54	24	---	---
2	3,16	44	36	14	22,12	23	---	---
3	4,74	38	28	15	23,70	23	---	---
4	6,32	32	24	16	25,28	22	---	---
5	7,90	30	22	18	28,44	22	---	---
6	9,48	28	20	20	31,60	21	---	---
7	11,06	27	---	22	34,76	21	---	---
8	12,64	26	---	24	37,92	20	---	---
9	14,22	26	---	26	41,08	---	---	---
10	15,80	25	---	28	44,24	---	---	---
11	17,38	25	---	30	47,40	---	---	---
12	18,96	24	---	32	50,56	---	---	---

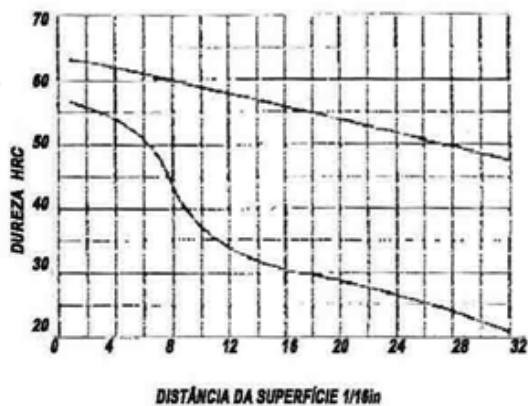


AISI-SAE 5147H

UNS H51470

Limite de dureza especificado

	Distância da Superfície		dureza HRC		Distância da Superfície		Dureza HRC	
	1/16in	mm	Max	Min	1/16in	mm	Max	Min
1	1,58		64	57	13	20,54	58	33
2	3,16		64	56	14	22,12	57	32
3	4,74		63	55	15	23,70	57	32
4	6,32		62	54	16	25,28	56	31
5	7,90		62	53	18	28,44	55	30
6	9,48		61	52	20	31,60	54	29
7	11,06		60	49	22	34,76	53	27
8	12,64		60	48	24	37,92	52	26
9	14,22		50	40	26	41,08	51	25
10	15,80		59	37	28	44,24	50	24
11	17,38		59	36	30	47,40	49	22
12	18,96		58	34	32	50,56	48	21

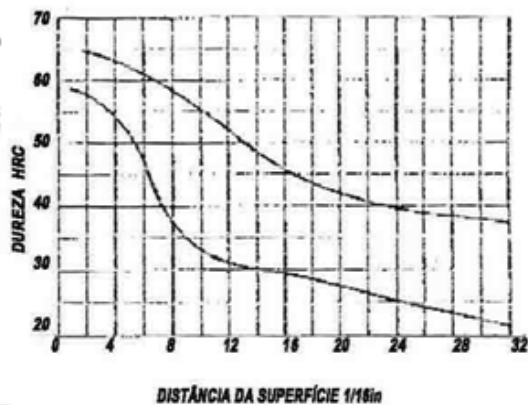


AISI-SAE 5150H

UNS H51500

Limite de dureza especificado

	Distância da Superfície		dureza HRC		Distância da Superfície		Dureza HRC	
	1/16in	mm	Max	Min	1/16in	mm	Max	Min
1	1,58		65	59	13	20,54	51	31
2	3,16		65	58	14	22,12	50	31
3	4,74		64	57	15	23,70	48	30
4	6,32		63	56	16	25,28	47	30
5	7,90		62	53	18	28,44	45	29
6	9,48		61	49	20	31,60	43	28
7	11,06		60	42	22	34,76	42	27
8	12,64		59	38	24	37,92	41	26
9	14,22		58	36	26	41,08	40	26
10	15,80		56	34	28	44,24	39	24
11	17,38		55	32	30	47,40	39	23
12	18,96		53	32	32	50,56	38	22

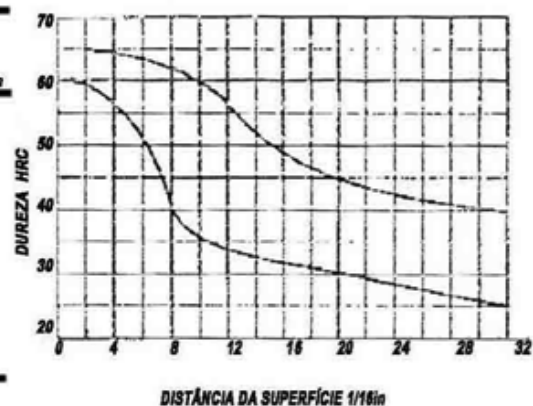


AISI-SAE 5155H

UNS H51550

Limite de dureza especificado

	Distância da Superfície		dureza HRC		Distância da Superfície		Dureza HRC	
	1/16in	mm	Max	Min	1/16in	mm	Max	Min
1	1,58		65	60	13	20,54	55	34
2	3,16		65	59	14	22,12	52	33
3	4,74		64	58	15	23,70	51	33
4	6,32		64	57	16	25,28	48	32
5	7,90		63	55	18	28,44	47	31
6	9,48		63	52	20	31,60	45	31
7	11,06		62	47	22	34,76	44	30
8	12,64		62	40	24	37,92	43	29
9	14,22		61	37	26	41,08	42	28
10	15,80		60	36	28	44,24	41	27
11	17,38		59	35	30	47,40	41	26
12	18,96		57	34	32	50,56	40	25

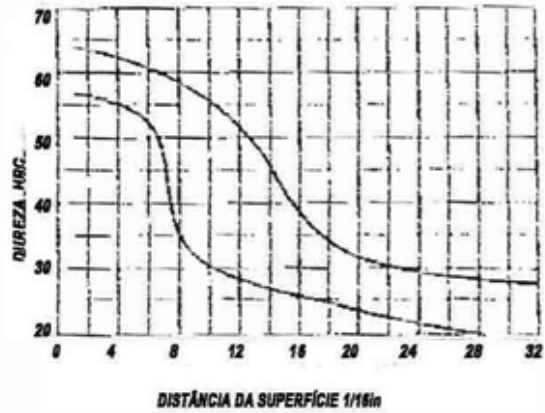


AISI-SAE 15B48H

UNS H15481

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,58	63	56	13	20,54	48	27
2	3,16	62	56	14	22,12	45	27
3	4,74	62	55	15	23,70	41	26
4	6,32	61	54	16	25,28	38	26
5	7,90	60	53	18	28,44	34	25
6	9,48	59	52	20	31,60	32	24
7	11,06	58	42	22	34,76	31	23
8	12,64	57	34	24	37,92	30	22
9	14,22	56	31	26	41,08	29	21
10	15,80	55	30	28	44,24	29	20
11	17,38	53	29	30	47,40	28	...
12	18,96	51	28	32	50,56	28	...

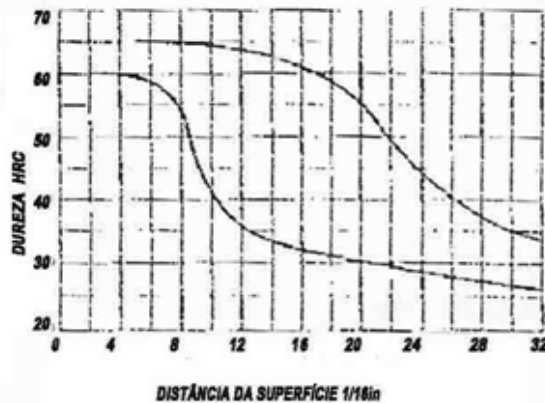


AISI-SAE 15B62H

UNS H15621

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,58	...	60	13	20,54	62	35
2	3,16	...	60	14	22,12	62	34
3	4,74	...	60	15	23,70	61	33
4	6,32	...	60	16	25,28	60	33
5	7,90	66	59	18	28,44	58	32
6	9,48	65	58	20	31,60	54	31
7	11,06	64	57	22	34,76	48	30
8	12,64	64	52	24	37,92	43	30
9	14,22	64	43	26	41,08	40	29
10	15,80	63	39	28	44,24	37	28
11	17,38	63	37	30	47,40	35	27
12	18,96	63	35	32	50,56	34	26

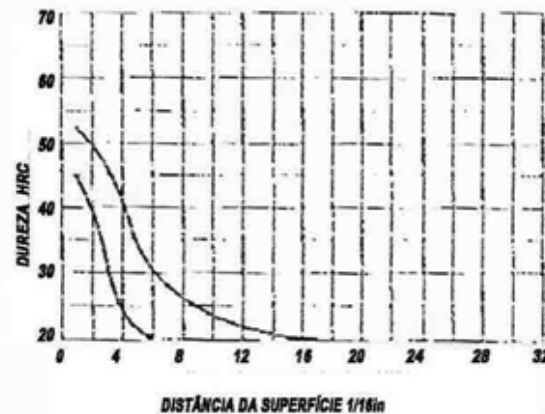


AISI-SAE 4028H

UNS H40280

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,58	52	45	13	20,54	23	...
2	3,16	50	40	14	22,12	22	...
3	4,74	46	31	15	23,70	22	...
4	6,32	40	26	16	25,28	21	...
5	7,90	34	22	18	28,44	21	...
6	9,48	30	20	20	31,60	20	...
7	11,06	28	...	22	34,76
8	12,64	26	...	24	37,92
9	14,22	25	...	26	41,08
10	15,80	25	...	28	44,24
11	17,38	24	...	30	47,40
12	18,96	23	...	32	50,56

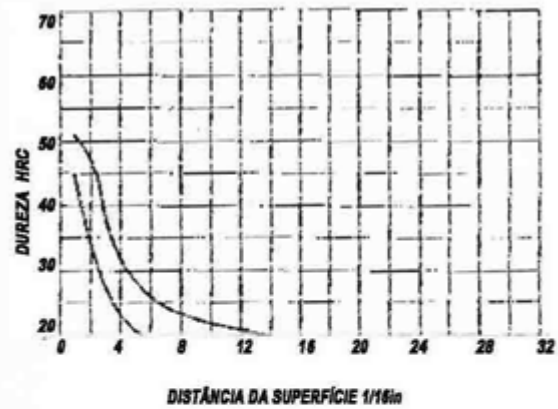


AISI-SAE 4626H

UNS H46260

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC	Distância da Superfície		Dureza HRC	
		1/16in	mm	Max	Min
1	51	1,58	40	21	...
2	48	3,16	30	20	...
3	41	4,74	29
4	33	6,32	24
5	29	7,90	21
6	27	9,48
7	26	11,06
8	23	12,64
9	22	14,22
10	22	15,80
11	22	17,38
12	21	18,96

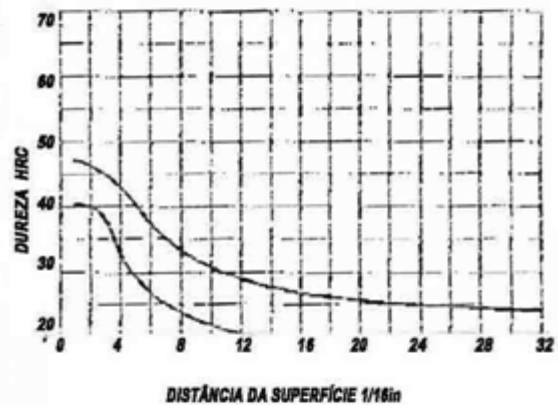


AISI-SAE 4718H

UNS H47180

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC	Distância da Superfície		Dureza HRC	
		1/16in	mm	Max	Min
1	47	1,58	40	29	21
2	47	3,16	40	28	21
3	45	4,74	38	27	20
4	43	6,32	33	27	20
5	40	7,90	28	27	...
6	37	9,48	27	26	...
7	35	11,06	26	26	...
8	33	12,64	24	25	...
9	32	14,22	23	25	...
10	31	15,80	22	24	...
11	30	17,38	22	24	...
12	29	18,96	21	24	...

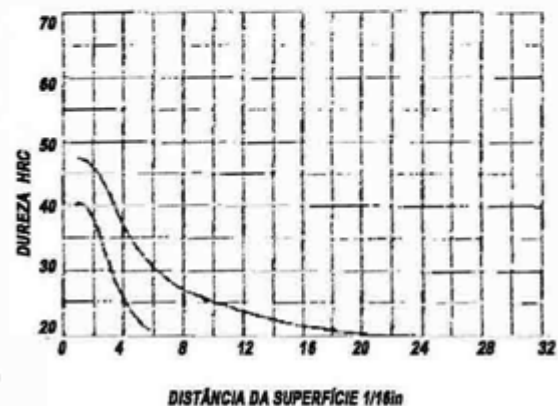


AISI-SAE 4720H

UNS H47200

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC	Distância da Superfície		Dureza HRC	
		1/16in	mm	Max	Min
1	48	1,58	41	24	...
2	47	3,16	39	23	...
3	39	4,74	31	23	...
4	39	6,32	27	22	...
5	35	7,90	23	21	...
6	32	9,48	21	21	...
7	29	11,06	...	21	...
8	28	12,64	...	20	...
9	27	14,22
10	26	15,80
11	25	17,38
12	24	18,96

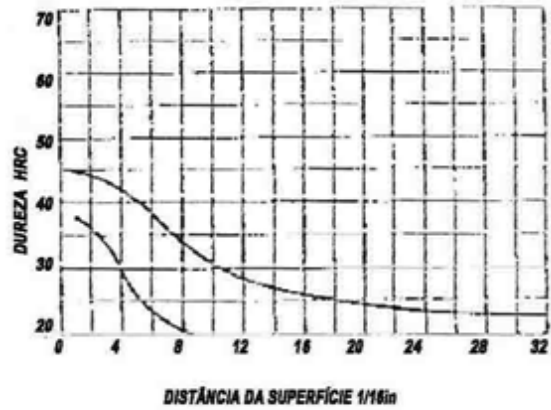


AISI-SAE 4815H

UNS H48150

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	45	38	13	20,54	28	...
2	3,16	44	37	14	22,12	28	...
3	4,74	44	34	15	23,70	27	...
4	6,32	42	30	16	25,28	27	...
5	7,90	41	27	18	28,44	26	...
6	9,48	39	24	20	31,60	26	...
7	11,06	37	22	22	34,76	24	...
8	12,64	35	21	24	37,92	24	...
9	14,22	33	20	26	41,08	24	...
10	15,80	32	...	28	44,24	23	...
11	17,38	30	...	30	47,40	23	...
12	18,96	29	...	32	50,56	23	...

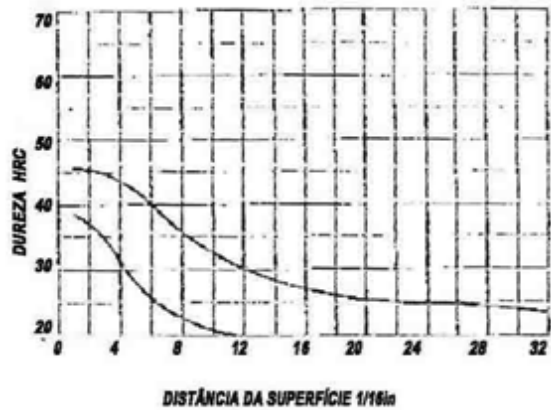


AISI-SAE 4817H

UNS H48170

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	46	38	13	20,54	30	...
2	3,16	46	38	14	22,12	29	...
3	4,74	45	35	15	23,70	28	...
4	6,32	44	32	16	25,28	28	...
5	7,90	42	29	18	28,44	27	...
6	9,48	41	27	20	31,60	25	...
7	11,06	38	25	22	34,76	25	...
8	12,64	37	23	24	37,92	25	...
9	14,22	35	22	26	41,08	25	...
10	15,80	33	21	28	44,24	25	...
11	17,38	32	20	30	47,40	24	...
12	18,96	31	20	32	50,56	24	...

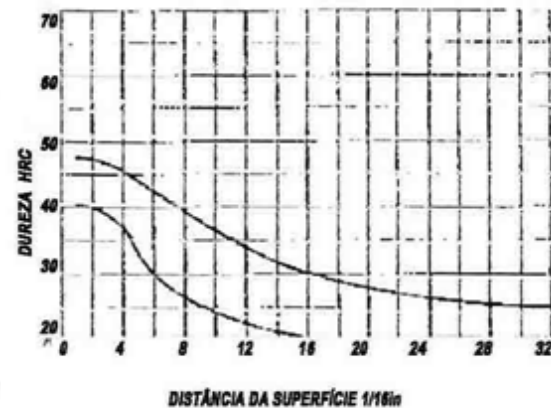


AISI-SAE 4820H

UNS H48200

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	48	43	13	20,54	34	22
2	3,16	48	40	14	22,12	33	22
3	4,74	47	39	15	23,70	32	21
4	6,32	46	38	16	25,28	31	21
5	7,90	45	34	18	28,44	29	20
6	9,48	43	31	20	31,60	28	20
7	11,06	42	28	22	34,76	28	...
8	12,64	40	27	24	37,92	27	...
9	14,22	39	26	26	41,08	27	...
10	15,80	37	25	28	44,24	26	...
11	17,38	36	24	30	47,40	26	...
12	18,96	35	23	32	50,56	25	...

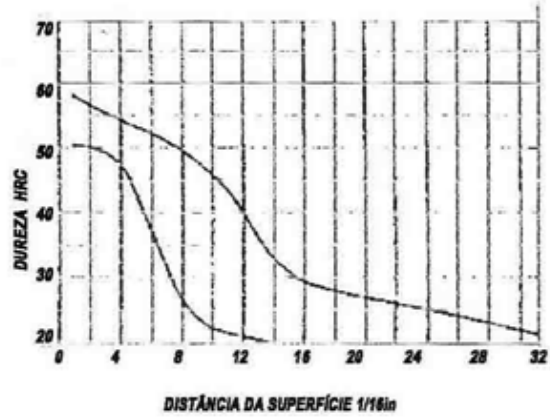


AISI-SAE 15B37H

UNS H15371

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	58	50	13	20,54
2	3,16	56	50	14	22,12	33	20
3	4,74	55	49	15	23,70
4	6,32	54	49	16	25,28	29	...
5	7,90	53	43	18	28,44
6	9,48	52	37	20	31,60	27	...
7	11,06	51	33	22	34,76
8	12,64	50	26	24	37,92	26	...
9	14,22	26	41,08
10	15,80	45	22	28	44,24	23	...
11	17,38	30	47,40
12	18,96	40	21	32	50,56	21	...



AISI-SAE 1541H

UNS H15410

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	60	53	7	11,06	44	25
1,5	2,37	59	52	7,5	11,85	41	24
2	3,16	59	50	8	12,64	38	23
2,5	3,95	58	47	9	14,22	35	23
3	4,74	57	44	10	15,80	33	22
3,5	5,53	56	41	12	18,96	32	21
4	6,32	55	38	14	22,12	31	20
4,5	7,11	53	35	16	25,28	30	...
5	7,90	52	32	18	28,44	30	...
5,6	8,69	50	29	20	31,60	29	...
6	9,48	48	27	22	34,76	28	...
6,5	10,27	48	26	24	37,92	28	...

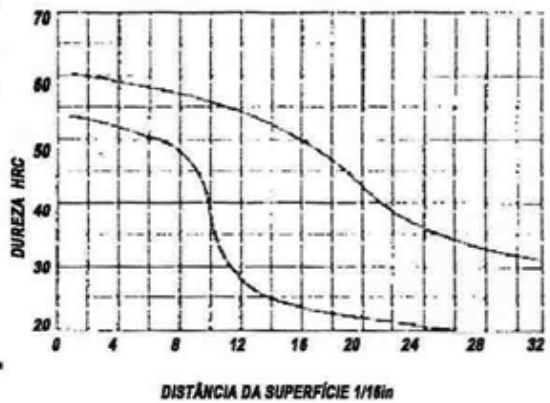


AISI-SAE 15B41H

UNS H15411

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	60	53	13	20,54	52	26
2	3,16	59	52	14	22,12	51	25
3	4,74	58	52	15	23,70	50	25
4	6,32	58	51	16	25,28	49	24
5	7,90	58	51	18	28,44	46	23
6	9,48	57	50	20	31,60	42	22
7	11,06	57	49	22	34,76	39	21
8	12,64	56	48	24	37,92	36	21
9	14,22	55	44	26	41,08	34	20
10	15,80	55	37	28	44,24	33	...
11	17,38	54	32	30	47,40	31	...
12	18,96	53	28	32	50,56	31	...

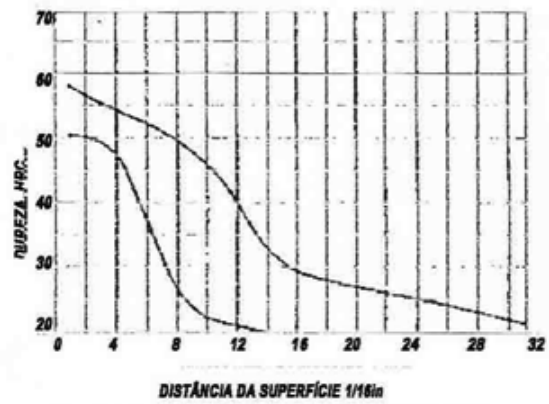


AISI-SAE 15B37H

UNS H15371

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC	Distância da Superfície		Dureza HRC			
		1/16in	mm	Max	Min		
1	1,58	58	50	13	20,54
2	3,16	56	50	14	22,12	33	20
3	4,74	55	49	15	23,70
4	6,32	54	48	16	25,28	29	...
5	7,90	53	43	18	28,44
6	9,48	52	37	20	31,60	27	...
7	11,06	51	33	22	34,76
8	12,64	50	28	24	37,92	26	...
9	14,22	26	41,08
10	15,80	45	22	28	44,24	23	...
11	17,38	30	47,40
12	18,96	40	21	32	50,56	21	...



AISI-SAE 1541H

UNS H15410

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC	Distância da Superfície		Dureza HRC			
		1/16in	mm	Max	Min		
1	1,58	60	53	7	11,06	44	25
1,5	2,37	59	52	7,5	11,85	41	24
2	3,16	59	50	8	12,64	38	23
2,5	3,95	58	47	9	14,22	35	23
3	4,74	57	44	10	15,80	33	22
3,5	5,53	56	41	12	18,96	32	21
4	6,32	55	38	14	22,12	31	20
4,5	7,11	53	35	16	25,28	30	...
5	7,90	52	32	18	28,44	30	...
5,6	8,69	50	29	20	31,60	29	...
6	9,48	48	27	22	34,76	28	...
6,5	10,27	48	26	24	37,92	28	...

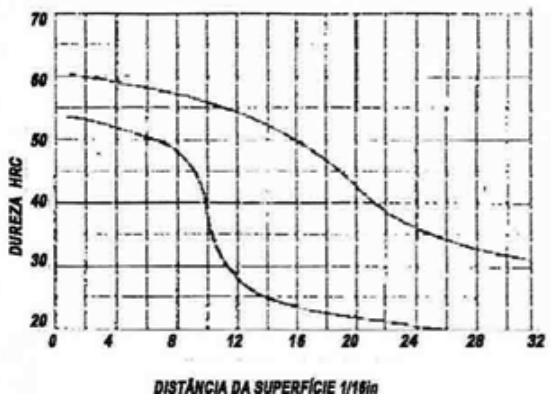


AISI-SAE 15B41H

UNS H15411

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC	Distância da Superfície		Dureza HRC			
		1/16in	mm	Max	Min		
1	1,58	60	53	13	20,54	52	28
2	3,16	59	52	14	22,12	51	28
3	4,74	59	52	15	23,70	50	25
4	6,32	58	51	16	25,28	49	24
5	7,90	58	51	18	28,44	46	23
6	9,48	57	50	20	31,60	42	22
7	11,06	57	49	22	34,76	38	21
8	12,64	58	48	24	37,92	36	21
9	14,22	55	47	26	41,08	34	20
10	15,80	55	47	28	44,24	33	...
11	17,38	54	32	30	47,40	31	...
12	18,96	53	28	32	50,56	31	...



AISI-SAE 4032H

UNS H40320

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,58	57	50	13	20,54	24	...
2	3,16	54	45	14	22,12	24	...
3	4,74	51	36	15	23,70	23	...
4	6,32	48	29	16	25,28	23	...
5	7,90	39	25	18	28,44	23	...
6	9,48	34	23	20	31,60	22	...
7	11,06	31	22	22	34,76	21	...
8	12,64	29	21	24	37,92	21	...
9	14,22	28	...	26	41,08	20	...
10	15,80	26	...	28	44,24
11	17,38	26	...	30	47,40
12	18,96	26	...	32	50,56

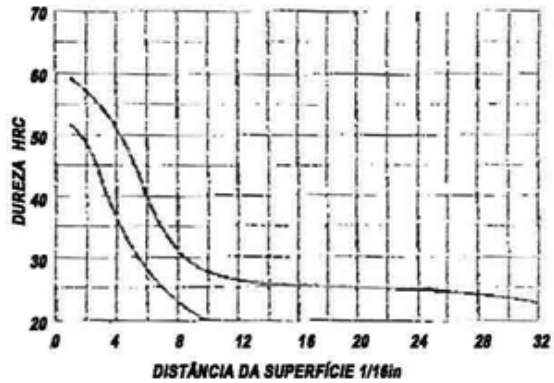


AISI-SAE 4037H

UNS H40370

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,58	59	52	13	20,54	26	...
2	3,16	57	49	14	22,12	26	...
3	4,74	54	42	15	23,70	26	...
4	6,32	51	35	16	25,28	25	...
5	7,90	45	30	18	28,44	25	...
6	9,48	38	25	20	31,60	25	...
7	11,06	34	23	22	34,76	25	...
8	12,64	32	22	24	37,92	24	...
9	14,22	30	21	26	41,08	24	...
10	15,80	29	20	28	44,24	24	...
11	17,38	28	...	30	47,40	23	...
12	18,96	27	...	32	50,56	23	...

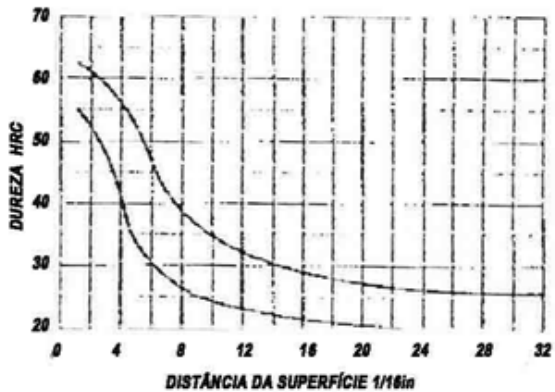


AISI-SAE 4042H

UNS H40420

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,58	62	55	13	20,54	30	23
2	3,16	60	52	14	22,12	30	23
3	4,74	58	48	15	23,70	29	22
4	6,32	55	40	16	25,28	29	22
5	7,90	50	33	18	28,44	29	22
6	9,48	46	29	20	31,60	29	21
7	11,06	39	27	22	34,76	28	20
8	12,64	36	26	24	37,92	27	20
9	14,22	34	25	26	41,08	27	...
10	15,80	33	24	28	44,24	27	...
11	17,38	32	24	30	47,40	26	...
12	18,96	31	23	32	50,56	26	...

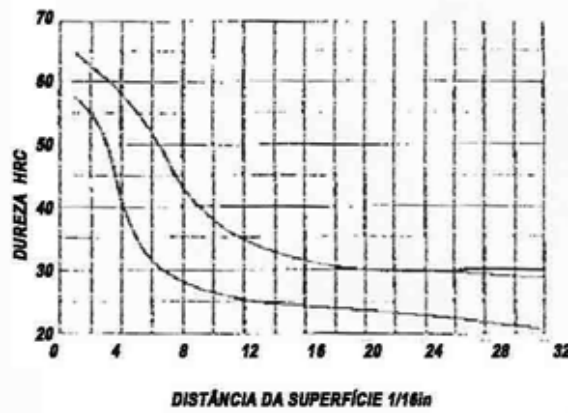


AISI-SAE 4047H

UNS H 40470

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	64	57	13	20,54	34	25
2	3,16	62	55	14	22,12	33	25
3	4,74	60	53	15	23,70	33	25
4	6,32	59	42	16	25,28	32	25
5	7,90	59	35	18	28,44	31	24
6	9,48	52	32	20	31,60	30	24
7	11,06	47	30	22	34,76	30	23
8	12,64	43	28	24	37,92	30	23
9	14,22	40	28	26	41,08	30	22
10	15,80	38	27	28	44,24	29	22
11	17,38	37	26	30	47,40	29	21
12	18,96	35	26	32	50,56	29	21

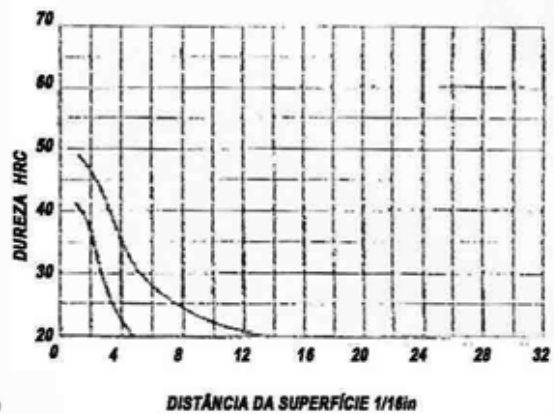


AISI-SAE 4118H

UNS H41180

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	48	41	13	20,54	21	---
2	3,16	46	35	14	22,12	20	---
3	4,74	41	27	15	23,70	---	---
4	6,32	35	23	16	25,28	---	---
5	7,90	31	20	18	28,44	---	---
6	9,48	28	---	20	31,60	---	---
7	11,06	27	---	22	34,76	---	---
8	12,64	26	---	24	37,92	---	---
9	14,22	24	---	26	41,08	---	---
10	15,80	23	---	28	44,24	---	---
11	17,38	22	---	30	47,40	---	---
12	18,96	21	---	32	50,56	---	---

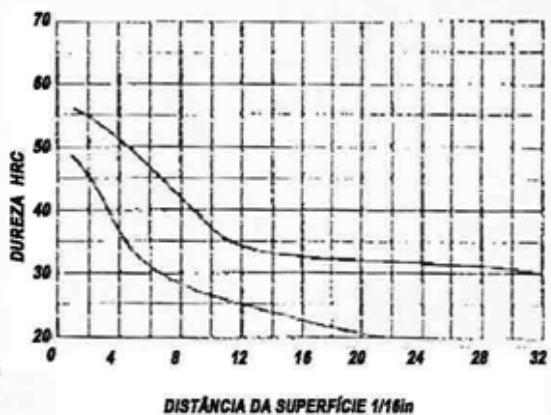


AISI-SAE 4130H

UNS H41300

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		1/16in	mm	Max	Min
1	1,58	56	48	13	20,54	34	24
2	3,16	55	46	14	22,12	34	24
3	4,74	53	42	15	23,70	33	23
4	6,32	51	38	16	25,28	33	23
5	7,90	48	34	18	28,44	32	22
6	9,48	48	31	20	31,60	32	21
7	11,06	44	29	22	34,76	32	20
8	12,64	42	27	24	37,92	31	---
9	14,22	40	26	26	41,08	31	---
10	15,80	38	26	28	44,24	36	---
11	17,38	35	25	30	47,40	30	---
12	18,96	35	25	32	50,56	29	---

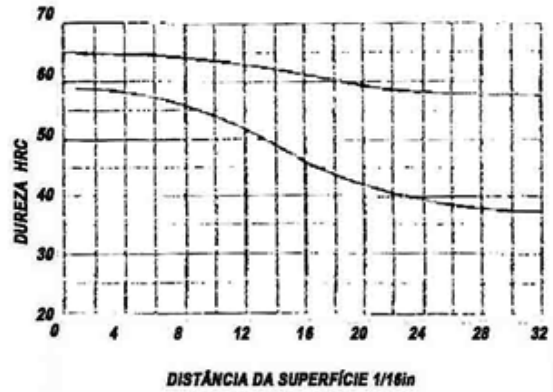


AISI-SAE 4150H

UNS H41500

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,58	65	59	13	20,54	63	51
2	3,16	65	59	14	22,12	62	50
3	4,74	65	59	15	23,70	62	48
4	6,32	65	58	16	25,28	62	47
5	7,90	65	58	18	28,44	61	46
6	9,48	65	57	20	31,60	60	43
7	11,06	65	57	22	34,76	59	41
8	12,64	64	56	24	37,92	59	40
9	14,22	64	56	26	41,08	58	39
10	15,80	64	55	28	44,24	58	38
11	17,38	64	54	30	47,40	58	38
12	18,96	63	53	32	50,56	58	38

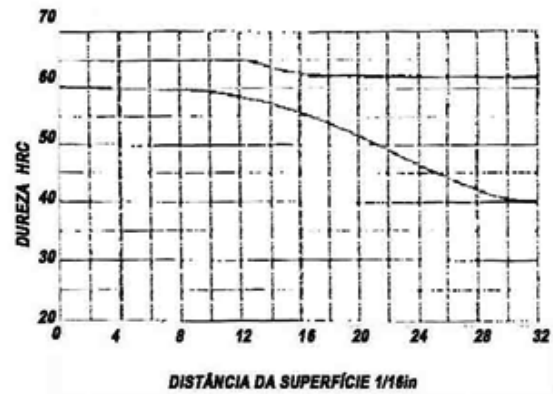


AISI-SAE 4161H

UNS H41610

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,58	65	60	13	20,54	64	58
2	3,16	65	60	14	22,12	64	58
3	4,74	65	60	15	23,70	64	57
4	6,32	65	60	16	25,28	64	56
5	7,90	65	60	18	28,44	64	55
6	9,48	65	60	20	31,60	63	53
7	11,06	65	60	22	34,76	63	50
8	12,64	65	60	24	37,92	63	48
9	14,22	65	59	26	41,08	63	45
10	15,80	65	59	28	44,24	63	43
11	17,38	65	59	30	47,40	63	42
12	18,96	64	59	32	50,56	63	41

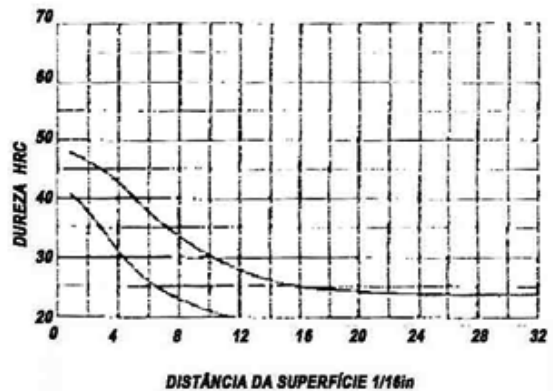


AISI-SAE 4320H

UNS H43200

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,58	48	41	13	20,54	28	---
2	3,16	47	38	14	22,12	27	---
3	4,74	45	35	15	23,70	27	---
4	6,32	43	32	16	25,28	26	---
5	7,90	41	29	18	28,44	25	---
6	9,48	39	27	20	31,60	25	---
7	11,06	36	25	22	34,76	24	---
8	12,64	34	23	24	37,92	24	---
9	14,22	33	22	26	41,08	24	---
10	15,80	31	21	28	44,24	24	---
11	17,38	30	20	30	47,40	24	---
12	18,96	29	20	32	50,56	24	---

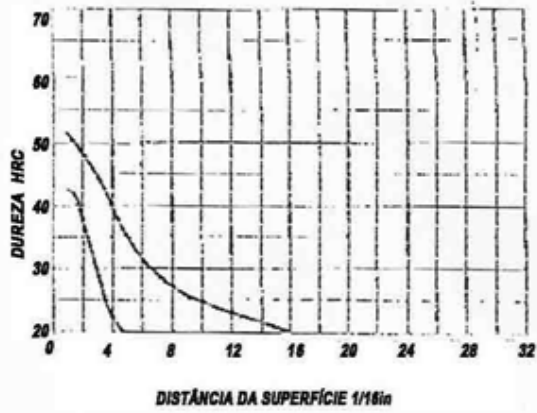


AISI-SAE 1524H

UNS H15240

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC	Distância da Superfície		Dureza HRC		
		1/16in	mm	Max	Min	
1	51	42	6	9,48	32	...
1,5	49	42	6,5	10,27	30	...
2	48	38	7	11,06	29	...
2,5	47	34	7,5	11,85	28	...
3	45	29	8	12,64	27	...
3,5	43	25	9	14,22	26	...
4	39	22	10	15,80	25	...
4,5	38	20	12	18,96	23	...
5	36	...	14	22,12	22	...
5,5	34	...	16	25,28	20	...

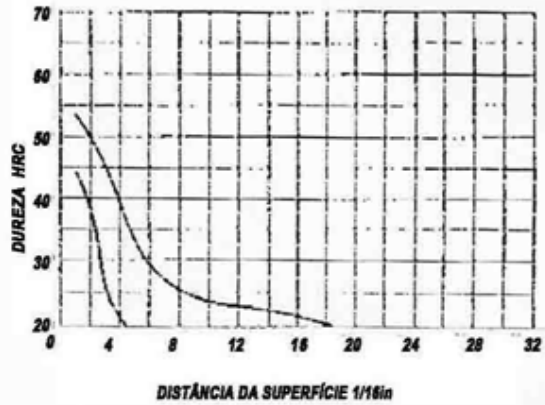


AISI-SAE 1526H

UNS H15260

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC	Distância da Superfície		Dureza HRC		
		1/16in	mm	Max	Min	
1	53	44	6,5	10,27	28	...
1,5	50	42	7	11,06	27	...
2	49	38	7,5	11,85	26	...
2,5	47	33	8	12,64	26	...
3	46	28	9	14,22	24	...
3,5	42	25	10	15,80	24	...
4	39	21	12	18,96	23	...
4,5	33	20	14	22,12	22	...
5	33	...	16	25,28	21	...
5,5	31	...	18	28,44	20	...
6	30	...	18	28,44	20	...

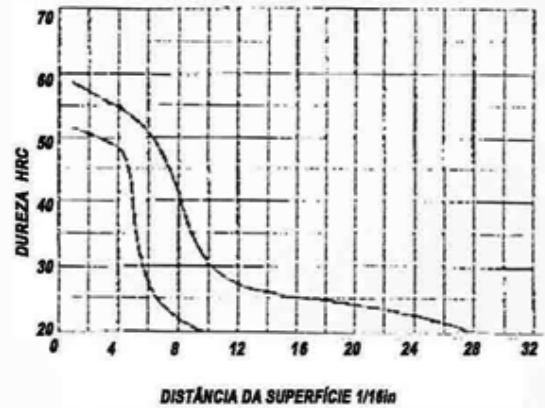


AISI-SAE 15B35H

UNS H15351

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC	Distância da Superfície		Dureza HRC		
		1/16in	mm	Max	Min	
1	58	61	13	20,54
2	56	59	14	22,12	26	...
3	55	49	15	23,70
4	54	48	16	25,28	25	...
5	53	39	18	26,86
6	51	28	20	28,44	24	...
7	47	24	22	31,00
8	41	22	24	34,76	22	...
9	26	37,92
10	30	20	28	41,08	20	...
11	30	44,24
12	27	...	32	47,40

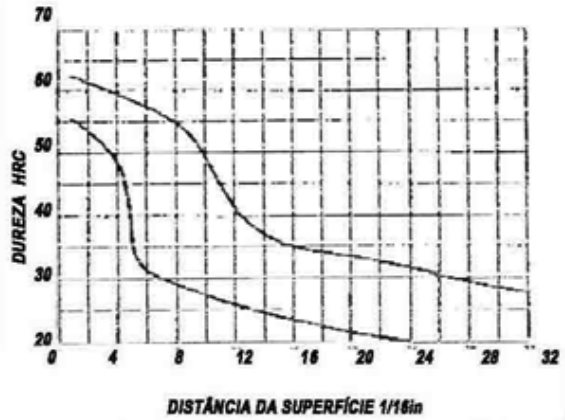


AISI-SAE 50B46H

UNS H50461

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		Max	Min		
1	1,58	68	58	13	20,54	40	26
2	3,16	68	54	14	22,12	38	25
3	4,74	61	52	15	23,70	37	25
4	6,32	60	50	16	25,28	36	24
5	7,90	59	41	18	28,44	35	23
6	9,48	58	32	20	31,60	34	22
7	11,06	57	31	22	34,76	33	21
8	12,64	56	30	24	37,92	32	20
9	14,22	54	29	26	41,08	31	---
10	15,80	51	28	28	44,24	30	---
11	17,38	49	27	30	47,40	29	---
12	18,96	48	26	32	50,56	28	---

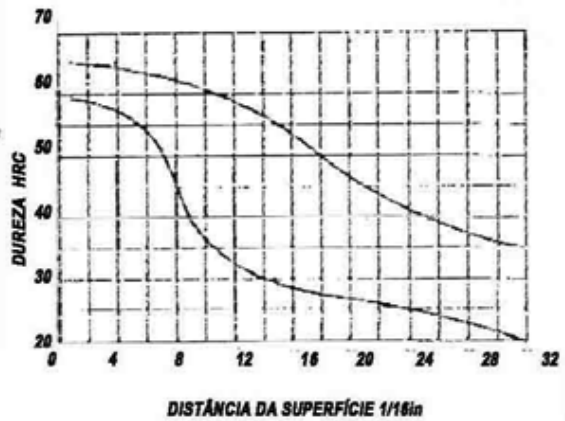


AISI-SAE 50B50H

UNS H50501

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		Max	Min		
1	1,58	65	59	13	20,54	68	32
2	3,16	65	59	14	22,12	67	31
3	4,74	64	58	15	23,70	66	30
4	6,32	64	57	16	25,28	64	29
5	7,90	63	56	18	28,44	60	28
6	9,48	63	55	20	31,60	47	27
7	11,06	62	52	22	34,76	44	26
8	12,64	62	47	24	37,92	41	25
9	14,22	61	42	26	41,08	39	24
10	15,80	60	37	28	44,24	38	22
11	17,38	60	35	30	47,40	37	21
12	18,96	59	32	32	50,56	36	20

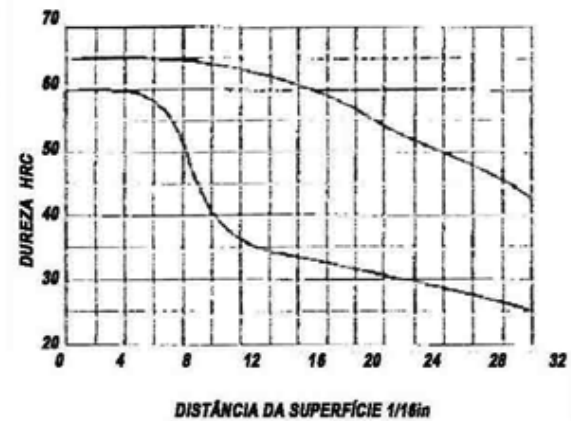


AISI-SAE 50B60H

UNS H50601

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície	dureza HRC		Distância da Superfície	Dureza HRC			
	1/16in	mm		Max	Min		
1	1,58	---	60	13	20,54	63	36
2	3,16	---	60	14	22,12	63	35
3	4,74	---	60	15	23,70	63	34
4	6,32	---	60	16	25,28	62	34
5	7,90	---	59	18	28,44	60	33
6	9,48	---	59	20	31,60	58	31
7	11,06	---	57	22	34,76	55	30
8	12,64	66	53	24	37,92	53	29
9	14,22	65	47	26	41,08	51	28
10	15,80	64	42	28	44,24	49	27
11	17,38	64	39	30	47,40	42	26
12	18,96	64	37	32	50,56	41	25

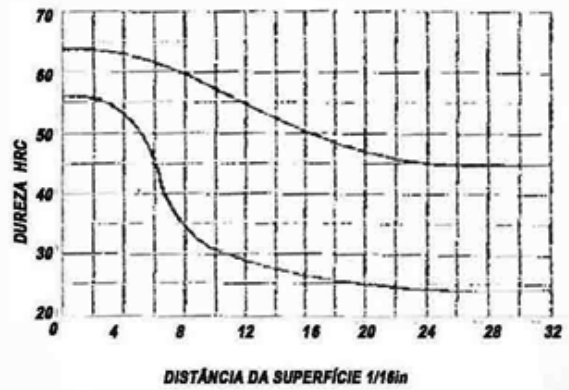


AISI-SAE 1345H

UNS H13450

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,58	63	58	13	20,54	54	29
2	3,16	63	56	14	22,12	53	29
3	4,74	62	55	15	23,70	52	28
4	6,32	61	51	16	25,28	51	28
5	7,90	61	51	18	28,44	49	27
6	9,48	60	44	20	31,60	47	27
7	11,06	60	38	22	34,76	45	26
8	12,64	59	35	24	37,92	44	26
9	14,22	58	33	26	41,08	47	25
10	15,80	57	32	28	44,24	46	25
11	17,38	56	31	30	47,40	45	24
12	18,96	55	30	32	50,56	45	24

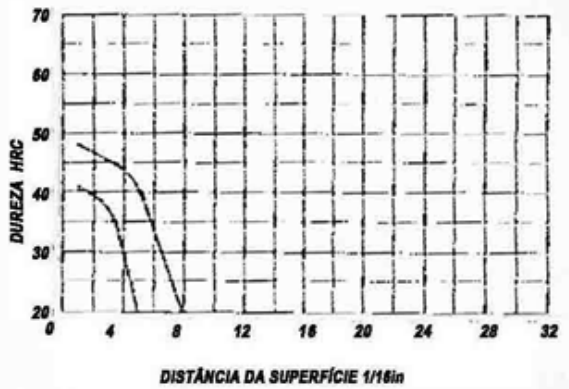


AISI-SAE 18B21H

UNS H15211

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,58	48	41	6	9,48	35	...
1,5	2,37	48	41	6,5	10,27	32	...
2	3,16	47	40	7	11,06	27	...
2,5	3,95	47	39	7,5	11,85	22	...
3	4,74	46	38	8	12,64	20	...
3,5	5,53	45	36	9	14,22
4	6,32	44	30	10	15,80
4,5	7,11	42	23	12	18,96
5	7,90	40	20	14	22,12
5,5	8,69	38	...	16	25,28

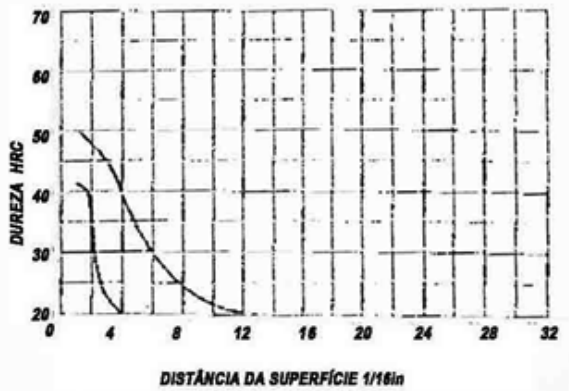


AISI-SAE 1522H

UNS H15220

Limite de dureza especificado

Distância da Superfície 1/16in	mm	dureza HRC		Distância da Superfície 1/16in	mm	Dureza HRC	
		Max	Min			Max	Min
1	1,58	50	41	6	9,48	30	...
1,5	2,37	48	41	6,5	10,27	28	...
2	3,16	47	32	7	11,06	27	...
2,5	3,95	45	27	7,5	11,85
3	4,74	45	22	8	12,64	25	...
3,5	5,53	42	21	9	14,22	23	...
4	6,32	39	20	10	15,80	22	...
4,5	7,11	37	...	12	18,96	20	...
5	7,90	34	...	14	22,12
5,5	8,69	32	...	16	25,28



BIBLIGRAFIA

A. G. Guy, Essentials of Materials Science. Copyright 1978 by McGraw-Hill Book Company, New York.

A.B. Greninger and A. R. Troiano. Kinetics of the austenite to martensite transformation in steel. Trans. ASM, 1940, 28, p. 537.

Adolf Martens, Zur Mikrostruktur des Spiegeleisens – Die Erscheinungen auf den Schlißflächen Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure 22, 1878, p. 481-488.

Adolf Martens, Ueber das mikroskopische Gefüge und die Krystallisation des Roheisens, speciell des grauen Eisens Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure 24, 1880, p. 397-406.

Agarwal, B. D., and L. J. Broutman, Analysis and Performance of Fiber Composites, Wiley, New York, 1981.

Ashby, M. F., Material Selection in Mechanical Design, Pergamon, Oxford, 1992.

ASM Handbook, Vol. 1 and 2, Properties and Selection, ASM International, Materials Park, OH, published periodically.

ASM Handbook, Vol. 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys.

ASM International, Materials Park, OH 44073-0002, 1990, p. 128.

ASM International, Materials Park, OH, 1997.

ASM Metals Handbook, Desk Edition, 2nd ed., ASM International, Materials Park, OH, 1998.

ASM Metals Handbook, Materials Selection and Design, Volume 20, 10th ed.

ASM Metals Handbook, Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys, Volume 1, 10th ed., ASM International, Materials Park, OH, 1990.

ASM Specialty Handbook—Carbon and Alloy Steels, ASM International, Materials Park, OH, 1996.

B. Liscic: Hardenability. In Steel Heat Treatment Metallurgy and Technologies; Totten, G.E., Ed.; CRC Press, Taylor & Francis Group: Boca Raton, 2007, p. 213-275.

B. Smoljan, The calibration of the heat conductivity coefficient in mathematical model of steel quenching, Proceedings of the Conference MicroCAD'99, Miskolc, 1999, p. 143-148.

B. Smoljan, The calibration of the mathematical model of steel quenching, Proceedings of the 5th World Seminar "Heat Treatment and Surface Engineering", Isfahan, 1995, vol. 1, p. 709-715.

- Bain, E. C. E. Vilella, J. R. Austenite Grain Size in Steel. Metals Handbook. American Society for Metals. Ed. 1948.
- Banerji, S. K., and Morral, J. E., *Boron in Steel*, AIME, Warrentown, Pa, 1980, pp. 106-126.
- Beddoes, J., and J. G. Parr, Introduction to Stainless Steels, 3rd ed., ASM International, Materials Park, OH, 1999.
- Brooks, C. R., Principles of the Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels, ASM International, Materials Park, OH, 1996.
- Brooks, C. R., Principles of the Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels, ASM International, Materials Park, OH, 1996.
- Buchmayr B, Kirkaldy JS. J Heat Treating 1990: 8: p. 127-136.
- Bullens, D. K. Steel and its Heat Treatment. John Wiley A. Sons, Inc. New York, 1949.
- Burke, J. The Kinetics of Phase Transformations in Metals. Perdamon Press, Nova Iorque, 1965.
- Burke, J.E.; Kenyon, R.L., Burghoff, H.; Hobbs, J.T.; "Grain Control in Industrial Metallurgy", American Society for Metals (ASM), Cleveland, Ohio, USA, 1949, p. 158-208.
- C. Garcia-Mateo, F. G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia: ISIJ Int., 2003, 43, 1238-1243.
- C. H. Yoo, H. M. Lee, J. W. Chan and J. W. Morris, Jr., Metallurgical and Materials Transactions, 27A, 1996, p. 3466--3472.
- C. L. Magee. The nucleation of martensite. In H. I. Aaronson and V. F. Zackay, editors, Phase Transformations, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 1970, p. 115-156.
- Crafts, W., and Lamont, Y., The Effects of Some Hardenability, AIME Transactions, Vol 158, 1944, p. 162.
- Crafts, W., and Lamont, Y., The Effects of Some Hardenability, AIME Transactions, Vol 158, 1944, p. 162.
- Czichos H. Adolf Martens and the Research on Martensite. The Martensitic Transformation in Science and Technology (Ed. E. Hornbogen & N. Jost, Informationsgesellschaft, 1989, p. 3-14.
- D. Bourell, "Decision Matrices in Materials Selection," ASM Metals Handbook, Vol. 20, Volume Chair George Dieter, ASM International, Materials Park, OH, 1997, p. 291-296.
- D. DeRossi, K. Kajiwara, Y. Osada, and A. Yamauchi, Polymer Gels Fundamental and Biomedical Applications, Plenum Press, New York, 1991.

D. Landek; B. Liščić, T. Filetin; Th. Lübben; D. Lisjak: Hardenability Testing and Simulation of Gas-Quenched Steel, *Materials and Manufacturing Processes*, Taylor-Francis, 24:7, p. 868-872.

D.A. Porter & K.E. Easterling, "Phase Transformations in Metals & Alloys", Van Nostrand Rheinhold, 1981, Chapters 5 and 6.

Davenport, E. S. e bain, E. C. Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures. *Trans. AIME*. Vol. 3., 1930.

Davis, J. R. (ed.), *Heat-Resistant Materials (an ASM Specialty Handbook)* ASM International, Materials Park, OH, 1997.

Doane, D. V., and Kirkaldy, J. S., eds., *Hardenability Concepts with Applications to Steel*, The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, 1978.

E. Swallow and H. K. D. H. Bhadeshia. High resolution observations of displacements caused by bainitic transformation. *Materials Science and Technology*, 12, 1996, p. 121-125.

F. A. Crane and J. A. Charles, *Selection and Use of Engineering Materials*, Butterworths, London, 1984.

F. B. Pickering. *Constitution and Properties of Steels*, VCH Publishers, 1992, p. 339-399.

F. B. Pickering. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. Applied Science Publishers, Essex, U.K., 1978, p. 104.

F. G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia, K. J. A. Mawella, D. G. Jones and P. Brown: *Mater. Sci. Technol.*, 2002, 18, 279-284

G. B. Olson and M. Cohen. A general mechanism of martensitic nucleation, parts i-iii. *Metallurgical Transactions A*, 7A, 1976, p. 1897-1923.

G. B. Olson, *Innovations in Ultrahigh-Strength Steel Technology*, 34th Sagamore Army Materials Research Conference, eds G. B Olson, M. Azrin and E. S. Wright, U.S. Army Materials Technology Laboratory, Watertown, 1990, p. 3-66.

G. Dieter, "Overview of the Materials Selection Process," in *ASM Metals Handbook, Materials Selection and Design*, Vol. 20, Volume Chair George Dieter, ASM International, Materials Park, OH, 1997, p. 243-254.

G. Krauss: *Steel Heat Treatment and Processing Principles*, ASM International, Metals Park, OH, 1990.

G. R. Srinivasan and C. M. Wayman. The crystallography of the bainite transformation. *Acta Metallurgica*, 16, 1968, p. 621-636.

Grossman, M. A., *Hardenability Calculated from Chemical Composition*, *AIME Transactions*, Vol 150, 1942, p. 227-259.

- H. Boyer, Editor, Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams, American Society for Metals, 1977.
- H. K. D. H. Bhadeshia and J.W. Christian. The bainite transformation in steels. Metallurgical & Materials Transactions A, 21A, 1990, p. 767-797.
- H. K. D. H. Bhadeshia. Bainite in Steels, 2nd edition. Institute of Materials, London, 2001.
- H. K. D. H. Bhadeshia. Mathematical models in materials science. Materials Science and Technology, 24, 2008, p. 128-135.
- H. K. D. H. Bhadeshia. Rationalisation of shear transformations in steels. Acta Metallurgica, 29, 1981, p. 1117-1130.
- H. K. D. H. Bhadeshia: Proc. Int. Conf. Phase Transformations 2005, Warrendale, USA, TMS, 2005, to be published.
- H. K. D. H. Bhadeshia and H. Harada: Appl. Sur. Sci., 1993, 67,328-333.
- H. Tobushi et al. "Shape recovery and irrecoverable strain control in polyurethane shape-memory polymer" (free download). Sci. Technol. Adv. Mater. 9: 015009. doi: 10.1088/1468-6996/9/1/015009,2008 .
- Hömborg D. Acta Mater 1996: 44: p. 4375-4385.
- Handbook of Materials Selection. Edited by Myer Kutz Copyright © John Wiley & Sons, Inc., New York, 2002.
- Hewitt, W., Hardenability—Its Prediction from Chemical Composition, Heat Treatment of Metals, Vol 8, 1981, p. 33-38.
- Honeycombe, R., and H. K. D. H. Bhadeshia, Steels: Microstructures and Properties, 2nd ed., Wiley, New York, 1996.
- Honeycombe, R., and H. K. D. H. Bhadeshia, Steels: Microstructures and Properties, 2nd ed., Wiley, New York, 1996.
- J. D. Watson and P. G. McDougall. The crystallography of Widmanstätten ferrite. Acta Metallurgica, 21, 1973, p. 961-973.
- J. F. Nye, Physical Properties of Crystals, Oxford University Press, London, 1964, p. 110.
- J. Kelly, Heat Resistant Alloy Welding, Bulletin 200, Rolled Alloys, Temperance, MI, 2001.
- J. L. Thomas, H. You, and D. A. Tirrell, J. Am. Chem. Soc. 117, 1995, p. 2949-2950.
- J. S. Bowles and J. K. MacKenzie. The crystallography of martensite transformations, part I. Acta Metallurgica, 2, 1954, p. 129-137.

- Jatczak, C. F., Determining Hardenability from Composition. *Metal Progress*, Vol 100, No. 3, September 1971, p. 60.
- Jatczak CF. *Trans of ASM* 1965: 58: p. 195-209.
- Jominy, W.E., Boegehold AL. *Trans ASM* 1938: 26: p. 574-585.
- Just, E., New Formulas for Calculating Hardenability Curves, *Metals Progress*, November 1969, p. 87-88.
- K. Shimizu and T. Tadaki, *Shape Memory Alloys*, H. Funakubo (ed.), Gordon and Breach, New York, 1987.
- Kou, S. – “Welding Metallurgy”, John Wiley & Sons, 1 st printing, New York, 1987, capítulo 16, p. 297-318.
- Kramer, I. R., Siegel, S., and Brooks, J., Factors for the Calculation of Hardenability. *AIME Transactions*, Vol 163, 1946, p. 670.
- Krauss, G., *Steels—Heat Treatment and Processing Principles*, ASM International, Materials Park, OH, 1990.
- Krauss, G., *Steels—Heat Treatment and Processing Principles*, ASM International, Materials Park, OH, 1990.
- L.A. Dobrzanski, J. Trzaska, Application of neural networks to forecasting the CCT diagrams, *Journal of Materials Processing Technology* 157-158, 2004, p. 107-113.
- Liu Y et al., "Review of progress in shape-memory polymers". *J. Mater. Chem.* 17: doi: 10.1039/b615954k, 2007, p. 1543-1558.
- Lyman, T. – Properties and Selection, ed. *Metals Handbook*, 8^a ed. Metals Park, Ohio: American Society for Metals.
- M. Endo, T. Hayashi, Y. A. Kim, M. Terrones and M. S.Dresselhaus: *Philos. Trans. R.Soc. Lond.*, 2004, 362A, 2223-2238.
- M. E. Heller, *Metal Selector*, ASM International, Materials Park, OH, 1985.
- M. F. Ashby, *Materials Selection in Mechanical Design*, Pergamon, London, 1992.
- M. F. Ashby, *Mat. Sci. Tech.*, 5, 517-525, 1989.
- M. F. Ashby *Met. and Mats. Trans.*, 26A (Dec.), 1995, p. 3057.
- M. F. Ashby, “Materials Selection Charts,” *ASM Metals Handbook*, Vol. 20, Volume Chair,
- George Dieter, ASM International, Materials Park, OH, 1997, p. 266-280.
- M. F. Ashby, “Performance Indices,” *ASM Metals Handbook*, Vol. 20, Volume Chair George Dieter, ASM International, Materials Park, OH, 1997, pp. 281-290.

- M. M. Farag and E. El-Magd, "An Integrated Approach to Product Design, Materials Selection, and Cost Estimation," *Materials and Design*, 1992, 13, p. 323-327.
- M. M. Farag, *Materials Selection for Engineering Design*, Prentice Hall Europe, London, 1997.
- M. Strangwood and H. K. D. H. Bhadeshia. Mechanism of acicular ferrite formation in alloy steel weld depositions. In S. A. David, editor, *Advances in Welding Technology and Science*, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 1987, p. 209-213.
- M. Ueda, H. Abo, T. Sunami, T. Muta, and H. Yamamoto, "A New Austenitic Stainless Steel Having Resistance to Stress Corrosion Cracking," *Nippon Steel Technical Report, Overseas No.2*, January, 1973, p. 66.
- M.-X. Zhang and P. M. Kelly. Crystallographic features of phase transformations in solids. *Progress in Materials Science*, 2009, p. 54, p. 1101-1170.
- Materials Science and Engineering for the 1990's*, National Academy Press, Washington, DC, 1989, p. 24.
- Maynier P, Dollet J, Bastien P. Hardenability concepts with applications to steels, AIME, New York, NY, 1978, p. 518.
- Metals Handbook*, Vol 2, 8^a ed. ASM, 1964.
- Morais, G.A., *Estudo Sobre a Decomposição da Martensita do Aço Temperado*, Tese de Doutorado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, ITA, 1981.
- Morais, G.A. – *Seleção e Aplicação de Metais Ferrosos-Considerações de Projeto. (Desenvolvimento de material didático ou instrucional – Material Didático)* -UFRN, 2002.
- P. A. Gutteridge and J. Turner, "Computer Aided Materials Selection and Design," *Materials and Design*, 3 (Aug), 1982, p. 504-510.
- P. Mayner, *Hardenability concepts with application to steels*, The Metallurgical Society/AIME, New York, 1978.
- P. McKee. *Fundamentals of Mechanical Component Design*. Copyright 1991, McGraw-Hill, Inc.
- P. P. Dargie, K. Parmeshwar, and W. R. D. Wilson, "MAPS 1: Computer Aided Design System for Preliminary Material and Manufacturing Process Selection," *Trans. ASME, J. Mech. Design*, 104, 1982, p. 126-136.
- R. F. Hehemann. The bainite transformation. In H. I. Aaronson and V. F. Zackay, editors, *Phase Transformations*, American Society of Materials, Materials Park, Ohio, USA, 1970, p. 397-432.
- R. Sandstrom, "An Approach to Systematic Materials Selection" *Materials and Design*, 6, 1985, p 328-338.

- R.E. Reed-Hill, "Physical Metallurgical Principles", Van Nostrand Rheinhold, A108, 1973, Chapter 18.
- R.W.K Honeycombe and H.K.D.H. Bhadeshia, "Steels", 2nd edition, Edward Arnold, 1995, p. 88.
- S.S. Babu and H. K. D. H. Bhadeshia. Stress and the acicular ferrite transformations. *Materials Science and Engineering A*, A156, 1992, p. 1-9.
- S. Serajzadeh, A mathematical model for prediction of austenite phase transformation, *Materials Letters* 58, 2004, p. 1597-1601.
- SAE Materials Standards Manual, SAE HS-30, SAE, Warrendale, PA, 2000.
- Shape Memory Materials, K Otsuka, CM Wayman, Cambridge University Press, ISBN 0521663849, Google Books, 1999.
- Shewmon, P. G. Transformations in Metals, Mc Graw-Hill Book Co. Nova Iorque, 1969.
- Siebert, C. A., Doane, D. V., and Breen, D. H., The Hardenability of Steels, ASM, Metals Park, OH, 1977, p. 64.
- Smoljan, B. Numerical Simulation of Steel Quenching; JMEPEG. ASM International, 2002, Vol.11, p. 75-79.
- Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM International, Materials Park, OH 44073-0002, 1990, p. 2.
- T. Fowler, "Value Analysis in Materials Selection and Design," ASM Metals Handbook, Vol. 20, Volume Chair George Dieter, ASM International, Materials Park, OH, 1997, p. 315-321.
- T. I. Barry and K. W. Reynard (Eds.), ASTM STP 1140, West Conshohocken, PA, 1992, p. 64-83.
- T. Reti, L. Horvath, I. Felde, A comparative study of methods used for the prediction of nonisothermal austenite decomposition, *Journal of Materials Engineering and Performance* 6, 1997, p. 433-442.
- T. Yokota, C. Garcia-Mateo and H.K. D. H. Bhadeshia: *Scr. Mater.*, 2004, 51, 767-770.
- Tomita and Okabayashi, *Metallurgical Transactions A* **14A**, 485, 1983
- T. Ko and S. A. Cottrell. The formation of bainite. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 172, 1952, p. 307-313.
- Tartaglia, J. M., and Eldis, G. T., Core Hardenability Calculations for Carburizing Steels, Vol 15A, No. 6, *Metallurgical Transactions*, June 1984, p. 1173-1183.
- Tian D. Computational and experimental investigation of quenching process with abrupt changing boundary conditions. PhD Thesis, Shanghai Jiao Tong University, 1998.

V. Chiaverini. “Aços e Ferros Fundidos – 7ªedição”, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 2002, p. 22.

V. Chiaverini, Metalurgia do Pó, ABM, 4ª edição, São Paulo, 2001, p. 294 a 296.

V. Weiss, Computer-Aided Materials Selection, ASM Metals Handbook, Vol. 20, Volume Chair George Dieter, ASM International, Materials Park, OH, 1997, pp. 309-314.

Young and Bhadeshia, Materials Science and Technology 10, 209, 1994.

Zackayand H. I. Aaronson, editors, Decomposition of austenite by diffusional processes, Interscience, New York, USA, 1962, p. 371-386.



Este livro foi projetado pela equipe
editorial da Editora da Universidade
Federal do Rio Grande do Norte e
impresso em janeiro de 2015.