



AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Fundamentos e Aplicações

1ª Edição

André Rosiak
Diego Pacheco Wermuth
Luana De Lucca de Costa



METAL FORMING
Technology and Innovation

AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Fundamentos e Aplicações

1ª Edição

Este livro foi elaborado para auxílio educacional. Todas as informações técnicas, imagens, gráficos e tabelas aqui apresentadas foram obtidas de fontes públicas e confiáveis, com os devidos créditos e referências indicados ao longo do material.

A citação de nomes comerciais, marcas, produtos ou serviços de empresas tem caráter meramente informativo e técnico, com o objetivo de ilustrar aplicações práticas e promover a compreensão dos conteúdos abordados, sem fins promocionais ou comerciais. As marcas eventualmente reproduzidas pertencem aos seus respectivos proprietários, sendo utilizados unicamente com finalidade didática.

É vedada a reprodução, distribuição ou comercialização deste material, total ou parcial, por quaisquer meios, sem a autorização prévia e por escrito dos autores.

Edição, diagramação e capa:
André Rosiak

Autores:
André Rosiak
Diego Pacheco Wermuth
Luana De Lucca de Costa

Metal Forming – Technology and Innovation LTDA

<https://metalfforming.com.br>

metalfforming@metalfforming.com.br

PREFÁCIO

O avanço contínuo da indústria automotiva e metalmeccânica exige materiais que atendam a critérios cada vez mais exigentes em termos de resistência mecânica, conformabilidade e redução de peso. Nesse contexto, os Aços Avançados de Alta Resistência (Advanced High-Strength Steels – AHSS) surgem como protagonistas no desenvolvimento de soluções inovadoras que combinam desempenho estrutural, segurança e eficiência energética.

Este livro foi elaborado com o objetivo de fornecer uma base técnica sólida sobre os fundamentos, aplicações e desafios associados aos AHSS, com foco especial nos processos de conformação utilizados na indústria. Ao longo dos capítulos, são abordados temas como classificação e microestrutura dos aços, comportamento mecânico, parâmetros de processamento e implicações no projeto de ferramentas e componentes automotivos.

O conteúdo aqui apresentado foi estruturado para atender tanto profissionais atuantes em ferramentarias, engenharia de produção e desenvolvimento de produto, quanto estudantes e pesquisadores interessados em aprofundar seus conhecimentos nesta área estratégica. Além disso, referências técnicas e dados atualizados foram cuidadosamente selecionados para garantir a confiabilidade das informações e sua aplicação prática no ambiente industrial.

Esperamos que este livro contribua significativamente para a capacitação de profissionais e o fortalecimento da competitividade do setor metalmeccânico nacional, promovendo a integração entre conhecimento técnico, inovação e sustentabilidade.

ÍNDICE

1 Noções Básicas de Metalurgia Física	4
2 Conformabilidade	21
3 História & Desenvolvimento	35
4 Classificação dos AHSS	43
5 Aços Dual Phase	48
5.1 Conformação Mecânica dos Aços DP	51
5.3 Aplicações dos aços DP	55
6 Aços Complex Phase	58
6.1 Conformação Mecânica dos Aços CP	59
6.2 Aplicações dos Aços CP	62
7 Aços TRIP	65
7.1 Conformação Mecânica dos Aços TRIP	67
7.2 Aplicações dos Aços TRIP	70
8 Aços Martensíticos	73
8.1 Conformação Mecânica dos Aços TRIP	74
8.2 Aplicações dos Aços MS	77
9 Aços Ferrita-bainita	79
9.1 Conformação Mecânica dos Aços FB	80
9.2 Aplicações dos Aços FB	83
10 Aços Endurecidos por Prensagem	85
10.1 Estampagem a quente	87
10.2 Estampagem a Quente Indireta	91
10.3 Aplicações dos PHS	92
11 Aços TWIP	95
11.1 Conformação Mecânica dos Aços TWIP	96
11.2 Aplicações dos Aços TWIP	99
12 Aços Bainíticos Assistidos por TRIP	102
12.1 Conformação Mecânica dos Aços Assistidos por TRIP	103
12.2 Aplicações dos Aços Assistidos por TRIP	105
13 Têmpera e Partição	108
13.1 Conformação Mecânica dos Aços Q&P	110
13.2 Aplicações dos Aços Q&P	112
14 Aços Médio Mn	115
14.1 Conformação Mecânica dos Aços Médio Mn	116
14.2 Estampagem a Quente dos Aços Médio Mn	117

1

Noções Básicas de Metalurgia

1 Noções Básicas de Metalurgia Física

A introdução de regulamentações ambientais e de segurança veicular rigorosas nas últimas décadas, aliada à crescente concorrência de materiais mais leves e inovadores, impulsionou o desenvolvimento dos Aços Avançados de Alta Resistência ou Advanced High Strength Steels (AHSS).

Esses aços representam uma nova classe de materiais que são produzidos por meio de uma combinação cuidadosa de composições químicas específicas e processos termomecânicos controlados. Essa abordagem resulta em microestruturas finais otimizadas, caracterizadas pela presença de pelo menos dois componentes microestruturais distintos. Essa complexidade microestrutural confere aos AHSS a sua natureza multifásica, permitindo a combinação de resistência e propriedades de conformabilidade altamente atrativas.

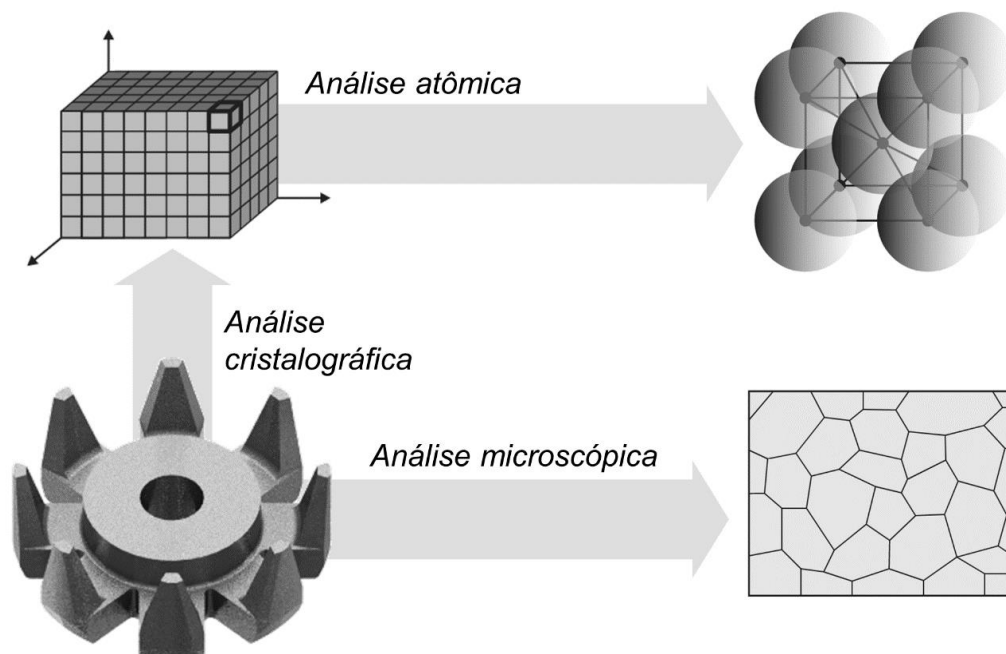


Figura 1.1 Visão microscópica e atômica da estrutura metálica [1].

A resistência e a conformabilidade dos AHSS são diretamente influenciadas pelo controle dos mecanismos de endurecimento. Portanto, compreender os fundamentos desses aços

avançados requer um conhecimento aprofundado de como esses mecanismos atuam. Neste contexto, é crucial explorar os fenômenos metalúrgicos que tornam os AHSS materiais tão especiais e versáteis. Este capítulo fornece uma visão geral das intrincadas interações entre o processo de conformação, a microestrutura do metal e suas propriedades mecânicas.

A resposta de um metal a um estímulo (ou energia) externo podem ser generalizadas como uma propriedade deste metal. A propriedade pode ser classificada como intrínseca e sensível à microestrutura. Se a superfície de um componente metálico é preparada com lixamento e polimento, pode-se observar ao microscópio, após a corrosão apropriada, que o metal consiste em um grande número de grãos individuais que colidem em limites dos grãos (Figura 1.1).

A microestrutura, um termo popular entre todos os metalúrgicos, não pode ser explicada simplesmente como “estruturas visíveis microscopicamente”. O arranjo dos grãos, incluindo os contornos dos grãos e os defeitos da rede cristalina, é chamado de microestrutura. As características microestruturais, em um metal cristalino, podem ser generalizadas em duas categorias: fase/grão e defeitos. A Tabela 1.1 e a Figura 1.2 resumem estruturas típicas destas duas categorias. O tamanho, forma, distribuição e orientação das características microestruturais determinam as propriedades sensíveis à microestrutura [2].

Nos materiais cristalinos, como o aço, os átomos são arranjados de tal forma que suas distâncias se repetem periodicamente no espaço. Esse arranjo regular de átomos é chamado de estrutura cristalina. Os grãos individuais têm uma estrutura cristalina. O arranjo atômico da estrutura cristalina é caracterizado por uma célula unitária. A célula unitária é o menor componente espacial de uma estrutura cristalina. Os metais e ligas tecnicamente importantes geralmente têm três redes cristalinas mostrados na Figura 1.3.

Tabela 1.1 Resumo das características microestruturais dos metais [2].

Estruturas	
Fase	Estado fisicamente homogêneo da matéria, com composição química e arranjo atômico específicos. Dentro de uma liga, duas ou mais fases diferentes podem estar presentes ao mesmo tempo.
Grão	Região de mesma fase e estrutura cristalina, mas com diferentes orientações.
Defeitos	
Composição química	Segregação ou formação de diferenças microscópicas e macroscópicas na composição química de uma liga.
Defeitos pontuais	Ausência de um átomo (vacância), átomo de impureza que ocupa um local normal da rede cristalina (átomo substitucional) ou átomo que ocupa um vazio entre os átomos (átomo intersticial).
Defeitos lineares	Discordâncias são defeitos lineares, em torno dos quais os átomos da rede cristalina estão desalinhados. Existem dois tipos básicos de discordâncias: em cunha e helicoidal.
Defeito planar	Descontinuidade do cristal através de um plano, como limites entre grãos.
Defeitos de volume	Os defeitos de volume são vazios ou inclusões não metálicas. Eles têm propriedades semelhantes às de uma microfissura devido à quebra entre ligações.

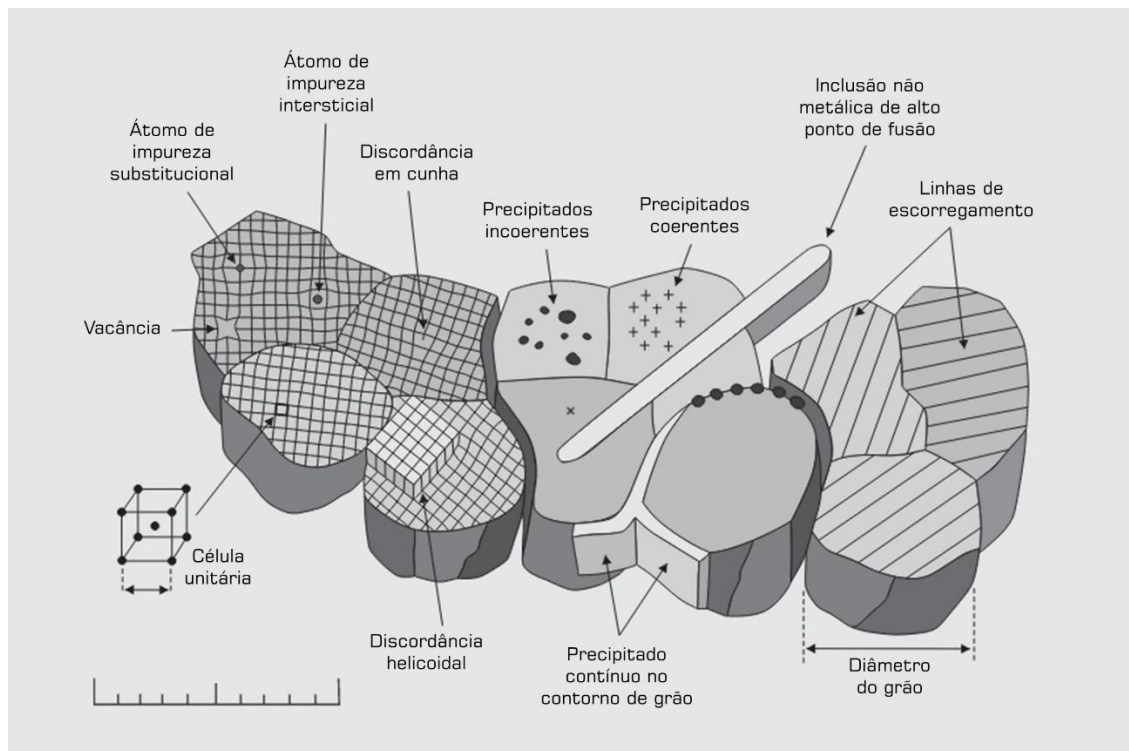


Figura 1.2 Desenho esquemático resumindo as características microestruturais dos metais.

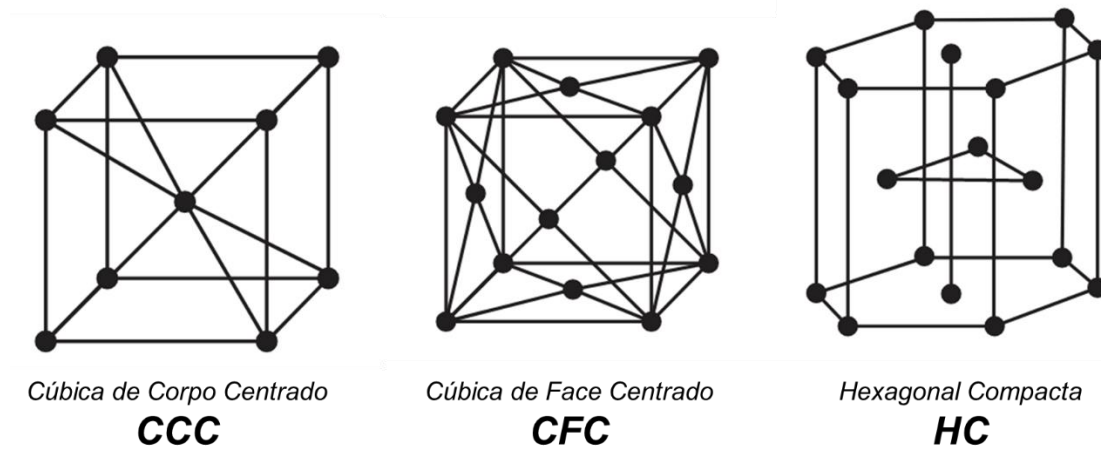


Figura 1.3 Células unitárias das estruturas cristalinas mais comuns em metais.

Os átomos individuais da rede cristalina são mantidos juntos por forças de ligação. A estrutura atômica dos metais não é completamente regular e sem erros. Na verdade, todo cristal contém defeitos de rede que surgem durante a solidificação. Defeitos importantes na rede são, por exemplo, limites de grãos, vacâncias, átomos estranhos (substitucionais ou intersticiais) e discordâncias (Figura 1.2).

Dentre estes defeitos, as discordâncias tem importância especial devido ao seu papel na deformação plástica dos metais. A deformação plástica de um metal deve ser imaginada como um grande número de processos microscópicos irreversíveis de deslizamento de camadas atômicas em planos preferenciais (os chamados planos de deslizamento) e em

direções preferenciais (direções de deslizamento) das células unitárias. Durante esses processos de deslizamento, as discordâncias migram através do cristal (Figura 1.4).

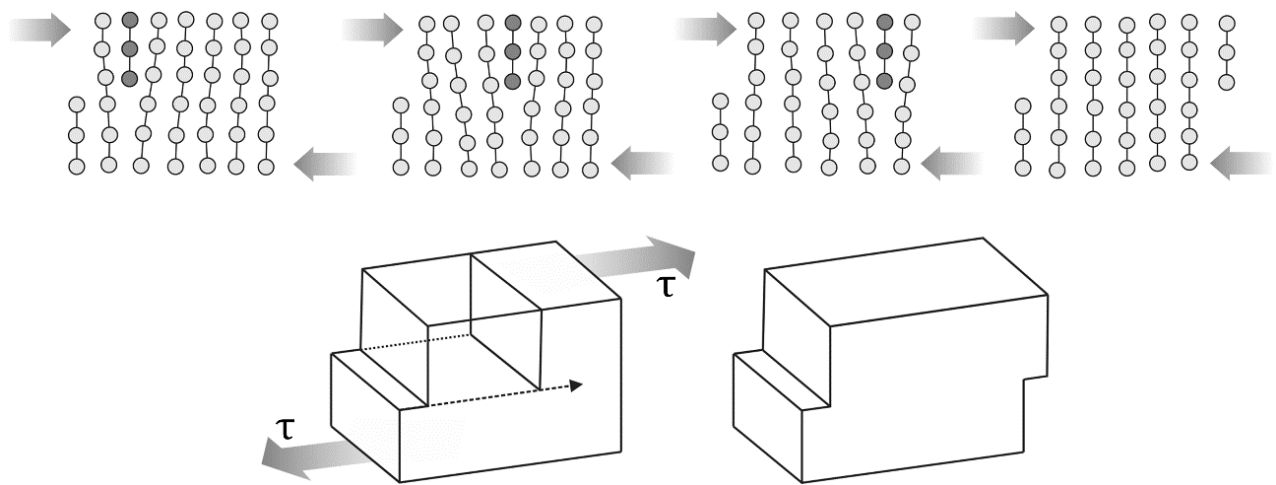


Figura 1.4 Deformação plástica devido à migração de discordâncias [3].

Cada célula unitária tem um número diferente de planos de deslizamento e direções de deslizamento. Quanto mais planos de deslizamento e direções de deslizamento houver, mais fácil será deformar o metal. Por esta razão, metais com maior número de sistemas de escorregamento (planos e direções), como metais com estruturas CFC e CCC, são dúcteis e metais com estrutura com poucos sistemas de escorregamento, como metais de estrutura HC, são frágeis.

Dado que a deformação plástica está intrinsecamente ligada ao movimento das discordâncias, quando esses defeitos são bloqueados e sua mobilidade é restringida, maiores forças ou tensões são exigidas para promover mais deformações. É por isso que a maioria dos mecanismos de endurecimento em ligas metálicas visa dificultar o deslocamento das discordâncias. A seguir, serão abordados esses mecanismos em detalhes.

Encruamento

A deformação plástica em metais ocorre através do movimento de discordâncias ao longo dos planos cristalinos sob a influência de uma tensão. À medida que a deformação a frio aumenta, novas discordâncias são geradas e interagem umas com as outras, criando obstáculos ao seu movimento. O aumento da densidade de discordâncias exige forças e tensões cada vez maiores para gerar mais deformações. Esse fenômeno é chamado de encruamento e resulta no aumento da resistência do material.

O aumento de resistência gerado pelo encruamento tem um limite. Isto é, há uma quantidade limite de discordâncias que podem ser introduzidas no material. Se esse limite for excedido, a crescente restrição ao deslizamento leva à fratura do metal. Neste instante, as forças externas rompem as ligações atômicas e o material se rompe.

Refino de Grão

Os contornos dos grãos são obstáculos importantes ao deslizamento das discordâncias, tornando os materiais de grãos finos mais resistentes do que os materiais de grãos grossos. Quanto menor o diâmetro do grão, maior o número de obstáculos para o movimento das discordâncias, resultando em uma maior resistência do material (Figura 1.6). A relação entre o limite de escoamento com o tamanho do grão é frequentemente expressa pela equação de Hall-Petch:

$$\sigma_e = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$$

Onde σ_e corresponde ao limite de escoamento, σ_0 o valor de resistência da matriz, K uma constante que quantifica a eficiência dos contornos dos grãos em aumentar a resistência e d o diâmetro do grão.

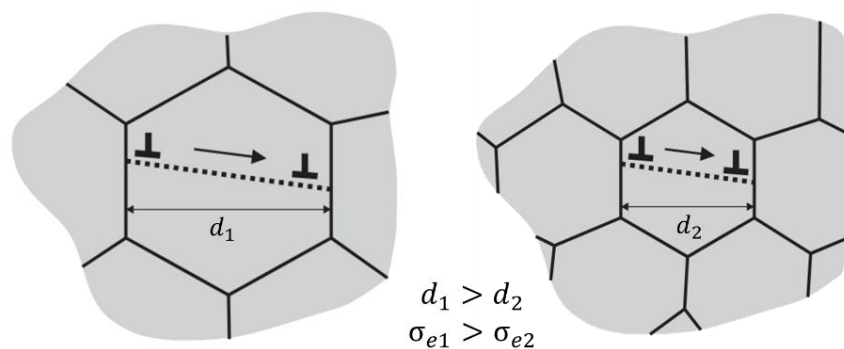


Figura 1.6 Contornos de grão como barreiras para o movimento de discordâncias.

O refino de grão é indispensável para aços avançados de alta resistência, pois é o único mecanismo de endurecimento metalúrgico capaz de aumentar simultaneamente a resistência e a tenacidade dos aços. Como a tenacidade é uma propriedade fundamental para os aços utilizados em aplicações automotivas, durante a fabricação dos AHSS são empregadas diversas estratégias para promover o refino da microestrutura.

Solução Sólida

A adição de diferentes elementos solúveis (soluto) na matriz (solvente) resulta em um aumento na resistência por solução sólida. Os átomos de soluto geram a distorção da rede cristalina, o que dificulta o movimento de discordâncias. Por esta razão uma liga possui maior resistência do que um metal puro.

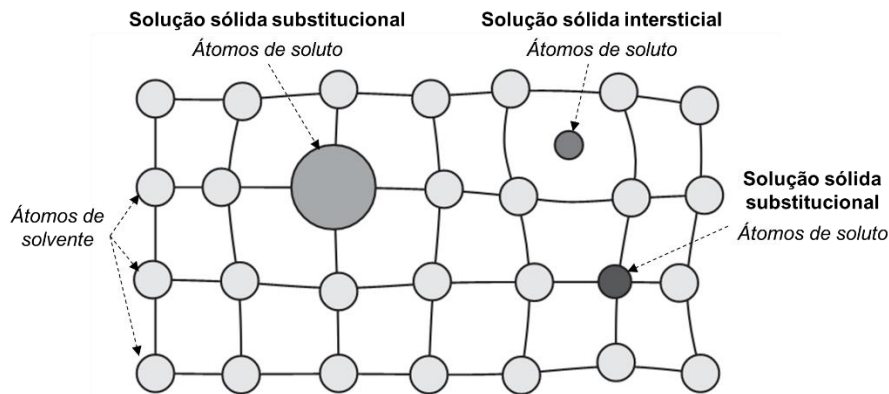


Figura 1.7 Solução sólida substitucional e intersticial.

Existem dois tipos de solução sólida (Figura 1.7): substitucional e intersticial. Se o tamanho dos átomos de soluto e solvente é similar, o átomo de soluto ocupa o espaço de um átomo de solvente. Esta é denominada solução sólida substitucional. Por outro lado, se o tamanho do átomo de soluto é significativamente menor que o átomo de solvente, ele ocupa posições intersticiais na rede cristalina originando a solução sólida intersticial. Este é o caso da solução sólida de carbono (raio atômico de 0,071nm) em ferro (raio atômico de 0,124nm) no aço.

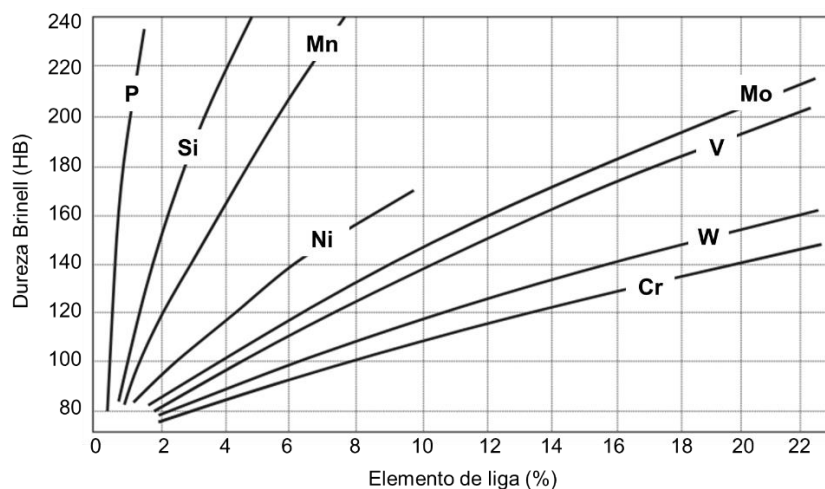


Figura 1.8 Efeito de diferentes elementos no endurecimento por solução sólida no ferro puro [5].

Quanto maior a diferença entre o tamanho dos átomos de soluto e solvente, maior a distorção da rede cristalina e mais efetivo o mecanismo de endurecimento. A Figura 1.8 mostra o efeito de diferentes elementos no endurecimento por solução sólida no ferro puro [5].

Dispersão de Partículas

Partículas de segunda fase (precipitados) finamente dispersas são muito eficazes no endurecimento de ligas metálicas. Além de distorcerem a rede cristalina, as partículas duras de precipitado nos planos de deslizamento formam barreiras ao movimento de discordâncias. Para que o deslizamento continue, existem duas possibilidades: ou as discordâncias se curvam (formam um loop) entre as partículas ou cortam as partículas (Figura 1.9(a)).

A Figura 1.9(b) mostra esquematicamente a formação de loop de discordância ao redor de partículas. A discordância se curva entre as partículas, se junta a outros segmentos curvados e segue em frente, deixando um laço ou loop em torno de cada partícula. Os loops, por sua vez, repelem as discordâncias subsequentes. O resultado é que é necessária uma tensão maior para que as discordâncias se movimentem.

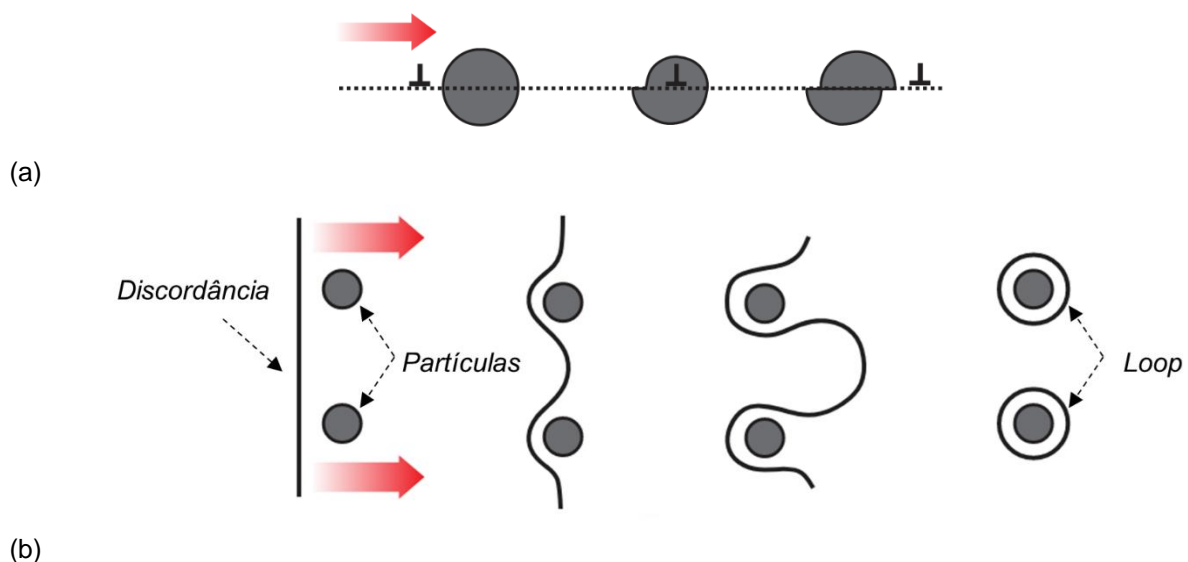


Figura 1.9 Desenho esquemático da formação de loop de discordância ao redor de partículas de segunda fase.

O tamanho, forma, fração volumétrica e distribuição das partículas são fatores-chave para melhorar o endurecimento por precipitação. Quanto menor a distância entre as partículas, mais efetivo o mecanismo de endurecimento. Para um determinado volume de partículas,

a distância entre elas diminui quando as partículas são menores. Dessa maneira, partículas finas são mais efetivas em aumentar a resistência do aço do que partículas grosseiras.

Nos aços avançados de alta resistência, a adição de elementos microligantes é uma estratégia amplamente utilizada para propiciar excelente ganho de resistência mecânica através da precipitação. Elementos com forte tendência a formar nitretos e carbonetos, como Nióbio, Titânio, Molibdênio e Vanádio, são adicionados em teores inferiores a 0,1% em peso, resultando em tensão de escoamento até três vezes maior que a de aços C-Mn (Figura 1.10). As interações destes elementos microligantes com C e N são capazes de fornecer uma distribuição de finos precipitados de carbonitretos que restringem o movimento de discordâncias e, paralelamente, refinam o tamanho do grão [6]. A Figura mostra o incremento no limite de escoamento gerado por partículas de carbonitretos de Nb, V e Ti [7]. O controle do fenômeno de precipitação durante o processamento termomecânico dos AHSS pode proporcionar altos níveis de resistência, mantendo ao mesmo tempo uma ductilidade aceitável.

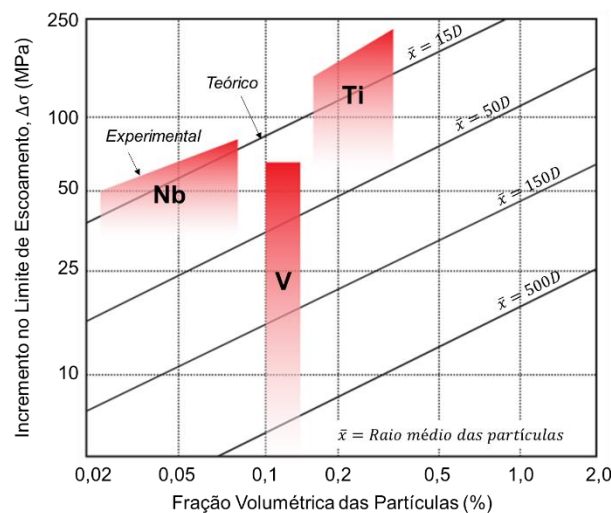


Figura 1.10 Incremento no limite de escoamento gerado por partículas de carbonitretos de Nb, V e Ti [7].

Efeito Bake Hardening

Na indústria automobilística, a maioria das peças estampadas são pintadas e depois aquecidas a 170°C por 20 a 30 min para a cura da tinta. Em alguns aços, esse processo resulta no aumento do limite de escoamento. Esse fenômeno é conhecido como Bake Hardening (BH) e deu origem a classe de aços Bake Hardening, desenvolvida e aplicada em peças estruturais de automóveis. Nos AHSS, como os dual phase, o efeito BH também ocorre e pode gerar ganhos de resistência ao escoamento.

O fenômeno BH gera endurecimento de duas maneiras:

- i. O aquecimento favorece a difusão (movimento) de átomos e o carbono segrega para locais de menor energia, formando as chamadas atmosferas de Cottrell. Os átomos de carbono se localizam próximos a discordâncias, restringindo o movimento destes defeitos. Consequentemente há um aumento de resistência.
- ii. O endurecimento também se dá pela precipitação. O aquecimento (tempo e temperatura) pode ser suficiente para que a difusão dos átomos gere a formação de finas partículas de carbonetos que distorcem a rede cristalina e restringem o movimento de discordâncias. O resultado é um ganho de resistência devido ao endurecimento por dispersão de partículas.

Transformação de Fase

A combinação aprimorada de propriedades observada nos AHSS está fortemente ligada a natureza multifásica destes aços. Os aços avançados de alta resistência são formados pela mistura de pelo menos dois componentes microestruturais diferentes, em arranjos e proporções cuidadosamente projetadas. O mecanismo de endurecimento por transformação de fase é, portanto, primordial para o desempenho dessa classe de aços.

A Figura 1.11 mostra esquematicamente as microestruturas típicas dos AHSS. A seguir são brevemente discutidos os microconstituintes presentes nos AHSS e aqueles que devem ser evitados, pois deterioram as propriedades requeridas para estes aços.

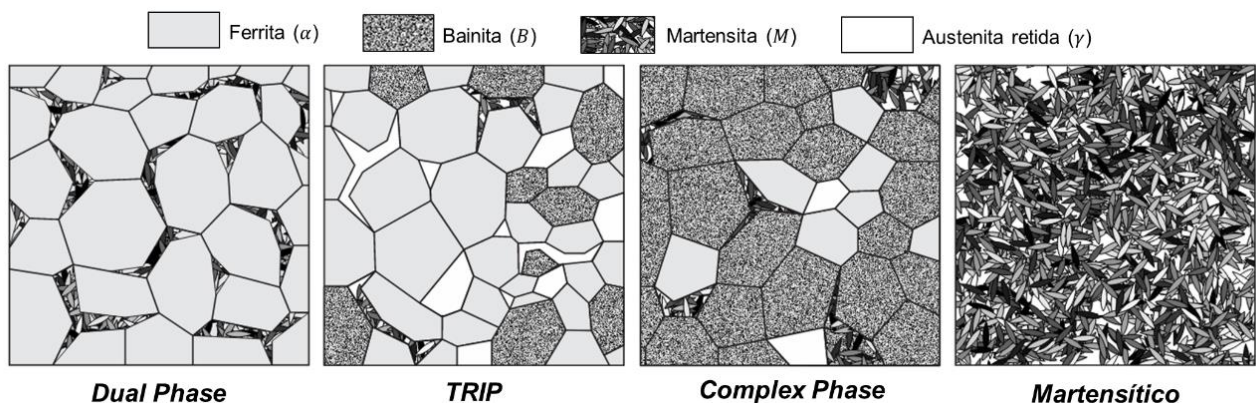


Figura 1.11 Microestruturas típicas dos AHSS.

Uma das razões fundamentais para os aços (ligas Fe-C) serem os materiais mais essenciais na engenharia é alotropia do ferro puro. Alotropia refere-se à capacidade de um elemento em exibir diferentes estruturas cristalinas (ou fases) em função da temperatura ou pressão. Essa característica permite que o ferro, quando combinado em solução sólida intersticial com carbono, realize diversas transformações de fase, resultando em uma ampla variedade de propriedades e microestruturas, como as mostradas na Figura 1.11.

Quando estas transformações ocorrem lentamente, elas podem ser descritas por diagramas de fase como o mostrado na Figura 1.12. O diagrama relaciona a temperatura, o teor de carbono do aço e a fase (ou as fases) formada no material. São representados 5 campos que indicam a formação de austenita (γ), ferrita (α), austenita e cementita ($\gamma + Fe_3C$), austenita e ferrita ($\gamma + \alpha$) e perlita ($\alpha + Fe_3C$).

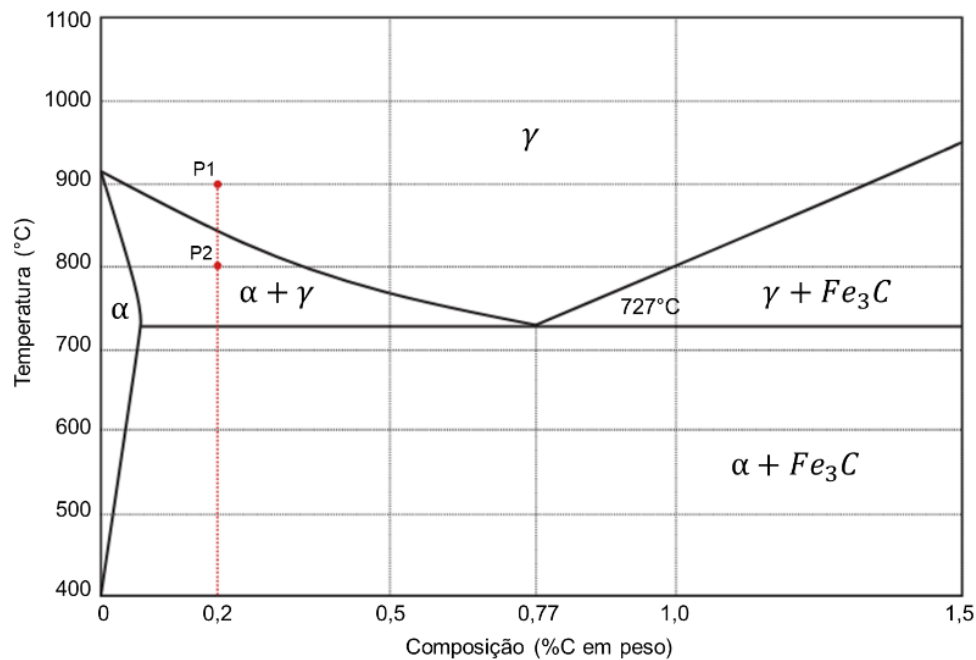


Figura 1.12 Diagrama de fase Fe-C.

A Figura 1.12 possui uma linha pontilhada vermelha que representa as transformações de fase de um aço com 0,2% de carbono aquecido a 900°C e resfriado lentamente. Estas transformações microestruturais são descritas a seguir.

A 900°C (P1), o carbono do aço é completamente dissolvido na fase austenita (γ). Nesta condição o aço apresenta uma microestrutura monofásica formada apenas por γ . Se o aço com 0,2% de carbono for resfriado lentamente até 800°C (P2), uma parte do volume de austenita se transformará em ferrita (α) e a microestrutura será composta por γ e α . Um novo resfriamento até a temperatura ambiente resulta na formação de perlita ($\alpha + Fe_3C$).

Como mencionado, os diagramas de fase, como o da Figura 1.12, são úteis quando as transformações de fase ocorrem lentamente. Contudo, o processamento dos aços avançados de alta resistência ocorre em condições de resfriamento acelerado e contínuo, produzindo microestruturas não previstas pelo diagrama Fe-C.

Nestas condições, além da temperatura, o tempo de transformação torna-se uma variável importante. Os diagramas de resfriamento contínuo (Continuous Cooling Transformation - CCT) são uma ferramenta incrivelmente útil para representar as características de transformação em função da temperatura e do tempo de transformação.

O diagrama CCT (Figura 1.13) contém as curvas de início e de final das transformações de fase. Para o aço, o gráfico é tipicamente dividido em 5 curvas C que representam as transformações da austenita (γ) em ferrita (α), perlita (P) e bainita (B). Duas linhas retas representam a temperatura de início (M_s) e de final (M_f) da transformação de γ em martensita. A disposição de todas estas linhas depende da composição química e do processamento termomecânico do material.

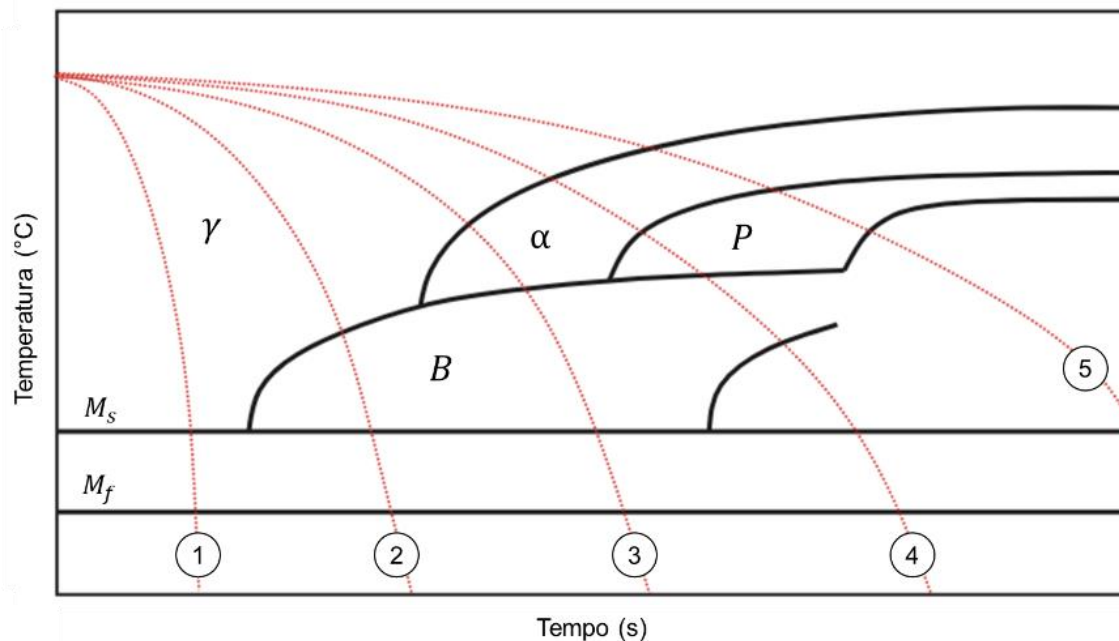


Figura 1.13 Diagrama de resfriamento contínuo.

A Figura 1.13 possui cinco linhas pontilhadas vermelhas que representam condições distintas de resfriamento contínuo. As transformações microestruturais que ocorrem nestas condições são descritas a seguir.

O resfriamento 1 gera uma microestrutura completamente martensítica. Isso implica que a curva de resfriamento não cruza as regiões de formação de ferrita, perlita ou bainita. Além disso, o resfriamento ocorre até uma temperatura menor que M_f . A taxa de resfriamento mínima necessária para alcançar uma microestrutura 100% martensítica é chamada de taxa de resfriamento crítica.

A condição de resfriamento 2 cruza a curva de formação da bainita e as linhas M_s e M_f . Isso indica que na temperatura ambiente ao aço possui uma microestrutura formada por bainita e martensita. O resfriamento 3 cruza, além das linhas M_s e M_f , as curvas de formação de ferrita e bainita. Logo a microestrutura final é composta por ferrita, bainita e martensita.

O resfriamento 4 cruza a curva de formação da ferrita, da perlita e as linhas que indicam o início e o final da formação da bainita. Portanto, a microestrutura resultante é formada por

ferrita, perlita e bainita. A condição de resfriamento 5 atravessa a região de transformação de austenita em ferrita e cruza as curvas de início e de final da formação em perlita. Consequentemente, a microestrutura ao final do resfriamento é formada por ferrita e perlita.

Austenita

A austenita é uma solução sólida de ferro e carbono, com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) (Figura 1.14 (a)). Esta estrutura propicia a austenita boa resistência mecânica e apreciáveis ductilidade e tenacidade.

Geralmente, esta fase ocorre nos aços em temperaturas elevadas. A austenitização, é uma etapa comum de tratamentos térmicos, e consiste em aquecer o aço a temperaturas elevadas por um determinado tempo até que a microestrutura se torne completamente austenítica. Durante o resfriamento subsequente a austenita é transformada em outras fases ou microconstituintes, pois não é estável a temperatura ambiente.

Dependendo da composição química e do processamento termomecânico, alguns aços podem apresentar austenita mesmo a temperatura ambiente. Nestes casos a austenita residual, ou não transformada, é conhecida como austenita retida. Este é o caso dos aços avançados TRIP, que tipicamente apresentam de 5 a 20% em volume de austenita retida.

A presença de austenita nos aços a temperatura ambiente está associada a adição de alguns elementos de liga capazes de aumentar a estabilidade desta fase. Ni, Mn, C e N são elementos estabilizadores de austenita. Na composição química do aço TWIP, por exemplo, o manganês é adicionado em teores entre 12 a 30% para garantir uma microestrutura totalmente austenítica a temperatura ambiente (Figura 14 (b)).

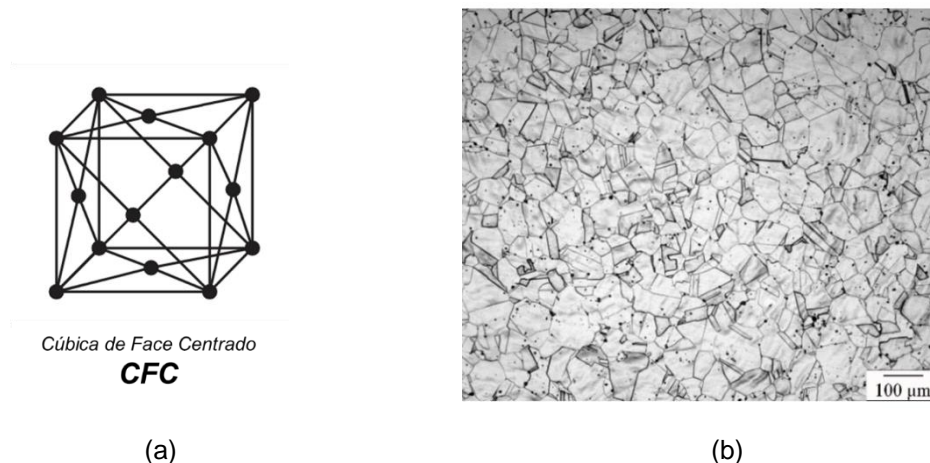


Figura 14 (a) Estrutura cúbica de face centrada (CFC). (b) Microestrutura austenítica de um aço TWIP 19CrSi-0.7N [8].

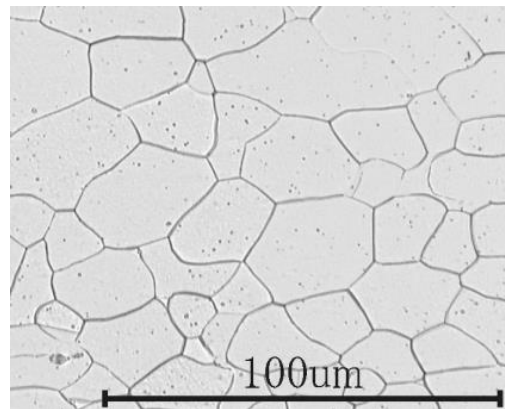
Ferrita

A ferrita é uma solução sólida com no máximo 0,0218% de carbono e estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) (Figura 1.15 (a)). Esta fase é relativamente macia e apresenta baixa resistência mecânica.

Devido a sua ductilidade, a ferrita é a fase predominante em chapas de alta conformabilidade. Aços baixo carbono e aços livres de intersticiais (Interstitial Free – IF) possuem microestrutura composta por matriz ferrítica (Figura 1.15 (b)).



(a)



(b)

Figura 1.15 (a) Estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). (b) Microestrutura ferrítica de um aço livre de intersticiais (Interstitial Free – IF) [9].

Nos AHSS, a ferrita também está presente para aprimorar a ductilidade. Nos aços dual phase (DP), por exemplo, a ferrita é combinada com a martensita para gerar um bom balanço de resistência e conformabilidade.

Cementita

A cementita ou carboneto Fe_3C é um composto intermetálico com estrutura cristalina ortorrômbica, formado por 12 átomos de ferro e 4 de carbono. Por tratar-se de um composto de alta dureza, geralmente está presente nos aços comuns para a reforçar a matriz metálica de ferrita. Nestes aços, dependendo do processamento térmico, a cementita pode estar disposta em diversas formas, arranjos e tamanhos.

O arranjo mais comum de Fe_3C , em conjunto com a ferrita (α), é na forma de lâminas finas ou lamelas alternadas. Este microconstituente é chamado de perlita. A perlita é uma mistura de 88,5% de ferrita e 11,5% de cementita. Portanto, apresenta propriedades intermediárias entre a ferrita e a cementita. A cementita é um composto intermetálico frágil. A morfologia lamelar intensifica a fragilidade. Por esta razão a presença de perlita é evitada nos AHSS.

Bainita

O termo bainita descreve uma variedade de diferentes microestruturas complexas que oferecem diversas combinações de resistência e tenacidade. Inicialmente, o termo era uma referência a mistura de ferrita e cementita em um arranjo diferente daqueles encontrados na perlita. Atualmente, o termo compreende também microestruturas que, em vez de cementita, possuem agregados de austenita retida e martensita dispostos junto a ferrita.

Dependendo da composição da liga e do ciclo térmico, as fases e sua disposição podem variar significativamente (Figura 1.16). Diferentes esquemas de classificação para descrever microestruturas bainíticas podem ser encontrados, refletindo a complexidade e a diversidade dessas estruturas.

A categorização clássica, divide os tipos de bainita em superior e inferior, de acordo com a temperatura de formação. Na primeira classe, formada a altas temperaturas, os carbonetos estão dispersos entre as ripas de ferrita bainítica. A difusão de carbono, facilitada pelas altas temperaturas, enriquece a austenita adjacente, favorecendo a precipitação inter-ripas. Assim, a ferrita bainítica fica livre de precipitados. Na bainita formada a baixas temperaturas, devido a difusão mais lenta, o carbono não tem tempo suficiente para escapar da ferrita para a austenita. Isso ocasiona a precipitação de carbonetos na ferrita bainítica supersaturada de carbono. Uma dispersão fina de carbonetos é então encontrada dentro das placas de ferrita (inter-ripas) [11].

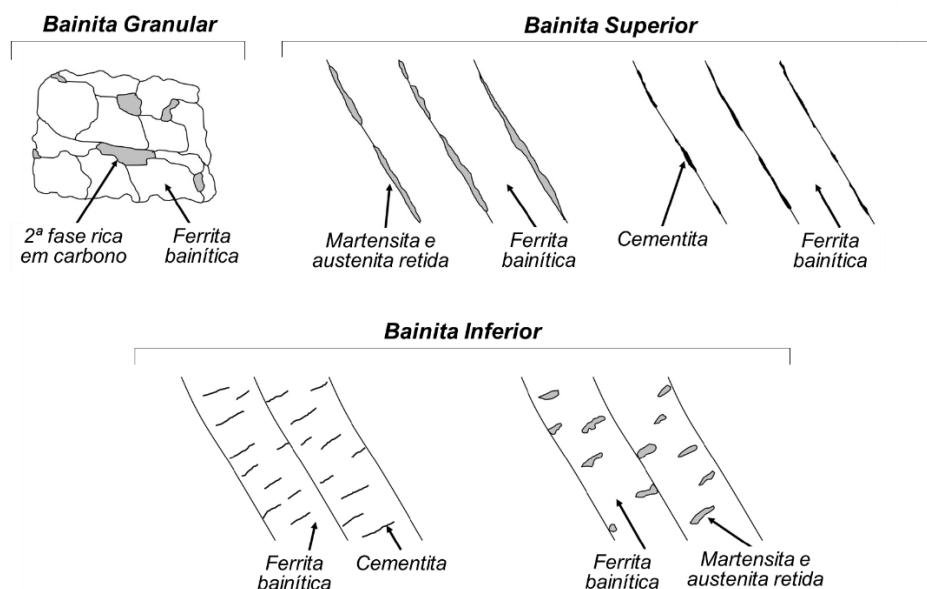


Figura 1.16 Diferentes arranjos da microestrutura bainítica [10].

Nos AHSS bainíticos assistidos por TRIP, a cementita é substituída por agregados de martensita e austenita retida. Nestes aços, a adição de alumínio ou silício inibe a formação de cementita. Como não há precipitação de Fe_3C , a austenita fica enriquecida em carbono.

Parte da austenita se mantém mesmo a temperatura ambiente e uma fração se transforma em martensita.

A bainita granular é definida como ferrita na forma de grãos irregulares com segundas fases ricas em carbono distribuídas entre os grãos. Normalmente, a segunda fase rica em carbono não é a cementita, mas qualquer produto de transformação que possa se desenvolver a partir da austenita enriquecida em carbono, como agregados de martensita e austenita retida [10].

Martensita

A martensita é uma fase metaestável gerada em resfriamentos severos. As transformações citadas até aqui, como a de austenita para ferrita, ocorrem através da difusão dos átomos. A transformação martensítica, por outro lado, ocorre pelo cisalhamento da estrutura, sem difusão atômica. O resultado é uma solução sólida supersaturada de carbono com estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). Este arranjo dos átomos, mostrado na Figura 1.17(a), é uma forma distorcida da estrutura CCC. Microscopicamente, a martensita apresenta-se na forma de ripas em aços de menor teor de carbono (Figura 1.17(b)) e agulhas em aços de maior conteúdo de carbono.

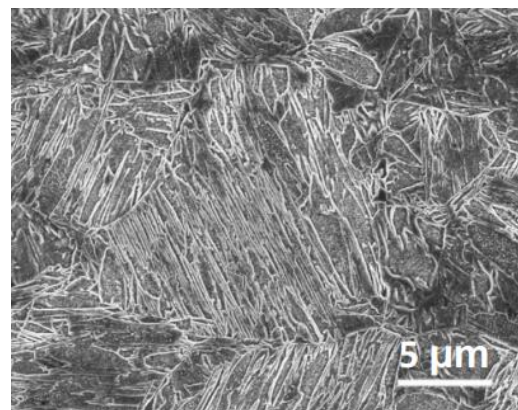
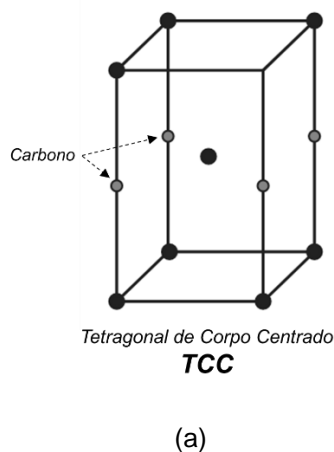


Figura 1.17 (a) Estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). (b) Microestrutura martensítica [12].

Entre as microestruturas dos aços, a martensita é a que alcança a maior resistência. A classe AHSS martensítica MS1500, composta por 92% de martensita, alcança um limite de resistência de 1667 MPa [13]. No entanto, a ductilidade da martensita é relativamente baixa. O mesmo MS1500 apresenta um alongamento inferior a 3%.

Para facilitar a formação de martensita, muitos aços possuem na sua composição elementos que deslocam as curvas de transformação do diagrama CCT para a direita. Ao fazerem isso, estes elementos aumentam a temperabilidade do aço. A temperabilidade pode ser definida como capacidade de uma liga de se transformar de austenita para martensita sob determinada condição. Elementos como Mn, Cr e B são especialmente efetivos em facilitar a formação de martensita.

Se a martensítica é aquecida a temperaturas inferiores aquelas necessárias para austenitizar o material, a microestrutura é modificada. A estrutura resultante é conhecida como martensita revenida e é formada por finos carbonetos dispersos em uma matriz ferrítica. O revenido da martensita aprimora a tenacidade da microestrutura, mas tende a reduzir a resistência mecânica. Nos aços AHSS com microestrutura martensítica, o aquecimento para a cura da tinta que ocorre a aproximadamente 170°C pode gerar o revenido da martensita.

Referências

- [1] Herbertz R., Hermanns H., Labs R., Mssivumformung kurz und bundig, 2013.
- [2] Verlinden B., Thermo-mechanical processing of metallic materials. 1. ed. Cambridge, 2007.
- [3] Clyne T.W., Campbell J.E., Testing of the Plastic Deformation of Metals, Cambridge University Press, 2021.
- [4] Doege E., Hallfeld T., Metal Working: Stretching of Sheets, Encyclopedia of Materials: Science and Technology, 2001.
- [5] Bain E.C., Paxton H.W., Alloying elements in steel, ASM, Metals Park, 1966.
- [6] Gladman, T., The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, Book 615, The Institute of Metals, 1997.
- [7] Gladman, T., Structure – property relationships in high-strength microalloyed steels, Microalloying 75, 1977.
- [8] Zeng Z., Zhao J., Luo X., Yang G., Yin, H. Study on Mechanical Properties and Deformation Mechanism of TWIP Stainless Steel. Metals 2022.
- [9] Kuroda M., Uenishi A., Yoshida H., Igarashi A., Ductility of interstitial-free steel under high strain rate tension: Experiments and macroscopic modeling with a physically-based consideration, International Journal of Solids and Structures, 2006.
- [10] Müller M., Britz D., Ulrich L., Staudt T., Mücklich F., Classification of Bainitic Structures Using Textural Parameters and Machine Learning Techniques. Metals 2020,
- [11] Caballero F.G., Capdevila C., Chao J., Cornide J., Garcia-Mateo C., Roelofs H., Hasler St.,Mastrogiacomo G., The Microstructure of Continuously Cooled Tough Bainitic Steels, Spanish National Center for Metallurgical Research, 2010.
- [12] Lee J., Cooman B.C., Development of a Press-Hardened Steel Suitable for Thin Slab Direct Rolling Processing, METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, 2015.
- [13] Venezuela J., Zhou Q., Liu Q., Zhang M., Atrens A., Influence of hydrogen on the mechanical and fracture properties of some martensitic advanced high strength steels in simulated service conditions, Corrosion Science, 2016.

2

Conformabilidade

2 Conformabilidade

A conformabilidade pode ser definida como a capacidade da chapa metálica de sofrer deformação plástica até um determinado formato sem defeitos. Embora existam diversos tipos de defeitos que podem surgir durante o processamento mecânico do material, a principal limitação da conformabilidade de chapas é a ocorrência de fratura e estricção. A fratura geralmente é precedida pela localização da deformação, ou estricção, que causa redução da resistência, deteriora a aparência e é motivo de rejeição da peça.

A seguir são apresentados os principais métodos e parâmetros para quantificar a conformabilidade de chapas metálicas.

Diagrama de Engenharia

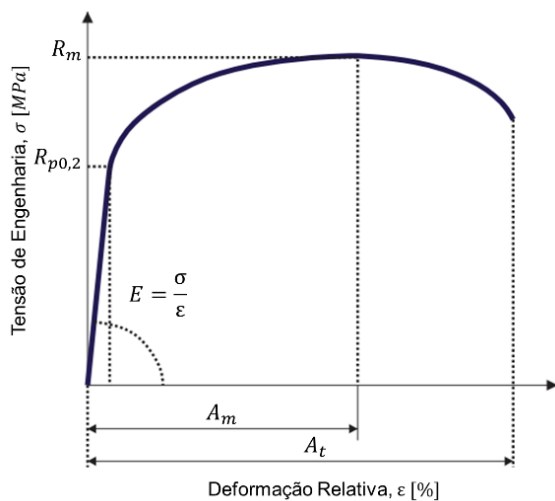
Existem diversos métodos para avaliar a conformabilidade de chapas metálicas. A análise começa pelo ensaio de tração uniaxial. Esta técnica é simples, mas essencial. A partir do teste, é construído o diagrama de engenharia do material (Figura 1). O diagrama relaciona a tensão (σ) necessária para gerar a deformação em função da deformação relativa (ε). Estes parâmetros são expressos por:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \qquad \varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$$

Onde F é a força instantânea necessária para gerar a deformação, A_0 a área inicial do corpo de prova de tração, l_0 o comprimento inicial e Δl a variação do comprimento do corpo de prova.

A Figura 2.1 mostra as principais propriedades extraídas do diagrama de engenharia. Os aços comuns de engenharia alcançam níveis mais elevados de resistência às custas da ductilidade. Em aplicações que requerem maior ductilidade, esta propriedade é aprimorada também às custas da resistência. Por outro lado, os aços avançados de alta resistência apresentam combinações excepcionais de resistência ao escoamento, limite de resistência e alongamento.

No início do diagrama, a tensão aumenta linearmente com a deformação. Nesta região o material é deformado elasticamente e após o alívio da carga, o corpo volta ao seu estado original.



Propriedade	Parâmetro	Símbolo	Unidade
Rigidez	Módulo de elasticidade	E	MPa
Resistência	Limite de escoamento	$R_{p0,2}$	MPa
	Limite de resistência	R_m	MPa
Ductilidade	Alongamento	A_m	%
	Alongamento total	A_t	%

Figura 2.1 Diagrama de engenharia.

A partir do limite de escoamento ($R_{p0,2}$), o material entra na zona plástica. Devido ao encruamento, com o aumento da deformação, o material torna-se mais resistente, até uma tensão máxima também chamada de limite de resistência (R_m). Na tensão máxima tem início da falha do material, expressa na forma da concentração da deformação em uma área estreita do volume da amostra. Esse fenômeno chamado estrição progride até que o material atinja a ruptura.

Curva de Escoamento

Através do ensaio de tração é possível também traçar a curva de escoamento do material (Figura 2.2(a)). A curva descreve o comportamento característico dos metais durante a conformação. O gráfico relaciona a tensão verdadeira (k_f) e a deformação verdadeira (φ) definidos da seguinte forma:

$$k_f = \frac{F}{A} \quad \varphi = \ln \frac{l}{l_0}$$

Onde A é a área instantânea do corpo de prova, l_0 o comprimento inicial e l o comprimento instantâneo do corpo de prova.

O coeficiente de encruamento (n) caracteriza o endurecimento gerado durante o processo de conformação. É definido pelo gradiente da curva de escoamento em forma logarítmica

(Figura 2.2(b)). Este parâmetro é extremamente importante na análise da conformabilidade de chapas metálicas. Quanto maior o coeficiente de encruamento, maior a conformabilidade do aço. Um valor alto de n dificulta a concentração de deformação e retarda o início da estricção, prolongando a deformação uniforme.

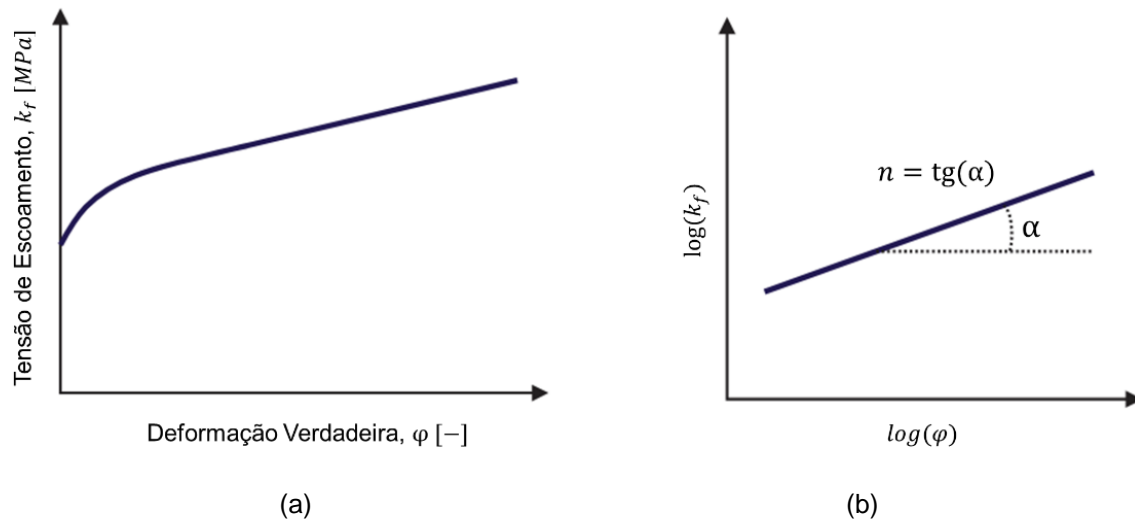


Figura 2.2 (a) Curva de escoamento. (b) Coeficiente de encruamento [4].

Dentre os AHSS, os aços DP são caracterizados por um aumento do valor n restrito a baixos valores de deformação. Por outro lado, os aços TRIP mantêm os altos valores de n mesmo em níveis elevados de deformação (Figura 2.3). Isso contribui para o aumento no alongamento total dessa classe [1].

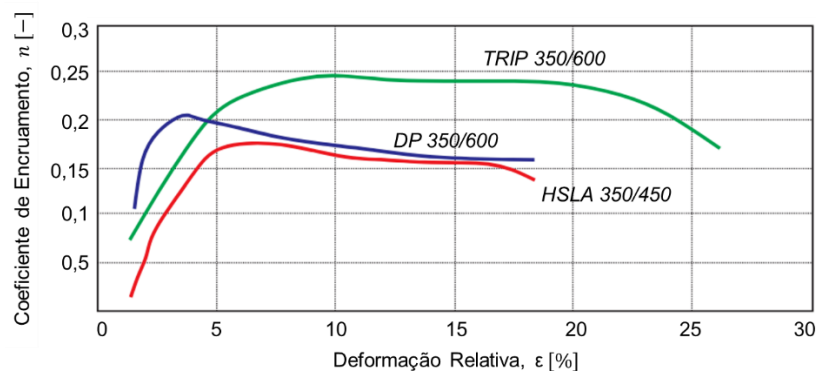


Figura 2.3 Variação do coeficiente de encruamento durante a deformação de aços DP, TRIP e HSLA [1].

O coeficiente de encruamento também é um parâmetro importante quando se trata de estruturas de segurança automotiva. Um maior coeficiente de encruamento melhora a capacidade de absorção de energia de um material. Isso é extremamente útil no projeto dos AHSS que requerem alto desempenho em colisões.

Coeficiente de Anisotropia

O processo de fabricação de chapas metálicas envolve etapas de laminação que geram uma orientação preferencial na microestrutura do aço. Os grãos são alongados na direção de laminação, gerando diferenças nas propriedades mecânicas da chapa em diferentes direções (Figura 2.4). Este comportamento anisotrópico tem um impacto significativo no desempenho durante o processamento, a conformação e o uso do chapa. Se a anisotropia for ignorada, poderá resultar em peças defeituosas o até mesmo a fratura da chapa.

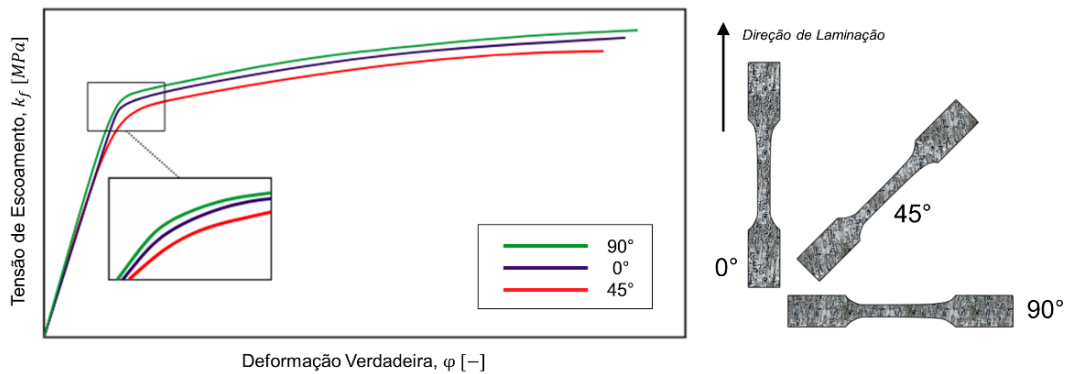


Figura 2.4 Efeito da anisotropia na curva de escoamento de uma chapa metálica.

A variação do comportamento mecânico em relação a direção de laminação é avaliada através do coeficiente de anisotropia (r). Este parâmetro é determinado a partir de testes de tração. O coeficiente de anisotropia (r) é definido por:

$$r = \frac{\varphi_b}{\varphi_s} = \frac{\varphi_b}{-(\varphi_b + \varphi_l)}$$

Onde φ_b , φ_s e φ_l correspondem, respectivamente, a deformação na largura, na espessura e no sentido longitudinal da chapa.

É comum que sejam realizados ensaios de tração com corpos de prova retirados em diferentes direções no plano da chapa. Geralmente, 0, 45 e 90° em relação a direção de laminação. Assim, é possível calcular o coeficiente médio de anisotropia:

$$r_m = \frac{r_{0^\circ} + r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4}$$

A variação da anisotropia com a direção no plano da chapa é dada pelo coeficiente de anisotropia planar Δr :

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} - 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{2}$$

A conformabilidade da chapa é melhorada à medida que os valores de r_m e Δr aumentam. Isso ocorre porque, com valores elevados de r_m e Δr , há uma maior resistência ao afinamento da chapa durante o processo de conformação. Por outro lado, valores baixos de r_m e Δr indicam uma baixa estampabilidade da chapa.

Relação Limite de Estampagem

O ensaio Swift consiste na estampagem profunda de peças cilíndricas com corpos de prova circulares de diferentes diâmetros (d_0). A partir dos testes é determinada a relação limite de estampagem (β), ou seja, a relação entre o diâmetro máximo ($d_{m\acute{a}x}$) que pode ser estampado sem fratura e o diâmetro do punção (d):

$$\beta = \frac{d_{m\acute{a}x}}{d}$$

O teste é considerado padrão na análise da conformabilidade de chapas metálicas. A Figura 2.5 mostra o desenho esquemático do ensaio.

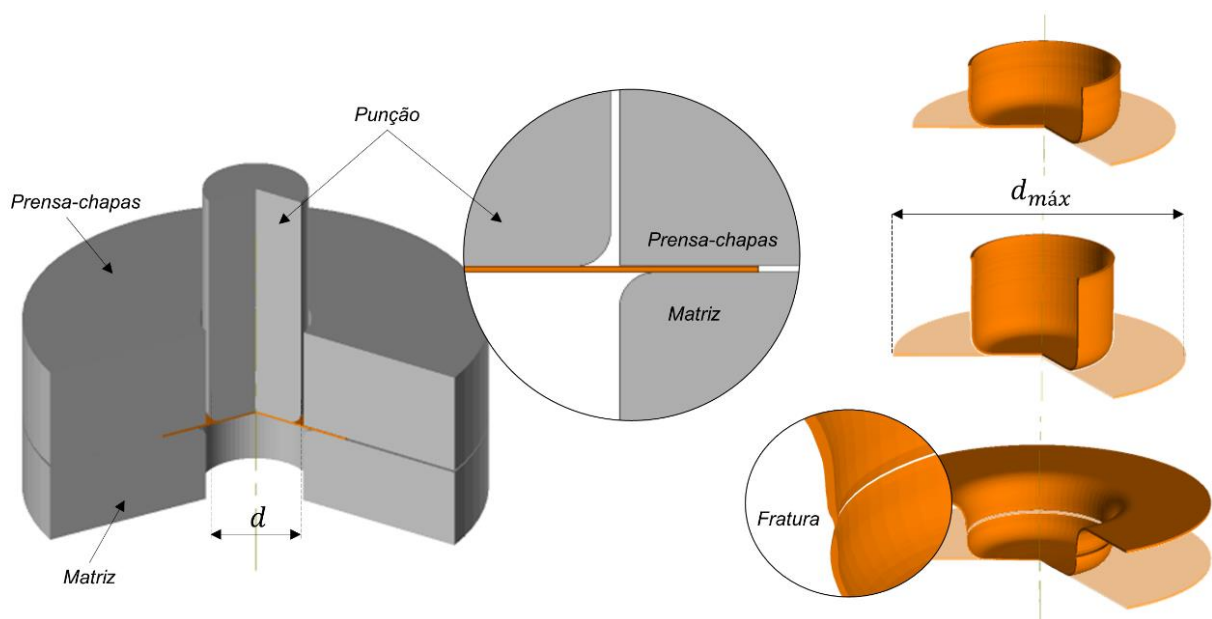


Figura 2.5 Desenho esquemático do ensaio Swift.

A relação limite de estampagem é fortemente dependente da anisotropia do material. Valores maiores de r_m e Δr permitem um aumento de β . Por outro lado, o valor de β não é influenciado de maneira significativa pela resistência do aço e pelo coeficiente de encruamento. Na Figura 2.6 são comparados os valores de β para classes de AHSS com diferentes níveis de resistência [2].

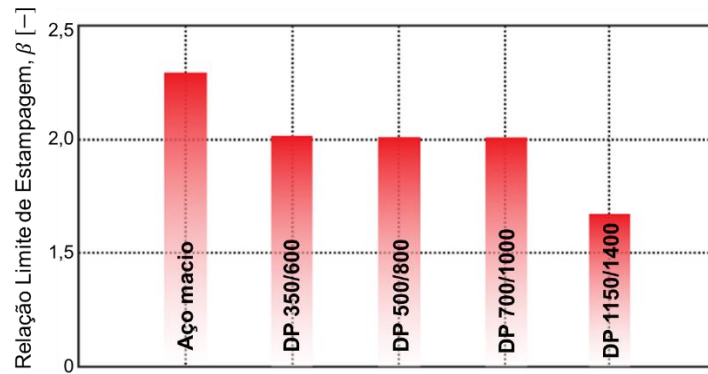


Figura 2.6 Valores de β para classes de AHSS com diferentes níveis de resistência [2].

Índice Erichsen

O teste Erichsen consiste na deformação de um corpo de prova por meio de um punção esférico até a ocorrência da fratura (Figura 2.7). A profundidade da penetração do punção na amostra, expressa em milímetros, é chamada de Índice Erichsen (IE). Este é o parâmetro mais comumente usado para expressar a conformabilidade de chapas metálicas.

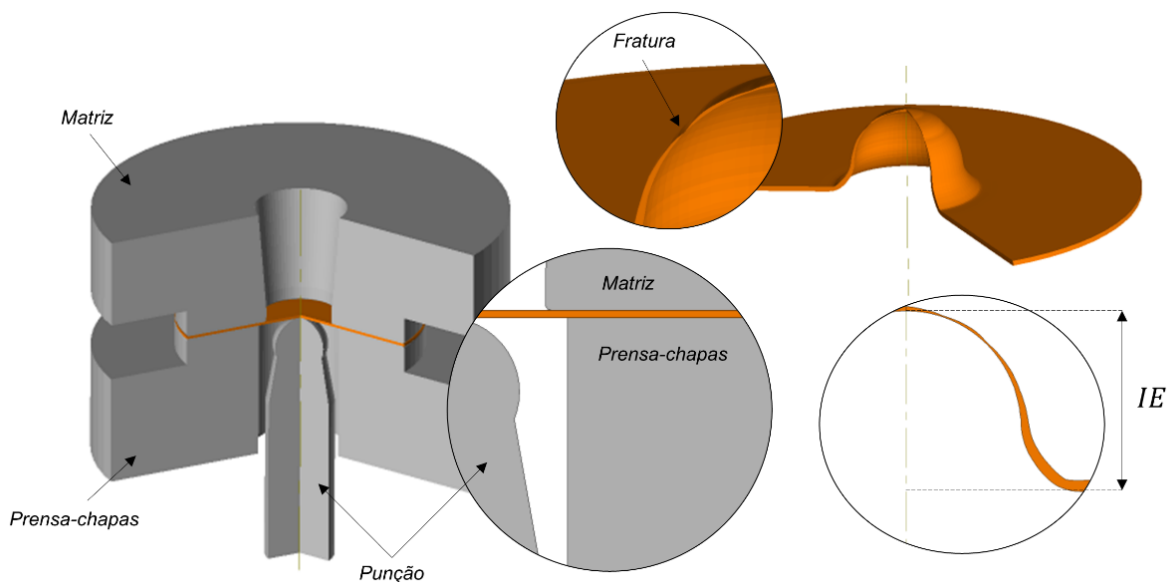


Figura 2.7 Desenho esquemático do ensaio Erichsen.

O estiramento biaxial é o modo predominante de deformação que ocorre durante o teste e, portanto, os resultados são mais frequentemente usados para avaliar ou comparar materiais que serão conformados principalmente por estiramento.

Dentre os AHSS, os aços TWIP possuem propriedades únicas de estiramento e alongamento total. A Figura 2.8 compara o desempenho dos TWIP com outros aços. O Índice Erichsen do TWIP excede até mesmo a do aço IF.

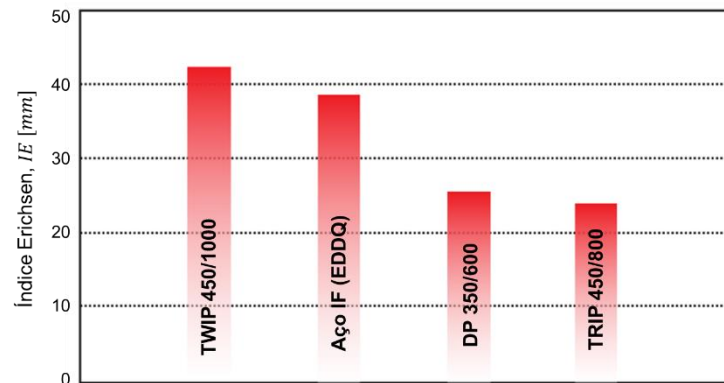


Figura 2.8 Valores de IE para diferentes classes de aço [3].

Curva Limite de Conformação

A curva limite de conformação (CLC) estabelece até que ponto uma chapa pode ser deformada sem falhar. A curva define as condições seguras de processamento em função da deformação principal maior (φ_1) e da deformação principal menor (φ_2) para diferentes estados de tensão. Abaixo da curva, a conformação é realizada sem falhas. Combinações de φ_1 e φ_2 posicionadas acima da curva indicam a ocorrência de estricção e/ou fratura (Figura 2.9).

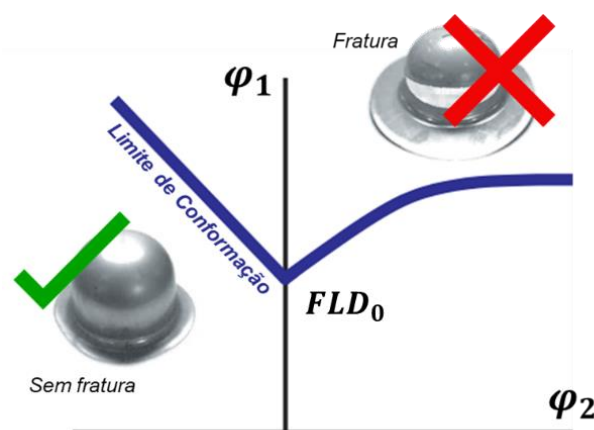


Figura 2.9 Desenho esquemático do limite de conformabilidade de chapas metálicas.

A interseção da curva limite com o eixo vertical, que representa a deformação plana da deformação ($\varphi_2 = 0$) é um ponto importante do diagrama e é denominado como FLD_0 . Este

valor é considerado um parâmetro de conformabilidade e depende principalmente do coeficiente de encruamento e também da espessura da chapa.

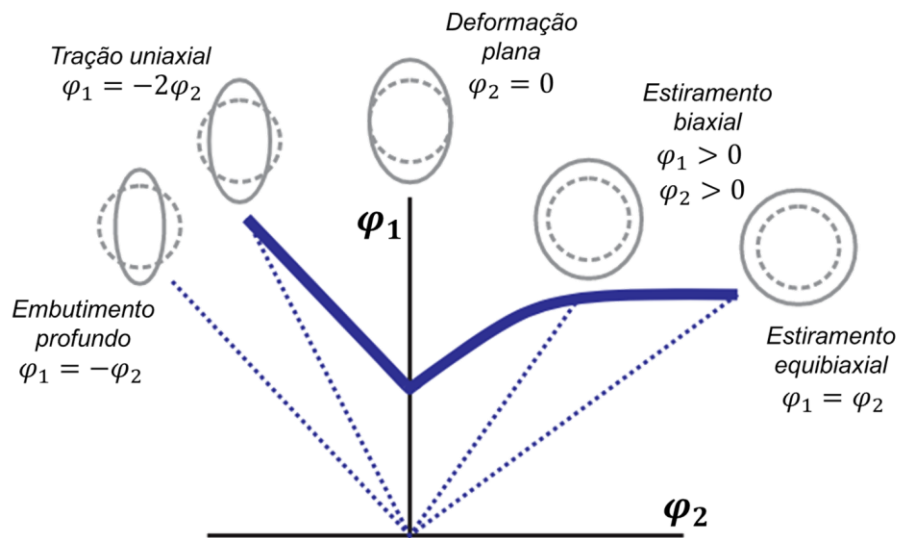


Figura 2.10 Desenho esquemático dos modos de deformação cobertos pela CLC.

A CLC deve cobrir tanto quanto possível o domínio de deformação que ocorre nos processos industriais de conformação de chapas metálicas. Os diagramas são estabelecidos por experimentos que fornecem pares de valores das deformações limites φ_1 e φ_2 obtidos para diversos padrões de carregamento (Figura 2.10).

As CLCs são válidas para uma combinação específica de liga, tratamento térmico e espessura. A Figura 2.11 compara a CLC de diferentes aços avançados de alta resistência com 2 mm de espessura.

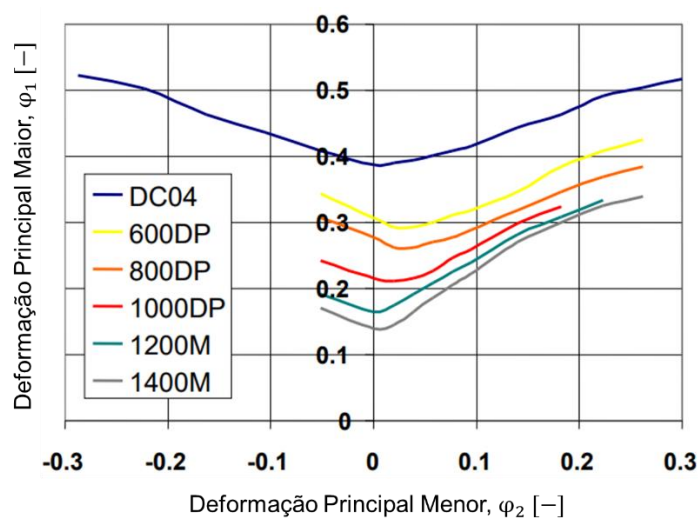


Figura 2.11 CLC de diferentes aços avançados de alta resistência com 2 mm de espessura [4].

A CLC é construída a partir de testes padronizados que consistem em:

- i. Deformar corpos de prova de diferentes larguras até a estricção;
- ii. Registrar os valores das deformações principais (φ_1 e φ_2) antes da estricção;
- iii. Definir os limites de deformação.

O método mais utilizado para este fim é o ensaio Nakajima. O ensaio envolve a estampagem de corpos de prova de diferentes larguras utilizando um punção hemisférico e uma matriz circular. Variando a largura da amostra pode-se obter tanto o domínio positivo quanto o negativo da CLC (Figura 2.12).

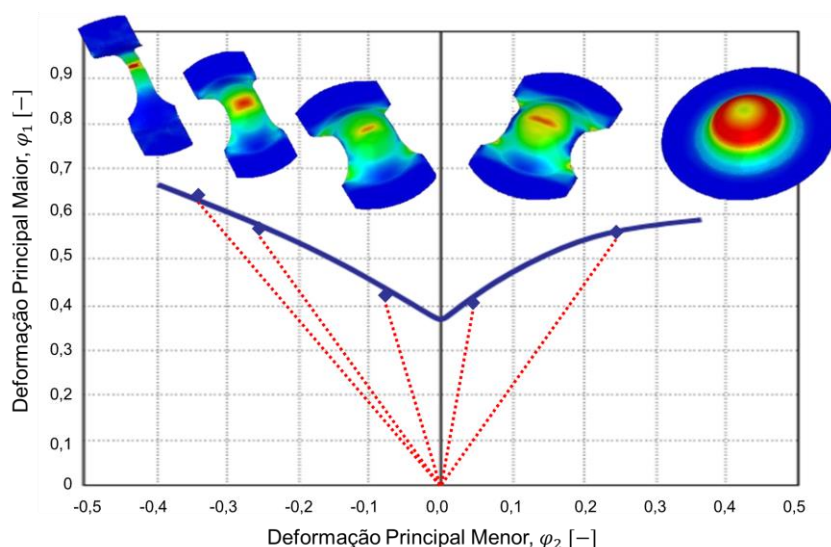


Figura 2.12 Desenho esquemático da construção da CLC com o ensaio Nakajima.

Nos testes, o tribo-sistema deve ser ajustado de modo que a fratura ocorra a uma distância inferior a 15% do diâmetro do punção em relação ao centro do domo. A lubrificação ineficiente resulta em deformação não uniforme e é uma importante fonte de erros.

Os valores máximos das deformações principais φ_1 e φ_2 podem ser determinados medindo as deformações em amostras cobertas com grades. As grades (por ex., quadrados, círculos, pontos) devem ter um contraste rico e devem ser aplicadas sem qualquer efeito de entalhe e/ou mudança na microestrutura.

Em corpos de prova com a superfície marcada com uma grade circular, como o mostrado na Figura 2.13(a)), antes dos ensaios, cada célula da grade é perfeitamente circular. Após o carregamento, a malha deforma-se assumindo a geometria de uma elipse Figura 2.13(b). As diagonais maior e menor das elipses são medidas para a definição das deformações principais.

Atualmente, existem sistemas que utilizam correlação digital de imagem para determinar automaticamente a CLC. Com base em vídeos do processo de conformação, analisa-se o desenvolvimento da distribuição de deformações desde o início da estricção até a fratura.

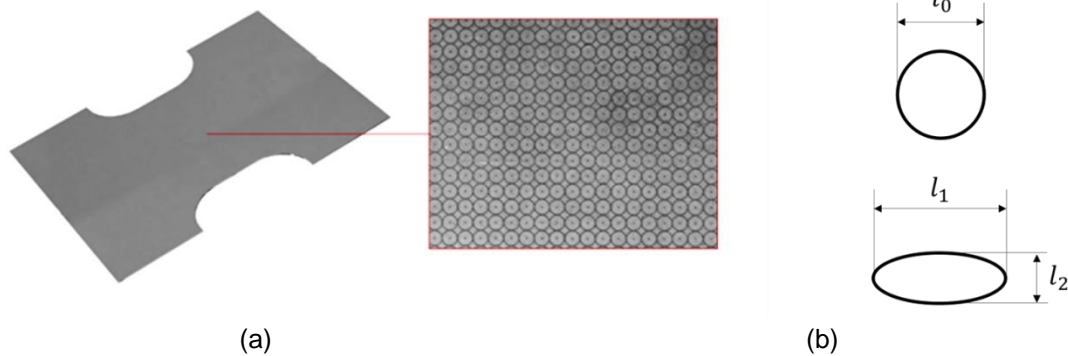


Figura 2.13 (a) Grade circular marcada na superfície das amostras. (b) Desenho esquemático da alteração na forma da célula da malha superficial das amostras.

A curva também pode ser construída através do ensaio Marciniak que propõe uma configuração de teste semelhante ao teste de Nakajima, mas utilizando um punção plano. Os formatos complexos do punção e da matriz e a limitação do teste no domínio positivo do diagrama tornam este método menos utilizado.

Razão de Expansão de Furo

Os ensaios discutidos até aqui abordam a conformabilidade global do material e são extremamente úteis para evitar falhas que ocorrem no corpo da chapa. No entanto, essa caracterização não é capaz de prever e evitar defeitos em regiões próximas às bordas. A capacidade de deformar a chapa sem que ocorram falhas por fratura em uma borda ou furo é avaliada pela conformabilidade de borda.

O método comumente utilizado para quantificar a conformabilidade de borda é conhecido como ensaio de expansão de furo (Figura 2.14). O teste consiste em submeter uma chapa plana dotada de um furo circular à penetração de um punção cônico continuamente até o início da ocorrência de trincas a partir da borda. O ensaio é interrompido no primeiro sinal de uma trinca através de toda a espessura da chapa.

O resultado do teste é a Razão de Expansão de Furo (λ), parâmetro comumente utilizado para avaliar a conformabilidade de borda de chapas metálicas e expresso por:

$$\lambda = \frac{d_1 - d_0}{d_0} \cdot 100$$

Onde d_0 e d_1 correspondem, respectivamente, ao diâmetro original do furo e o diâmetro após a ruptura.

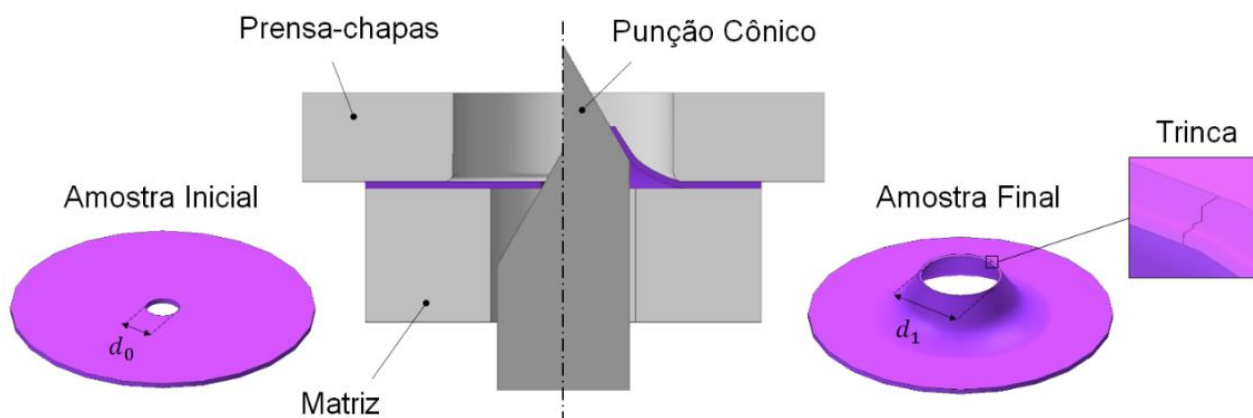


Figura 2.14 Desenho esquemático do ensaio de expansão de furo.

O processo de corte do furo central das amostras tem um papel vital nos resultados do teste de expansão de furo. Diversos métodos de preparação de furos são empregados industrialmente, como puncionamento, fresamento, corte por fio-EDM, corte a laser, etc. Cada uma destas técnicas introduzir diferentes níveis de danos na borda do furo influenciando a conformabilidade local do material. Para eliminar o efeito do processo de corte nos resultados do teste de expansão de furo, a norma ISO 16630:2017 define o puncionamento como método de corte das amostras e estabelece as condições de corte.

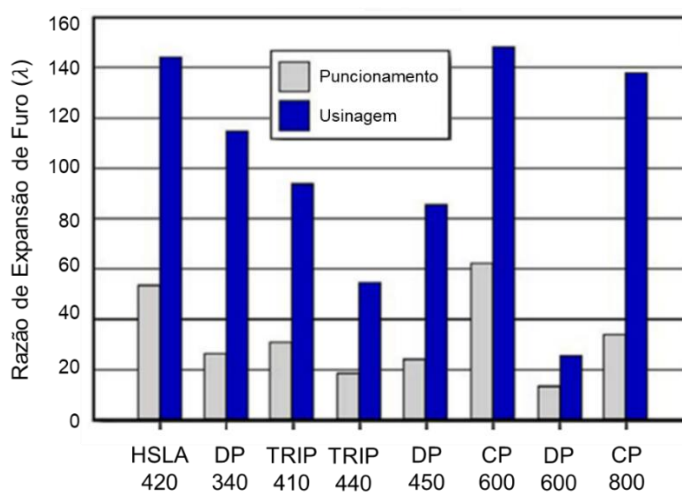


Figura 2.15 Resultados do teste de expansão do furo comparando furos obtidos por puncionamento e usinagem [7].

A conformação das regiões de borda oriundas das operações de corte tornou-se um grande desafio no processamento de AHSS [5]. Devido à alta tendência a formação de trincas, o flangeamento de estiramento é considerada a principal restrição ao uso destes materiais [6]. A Figura 2.15 compara a razão de expansão de furo de várias classes de AHSS com furos puncionados e usinados, mostrando que os danos nas bordas causados pelo puncionamento reduzem conformabilidade de borda.

No processo de corte por puncionamento o material é essencialmente forçado a sofrer uma falha catastrófica por cisalhamento. Contudo, o cisalhamento puro ideal não ocorre durante o processo, mas gradientes de tensão e deformação são formados. A distribuição heterogênea da deformação na região de borda resulta um gradiente de encruamento e de dureza. Consequentemente, em comparação com outros processos de corte, o puncionamento resulta em um nível superior de dano à borda do material.

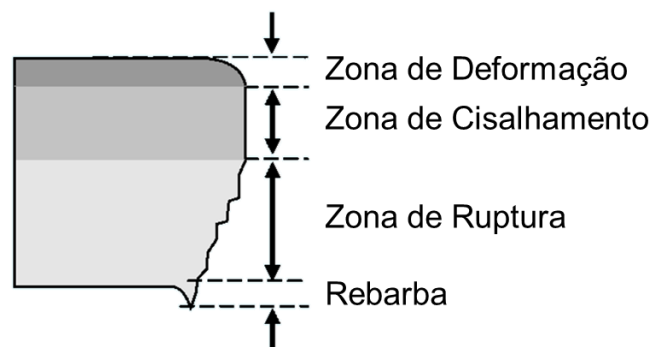


Figura 2.16 Desenho esquemático mostrando as zonas características de uma borda de corte por puncionamento.

Uma operação de corte por puncionamento resulta em uma borda de corte caracterizada por três zonas características e pela presença de rebarba, conforme mostrado no desenho esquemático da Figura 2.16.

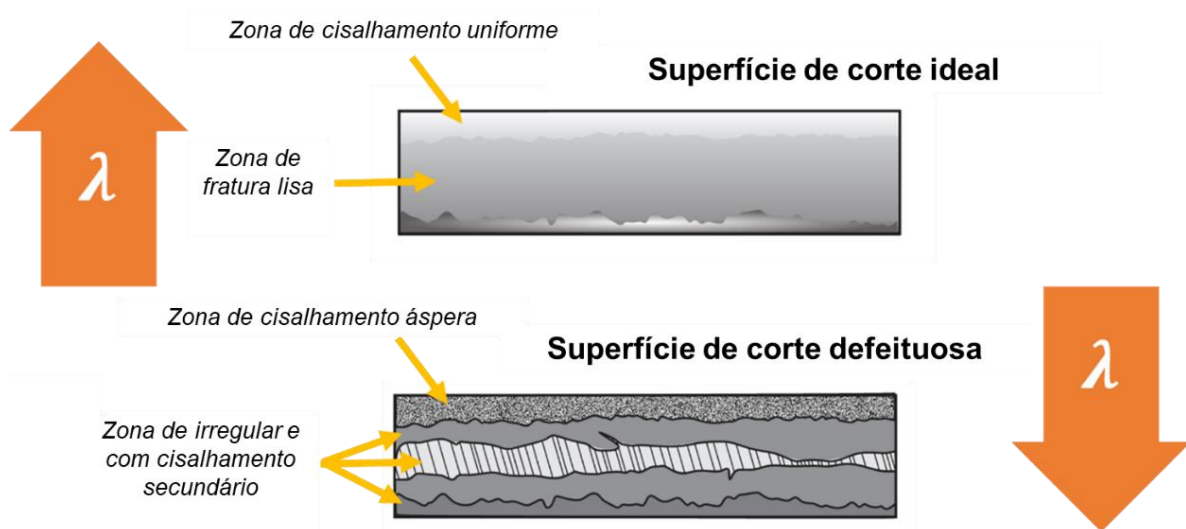


Figura 2.17 Desenhos esquemáticos de superfície de corte de aços AHSS.

A extensão de cada uma dessas regiões varia de acordo com as condições de puncionamento e as propriedades mecânicas do material. A zona de deformação e a zona de cisalhamento dependem da folga de corte. O tamanho da região de fratura e a altura da rebarba são controlados pela resistência à tração da chapa.

Nos AHSS, uma borda com uma zona de cisalhamento claramente definida e com uma transição uniforme para a zona de fratura melhora os resultados de expansão de furo. A zona de fratura também deve ser lisa, sem cisalhamento secundário ou danos. Se as folgas forem muito pequenas, pode ocorrer cisalhamento secundário e a chance de fratura aumenta devido à microestrutura multifásica. Uma transição não uniforme da zona de cisalhamento para a zona de fratura também é indesejável (Figura 2.17).

Referências

- [1] Konieczny A., Advanced High Strength Steels – Formability, Great Designs in Steel, American Iron and Steel Institute, 2003.
- [2] Carlsson B., Formability of High Strength Dual Phase Steels, F2004F454, SSAB, 2004.
- [3] Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, Version 6.0, WorldAutoSteel, 2017.
- [4] SSAB – the use of Ultra High-Strength Steels, SSAB, 2016.
- [5] Wang K., Luo M., Wierzbicki T., Experiments and modeling of edge fracture for an AHSS sheet, Int J Fract, 2014.
- [6] Sadagopan S., Urban D., Formability characterization of a new generation of high strength steels. DOE Report No. 0012.
- [7] WorldAutoSteel, Hole Expansion Testing. Disponível on-line em: <https://ahssinsights.org/forming/testing-characterization-forming/hole-expansion-testing/> (Acesso em maio de 2024)

3

História & Desenvolvimento

3 História & Desenvolvimento

Ao longo das últimas décadas, as montadoras têm enfrentado desafios socioeconômicos e geopolíticos que influenciaram a revisão dos critérios de projeto e, consequentemente, a seleção dos materiais empregados na fabricação de veículos. Isso resultou em mudanças significativas nos conceitos de materiais, visando atender aos requisitos de desempenho, eficiência de combustível, regulamentações governamentais de segurança e emissão de gases poluentes, assim como considerações econômicas (Figura 3.1).

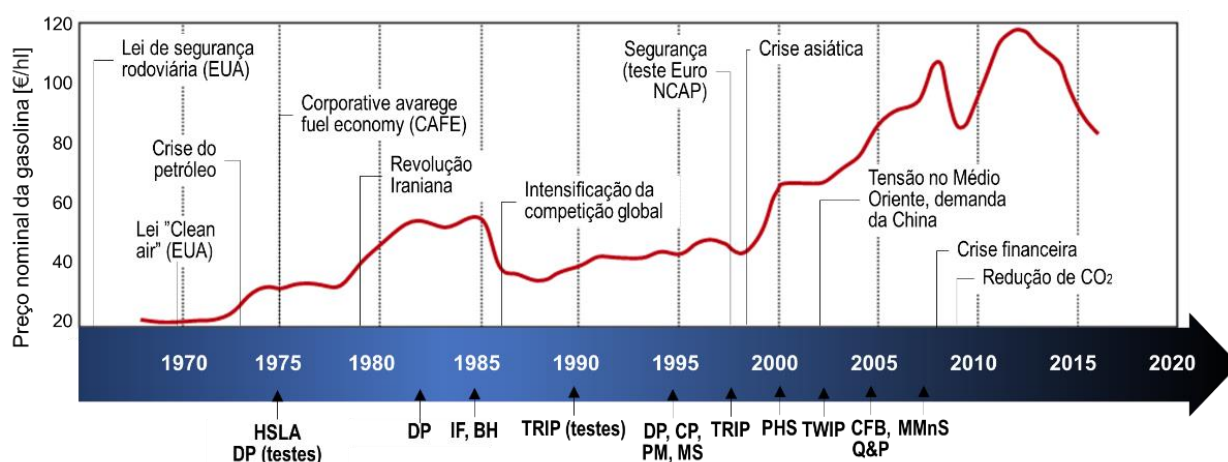


Figura 3.1 Condições geopolíticas e socioeconômicas em relação ao desenvolvimento cronológico de aços para aplicação automotiva [1].

Vários requisitos demandam atenção na indústria automotiva durante o desenvolvimento de um veículo. Isso impulsiona fornecedores, como a indústria siderúrgica, a buscar soluções que auxiliem as montadoras a atenderem a essas demandas (Figura 3.2). O foco central está na conformidade com regulamentações governamentais, além de atrair compradores por meio de argumentos tangíveis como design, qualidade, desempenho de condução e, não menos importante, custos relacionados à aquisição, manutenção e consumo diário de combustível. Uma abordagem eficaz para atender a esses requisitos é por meio do design leve, reduzindo espessuras e, por conseguinte, o peso total do veículo.

Os materiais em aplicações automotivas são selecionados para minimizar o peso e, ao mesmo tempo, atender aos principais critérios, incluindo desempenho em colisões, rigidez e requisitos de conformação. Desde a década de 1920, o aço tem sido o material preferido das montadoras em todo o mundo. A percentagem de peso do aço utilizado em veículos

em relação a outros materiais cresceu de cerca de 50% no início da década de 1980 para cerca de 60% em 2010 para veículos leves norte-americanos. Hoje, o aço representa cerca de 65% do peso médio de um automóvel e é a espinha dorsal de todo o veículo. Em média, são 900 kg de aço utilizados por veículo. Desafiadas a melhorar a segurança e a eficiência do combustível, as montadoras buscam continuamente novos materiais para atender aos mais altos padrões [2].

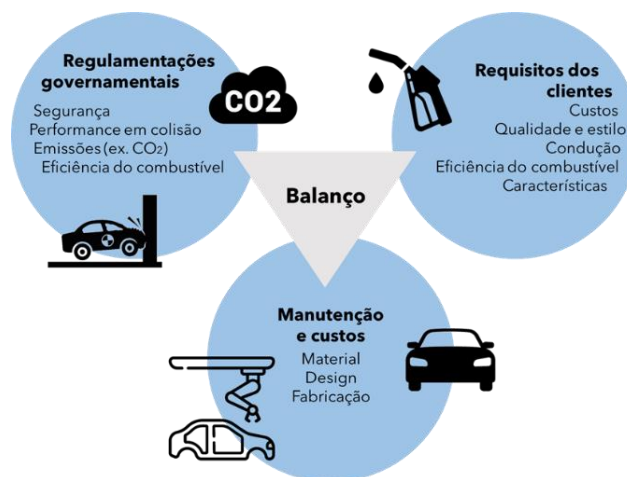


Figura 3.2 Requisitos dos fabricantes de automóveis [3].

Antes da década de 1970, os carros eram predominantemente construídos com aços macios, priorizando máxima conformabilidade e facilidade de reparo. Contudo, a crise mundial do petróleo em 1973, com suas implicações econômicas e o aumento nos custos de combustíveis, desencadeou uma conscientização sobre a necessidade de reduzir o consumo de combustível. Os fabricantes de automóveis responderam a esse desafio buscando a diminuição do peso veicular, principalmente por meio de peças mais finas e do aumento dos níveis de resistência dos materiais. Esse período marcou o "nascimento" do design leve.

Em 1975, o recém-desenvolvido aço microligado ofereceu uma solução a esse desafio. Aços microligados com nióbio e titânio foram criados, apresentando limites de escoamento de cerca de 350 MPa e 500 MPa, respectivamente. Logo em seguida, surgiram os aços bifásicos (Dual Phase - DP), combinando notável resistência e ductilidade. Na década de 1980, surgiram os aços livres de intersticiais (Interstitial-Free - IF) com excelente conformabilidade e resistência mais baixa que os aços macios, permitindo designs mais avançados. Até meados da década de 1990, aço-carbono, aços IF e microligados com resistência de até 550 MPa eram amplamente utilizados em projetos de carrocerias automotivas [1].

Para aprimorar ainda mais a segurança dos passageiros, o desempenho dos veículos e a eficiência de combustível, a redução de peso dos veículos tornou-se uma das principais prioridades da indústria automotiva. Essa abordagem visa a ampliar a eficiência no consumo de combustíveis, resultando na redução das emissões de gases de efeito estufa.

Uma redução de 100 kg em um veículo de passeio pode proporcionar uma diminuição no consumo de combustível de aproximadamente 0,35 l/100km, resultando em uma redução de 8,4 g/km nas emissões de CO₂ [4].



Figura 3.3 Programas de desenvolvimento da indústria automotiva [6-10].

Devido a regulamentações de segurança mais rigorosas e à crescente ênfase na proteção ambiental, a resistência ao impacto dos veículos tornou-se um fator-chave no design automotivo. No entanto, garantir a resistência estrutural do veículo é um desafio técnico significativo no contexto da construção leve. Para atingir um design mais leve sem comprometer o desempenho de segurança dos veículos, a indústria automotiva tem dedicado considerável esforço em pesquisas e desenvolvimentos, buscando adaptar-se às atuais tendências.

A otimização simultânea de peso e resistência ao impacto em veículos é alcançada por meio do uso de aços avançados de alta resistência (Advanced High Strength Steels - AHSS) [5]. Os AHSS são materiais complexos e sofisticados, com composições químicas cuidadosamente selecionadas e microestruturas multifásicas resultantes de processos de aquecimento e resfriamento controlados com precisão.

A primeira aplicação extensiva de AHSS resultou de um consórcio de 35 fabricantes de chapas de aço iniciado em 1994. O programa UltraLight Steel Auto Body (ULSAB) propôs-se a projetar uma estrutura de carroceria leve que atendesse a diversas metas de segurança e desempenho. A carroceria, lançada em 1998, validou os conceitos de design do programa, destacando-se pela leveza, rigidez estrutural, segurança, viabilidade e acessibilidade. O uso de AHSS foi um fator-chave para o êxito do ULSAB [6].

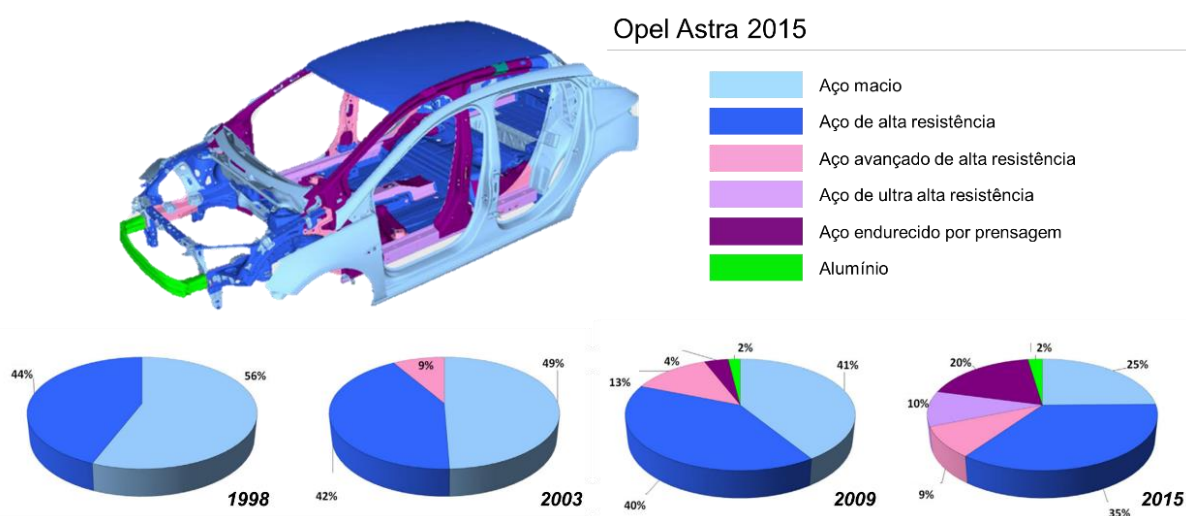


Figura 3.4 Carroceria do modelo 2015 do Opel Astra e conceitos de materiais usados para peças automotivas [11].

Seguiram-se mais projetos para destacar a capacidade dos AHSS em atender às demandas de segurança aprimorada e eficiência de combustível, reduzindo o peso de várias estruturas de veículos (Figura 3.3). Por exemplo, o programa UltraLight Steel Auto Closures (ULSAC) desenvolveu capôs, portas e compartimento de carga eficientes por meio do uso de AHSS [7]. O programa UltraLight Steel Auto Body Advanced Vehicle Concepts (ULSAB-AVC) aprimorou ainda mais os métodos de fabricação associados a esses novos materiais, visando uma redução de massa mais significativa com a aplicação

de AHSS. Nessa abordagem, a fração de aços de alta resistência convencionais (high strength steel – HSS) foi reduzida para cerca de 15%, enquanto os aços avançados de alta resistência (AHSS) compunham aproximadamente 82% da massa da estrutura da carroceria, sendo 74% de tipos DP, 4% de tipos TRIP, e os aços CP e martensíticos correspondiam aos 4% restantes [8].

Em 2008, a WorldAutoSteel iniciou outro programa chamado FutureSteelVehicle, acelerando o desenvolvimento de novos graus de AHSS para ampliar os níveis de resistência e ductilidade. Através da otimização de engenharia, o FSV alcançou uma redução de 39% na massa da estrutura da carroceria [9].

Desde a ULSAB, os sucessos do AHSS motivaram as empresas siderúrgicas a continuar a pesquisa de novos tipos e classes de AHSS, levando à produção desses novos aços. Fundamental para o crescimento do uso de AHSS foi o desenvolvimento simultâneo de novos processos e equipamentos para produzir e conformar o material.

Os resultados desses projetos impulsionaram a adoção crescente de aços de alta resistência. À medida que os benefícios positivos dos AHSS eram revelados, o aço convencional foi substituído por diversos graus de aços de alta resistência na estrutura dos veículos. No caso do Opel Astra, ao longo de quatro gerações de modelos (1998, 2003, 2009, 2015), a presença de HSS e AHSS praticamente dobrou [11].

O uso de AHSS em veículos leves fabricados na América do Norte quase quadruplicou em 10 anos, de 2006 a 2016, e prevê-se um crescimento contínuo (Figura 3.4). Esse aumento superou as estimativas iniciais, ao passo que materiais concorrentes, como o alumínio, ficaram aquém das previsões [12].

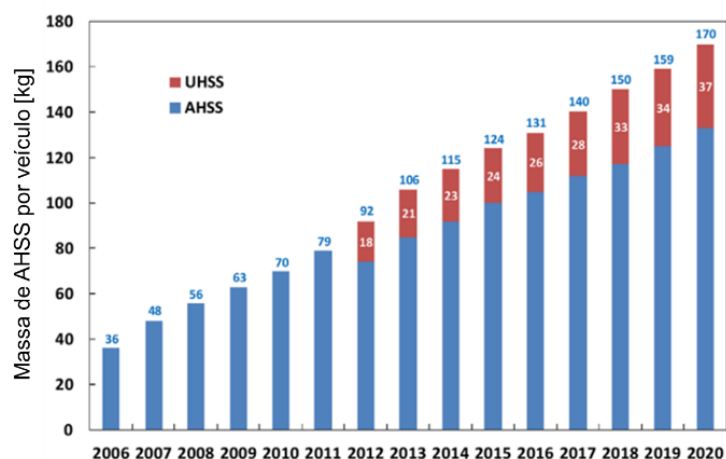


Figura 3.4 Crescimento do uso de AHSS por veículo com base em aços laminados planos na produção norte-americana de veículos leves [12].

O mercado global de AHSS foi avaliado em US\$ 18,68 bilhões em 2021, projetando-se um crescimento para US\$ 32,9 bilhões até 2027, com uma taxa anual de aproximadamente 9,9% [13].

Os fabricantes estão cada vez mais adotando os AHSS para atender aos requisitos funcionais e regulatórios, proporcionando soluções de materiais acessíveis. Em outubro de 2021, a Mercedes-Benz iniciou oficialmente a produção em série do Mercedes-Benz eActros, seu primeiro caminhão elétrico a bateria, utilizando aço avançado de alta resistência (AHSS) e alcançando uma redução de peso de 25% (Figura 3.5). No mesmo ano, a Ford Motors lançou o Ford Mustang Mach-E totalmente elétrico, com mais de 50% da estrutura da carroceria feita de AHSS. Esse projeto oferece uma relação resistência-peso ideal, resultando em classificações de segurança excepcionais e uma experiência de condução agradável.

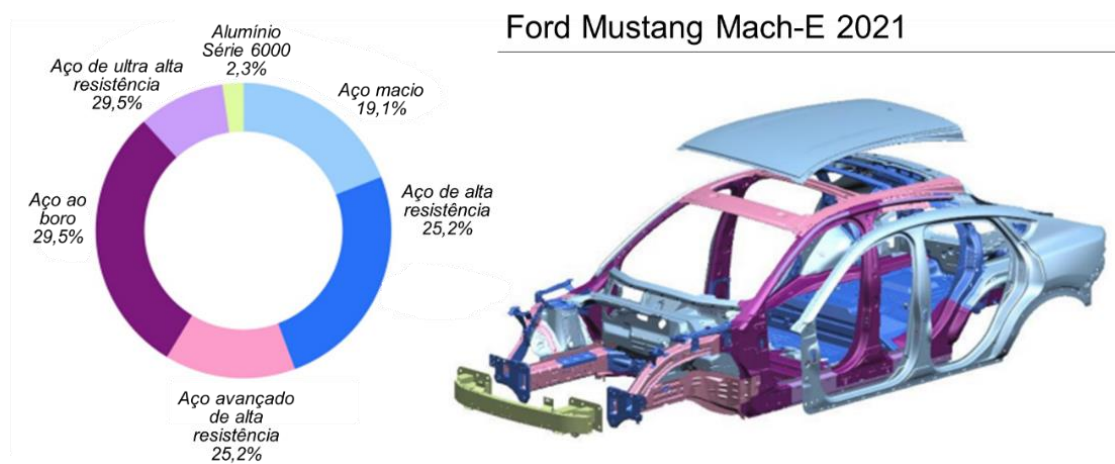


Figura 3.5 Ford Mustang Mach-E [14].

Apesar do crescimento contínuo do uso de AHSS, ainda há muitos automóveis que empregam níveis significativos de aço macio em sua construção. Isso é mais evidente na fabricação de países em desenvolvimento, onde o preço muitas vezes supera as considerações de segurança e sustentabilidade.

No contexto do design leve, outros materiais competem com os AHSS, como ligas leves e compósitos. Embora os AHSS não sejam significativamente menos densos que os aços tradicionais, sua resistência possibilita a fabricação de peças muito finas, resultando na redução de peso dos veículos. Mesmo sendo mais densos que as ligas de alumínio e magnésio, os AHSS atuais apresentam rigidez e resistência específicas comparáveis devido à sua resistência superior. Além disso, geralmente, os AHSS têm um custo significativamente inferior ao das ligas de alumínio e magnésio.

Embora haja entusiasmo em relação a materiais novos e exóticos para os veículos do futuro, nada se compara ao aço quando se analisa o cenário completo. Embora seja possível produzir um carro alguns quilos mais leve com o uso extensivo de plástico reforçado com fibra de carbono, a reciclagem desses materiais ainda é um desafio, enquanto o aço pode ser reciclado em sua totalidade.

A produção de materiais de baixa densidade, como o alumínio, pode ser intensiva em emissões de gases de efeito estufa, tornando-se dispendiosa para o ambiente. A fabricação primária desses materiais alternativos pode gerar 7 a 20 vezes mais emissões do que a produção do aço (Figura 3.6). O aumento nas emissões durante a produção pode superar a redução nas emissões durante a utilização, mesmo considerando os benefícios da redução de peso [15]. Além disso, o aço é o material mais reciclado do planeta e pode ser diretamente reutilizado em novos produtos automotivos ou em outros setores.

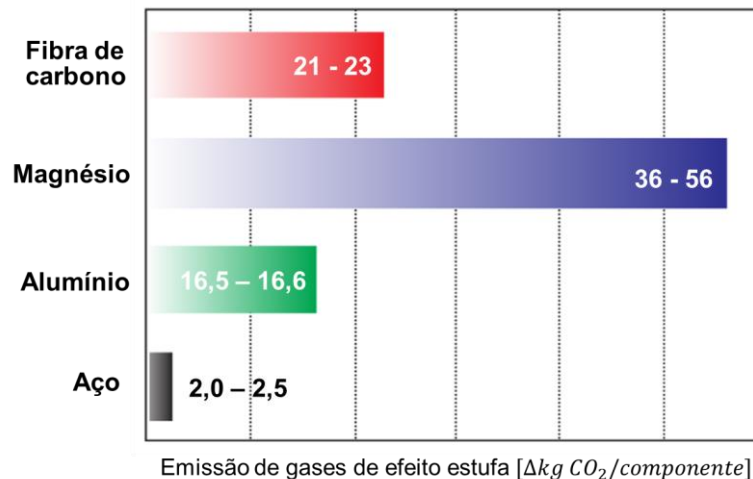


Figura 3.6 Emissão de gases de efeito estufa na fabricação primária de diferentes materiais [15].

Outros fatores, como capacidade de fabricação, durabilidade, qualidade e custo, também são cruciais na busca por materiais aprimorados na indústria automotiva. Para enfrentar esses desafios, a indústria siderúrgica desenvolveu uma ampla gama de AHSS com propriedades únicas para atender aos diversos requisitos de desempenho dos componentes de veículos. Enquanto materiais alternativos, como alumínio, plásticos e compósitos, são explorados, os AHSS continuam sendo desenvolvidos para permanecerem competitivos, equilibrando resistência e tenacidade. Os AHSS têm se mostrado eficazes para melhorar simultaneamente o desempenho e reduzir a massa sem aumento significativo de custo [9].

Referências

- [1] Lesch C., Kwiaton N., Klose F.B, Advanced High Strength Steels (AHSS) for Automotive Applications Tailored Properties by Smart Microstructural Adjustments, steel research int. 87, 2017.
- [2] Hu X. & Feng Z., Advanced High-Strength Steel—Basics and Applications in the Automotive Industry, Oak Ridge National Laboratory, US Department Of Energy, 2021.
- [3] Grieshaber D. J., Great Designs in Steel, Steel Market Development Institute, 2010.
- [4] Goede M., Stehlin M., Rafflenbeul L., Kopp G., Beeh E., Super light car-lightweight construction thanks to a multi-material design and function integration. Eur Transp Res Rev 1(1):15–20, 2019.
- [5] Zhang W., Xu J., Advanced lightweight materials for Automobiles: A review, Materials & Design, Volume 221, 2022.
- [6] ULSAB Ultra Light Steel Auto Body – Phase 2 Findings, Version 1.02, WorldAutoSteel, 1998.
- [7] ULSAC Programme Reports, WorldAutoSteel, 2000.
- [8] USLAB-AVC Advanced Vehicle Concept, WorldAutoSteel, 2002.
- [9] FutureSteelVehicle Overview Report Phase 2, WorldAutoSteel, 2011.
- [10] ULSAS-UltraLight Steel Auto Suspensions Report, WorldAutoSteel, 2015.
- [11] M. Kupper, W. Lieven, U. Salle, The New Opel Astra, 17th International Car Body Benchmarking Platform arEuroCarBody, 2015.
- [12] Abraham A., Great Designs in Steel 2015, Steel Market Development Institute, 2017.
- [13] Mordor Intelligence, Automotive AHSS Market Size & Share Analysis - Growth Trends & Forecasts (2024 - 2029), 2023.
- [14] 2021 Mustang Mach-E, Ford, 2021.
- [15] Geyer, R., Parametric Assessment of Climate Change Impacts of Automotive Material Substitution, Environmental Science & Technology, 42 (18), 2008.

4

Classificação dos AHSS

4 Classificação dos AHSS

Conforme os aços de alta resistência foram desenvolvidos e aprimorados, diversas nomenclaturas surgiram para designar e classificar os materiais de acordo com diferentes critérios. Aproximadamente 30 tipos de aço são usados hoje na indústria automotiva e podem ser classificados de acordo com aspectos metalúrgicos, de resistência ou de conformabilidade.

Os aspectos metalúrgicos designam classes de aço de acordo com informações sobre composição, processamento ou microestrutura. Quando o aço é classificado de acordo com a conformabilidade, os parâmetros que diferenciam os materiais são o coeficiente de encruamento (n) e o alongamento total (A).

O principal método de classificação para a indústria automotiva é a resistência mecânica. Geralmente, o aço para a indústria automotiva pode ser classificado como aço macio, aço de alta resistência (high strength steel – HSS) e aço avançado de alta resistência (advanced high strength steel – AHSS). Os termos HSS e AHSS também são usados para designar todos os aços de alta resistência. Os AHSS são às vezes chamados de aços de ultra alta resistência (ultra high strength steel – UHSS) ou aços de extra alta resistência (extra high strength steel – EHSS) para resistências à tração superiores a 780 MPa e 1000 MPa, respectivamente [1]. AHSS com resistência à tração superior a 1000 MPa também são chamados de aços GigaPascal [2]. A nomenclatura comumente aceita é mostrada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 Classificação dos tipos de aço de acordo com a resistência [1,2].

Nomenclatura	Limite de escoamento, $R_{p0,2}$ [MPa]	Limite de resistência, R_m [MPa]
Aço macio	<210	-
Aço de alta resistência (high strength steel – HSS)	210 - 550	-
Aço avançado de alta resistência (advanced high strength steel – AHSS).	>550	-
Aços de ultra alta resistência (ultra high strength steel – UHSS)	>550	>780
Aços de extra alta resistência (extra high strength steel – EHSS)	>550	>1000
Aço GigaPascal	>550	>1000

Um exemplo da aplicação desta classificação é mostrado na Figura 4.1. Os aços macios ou de baixo carbono são aços com resistência à tração inferior a 400 MPa e teor de carbono entre 0,05% e 0,25%. A microestrutura do aço, com matriz ferrítica, faz com que essa classe

seja relativamente dúctil e fácil de conformar [3]. Aços macios são comumente utilizados na estrutura da carroceria e no fechamento do porta-malas de veículos [4].

A principal diferença entre os HSS convencionais e os AHSS está na microestrutura. AHSS são aços multifásicos com microestruturas complexas que contêm fases como ferrita, martensita, bainita e austenita [4]. Os aços de alta resistência e baixa liga (HSS) foram os primeiros comumente usados na indústria automotiva [5]. Eles não são produzidos para atender a uma composição química específica, mas sim a propriedades mecânicas específicas [3]. Possuem baixos teores de liga e carbono para aprimorar a conformabilidade e soldabilidade. Os aços HSS têm sido utilizados em peças de veículos onde a absorção de energia é importante.

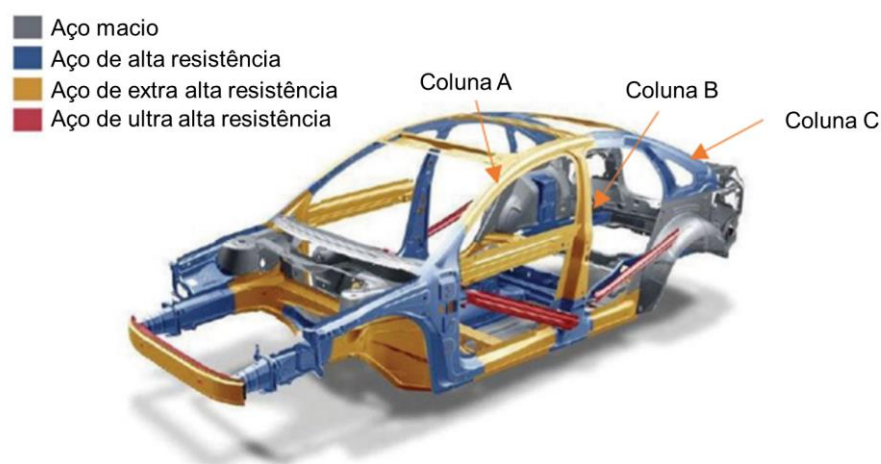


Figura 4.1 Exemplo de distribuição de classes de aço em um veículo [6].

Entender essa classificação é crucial devido à sua extensa aplicação. Contudo, atualmente, existem AHSS multifásicos com resistências à tração tão baixas quanto 440 MPa. Portanto, utilizar a resistência como único critério para determinar a qualificação de um aço como AHSS nem sempre é a abordagem mais apropriada [2]. Além disso, não existe uma definição completamente aceita entre siderúrgicas ou montadoras. A diferença entre AHSS e UHSS está apenas na terminologia, não são produtos diferentes. O fato do aço ser chamados de “Avançado” ou “Ultra” não afeta a sua resposta técnica [7].

A terminologia utilizada para classificar os aços varia consideravelmente em todo o mundo devido ao constante desenvolvimento de novas gerações de AHSS. Contudo, a classificação genérica “XX aaa/bbb” é amplamente utilizada:

XX = Tipo de aço (abreviaturas contidas na Tabela 2.2)

aaa = Limite de escoamento mínimo ($R_{p0,2}$) em MPa

bbb = Limite de resistência mínimo (R_m) em MPa

Além dos aços AHSS, a Tabela 4.2 também contém aços de alta resistência e baixa liga (High-strength low-alloy steel – HSLA). A principal diferença entre os aços HSLA e os AHSS é a microestrutura. Os aços HSLA são aços ferríticos monofásicos ou com alguma fração volumétrica de perlita. Os AHSS são geralmente apresentam microestrutura multifásica para produzir propriedades mecânicas únicas.

Tabela 4.2 Designação dos tipos de aços AHSS.

XX	Tipo de aço
HSLA	Alta resistência e baixa liga
DP	Bifásico
CP	Fases complexas
FB	Ferrítico-bainítico
Q&T	Têmpera e particionamento
TRIP	Plasticidade induzida por transformação
MS	Martensítico
TWIP	Plasticidade induzida por maclação
PHS	Endurecidos por prensagem

Os AHSS também são categorizados em gerações, seguindo a ordem de desenvolvimento desses materiais. As classes AHSS de 1ª e 2ª geração são produzidas exclusivamente para atender às demandas de desempenho funcional de determinadas peças. A 1ª geração inclui:

- Aços bifásicos (Dual Phase - DP);
- Aços de fases complexas (Complex Phase - CP);
- Aços de plasticidade induzida por transformação (Transformation-Induced Plasticity - TRIP);
- Aços endurecidos por prensagem (Press Hardened Steels - PHS);
- Aços martensíticos (MS).

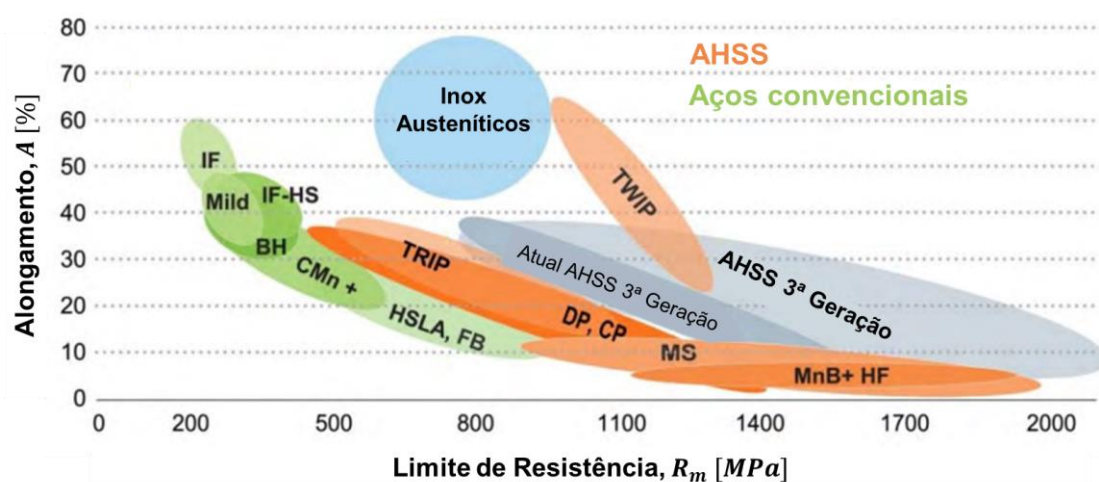


Figura 4.2 Diagrama de propriedades disponíveis nas classes de AHSS atuais [7].

Na 2ª geração foram desenvolvidos os aços de plasticidade induzida por maclação (Twinning-Induced Plasticity - TWIP). Recentemente tem havido um aumento do financiamento e da investigação para o desenvolvimento da 3ª Geração de AHSS. São aços com ligas e processamento termomecânico especiais para alcançar melhores combinações de resistência e ductilidade em comparação com as classes atuais, com potencial de união mais eficiente, a custos mais baixos. Normalmente, esses aços combinam austenita retida com uma matriz de bainita ou martensita e, potencialmente, de alguma quantidade de ferrita e/ou precipitados, todos em proporções e distribuições específicas, para desenvolver propriedades aprimoradas [7]. A Figura 4.2 compara as propriedades mecânicas de aços convencionais e AHSS de 1ª, 2ª e 3ª gerações

Referências

- [1] ULSAB Ultra Light Steel Auto Body – Phase 2 Findings, Version 1.02, WorldAutoSteel, 1998.
- [2] Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, Version 5.0, WorldAutoSteel, 2014.
- [3] Porter D.A., Easterling K.E., Phase transformations in metals and alloys (revised reprint), CRC, 2009.
- [4] Hu X. & Feng Z., Advanced High-Strength Steel—Basics and Applications in the Automotive Industry, Oak Ridge National Laboratory, US Department Of Energy, 2021.
- [5] Sarna S.K., Steels for Automotive Applications, 2015.
- [6] Bachman K., Lightweighting still dominates Great Designs in Steel seminar, 2018.
- [7] Advanced High-Strength Steel (AHSS) Definitions, WorldAutoSteel, 2014.

5

Aços Dual Phase

5 Aços Dual Phase

Os aços bifásicos Dual Phase (DP) foram a primeira família de chapas de aço automotivas de alta resistência cuja fabricação envolveu transformações de fase específicas. Estes aços consistem em uma matriz ferrítica contendo martensítica na forma de ilhas (Figura 5.1 (a)). A ferrita é macia e geralmente contínua, conferindo a esses aços excelente ductilidade. A fração volumétrica de martensita pode variar substancialmente dependendo do material e do processamento. A Figura 5.1 (b) mostra a microestrutura do aço DP 980 contendo aproximadamente 60% de martensita e 40% de ferrita. Devido ao processo de produção, uma pequena quantidade de outras fases (bainita e austenita retida) também pode estar presente.

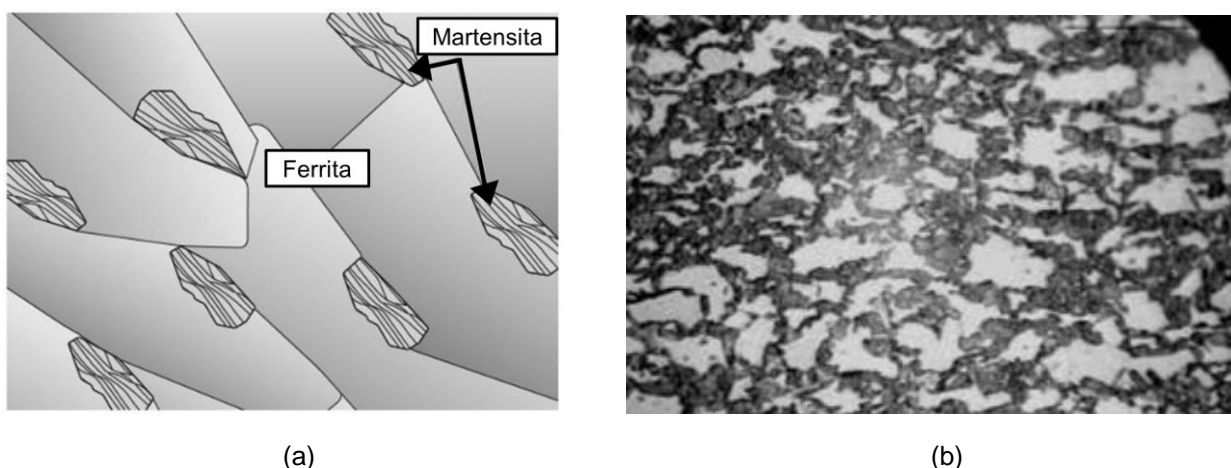


Figura 5.1 (a) Desenho esquemático da microestrutura dos aços DP [1]. (b) Microestrutura do aço DP 980 (1000x) [2].

O projeto de liga dos aços DP é baseado em aproximadamente 0,1% de carbono e 1,5% de manganês, embora varie ligeiramente dependendo do tipo. A Tabela 5.1 lista a composição química e as propriedades mecânicas de diferentes graus de aço dual phase fornecidos pela Thyssenkrupp [3]. Nestes aços, carbono, manganês, cromo, molibdênio, vanádio e boro, adicionados individualmente ou em combinação, aumentam a temperabilidade, permitindo a formação de martensita em taxas de resfriamento práticas. O carbono também é responsável pelo endurecimento por solução sólida da ferrita, assim como o silício e o fósforo. Essas adições são cuidadosamente balanceadas, não apenas para produzir propriedades mecânicas adequadas, mas também para manter a boa soldabilidade.

Tabela 5.1 Composição química (% em massa) e propriedades mecânicas dos aços DP fornecidos pela Thyssenkrupp [3].

Designação	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti + Nb	Cr + Mo	V	B	Cu	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]
DP-W 300Y530T	0,10	0,90	1,50	0,080	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	300-456	630
DP-W 330YS80T	0,11	0,80	1,50	0,085	0,01	0,015-0,1	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	330-456	680-680
DP-W 300Y58QT	0,11	0,80	1,50	0,085	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	300-470	680
DP-K 290Y490T	0,10	0,50	1,80	0,040	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	290-386	490
DP-K 330Y590T	0-13	0,75	2,00	0,040	0,01	0,015-1,6	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	330-436	690
DP-K 330Y590T OH	0,16	0,75	2,00	0,040	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	310-436	690
DP-K 420YS90T	0-18	0,80	2,00	0,040	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	426-600	590
DP-K 440Y780T	0-18	0,50	2,30	0,040	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	440-556	780
DP-K 440Y780T DH	0-18	0,50	2,30	0,040	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	440-556	780
DP-K 440Y780T HHE	0-18	0,50	2,10	0,040	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	440-556	780
DP-K 500Y780T	0-18	0,50	2,10	0,040	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	500-S26	780
DP-K 590Y980T	0-18	0,50	2,30	0,040	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	590-740	980
DP-K 700Y980T	0,10	0,50	2,90	0,040	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	760-856	930
DP-K 780Y1180T	0,20	0,80	2,60	0,040	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	786-960	1180
DP-K 900Y1180T	0,20	0,80	2,60	0,040	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,20	0,005	0,20	900-1070	1180

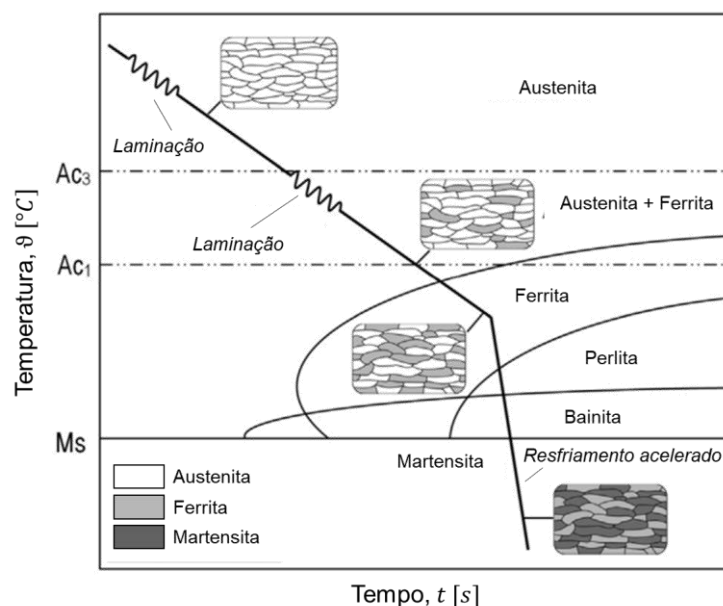


Figura 5.2 Produção de aços DP por laminação a quente [4].

Embora haja uma variação sutil na composição química, os aços listados na Tabela 5.1 exibem uma ampla gama de resistência. A grande variação na resistência deve-se ao processamento do aço. Os aços DP são produzidos por duas rotas distintas de produção. Produtos laminados a quente, são resfriados de maneira controlada a partir da estrutura austenítica após passes sucessivos de conformação (Figura 5.3). Produtos recozidos

continuamente, são resfriados controladamente a partir da estrutura bifásica (ferrita + austenita), laminados a frio e revestidos por imersão a quente. Os parâmetros termomecânicos do processo de fabricação são selecionados e controlados para produzir as propriedades desejadas.

Através do ajuste adequado do processamento termomecânico, os aços bifásicos podem apresentar limite de resistência entre 450 e 1200 MPa [5]. A gama comum de classes DP projetadas para a indústria automotiva é DP 500 a DP 1000. A Figura 5.3 mostra a relação entre limite de resistência e alongamento para os aços DP produzidos pela Thyssenkrupp [3].

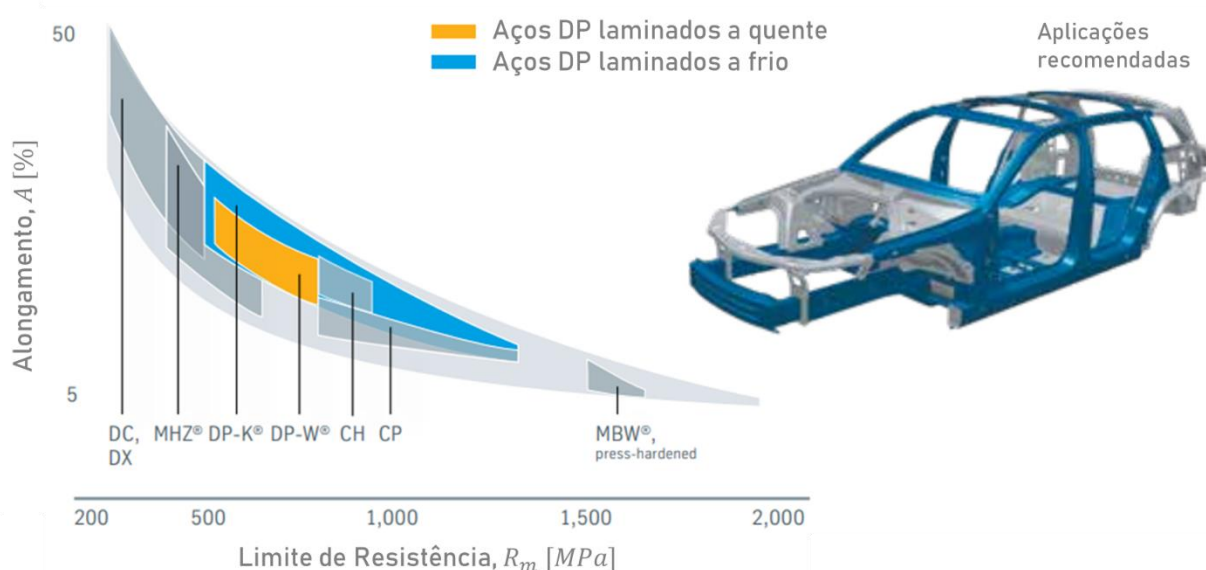


Figura 5.3 Diagrama de propriedades dos aços DP produzidos pela Thyssenkrupp [3].

A ampla gama de resistência nessa categoria de AHSS deve-se, especialmente, à modificação da fração volumétrica de martensita. Como mostra a Figura 5.4, a resistência à tração dos aços DP aumenta com o aumento da fração volumétrica da martensita. Classes de menor resistência têm aproximadamente 20% de martensita. Existe uma relação razoavelmente linear entre a resistência à tração e a ductilidade dos aços DP [6]. A ductilidade dos aços DP é comparável ou melhor que as classes HSLA com resistência à tração semelhante.

As propriedades mecânicas dos aços bifásicos são igualmente afetadas pelo tamanho, morfologia e distribuição das partículas de martensita. Esses fatores devem ser criteriosamente avaliados ao escolher um aço DP para um processo de estampagem específico. Como ilustrado na Figura 5.5, um mesmo grau de DP proveniente de fornecedores diferentes pode exibir características distintas na distribuição e morfologia da martensita.

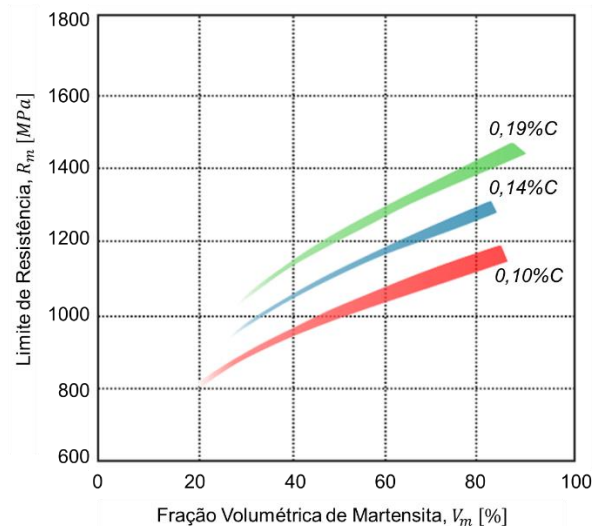


Figura 5.4 Efeito da fração volumétrica de martensita na resistência dos aços DP [7].

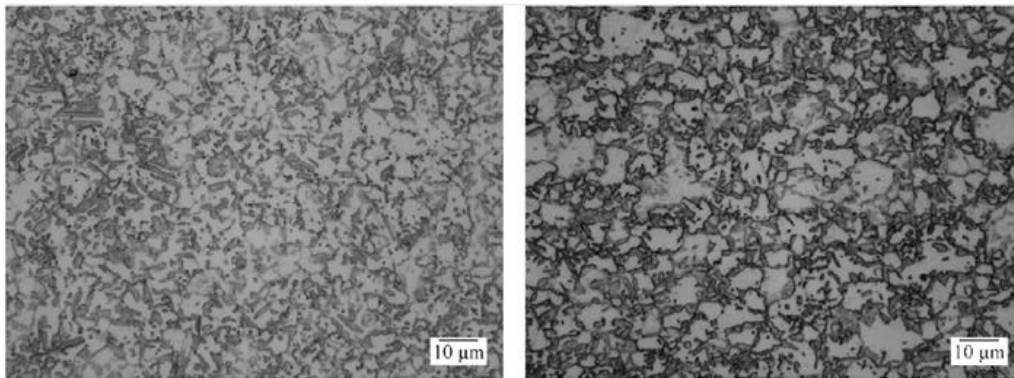


Figura 5.5 Micrografias ópticas do aço DP980 de dois fornecedores distintos.

5.1 Conformação Mecânica dos Aços DP

Quando os aços bifásicos são conformados, a deformação concentra-se na fase de menor resistência (ferrita), ao redor das ilhas de martensita, ocasionando uma alta taxa de encruamento inicial. Essa característica é uma exclusividade desses aços. A taxa de encruamento e o excelente alongamento proporcionam aos aços DP resistência à tração muito mais alta do que os aços convencionais com limite de escoamento semelhante. A Figura 5.6(a) compara os diagramas de engenharia de um aço HSLA e um aço DP de limite de escoamento semelhante. O aço DP apresenta maior taxa de encruamento inicial, maior limite de resistência (R_m) e menor relação $R_{p0,2}/R_m$ do que o HSLA.

A Figura 5.6(b) compara a taxa de encruamento do aço DP 600 com as taxas dos aços convencionais de baixo carbono e HSLA. É possível observar que, especialmente para

pequenas deformações, o encruamento do aço DP é substancialmente maior. Uma taxa de encruamento mais alta significa que, após a conformação, o aço DP tem um nível de resistência ao escoamento mais alto do que o grau HSLA. Esta maior tensão de escoamento é benéfica em parte tanto para a fadiga quanto para o comportamento de colisão, e permite a utilização de materiais de espessura mais fina [9].

O encruamento elevado, característico dos aços DP, reduz progressivamente com o aumento da fração volumétrica da martensita. Como mostra a Figura 5.7, o aumento do volume de martensita diminui o coeficiente de encruamento (n) e, conseqüentemente, o nível de deformação uniforme desenvolvido antes da estricção.

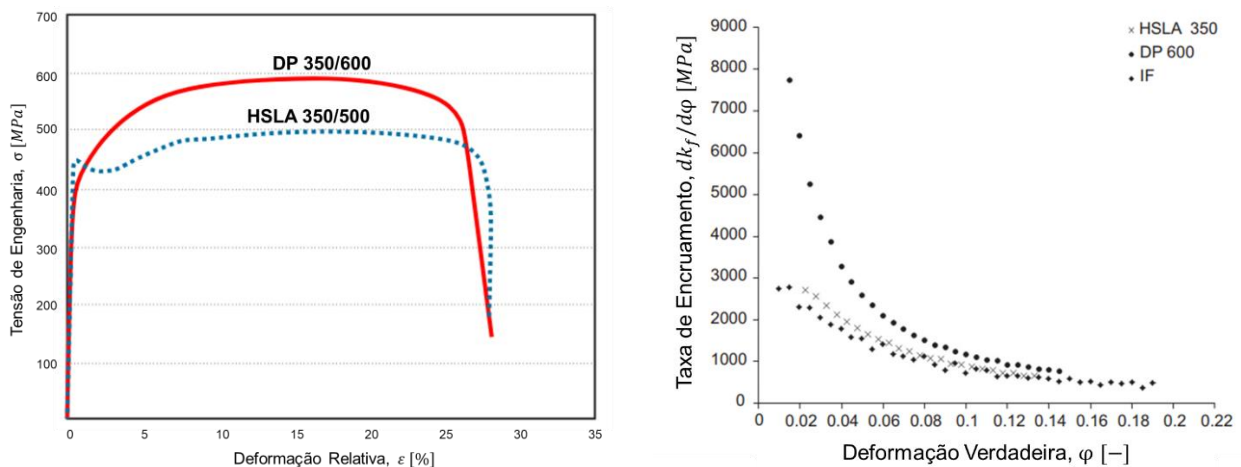


Figura 5.6 (a) Comparação entre os diagramas de engenharia do aço DP 350/600 e o HSLA 350/500 [8]. (b) Taxa de encruamento do aço DP 600 em comparação com os aços convencionais de baixo carbono e HSLA [9].

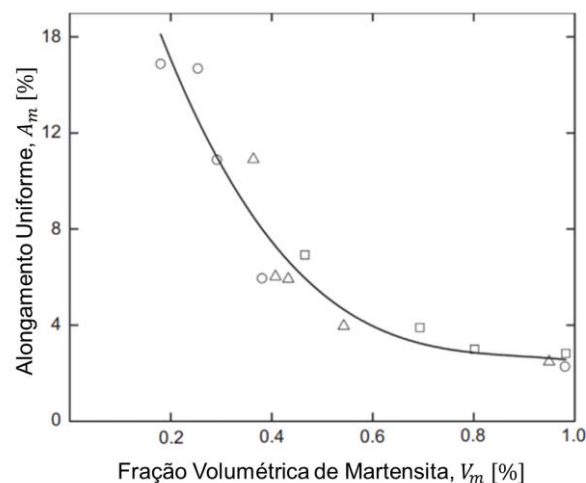


Figura 5.7 Efeito da fração volumétrica de martensita no alongamento uniforme [5].

Como a matriz de ferrita macia é a principal responsável pela deformação, a distribuição ou tamanho das partículas da martensita tem efeito no alongamento uniforme e na resistência

à tração [10], enquanto o tamanho do grão de ferrita pode influenciar o limite de escoamento para uma determinada fração volumétrica de martensita [9]. Foi sugerido que a combinação ideal de resistência e conformabilidade é obtida por uma distribuição muito fina de ilhas de martensita e um tamanho de grão de ferrita muito refinado [10].

A Figura 5.8 mostra a curva limite de conformação (CLC) de diferentes aços dual phase produzidos pela ArcelorMittal [11]. A boa estampabilidade dos aços DP é resultado do encruamento desde o início da deformação, que garante uma distribuição uniforme da deformação e reduz o afinamento localizado.

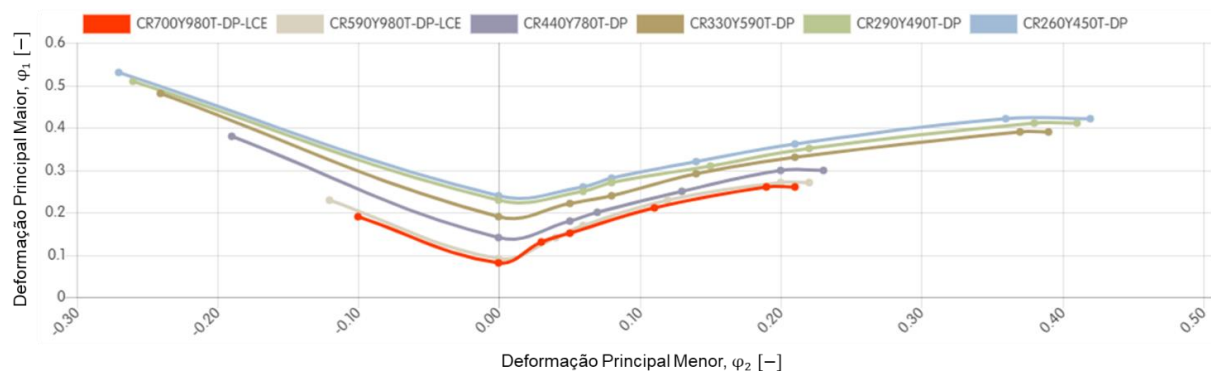


Figura 5.8 Curva limite de conformação de diferentes aços dual phase produzidos pela ArcelorMittal [11].

Aços DP podem ser estampados em ferramentas convencionais, desde que as configurações sejam otimizadas. Devido a resistência superior dos aços bifásicos em comparação com aços HSLA ou macios, prensas com maior capacidade são necessárias. As curvas de escoamento de diferentes graus de aços DP são mostradas na Figura 5.9. É importante destacar que estes aços, especialmente os de qualidade mais elevada, são sensíveis ao retorno elástico. Portanto, a geometria dos componentes deve ser cuidadosamente estudada durante o projeto e definição da sequência de conformação.

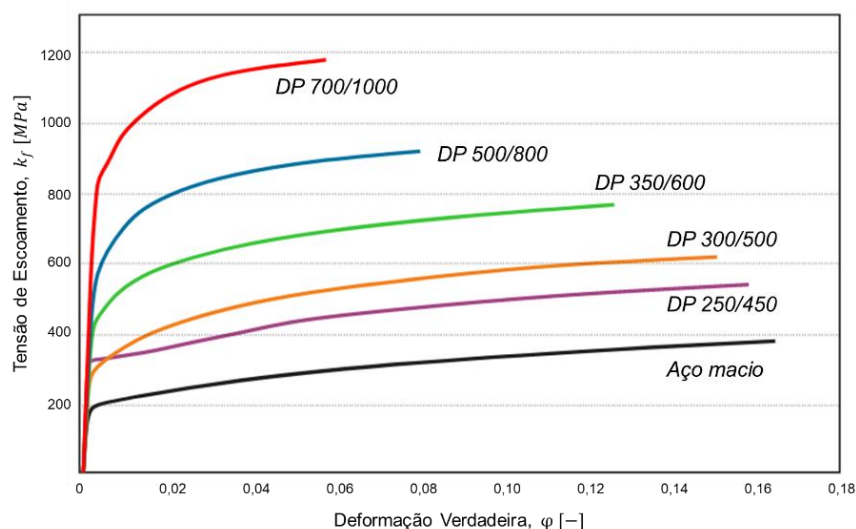


Figura 5.9 Curva de escoamento de diferentes graus de aço dual phase [12].

A flangeabilidade é um atributo crítico dos aços dual phase. Esta característica está intrinsicamente ligada à microestrutura do material (Figura 5.10) A, fração volumétrica, tamanho, morfologia e distribuição dos microconstituintes influenciam fortemente o desempenho do material quando deformado em regiões de borda. Materiais com uma microestrutura que exibe uma resistência uniforme demonstram uma distribuição mais consistente de deformações, resultando em uma maior flangeabilidade.

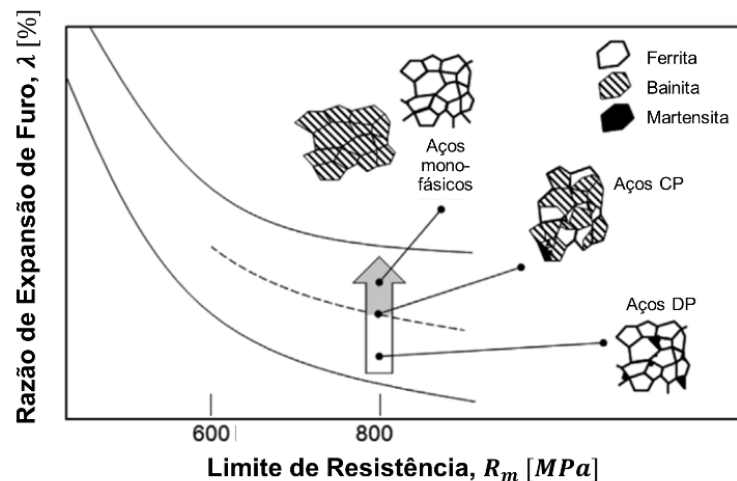


Figura 5.10 Tendência geral da razão de expansão do furo (indicador de flangeabilidade) em função do limite de resistência para classes de aço com base em diferentes conceitos de materiais e microestruturas [13].

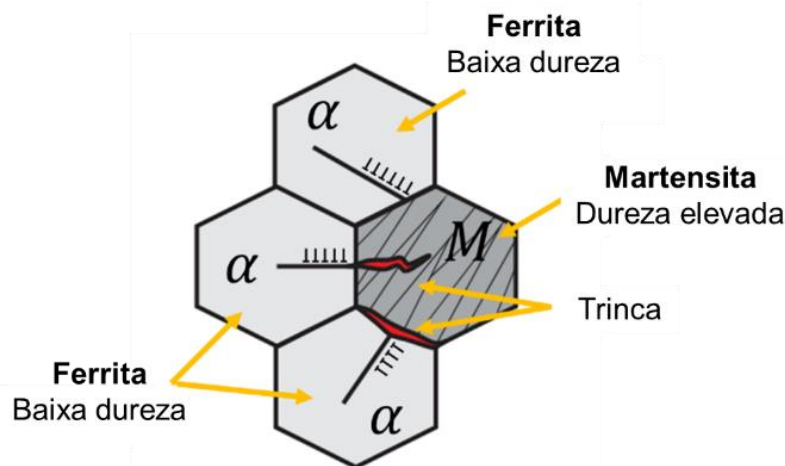


Figura 5.11 Mecanismo de falha de aços DP submetidos a deformações em regiões de borda.

No caso dos aços DP, que exibem uma notável disparidade de dureza entre seus microconstituintes (martensita e ferrita), é comum observar um desempenho inferior nesse aspecto. Isso ocorre devido à concentração de deformações na fase de menor dureza e maior ductilidade, levando ao surgimento de microtrincas na interface ferrita/martensita (Figura 5.11). No entanto, a deformabilidade de borda dos aços DP pode ser aprimorada

ao garantir uma distribuição fina e uniforme das ilhas de martensita. A distribuição fina e uniforme de colônias de martensita fornece mais restrições para a propagação de trincas e, como resultado, a deformabilidade é melhorada [14].

As características de serviço das peças fabricadas a partir de aços DP podem ser melhoradas pelo endurecimento resultante do Bake Hardening (BH). O aquecimento a temperaturas relativamente baixas, após a conformação a frio, além do revenido da martensita, favorece a difusão e a nucleação de precipitados na ferrita [5]. Assim, é possível alcançar um elevado ganho no limite de escoamento durante, por exemplo, o aquecimento para a cura da pintura das peças acabadas. Para uma composição química específica, a extensão do efeito bake hardening depende da quantidade de deformação e do histórico térmico do aço. Como mostra na Figura 5.12 (a), o aumento na temperatura de aquecimento a níveis adequados pode gerar um aumento substancial da resistência dos aços DP [15].

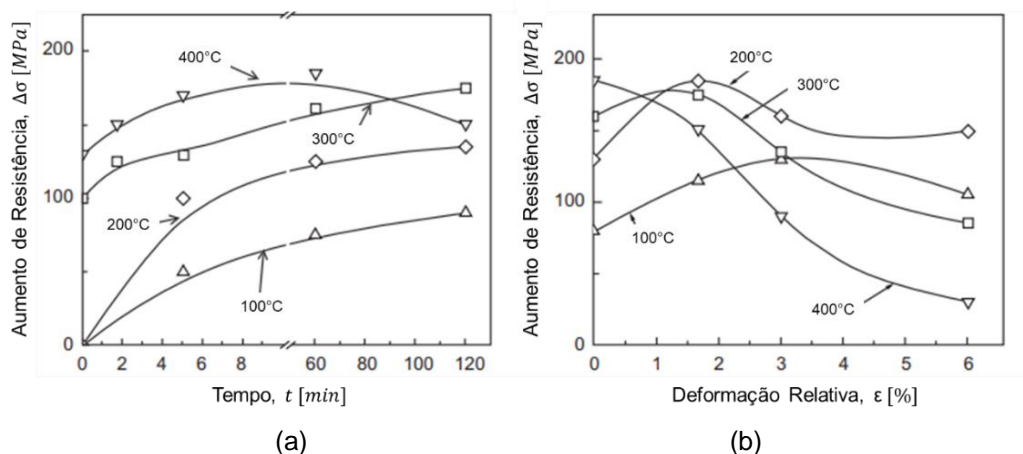


Figura 5.12 Efeito do (a) tempo reaquecimento e (b) da pré-deformação no ganho de resistência de um aço DP 0,08C 1,5Mn 0,5Si [16].

A influência da deformação prévia no efeito bake hardening é mostrado na Figura 5.12(b). Dependendo da temperatura de reaquecimento, a resistência do material pode aumentar ou até mesmo reduzir com o acréscimo de pré-deformação.

5.3 Aplicações dos aços DP

Devido a elevada capacidade de absorção de energia e resistência à fadiga, os aços bifásicos são os aços mais consumidos nos carros existentes. Estes aços são particularmente adequados para a fabricação de peças automotivas estruturais e de segurança (Figura 5.13), como:

- Para-choques;
- Travessas;
- Compartimento de motor;
- Painéis de assoalho;
- Bandejas do subquadro dianteiro;
- Vigas longitudinais;
- Colunas e reforços;
- Longarinas;
- Reforços do amortecedor traseiro;
- Assentos;
- Reforços da soleira;
- Túneis e reforços.

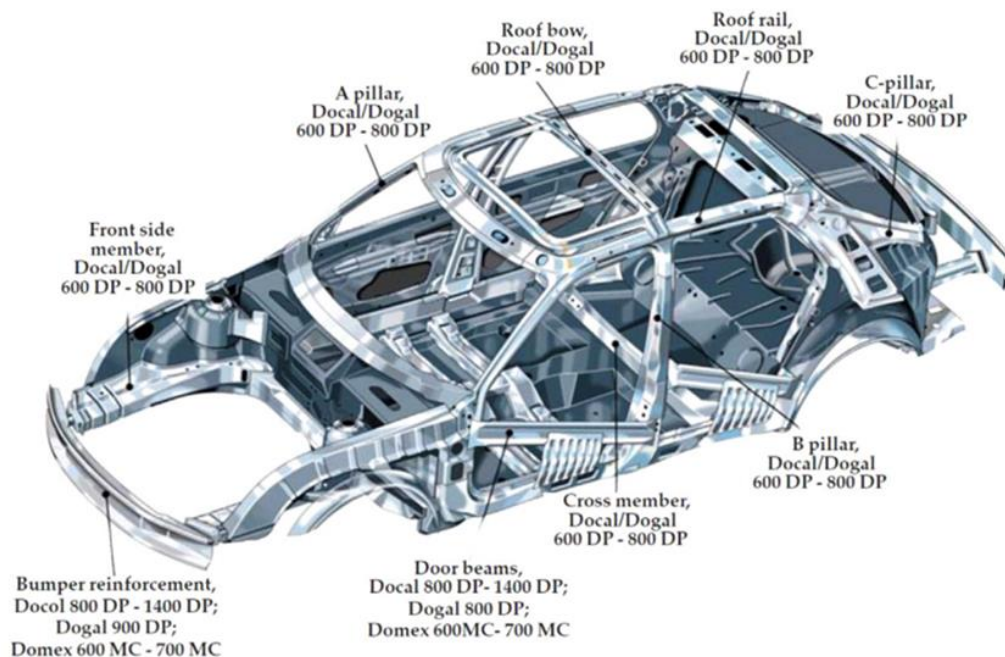


Figura 5.13 Exemplos de peças automotivas fabricadas com vários graus DP da SSAB [17].

O DP 780 produzido pela ArcelorMittal, por exemplo, é utilizado em longarinas de para-choque de 1,6 mm de espessura e reforços da coluna B de 1,2 mm de espessura (Figura 5.14). A ductilidade aprimorada do material permite a estampagem de geometrias complexas, como o perfil da longarina. Além disso, a elevada resistência do material possibilita a redução do peso das peças.



Figura 5.14 Longarinas de para-choque e reforços da coluna B produzidos em DP 780 [11].

Referências

- [1] Dual Phase, WorldAutoSteel, 2014.
- [2] Dual Phase Steels, ArcelorMittal, North American Automotive, 2016.
- [3] DP-W and DP-K Product information for dual phase steels, Thyssenkrupp, 2023.
- [4] Krajewski S., Nowacki J., Dual-phase steels microstructure and properties consideration based on artificial intelligence techniques, archives of civil and mechanical engineering 14, 2014.
- [5] Fonstein F., Dual-phase steels, Automotive Steels, Elsevier, 2017.
- [6] Sakuma, Y., Recent achievements in manufacturing and application of high-strength steel sheets for automotive body structure. In Paper presented at the International Conference on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications, 2004.
- [7] Chen H.-C. & Cheng G.-H., Effect of martensite strength on the tensile strength of dual phase steels, Journal of Materials Science, vol. 24, pp. 1991-1994, 1989.
- [8] Konieczny A., Advanced High Strength Steels – Formability, Great Designs in Steel, American Iron and Steel Institute, 2003.
- [9] Hilditch T.B., Souza T., Hodgson P.D., Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS), Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS), Elsevier, 2015.
- [10] Llewellyn, D. T., & Hudd, R. C., Steels – metallurgy and applications (3rd ed.). Oxford: Butterworth Heinemann, 1998.
- [11] Global Automotive & Mobility Solutions, ArcelorMittal, 2024.
- [12] Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, Version 6.0, WorldAutoSteel, 2017.
- [13] Denks I., Witte M., Pelz C., Improved AHSS Steels for Complex Shaped Components presented at 5th Intern. Conf. on Steels in Cars and Trucks, AmsterdamSchiphol, 2017.
- [14] Krupitzer R.P., Strain aging behavior in continuously-annealed dual-phase steel. In Fundamentals of Dual-Phase Steels, 1981.
- [15] Sugimoto K., Sakaki T., Fukusato T., Miyagawa O., Influence of martensite morphology on initial yielding and strain hardening in a 0.11C-1.36Mn dual-phase steel, J. ISIJ 71 (8) (1985) 7077.
- [16] Terrazas O., Findley K.O., Van Tyne C.J., Influence of martensite morphology on sheared-edge formability of dual-phase steels, ISIJ Int. 57 (2017) 937.
- [17] Olsson K., Gladh M., Hedin J.E., Larsson J., Microalloyed high-strength steels, Adv. High-Strength Steels no. 8, 2006.

6

Aços Complex Phase

6 Aços Complex Phase

Os aços complex phase (CP) consistem em uma microestrutura composta por pequenas quantidades de martensita, austenita retida e perlita, inseridas numa matriz de ferrita/bainita (Figura 6.1 (a)). Devido à complexidade inerente à microestrutura destes aços, em que é extremamente difícil distinguir entre matriz e segunda fase (Figura 6.1 (b)), que estes aços são chamados de aços de “fases complexas”. O aço CP convencional possui uma matriz de ferrítica, enquanto no aço CP bainítico a ferrita poligonal é substituída pela ferrita bainítica [2].

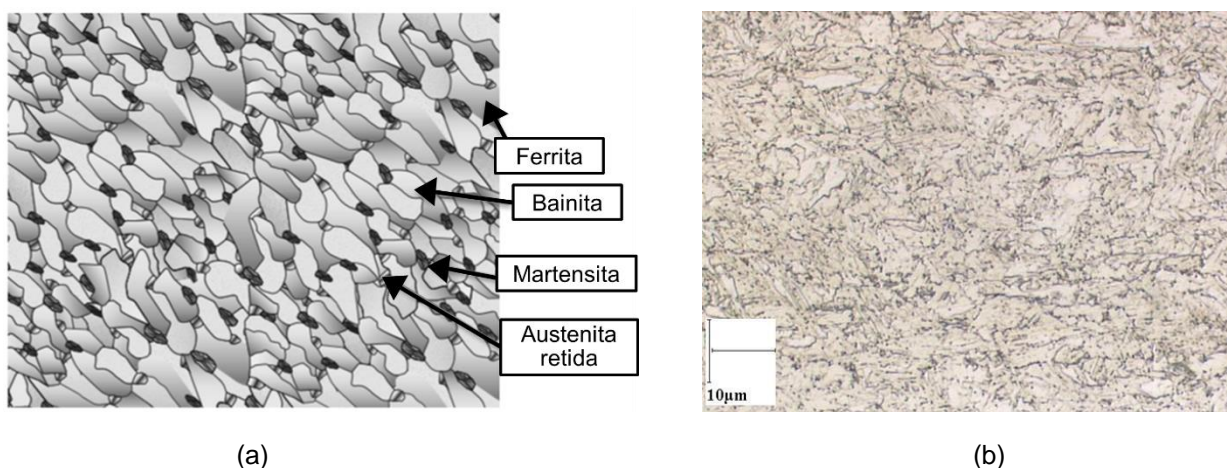


Figura 6.1 (a) Desenho esquemático da microestrutura dos aços CP [1]. (b) Microestrutura do CP 800/1000 laminado a quente [3].

A Tabela 6.1 lista a composição química e as propriedades mecânicas de diferentes graus de aço dual phase fornecidos pela ArcelorMittal [3]. O projeto de liga dos aços CP é baseado em concentrações mais altas de carbono e manganês do que os aços DP, com cerca de 0,15% de carbono e 2% de manganês. Os mesmos elementos de liga encontrados nos aços DP estão presentes para aprimorar a temperabilidade. Além disso, pequenas quantidades de Nb, Ti e/ou V são adicionadas para formar finos precipitados para fortalecer a matriz e inibir o crescimento de grãos durante o processamento.

A rota de processamento de aços CP laminados a quente (Figura 6.2), inclui o passe de acabamento em temperaturas intercríticas controladas, em torno de 780 a 860°C [4]. Após a laminação, o aço é mantido por algum tempo na região de formação de ferrita e, novamente, resfriado rapidamente até a temperatura de enrolamento da bobina. A seleção da temperatura correta de enrolamento é muito importante. Esta temperatura deve ser baixa

o suficiente para permitir que a bainita se forme e refine a microestrutura, mas, ao mesmo tempo, deve ser alta o suficiente para maximizar a formação de precipitados e garantir um endurecimento adequado por precipitação [5].

Tabela 6.1 Composição química (% em massa) e propriedades mecânicas dos aços CP fornecidos pela ArcelorMittal [3].

Designação	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti + Nb	Cr + Mo	B	Cu	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]
CR360Y590T-CP	0,10	0,4	1,6	-	-	-	-	-	-	-	360-440	600-700
CR500Y780T-CP	0,18	1,0	2,5	0,05	0,01	0,015-0,1	0,15	1,00	0,005	0,20	500-650	780-900
CR570Y780T-CP	0,18	1,0	2,5	0,05	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,005	0,20	570-720	780-920
CR780Y980T-CP	0,23	1,0	2,7	0,05	0,01	0,015-1,0	0,15	1,00	0,005	0,20	780-950	980-1140

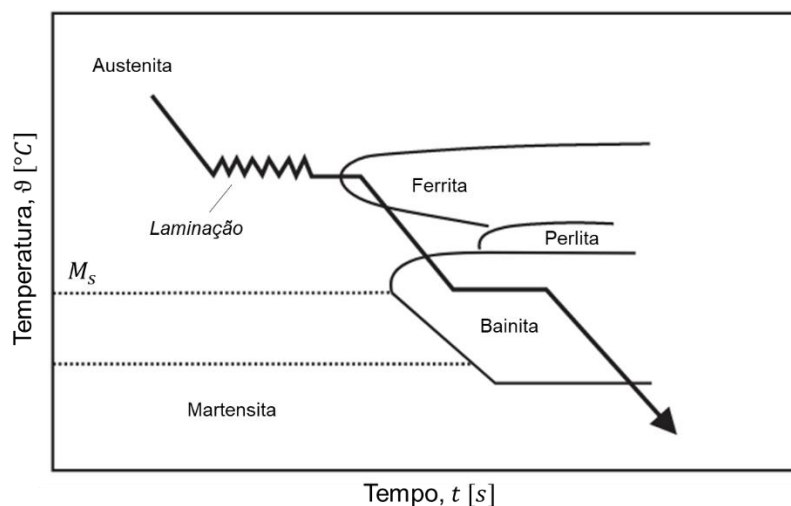


Figura 6.2 Produção de aços CP por laminação a quente [6].

Os aços CP laminados a frio, são produzidos por recozimento intercrítico, seguido de resfriamento rápido a uma temperatura acima de M_s . O aço é mantido nesta temperatura por algum tempo e resfriamento à temperatura ambiente. A fração volumétrica de ferrita é definida pela temperatura e pelo tempo do recozimento intercrítico [7].

6.1 Conformação Mecânica dos Aços CP

A Figura 6.3 mostra a relação entre limite de resistência e alongamento para os aços CP produzidos pela Thyssenkrupp [8]. Os aços CP apresentam uma notável combinação de elevada resistência, com limite de resistência máximo entre 800 e 1200 MPa, juntamente com uma ductilidade relativamente alta, evidenciada por um alongamento de

aproximadamente 7 a 15%. A Figura 6.4 mostra o diagrama de engenharia de diferentes graus de aços complex phase [9].

A microestrutura refinada dos aços CP, combinada com a presença de precipitados e fases duras como a martensita, resulta em um material com alto limite de escoamento. A Figura 6.5(a) mostra curvas de escoamento de aços CP, DP e TRIP com mesmo grau de resistência. Observa-se que embora o aço CP tenha o maior limite de escoamento, sua ductilidade é muito menor que a dos aços DP e TRIP. A diferença nos comportamentos dos três aços pode ser entendida a partir da mudança correspondente nos valores de coeficiente de encruamento (n) com a deformação (Figura 6.5(b)). O aço CP apresenta encruamento moderado, que diminui gradualmente com a deformação. No aço TRIP, o valor de n aumenta significativamente com o aumento da deformação. No caso do aço DP, por outro lado, o encruamento inicial é bastante elevado, mas deteriora-se gradualmente com o aumento da deformação [10].

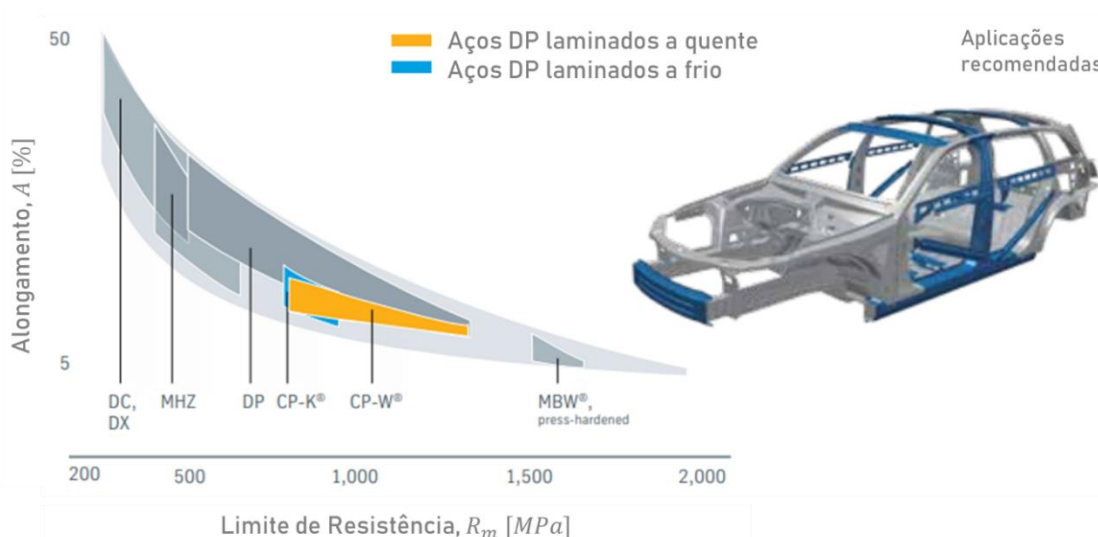


Figura 6.3 Diagrama de propriedades dos aços DP produzidos pela Thyssenkrupp [8].

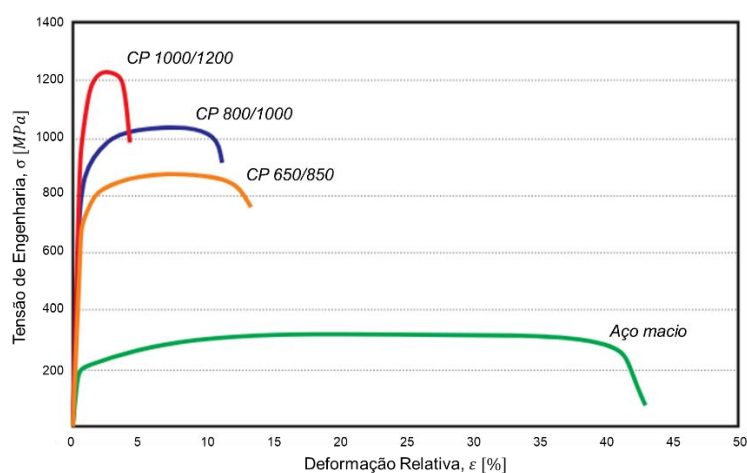


Figura 6.4 Diagrama de engenharia de diferentes graus de aços complex phase [9].

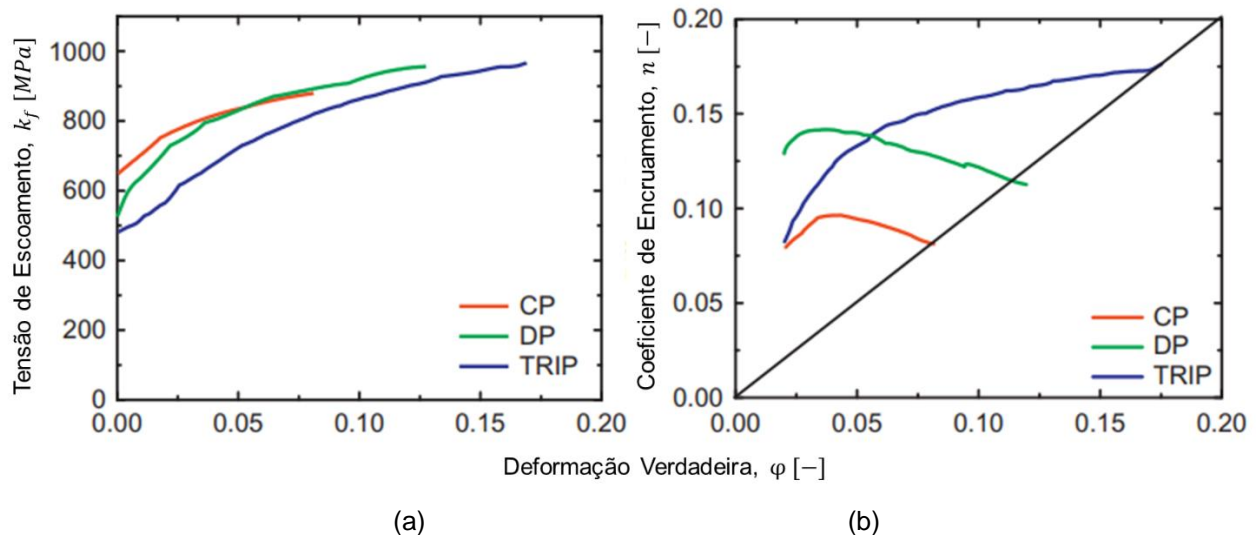


Figura 6.5 (a) Curvas de escoamento de aços CP, DP e TRIP com mesmo grau de resistência. (b) Variação do coeficiente encruamento com a deformação para aços CP, DP e TRIP [10].

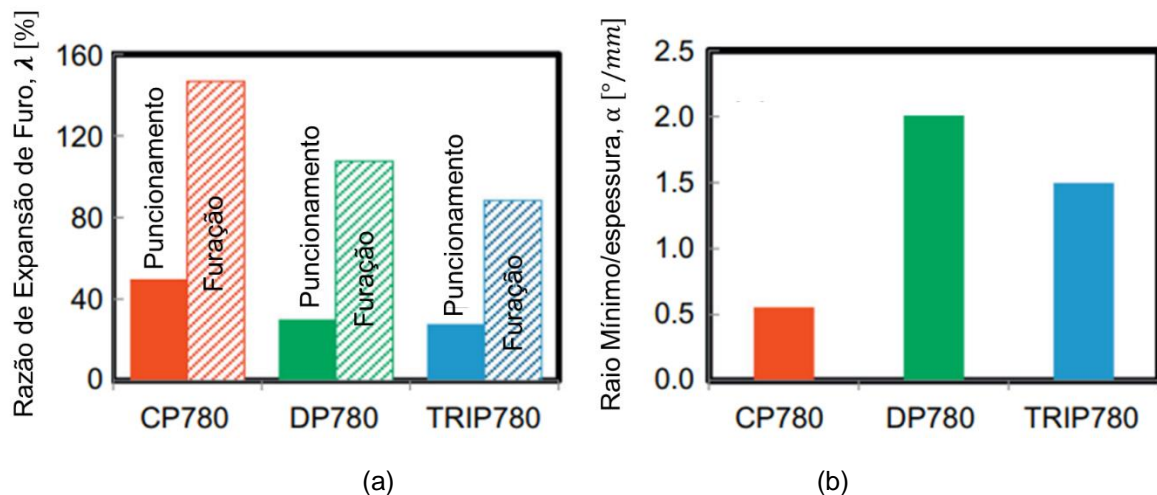


Figura 6.6 (a) Razão de expansão de furo (λ) e (b) raio de curvatura mínimo para aços CP, DP e TRIP de grau de resistência 780 MPa [11].

Os valores de razão de expansão de furo (λ) e do raio de curvatura mínimo para aços CP, DP e TRIP de grau de resistência 780 MPa são mostrados na Figura 6.6. Fica claro que a flangeabilidade e a capacidade de dobramento dos aços CP são muito melhores. Tanto a expansão de furo quanto a flexão envolvem deformações locais muito altas e a falha final em tais operações é controlada pela nucleação e crescimento de vazios. A deformação plástica em uma microestrutura multifásica resulta na distribuição da deformação entre as fases macias e duras, sendo a deformação nas fases macias muito maior. Eventualmente, isso leva à localização de deformações na região da matriz próxima às fases duras, resultando em nucleação e crescimento de vazios nessas regiões. Maior diferença de resistência entre os microconstituintes da microestrutura acelera esse processo. Assim, para aumentar a resistência a fratura, a diferença de dureza entre os microconstituintes do material deve ser baixa. Isto explica o melhor desempenho dos graus CP nos quais uma distinção clara entre matriz e segunda fase não é possível e a diferença de dureza entre os

microconstituintes é bastante baixa. Por outro lado, os aços TRIP e DP apresentam um gradiente de resistência elevado entre os microconstituintes que compõe a microestrutura. Isso resulta em deformações locais muito altas, o que resulta em fácil nucleação de vazios na interface entre a martensita dura e a ferrita macia.

Apesar da elevada resistência ao escoamento, os aços complex phase podem ser conformados usando processos convencionais de estampagem a frio. Contudo, a estampabilidade limitada restringe sua aplicação a geometrias menos complexas. A Figura 6.7 mostra a curva limite de conformação (CLC) de diferentes aços CP produzidos pela ArcelorMittal [3].

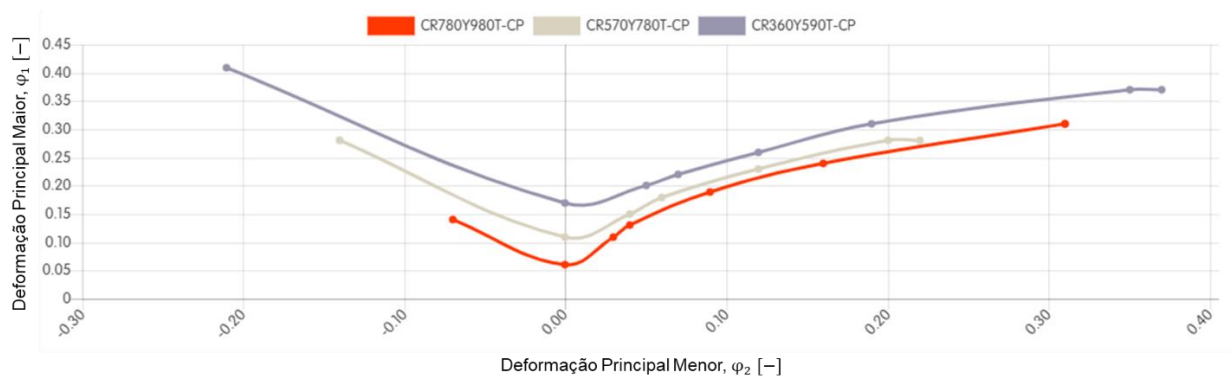


Figura 6.7 Curva limite de conformação de diferentes aços CP produzidos pela ArcelorMittal [3].

6.2 Aplicações dos Aços CP

Devido a elevada absorção de energia, boa flangeabilidade e alta capacidade de dobramento, os aços CP são aplicados em componentes automotivos como:

- Longarinas do chassi;
- Reforços de longarinas e colunas;
- Vigas transversais;
- Vigas do para-lama e para-choque;
- Painéis laterais;
- Reforços do túnel da transmissão.

No passado, os painéis laterais dos carros eram intencionalmente mais espessos para garantir a proteção do condutor, resultando em veículos consideravelmente mais pesados. No entanto, o aço CP minimiza essas desvantagens. Em caso de impacto, os carros fabricados com aço CP mantêm sua forma original de maneira notável em comparação com outros chassis de automóveis, devido à sua alta resistência e à excepcional capacidade de absorção de energia, tudo isso mantendo uma espessura reduzida.

A Figura 6.8 mostra uma travessa de para-choque produzida de CP 1000 (esquerda) e uma barra de impacto lateral fabricada de CP 1000Y800 (direita). Já a Figura 6.9 mostra um flange de assento produzida de CP 600 com 1,5mm de espessura (esquerda) e um braço de suspensão de CP 1000Y800 com 2mm de espessura.



Figura 6.8 Travessa de para-choque produzida de CP 1000 (esquerda) e barra de impacto lateral fabricada de CP1000Y800 (direita) [3].



Figura 6.9 Flange de assento produzida de CP 600 com 1,5mm de espessura (esquerda) e braço de suspensão de CP 1000Y800 com 2mm de espessura [3].

Referências

- [1] Complex Phase, WorldAutoSteel, 2014.
- [2] Kuziak R., Kawalla R., Waengler S., Advanced high strength steels for automotive industry, Arch. Civ. Mech. Eng. 8, 2008.
- [3] Global Automotive & Mobility Solutions, ArcelorMittal, 2024.
- [4] Hashimoto S., Ikeda S., Sugimoto K., Miyake S., Effects of Nb and Mo Addition on the Mechanical Properties of Hot Rolled TRIP-Aided Steel Sheets, International Conference on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications, 2004.
- [5] Sarkar S., Militzer M., Microstructure evolution model for hot strip rolling of Nb-Mo microalloyed complex phase steel, Mater. Sci. Technol. 25, 2009.
- [6] Demeri M.H., Advanced High-Strength Steels-Science, Technology and Applications, ASM International, Materials, 2013.
- [7] Mesplont C., Phase transformations and microstructure-mechanical properties relations in complex phase high strength steels, Faculty of Engineering and Architecture, University of Ghent, 2002.
- [8] CP-W and CP-K Product information for complex phase steels, Thyssenkrupp, 2026.
- [9] Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, Version 6.0, WorldAutoSteel, 2017.
- [10] Sugimoto K. & Mukherjee M., TRIP aided and complex phase steels, Automotive Steels, Elsevier, 2017.
- [11] Spenger F., Hebesberger T., Pichler A., Krempaszky C., Werner E.A., AHSS steel grades: strain hardening and damage as material design criteria, in: J.G. Speer, B. Nelson, R. Pradhan (Eds.), International Conference on New Developments in Advanced HighStrength Sheet Steels, AIST, Orlando, Florida, 2008, pp. 3949.

7 Aços TRIP

Os aços de Plasticidade Induzida por Transformação (Transformation-Induced Plasticity - TRIP) consistem em uma microestrutura de austenita retida inserida em uma matriz de ferrita. Além de 5 a 20% em volume de austenita retida, fases duras como martensita e bainita estão presentes em quantidades variadas (Figura 7.1 (a)) [1]. Na Figura 7.1(b) é mostrado a microestrutura do aço TRIP 700 da ArcelorMittal contendo 10% de austenita retida [2].

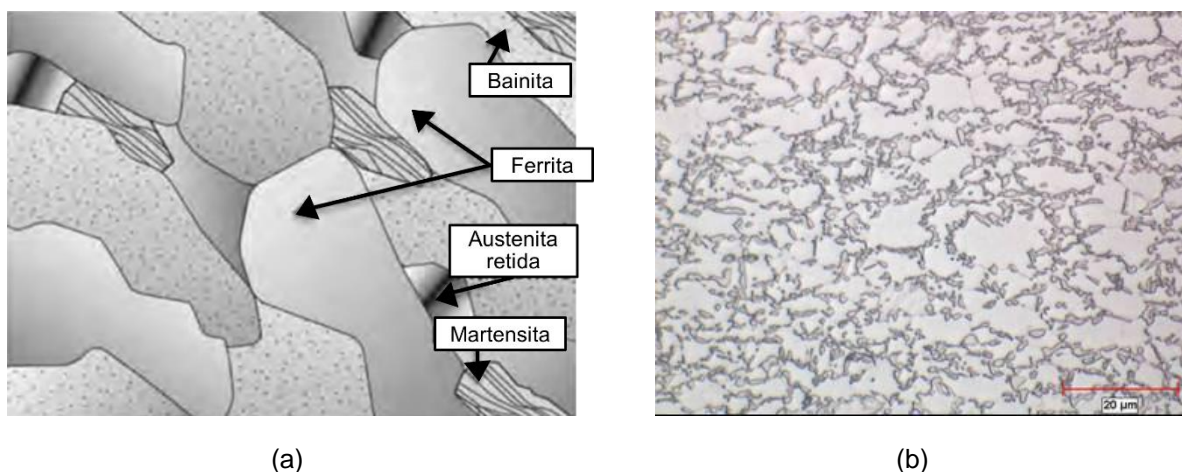


Figura 7.1 (a) Desenho esquemático da microestrutura dos aços TRIP [1]. (b) Microestrutura do TRIP 700 [2].

A Tabela 7.1 lista a composição química e as propriedades mecânicas de diferentes graus de aço TRIP fornecidos pela ArcelorMittal [2]. A composição química de um aço TRIP é baseada em C-Mn, com adições de silício ou alumínio. As concentrações de carbono e manganês são mais altas nos aços TRIP do que nos aços DP, com uma teor de aproximadamente 0,1 a 0,25 de carbono e cerca de 2,0% de manganês. A adição de silício ou alumínio auxilia na supressão da formação de carbonetos durante a transformação bainítica, facilitando assim a rejeição do carbono na austenita [3].

Na fabricação do aço, o principal objetivo é obter a quantidade mínima necessária de austenita retida na microestrutura final à temperatura ambiente. Isto só é possível se a temperatura mais alta na qual a austenita se transforma em martensita, ou seja, a temperatura M_s , for de alguma forma reduzida para um valor abaixo da temperatura ambiente. Considerando a influência significativa do carbono na redução da M_s e o fato do carbono ser a fonte mais barata de estabilização da austenita [4], as rotas do processo são

normalmente concebidas de forma a garantir o enriquecimento de carbono e consequente retenção da austenita à temperatura ambiente. Em geral, é empregado um tratamento térmico em duas etapas, conforme mostrado na Figura 7.2. A primeira etapa do tratamento térmico é realizada na região bifásica (ferrita + austenita) e é chamada de recozimento intercrítico. Durante este tratamento ocorre a recristalização da estrutura laminada a frio, a dissolução das partículas de carbonetos e a formação de austenita. A temperatura e o tempo de tratamento são ajustados para obter aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita [5].

Tabela 7.1 Composição química (% em massa) e propriedades mecânicas dos aços TRIP fornecidos pela ArcelorMittal [2].

Designação	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti + Nb	Cr + Mo	B	Cu	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]
CR400Y690T-TR	0,24	2,0	2,2	0,05	0,01	0,015-2,0	0,2	0,6	0,005	0,20	400-520	690-800
CR450Y780T-TR	0,25	2,2	2,5	0,05	0,01	0,015-2,0	0,2	0,6	0,005	0,20	450-570	780-910

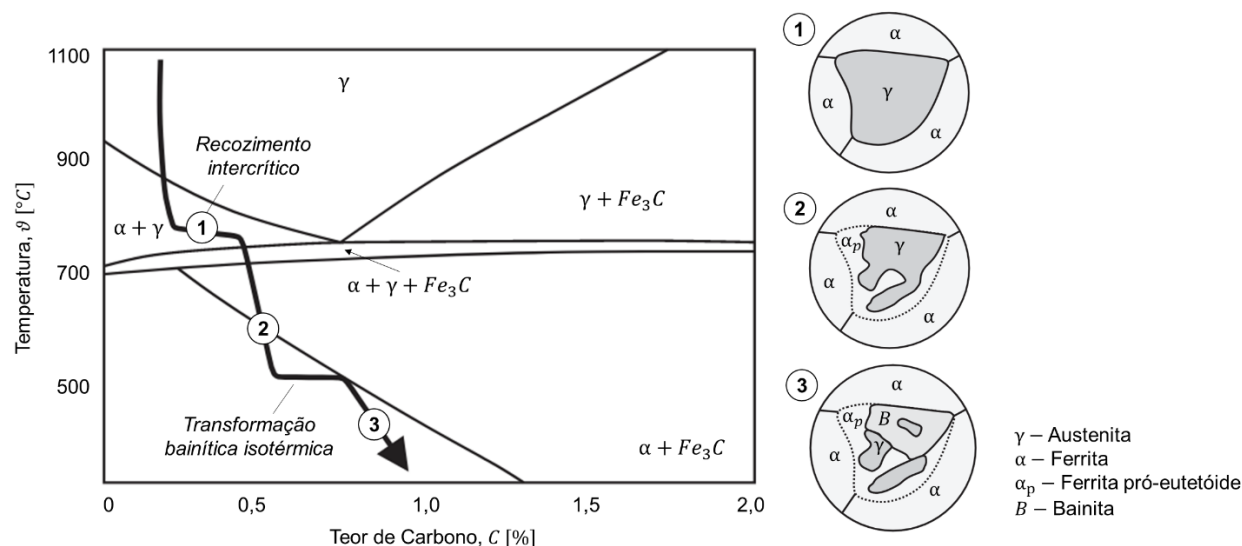


Figura 7.2 Tratamento térmico em duas etapas para produção de aço auxiliado por TRIP [8].

A nucleação e o crescimento da austenita são acompanhados pelo seu enriquecimento de carbono. Contudo, o enriquecimento máximo de carbono não é suficiente para evitar a transformação martensítica no resfriamento. Isto requer um segundo tratamento térmico. Conseqüentemente, o recozimento intercrítico é seguido por um resfriamento rápido (que pode fazer com que alguma austenita se transforme em ferrita pró-eutetóide) até uma temperatura intermediária na qual a transformação final é realizada isotermicamente na região de formação de bainita. Essa etapa é chamada de transformação bainítica isotérmica. Durante a transformação isotérmica, forma-se bainita supersaturada como primeiro produto. Esta supersaturação é aliviada pela partição do carbono na austenita ou pela formação de carbonetos. Alguma quantidade de carbono pode até permanecer na estrutura bainítica recém-formada [6]. Em aços auxiliados TRIP, entretanto, a formação de

carbonetos é restringida pela presença de elementos de liga como Si, Al e P. Portanto, é mais provável que a maior parte do carbono se particione na austenita e, portanto, aumente sua estabilidade [7].

Os aços TRIP podem ser produzidos por laminação a frio ou por laminação a quente, mas a maioria dos aços modernos são geralmente produzidos pela rota de laminação a frio. Neste processo, as chapas são reaquecidas a cerca de 1200°C e depois laminadas a quente. Depois dos passes de laminação a cerca de 950°C, as chapas são resfriadas ao ar e enroladas. A microestrutura neste ponto consiste em ferrita e perlita. As tiras são então laminadas a frio e, posteriormente, reaquecidas até a temperatura intercrítica (780 - 860°C). Após o recozimento intercrítico, as chapas são resfriadas rapidamente até cerca de 450°C e mantidas nesta temperatura para a transformação bainítica isotérmica [9].

No processamento dos aços TRIP laminados a quente, o passe de acabamento ocorre em torno de 780 e 860°C ou, em alguns casos, até mesmo acima da temperatura A_{C3} . Em seguida, ocorre a etapa de enrolamento, que é equivalente à etapa de transformação bainítica isotérmica da rota de laminação a frio. Por fim, o aço é resfriamento ao ar [9].

7.1 Conformação Mecânica dos Aços TRIP

Durante a deformação plástica dos aços TRIP, a austenita retida se transforma progressivamente em martensita. Esse fenômeno é conhecido como efeito TRIP e resulta em um aumento, simultâneo e significativo, da resistência e da ductilidade. A transformação da austenita retida em martensita durante a deformação à temperatura ambiente ou próxima dela desenvolve uma martensita com alto teor de carbono, que aumenta substancialmente a taxa de encruamento e fortalece o material de forma eficaz [10], como mostrado na Figura 7.3.

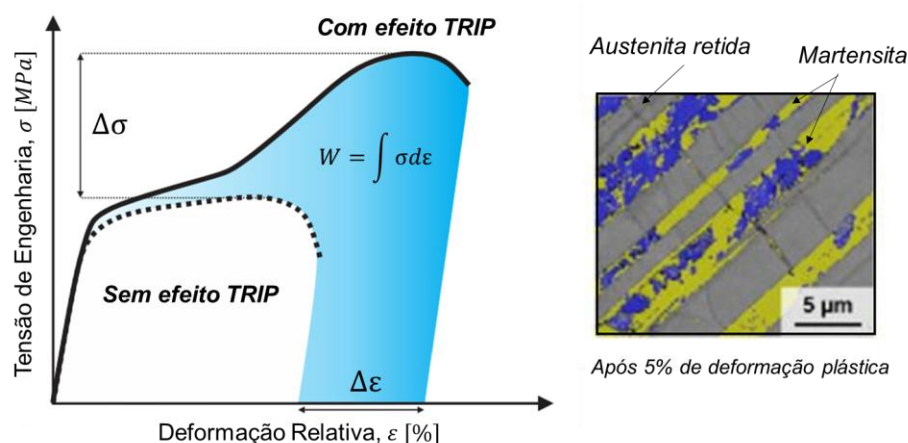


Figura 7.3 Efeito TRIP no diagrama de engenharia e na microestrutura [11].

Com a transformação gradual da austenita para martensita, a ductilidade do material é mantida ou mesmo aprimorada, apesar do aumento da resistência. Durante esse processo de transformação, discordâncias são geradas de forma progressiva, o que contribui para manter o encruamento de maneira constante. O aumento do encruamento faz com que as condições de instabilidade plástica sejam alcançadas em deformações mais elevadas, retardando o início da estricção e resultando em um alto alongamento uniforme. [12]. Esse fenômeno é esquematicamente ilustrado na Figura 7.4.

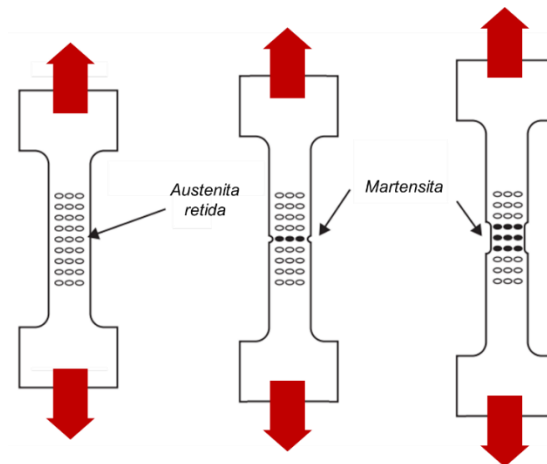


Figura 7.4 Ilustração esquemática do mecanismo de plasticidade induzida por transformação [13].

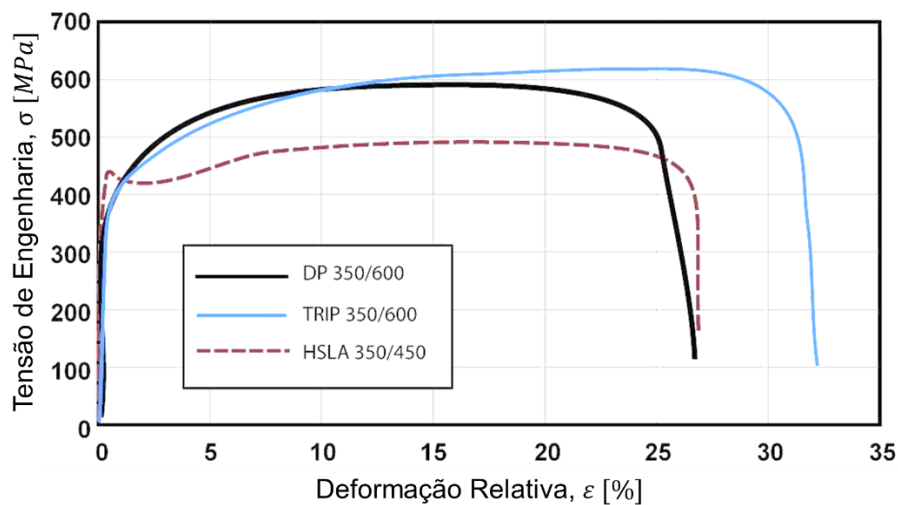


Figura 7.5 Diagrama de engenharia dos aços TRIP 350/600, DP 350/600 e HSLA 350/450 [14].

O teor de carbono da liga altera o nível de deformação no qual ocorre o efeito TRIP. Em níveis mais baixos de carbono, a austenita retida começa a se transformar quase imediatamente após a deformação, aumentando a taxa de encruamento e a conformabilidade durante o processo de estampagem. Com maiores teores de carbono, a austenita retida é mais estável e começa a se transformar apenas em níveis de deformação além daqueles produzidos durante a conformação. Nestes níveis de carbono, a austenita retida se transforma em martensita durante a deformação subsequente, como em um

evento de colisão. Os aços TRIP, portanto, podem ser projetados para fornecer excelente conformabilidade para a fabricação de peças complexas ou para exibir alto endurecimento durante a deformação por colisão, resultando em excelente absorção de energia [1].

Os tipos de aço TRIP disponíveis cobrem a mesma faixa aproximada de limite de resistência dos aços DP, isto é, entre 500 e 1000 MPa. Classes de aço TRIP de maior resistência normalmente possuem mais austenita retida e outros produtos de transformação (bainita e/ou martensita) e, portanto, menos ferrita de baixa resistência. Além do efeito TRIP, durante a deformação, ocorre também a dispersão de fases duras na ferrita, criando uma alta taxa de encruamento, semelhante ao observado nos aços DP. A Figura 7.6 mostra a relação entre limite de resistência e alongamento para os aços TRIP produzidos pela Thyssenkrupp [15].

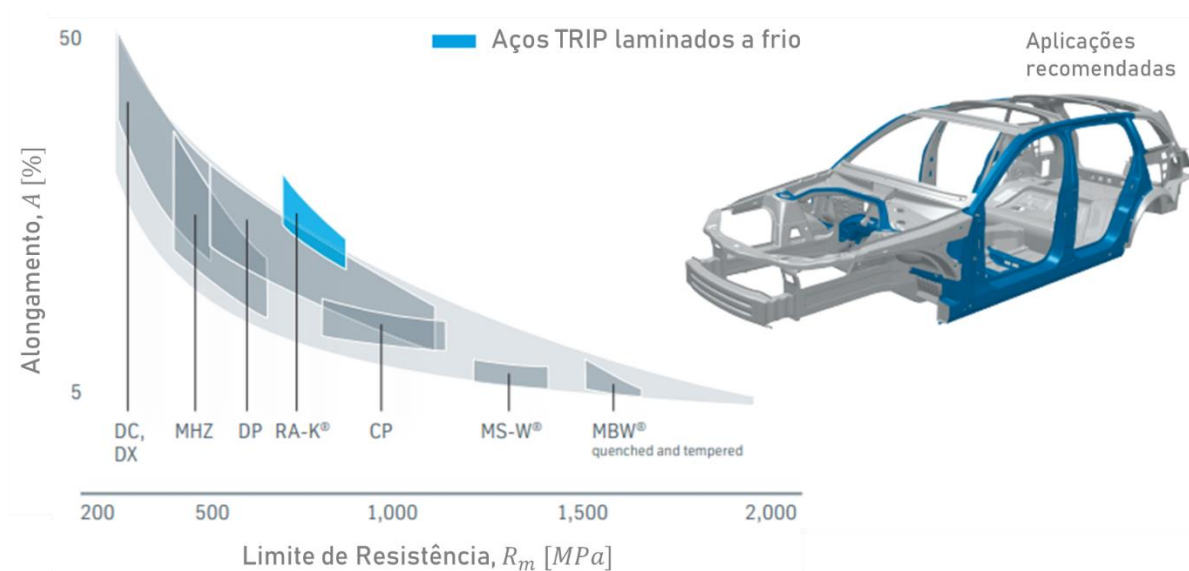


Figura 7.6 Diagrama de propriedades dos aços DP produzidos pela Thyssenkrupp [3].

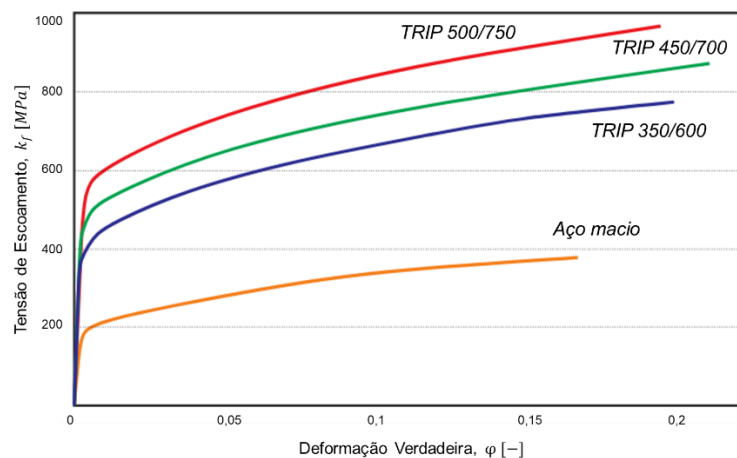


Figura 7.6 Curva de escoamento de diferentes graus de aço TRIP [1].

A Figura 7.5, compara o comportamento mecânico de aços HSLA, DP e TRIP com nominalmente o mesmo limite de escoamento. O aço TRIP tem uma taxa de encruamento inicial mais baixa do que o aço DP, mas a taxa persiste em deformações mais altas, em que o encruamento do DP começa a diminuir. Embora os aços TRIP tenham maior resistência ao escoamento do que os aços DP, para um determinado limite de resistência, eles também apresentam alongamentos maiores. A Figura 7.6 mostra a curva de escoamento de diferentes graus de aços TRIP.

O encruamento dos aços TRIP é substancialmente maior do que o observado nos aços HSS convencionais, resultando em uma conformabilidade por estiramento significativamente aprimorada. Esse aprimoramento na conformabilidade por estiramento é particularmente útil quando os engenheiros projetam peças de geometria complexa. Como o alto valor do coeficiente de encruamento (n) persiste em deformações mais altas nos aços TRIP, proporciona uma ligeira vantagem sobre os aços DP em aplicações de conformação por estiramento mais severas [1]. A Figura 7.7 mostra a curva limite de conformação (CLC) de diferentes aços TRIP produzidos pela ArcelorMittal [2].

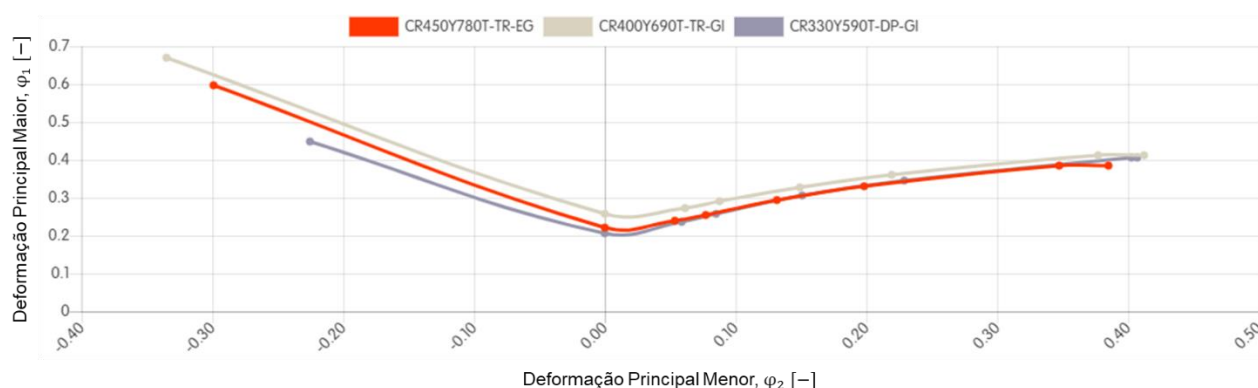


Figura 7.7 Curva limite de conformação de diferentes aços TRIP produzidos pela ArcelorMittal [2].

7.2 Aplicações dos Aços TRIP

À medida que a indústria automobilística valoriza cada vez mais os veículos leves, o aço TRIP tem recebido maior atenção. Ele é utilizado principalmente nas partes internas da carroceria do carro (Figura 7.8), destinadas a absorver choques e impactos, enquanto mantêm a flexibilidade necessária para se ajustar à complexa estrutura interna do veículo. Devido à excelente combinação de resistência e ductilidade, o aço TRIP é uma das opções mais comuns para a fabricação de automóveis de alta resistência na indústria automobilística atual.

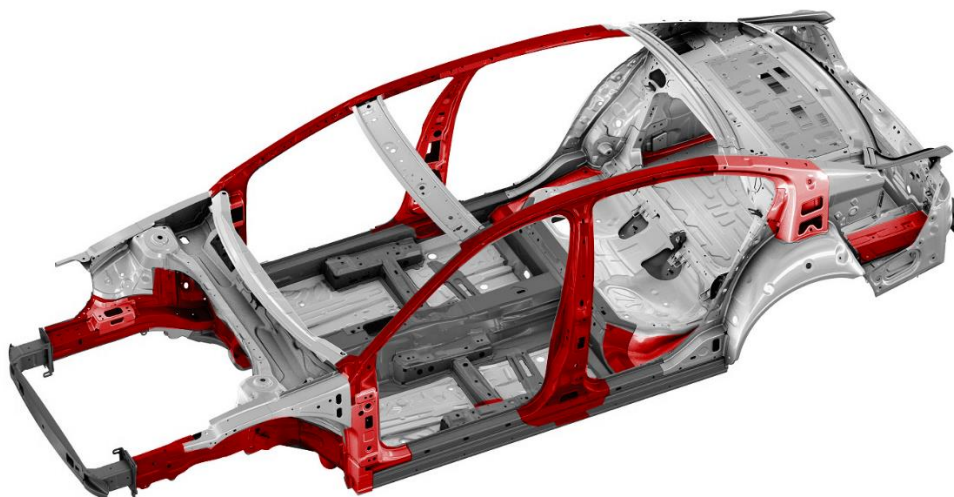


Figura 7.8 Aplicação de aços TRIP na estrutura dos veículos [16].

Referências

- [1] Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, Version 6.0, WorldAutoSteel, 2017.
- [2] Global Automotive & Mobility Solutions, ArcelorMittal, 2024.
- [3] Hilditch T.B., Souza T., Hodgson P.D., Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS), *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, Elsevier, 2015.
- [4] Dual phase and TRIP steels, Niobium information, CBMM/NPC, 1997.
- [5] Hulka K., Bleck W., Papamantellos K., Relationships Between Heat Treatment Conditions, Microstructure and Properties of Niobium Microalloyed TRIP Steel, 41st Mechanical Working and Steel Processing Conference, Iron and Steel Society, 1999.
- [6] Kalish D., Cohen M., Structural changes and strengthening in the strain tempering of martensite, *Mater. Sci. Eng.* 6 (1970) 156166.
- [7] Bhadeshia H.K.D.H., Bainite in Steels, IoM Communications, 2001.
- [8] Sundman B., Jansson B., Andersson J.O., The thermo-calc data bank system, *Calphad* 9, 1985.
- [9] Sugimoto K. & Mukherjee M., TRIP aided and complex phase steels, *Automotive Steels*, Elsevier, 2017.
- [10] Bleck W., Guo X., Ma Y., The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels, *steel research int.* 87, 2017.
- [11] Weidner A., Hangen U.D., Biermann H., Nanoindentation measurements on deformation-induced α' -martensite in a metastable austenitic high-alloy CrMnNi, *steel Philosophical Magazine Letters*, 2014.
- [12] Girault E., Mertens A., Jacques P., Houbaert V., Verlinden B., Humbeeck J.V., Comparison of the effects of silicon and aluminum on the tensile behavior of multiphase TRIP-assisted steels, *Scr. Mater.* 44 (2001) 885892.
- [13] Cooman B.C.D., Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbidefree bainite, *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.* 8 (2004) 285303.
- [14] Konieczny A., Advanced High Strength Steels – Formability, *Great Designs in Steel*, Sponsored by American Iron and Steel Institute, 2003.
- [15] RA-K Product information for retained austenite, Thyssenkrupp, 2016.
- [16] Jong-jae P., Ask an Expert: POSCO GIGA STEEL Opens Door to the Future of the Auto Industry, *Posco Newroom*, 2017.

8

Aços Martensíticos

8 Aços Martensíticos

Os aços martensíticos estão entre os aços de maior resistência disponíveis para as montadoras. Estes aços são caracterizados por uma microestrutura composta principalmente por martensita, mas possivelmente também contendo pequenas quantidades de ferrita e/ou bainita (Figura 8.1).

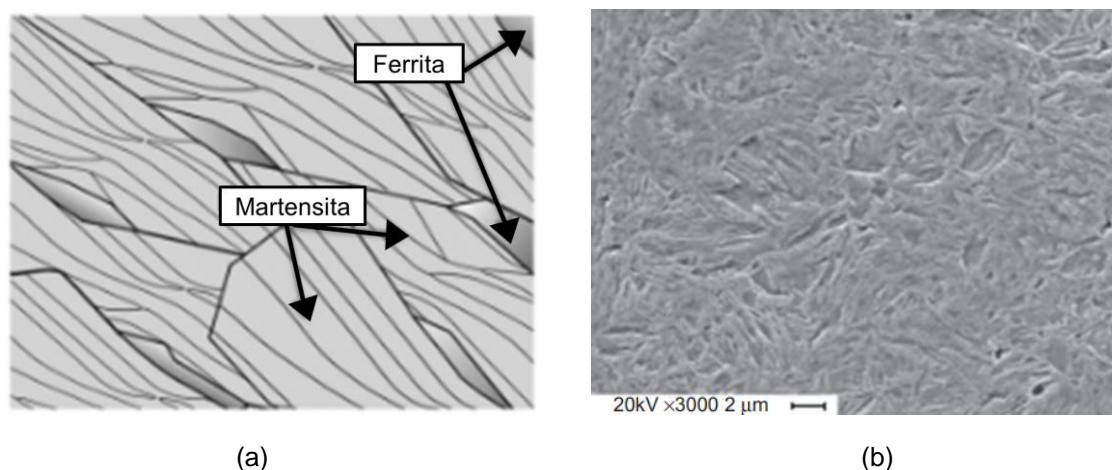


Figura 8.1 (a) Desenho esquemático da microestrutura dos aços martensíticos [1]. (b) Microestrutura do aço martensítico M1200 [2].

A Tabela 8.1 lista a composição química e as propriedades mecânicas de diferentes graus de aço martensítico fornecidos pela ArcelorMittal [3]. O projeto de liga dos aços martensíticos visa o aumento da temperabilidade e, por conseguinte, a redução do tempo de têmpera necessário para atingir uma estrutura totalmente martensítica. O aumento do teor de carbono, na ordem de 0,25%, aumenta a temperabilidade e fortalece a martensita. O teor de manganês também é razoavelmente alto, em torno de 2,0%, e pequenas adições de boro também podem ser incluídas para aumentar ainda mais a temperabilidade. Manganês, silício, cromo, molibdênio, vanádio e níquel também são usados em várias combinações para aumentar a temperabilidade.

Os aços MS estão são produzidos por laminação a quente ou a frio. A têmpera é realizada a partir da temperatura final da laminação a quente ou de recozimento contínuo. Em ambas as situações, a têmpera é realizada quando o material se encontra com a estrutura completamente austenítica. Após a têmpera, esses aços são frequentemente submetidos a revenido para melhorar a ductilidade, de modo que níveis de resistência extremamente

altos podem ser alcançados juntamente com ductilidade adequada para certos processos de conformação [1].

Tabela 8.1 Composição química (% em massa) e propriedades mecânicas dos aços Martensíticos fornecidos pela ArcelorMittal [3].

Designação	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti + Nb	Cr + Mo	B	Cu	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]
MartInsite® 1200	0,13	0,3	2,4	-	-	-	-	-	-	-	950-1200	1200-1400
MartInsite® 1300	0,28	1,0	2,0	0,02	0,025	≥0,010	0,15	1,0	0,01	0,20	1030-1330	1300-1550
MartInsite® 1500	0,28	1,0	2,0	0,02	0,025	≥0,010	0,15	1,0	0,01	0,20	1220-1520	1500-1750
MartInsite® 1700	0,35	1,0	2,0	0,02	0,025	≥0,010	0,15	1,0	0,01	0,20	1350-1700	1700-2000

O aperfeiçoamento da tecnologia de processamento dos aços martensíticos, incluindo a maior taxa de resfriamento possível na têmpera, permite projetar a composição de liga mais pobre. A composição química mais simples torna a soldagem mais fácil e aprimora a resistência à fratura do aço. Essa abordagem tem sido implementada pela SSAB no desenvolvimento dos aços martensíticos DOCOL [4].

8.1 Conformação Mecânica dos Aços TRIP

Aços com microestrutura totalmente martensítica estão associados à maior resistência à tração. Classes de aço MS com limite de resistência variando de 900 a 2000 MPa estão disponíveis comercialmente e níveis de resistência mais elevados estão em desenvolvimento. Estes materiais apresentam alongamento total normalmente em torno de 4 a 7%. A tensão de escoamento varia de 800 a 1350 MPa, o que significa que esses aços têm um encruamento muito baixo. A resistência também está relacionada ao teor de carbono da microestrutura, com o aumento do carbono resultando no aumento da resistência [5]. A Figura 8.2 mostra o diagrama de engenharia de diferentes aços martensíticos.

A Figura 8.3 mostra a variação da estampabilidade em função do aumento de resistência de diferentes classes de aço produzidas pela SSAB [4]. A estampabilidade é representada pelo alongamento e pelo valor de FLD_0 , que corresponde ao valor da deformação principal maior φ_1 quando a deformação principal menor φ_2 é nula (deformação plana). Evidentemente, os aços martensíticos apresentam resistência mais elevada as outras classes de aço. Contudo, a resistência é aprimorada as custas da ductilidade. A estampabilidade limitada dos aços martensíticos é demonstrada na Figura 8.4, que mostra a curva limite de conformação (CLC) de diferentes classes de aço produzidas pela SSAB [4].

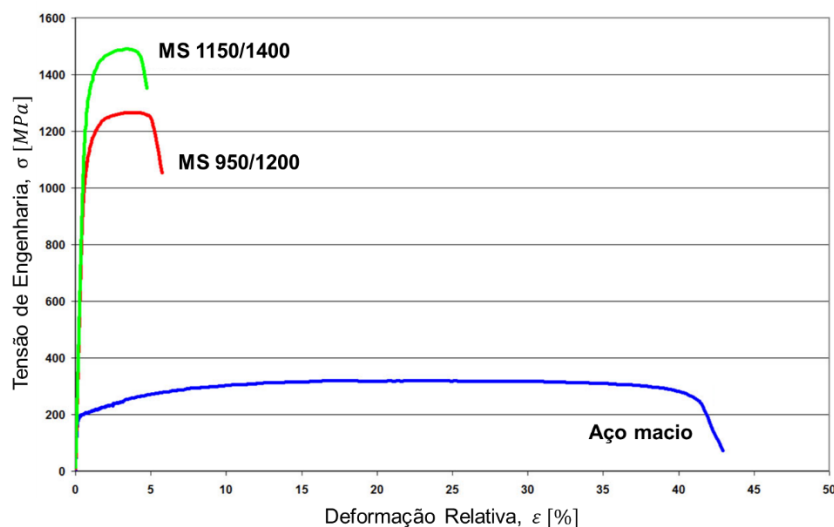


Figura 8.2 Diagrama de engenharia dos aços MS 1150/1400 e MS 950/1200 [1].

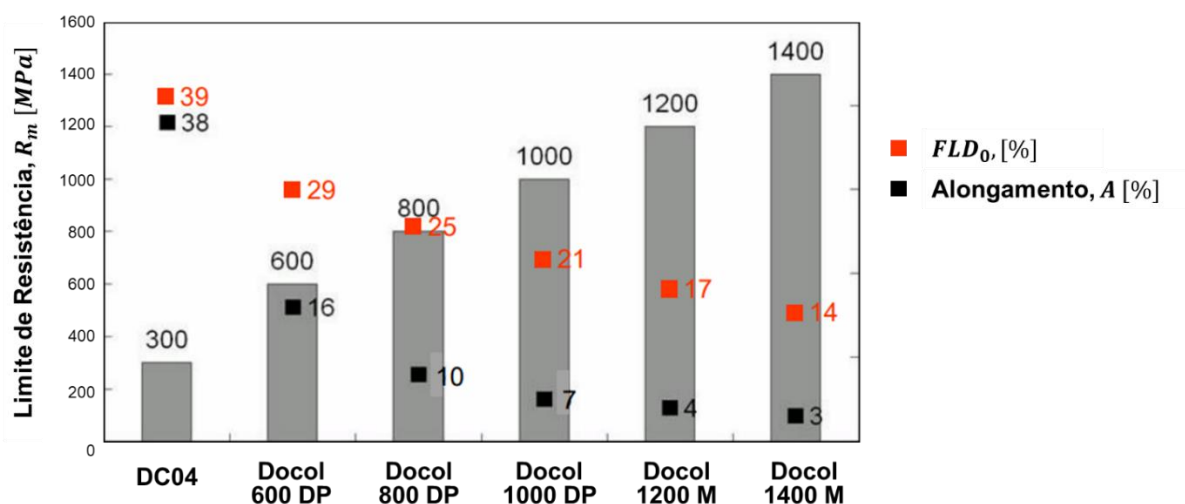


Figura 8.3 Variação da estampabilidade em função do aumento de resistência de diferentes classes de aço produzidas pela SSAB [4].

A estrutura martensítica restringe a capacidade de conformação dos aços MS, limitando sua aplicação em processos de estampagem. Essas classes são mais adequadas para processos de dobra, como na perfilagem. Na perfilagem, é uma vantagem ter uma resistência ao escoamento maior em comparação com a resistência à tração. A abordagem incremental minimiza a localização de deformação, compensa o retorno elástico e permite raios menores do que um processo de dobramento (Figura 8.5). Na estampagem a frio, por outro lado, é melhor que o material possua um limite de escoamento menor para controlar o retorno elástico.

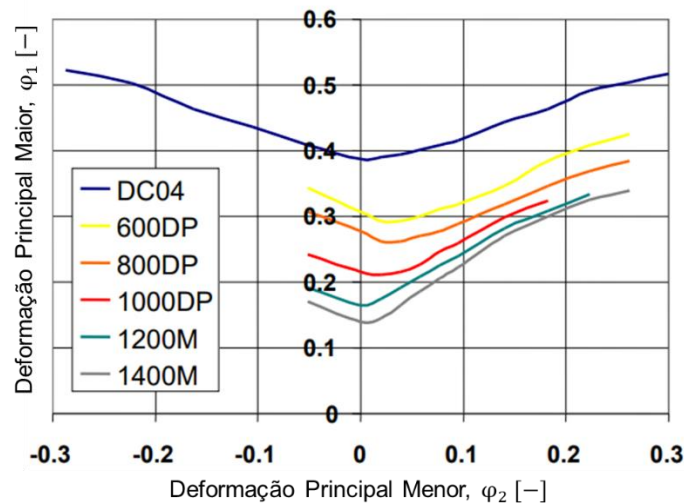


Figura 8.4 Curva limite de conformação (CLC) de diferentes classes de aço produzidas pela SSAB [4].

A estampabilidade limitada restringe a estampagem a frio dos aços MS a geometrias simples. Além disso, devido a elevadíssima resistência, as estratégias de projeto e processamento devem considerar o retorno elástico, bem como eliminar o risco de fratura [1]. Novas tecnologias de materiais e conformação a frio estão em desenvolvimento. Em vez de apenas perfis retos ou curvos feitos por perfilagem, o objetivo é obter componentes estampados de geometria tridimensional [6].

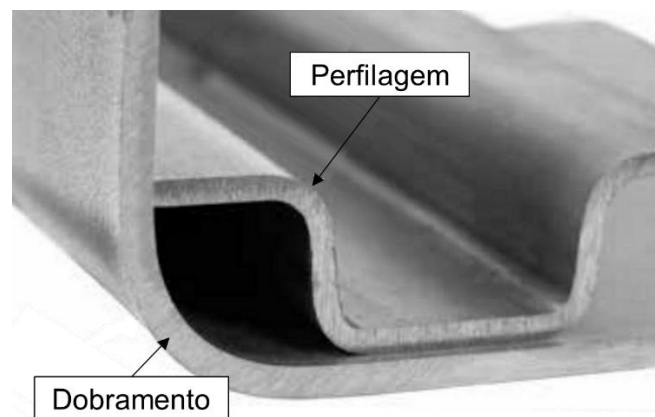


Figura 8.5 Comparação entre o raio mínimo do aço CR1150/1400-MS (2 mm de espessura) através de perfilagem e dobramento [7].

Uma abordagem patenteada conhecida como Stress Reverse Forming™ aprimorou a precisão dimensional no reforço central do teto do Lexus NX 2021, estampado a frio em aço martensítico CR1200Y1470T-MS. O Stress Reverse Forming™ utiliza os princípios do Efeito Bauschinger para reverter a direção das tensões durante um processo de conformação para obter uma peça final mais próxima das dimensões desejadas. As peças são processadas em duas etapas. Primeiro, é gerado um raio de curvatura menor do que

o formato final da peça. Na segunda etapa de conformação, é usada uma ferramenta com raio de curvatura ligeiramente maior que a forma da peça alvo [9].

8.2 Aplicações dos Aços MS

Graças às suas excelentes propriedades mecânicas, os aços martensíticos são particularmente adequados para peças de segurança automotiva devido à resistência ao choque. Os aços MS são aplicados, por exemplo, a componentes de compartimento de segurança como travessas, vigas, vigas de para-choques e reforços [1].

Um exemplo de aplicação dos aços MS são os perfis feitos de aço martensítico de 1700 MPa para aplicações em colunas A/trilhos de teto no Ford Explorer 2020 e no Ford Escape 2020 (Figura 8.6). A aplicação do aço martensítico possibilitou o uso de perfis menores, resultando em melhor visibilidade do motorista e mais espaço interior. A relação resistência/peso melhorou em mais de 50%, o que levou a uma redução global da massa de 2,8 a 4,5 kg por veículo.

Os perfis mostrados na Figura 8.6, são obtidos pelo processo de perfilagem que utiliza rolos sequenciais para alterar gradativamente a geometria das chapas no formato desejado, gerando um perfil consistente ao longo de todo o comprimento.

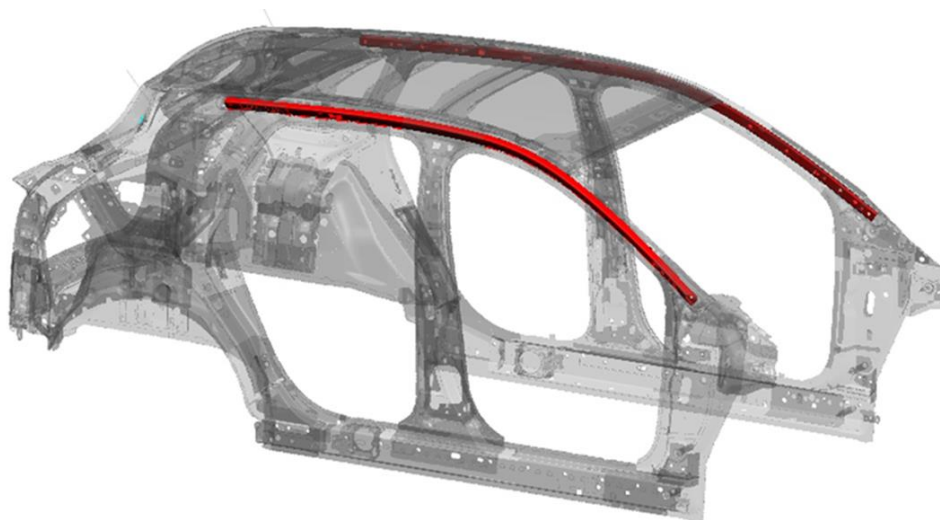


Figura 8.6 Perfis laminados em veículos Ford 2020 usando aço martensítico de 1700 MPa. [9].

Referências

- [1] Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, Version 6.0, WorldAutoSteel, 2017.
- [2] Wang, W., Li, M., He, C., Wei, X., Wang, D., & Du, H., Experimental study on high strain rate behavior of high strength 600–1000MPa dual phase steels and 1200MPa fully martensitic steels. *Materials and Design*, 47, 2013.
- [3] Global Automotive & Mobility Solutions, ArcelorMittal, 2024.
- [4] SSAB – the use of Ultra High-Strength Steels, SSAB, 2016.
- [5] Hilditch T.B., Souza T., Hodgson P.D., Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS), *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, Elsevier, 2015.
- [6] DOCOL - SSAB, disponível on line em: <https://www.ssab.com/en/brands-and-products/docol/automotive-steel-resources/automotive-insights/where-martensitic-ahss-is-headed-for-the-auto-industry> (acesso em março de 2024).
- [7] SSAB, Design Handbook: Structural Design and Manufacturing in High-Strength Steel.
- [8] Tobita S., Shinmiya T., Yamasaki Y., Press Molded Article Manufacturing Method, Patent Assigned to JFE Steel Corporation, International Patent WO 2019/026732, 2019, and European Patent Specification EP3663012, 2022.
- [9] Shape Corp., Press Release, Shape Corp. wins Swedish Steel Prize 2019, 15, 2019.

9 Aços Ferrita-bainita

Os aços FB são uma variação dos aços DP que combina ferrita com bainita como segunda fase em vez de martensita. O endurecimento resulta do refino de grão, da precipitação devido aos elementos microligantes e pela alta densidade de discordâncias inerente a bainita. As propriedades dos aços FB são, portanto, semelhantes às dos aços DP, embora com valores de resistência ligeiramente mais baixos para uma determinada fração volumétrica da segunda fase, devido ao fato de a bainita ser uma fase de menor resistência que a martensita. A Figura 9.1(a) mostra um desenho esquemático da microestrutura do aço ferrita-Bainita, enquanto a Figura 9.1(b) mostra a micrografia do FB 400Y540T.

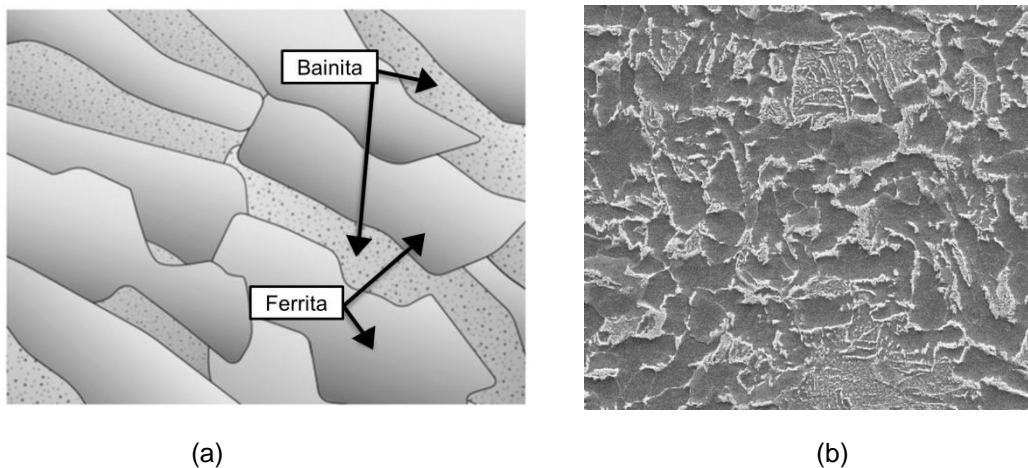


Figura 9.1 (a) Desenho esquemático da microestrutura dos aços ferrita-bainita [1]. (b) Microestrutura do aço FB 400Y540T [2].

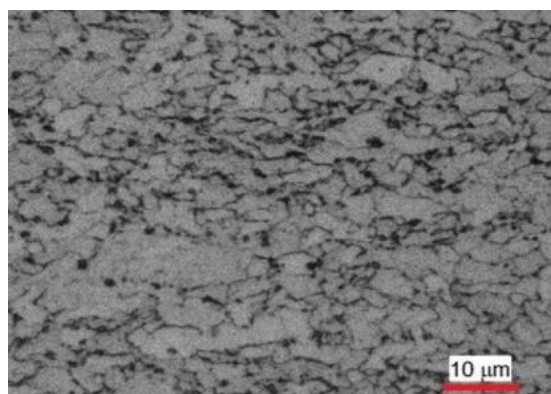
A Tabela 9.1 lista a composição química e as propriedades mecânicas de diferentes graus de aço FB fornecidos pela ArcelorMittal [2]. O projeto de liga dos aços FB é semelhante ao dos aços DP, com adições de elementos de liga para aprimorar a temperabilidade. Além disso, pequenas quantidades de Nb, Ti e/ou V são adicionadas para formar finos precipitados para fortalecer a matriz e inibir o crescimento de grãos durante o processamento.

Os aços FB são produzidos por laminação a quente. Após os passes de laminação, o material é submetido a um recozimento intercrítico, seguido por um resfriamento rápido até uma temperatura intermediária na qual a transformação final é realizada isotermicamente na região de formação de bainita. Por fim, o material é resfriado lentamente até a temperatura ambiente. A fração volumétrica de ferrita e bainita é definida pelo ajuste de

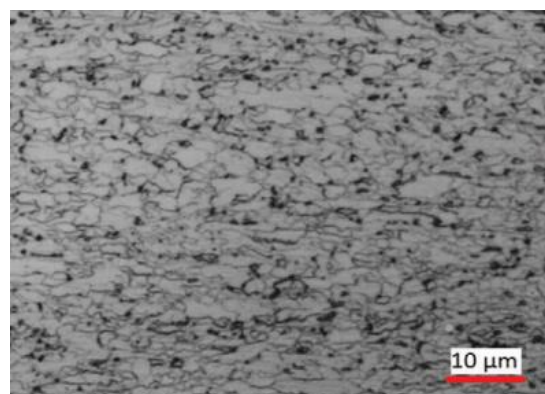
parâmetros de processamento. O balanço entre a fração das fases é controlado para atender a um determinado grau de resistência. A Figura 9.2 mostra a microestrutura dos aços HR 540/590 FB e HR 780 FB. O aço HR 540/590 FB é composto por aproximadamente 85% de ferrita e 15% de bainita, com limite de resistência de 570MPa. Já o HR 780 FB é composto predominantemente por bainita com ferrita poligonal e agregados de martensita/austenita retida dispersos na matriz. Essa microestrutura confere ao HR 780 FB um limite de resistência de 820MPa [3].

Tabela 9.1 Composição química (% em massa) e propriedades mecânicas dos aços ferrita-bainita fornecidos pela ArcelorMittal [2].

Designação	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti + Nb	Cr + Mo	B	Cu	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]
HR300Y450T-FB	0,18	0,5	2,0	0,05	0,01	0,05-2,0	0,15	1,0	0,01	0,20	300-400	450-550
HR400Y540T-FB	0,18	0,5	2,0	0,05	0,01	0,05-2,0	0,15	1,0	0,01	0,20	400-490	540-610
HR460Y560T-FB	0,18	0,5	2,0	0,05	0,01	0,05-2,0	0,15	1,0	0,01	0,20	460-530	560-640
HR440Y580T-FB	0,18	0,5	2,0	0,05	0,01	0,02-2,0	0,15	1,0	0,01	0,20	440-600	580-700
HR480Y590T-FB-HHE	0,18	0,5	2,0	0,05	0,01	0,02-2,0	0,15	1,0	0,01	0,20	480-600	590-670



(a)



(b)

Figura 9.2 Microestrutura do aço (a) HR 540/590 FB e (b) HR 780 FB [3].

9.1 Conformação Mecânica dos Aços FB

Os aços FB cobrem uma faixa de limite de resistência de aproximadamente 500 a 900MPa, com um alongamento total correspondente de 10 a 30%. A Figura 9.3 mostra a relação entre limite de resistência e alongamento para os aços FB produzidos pela Thyssenkrupp [4].

Os aços FB foram desenvolvidos principalmente para aplicações de estiramento de borda, onde os aços DP e TRIP podem resultar em baixa conformabilidade devido à fratura prematura, particularmente para arestas cisalhadas [5]. A ArcelorMittal oferece uma classe

HR480Y590T-FB-HHE (High Hole Expansion), que é recomendada para peças com requisitos de estampabilidade de borda cisalhada. A Figura 9.4 mostra um exemplo de comportamento de expansão do furo de acordo com a norma ISO para classes FB 590 e FB 590 HHE.

A melhor estampabilidade local dos aços FB se deve à microestrutura refinada, às diferenças de dureza relativamente baixas dentro da estrutura e à menor probabilidade de formação de trincas na bainita durante as operações de cisalhamento. As características microestruturais também levam a uma melhor resistência à fadiga em relação à resistência à tração.

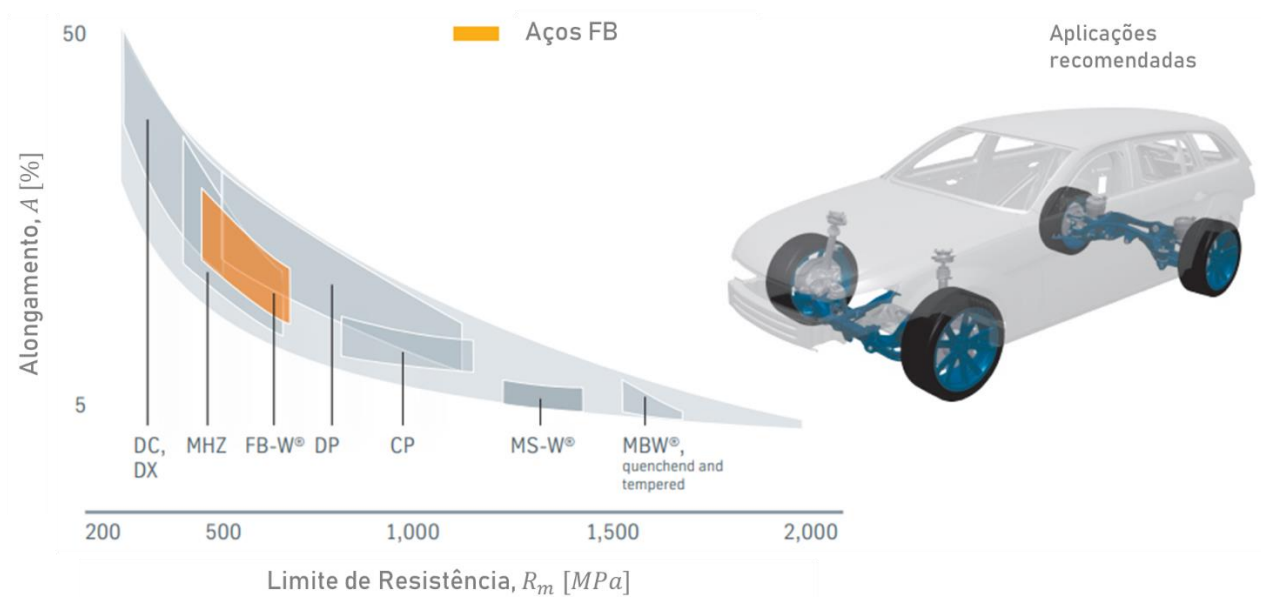


Figura 9.3 Diagrama de propriedades dos aços FB produzidos pela Thyssenkrupp [4].

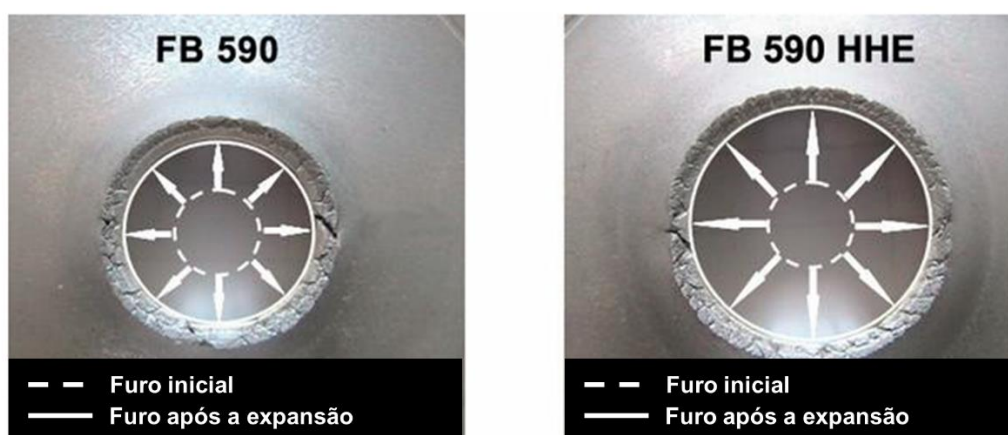


Figura 9.4 Comportamento de expansão do furo de acordo com a norma ISO para classes FB 590 e FB 590 HHE [2].

Comparados aos aços HSLA com o mesmo nível de resistência, os aços FB apresentam um maior coeficiente de endurecimento (n) e maior alongamento total [1]. A Figura 9.5 compara o aço FB 450/600 com o aço HSLA 350/500. Em comparação com os aços DP laminados a quente com resistência à tração comparável, os aços FB possuem relação $R_{p0,2}/R_m$ mais alta, ou seja, o limite de escoamento é correspondentemente mais alto. Em operações de estampagem profunda e conformação por estiramento, isso leva a um nível de conformação ligeiramente inferior ao dos aços DP correspondentes.

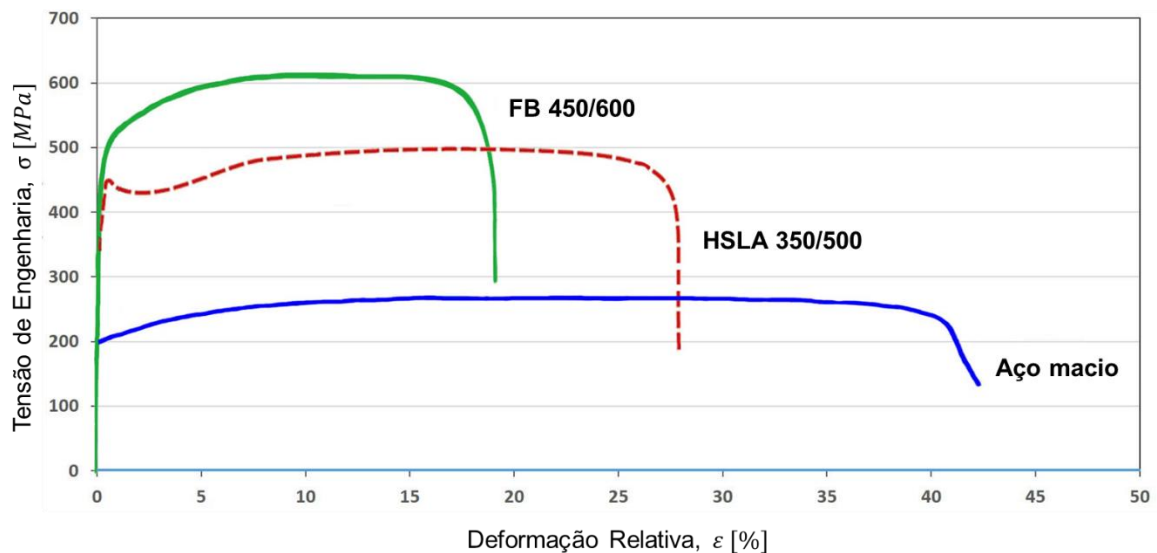


Figura 9.5 Diagrama de engenharia dos aços FB 450/600 e HSLA [1].

Apesar da alta resistência, os aços ferrita-bainita normalmente apresentam boa estabilidade. A Figura 9.6 mostra a curva limite de conformação (CLC) de diferentes aços FB produzidos pela ArcelorMittal [2].

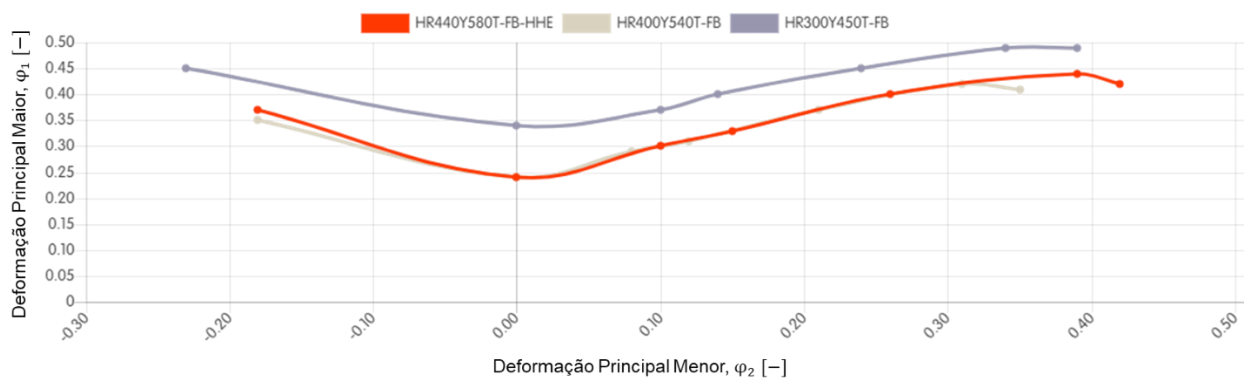


Figura 9.6 Curva limite de conformação de diferentes aços FB produzidos pela ArcelorMittal [2].

9.2 Aplicações dos Aços FB

Devido ao bom desempenho em fadiga e a conformabilidade, os aços FB podem ser encontrados em muitas aplicações automotivas, como peças de suspensão, rodas, vigas e travessas. A Figura 9.7 mostra exemplos de uma travessa do assento em HR460560T-FB-GI Extragal ® de 1,8 mm de espessura e um braço de suspensão em Extragal ® HR460560T-FB-GI de 4 mm de espessura [2].



Figura 9.7 Travessa do assento em HR460560T-FB-GI Extragal ® de 1,8 mm de espessura (esquerda) e braço de suspensão em Extragal ® HR460560T-FB-GI de 4 mm de espessura [2].

Referências

- [1] Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, Version 6.0, WorldAutoSteel, 2017.
- [2] Global Automotive & Mobility Solutions, ArcelorMittal, 2024.
- [3] Hot Roll Ferrite-Bainite Steels, ArcelorMittal, 2022.
- [4] FB-W Product information for ferritic-bainitic phase steels, Thyssenkrupp, 2016.
- [5] Hilditch T.B., Souza T., Hodgson P.D., Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS), Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS), Elsevier, 2015.

10

Aços Endurecidos por Prensagem

10 Aços Endurecidos por Prensagem

Os aços endurecidos por prensagem (Press Hardening Steels - PHS), também conhecidos como aços ao boro, são materiais que possuem uma microestrutura inicial ferrítico-perlítica (conforme mostrado na Figura 10.1 (a)). Após o processo de estampagem a quente, esses aços apresentam uma microestrutura fundamentalmente martensítica (conforme ilustrado na Figura 10.1 (b)). Essa microestrutura final é semelhante à dos aços de média resistência (MS).

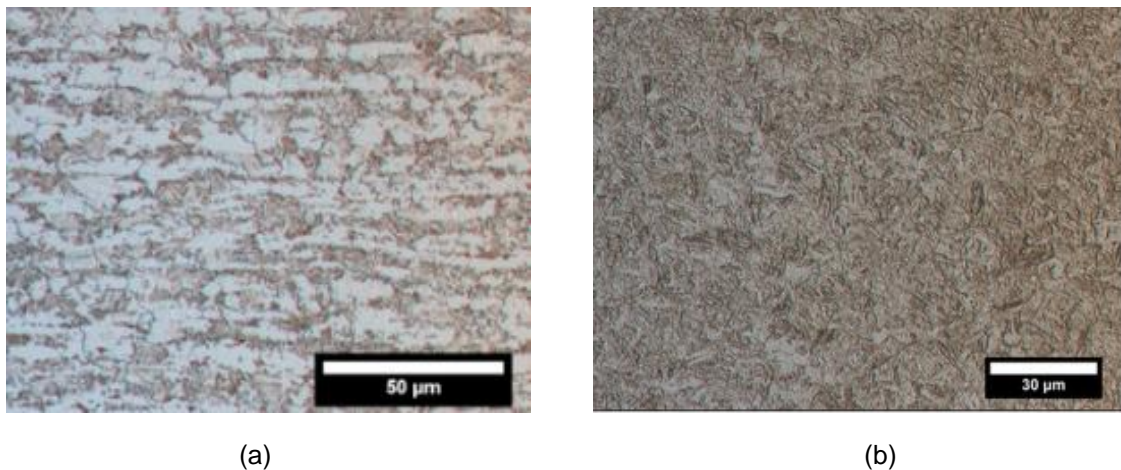


Figura 10.1 (a) Microestrutura do aço 22MnB5 na condição laminada e (b) após a estampagem a quente [1].

Os aços endurecidos por prensagem (Press Hardening Steels - PHS) devem possuir uma temperabilidade adequada para permitir a transformação martensítica completa durante o processo de estampagem a quente. Para isso, a composição química dos materiais é ajustada de forma a evitar transformações difusionais indesejadas.

O diagrama CCT fornece uma previsão de como um PHS pode obter uma microestrutura martensítica após o resfriamento ao ar. Na Figura 10.2, é apresentado um diagrama CCT para o PHS 22MnB5, projetado com diferentes curvas de resfriamento [5]. Esse diagrama é essencial para entender e controlar o processo de transformação durante o tratamento térmico dos aços, auxiliando na obtenção das propriedades desejadas para o material.

O diagrama CCT é dividido em três curvas C que representam as transformações em ferrita, perlita e bainita. Para que um aço atinja uma microestrutura completamente martensítica, é crucial evitar a transformação para outras fases. Isso implica que a curva de resfriamento não deve cruzar as regiões de formação de ferrita, perlita e bainita. A taxa de resfriamento mínima necessária para alcançar uma microestrutura 100% martensítica é chamada de

taxa de resfriamento crítica, que, no caso do 22MnB5, é de 27 °C/s. Este valor representa a velocidade de resfriamento necessária para garantir a formação completa de martensita e, portanto, obter as propriedades desejadas para o aço endurecido por prensagem.

Elementos que aumentam a temperabilidade do aço, deslocam as curvas C para a direita, favorecendo a formação de martensita. Nos aços PHS, B, Mn e Cr são adicionados para esse fim. A adição do boro (entre 0,002% e 0,005%) é fundamental para a obtenção de uma microestrutura totalmente martensítica em um processo típico de estampagem a quente. O Mn ainda possibilita a redução da temperatura de austenitização. Isso é importante, pois permite economizar energia e reduzir a emissão de carbono durante o aquecimento da chapa. O teor de carbono é mantido em níveis baixos para não deteriorar a soldabilidade. A Tabela 8.1 lista a composição química e as propriedades mecânicas (após a estampagem a quente) de diferentes graus de PHS fornecidos pela SSAB [2-4].

Tabela 10.1 Composição química (% em massa) e propriedades mecânicas dos aços endurecidos por prensagem fornecidos pela SSAB [2-4].

Designação	C	Si	Mn	P	S	Cr	B	Nb+Ti	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]
Docol PHS CR 1500	0,2-0,25	0,15-0,35	1,00-1,35	0,025	0,005	0,35	0,002-0,005	-	1200	1590
Docol PHS CR 1800	0,27-0,33	0,15-0,35	1,00-1,45	0,025	0,01	0,35	0,0008-0,005	-	1300	1800
Docol PHS CR 2000	0,30-0,38	0,15-0,35	1,10-1,50	0,025	0,005	0,35	0,001-0,005	0,2	1380	2040

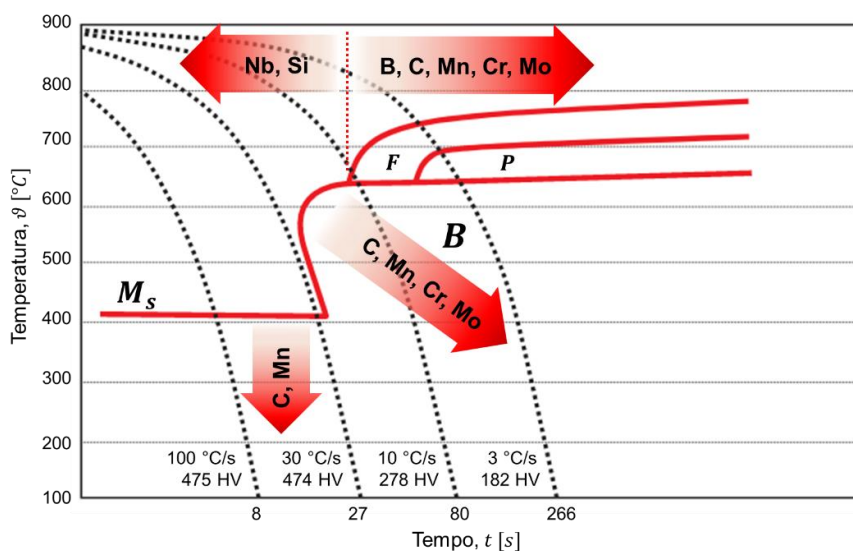


Figura 10.2 Diagrama de resfriamento contínuo (CCT) do 22MnB5 [5].

O grau PHS mais comum é PHS1500 (CR 1500). Na Europa, este aço é comumente referido como 22MnB5. Conforme recebido, possui microestrutura ferrítico-perlítica e limite de escoamento entre 300 e 600 MPa dependendo do trabalho a frio. Nesta condição, a resistência à tração varia entre 450 e 750 MPa. O alongamento total deve ser superior a

12%. Após a estampagem a quente, o aço atinge um limite de escoamento mínimo de 950 MPa e uma resistência à tração que varia normalmente entre 1300 a 1650 MPa [5].

10.1 Estampagem a quente

Na condição inicial, os PHS apresentam limite de resistência entre 450 e 600 MPa e alongamento de aproximadamente 20%. Somente após o processamento termomecânico que o material atinge o nível de resistência mecânica mostrado na Tabela 10.1, com limite de resistência entre 1500 e 200 MPa. O processo responsável pelo ganho de resistência é conhecido como estampagem a quente. A Figura 10.3 mostra o efeito do processo nas propriedades mecânicas dos aços PHS [6].

A tecnologia de estampagem a quente é uma combinação de operações de conformação e tratamento térmico. O processo é mostrado esquematicamente na Figura 10.4. No processo, o aço é cortado em blanks, aquecido até temperaturas entre 900 e 950°C por cerca de 5 a 10 minutos e posteriormente transferido para uma prensa. O material é conformado a cerca de 850 a 650°C e então resfriado até a temperatura ambiente. A microestrutura inicial de ferrita-perlita é completamente transformada em austenita durante o aquecimento e transformada em martensítica após o resfriamento brusco gerado pelo contato do blank com as ferramentas [7].

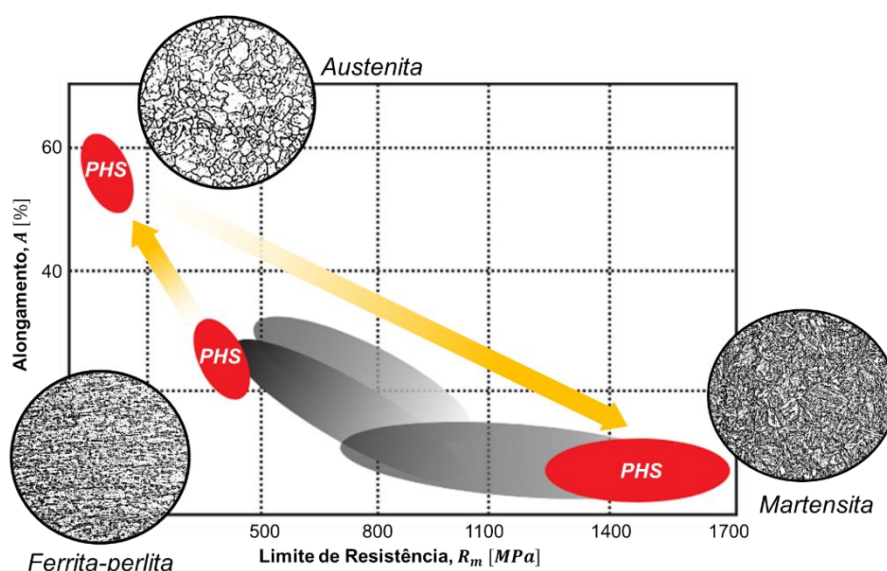


Figura 10.3 Evolução das propriedades mecânicas dos aços PHS durante a estampagem a quente [6].

A estampagem a quente foi desenvolvida para superar algumas limitações do processamento a frio de AHSS, como baixa estampabilidade e elevada tendência ao retorno elástico [9]. O aquecimento do material tem efeito positivo na conformabilidade. Na

estampagem a quente, o material é aquecido até atingir uma microestrutura totalmente austenítica, altamente dúctil. Nesta condição, os PHS apresentam tensão de escoamento de aproximadamente 40 MPa e alongamentos superiores a 50% [6]. Isso permite a estampagem de geometrias complexas com sucesso.

A Figura 10.5 mostra a curva limite de conformação (CLC) do aço ao boro 22MnB5, com 1,6mm de espessura, em diferentes temperaturas. O efeito da temperatura na estampabilidade do aço é evidente. Uma das razões para o aumento da deformabilidade com a temperatura reside nas transformações metalúrgicas. A 800°C nenhuma transformação de fase acontece e o aço é constituído apenas por austenita de alta ductilidade. Nas temperaturas de 600 e 700°C, a transformação da austenita acontece inevitavelmente, gerando uma pequena proporção de ferrita e deteriorando a estampabilidade [10].

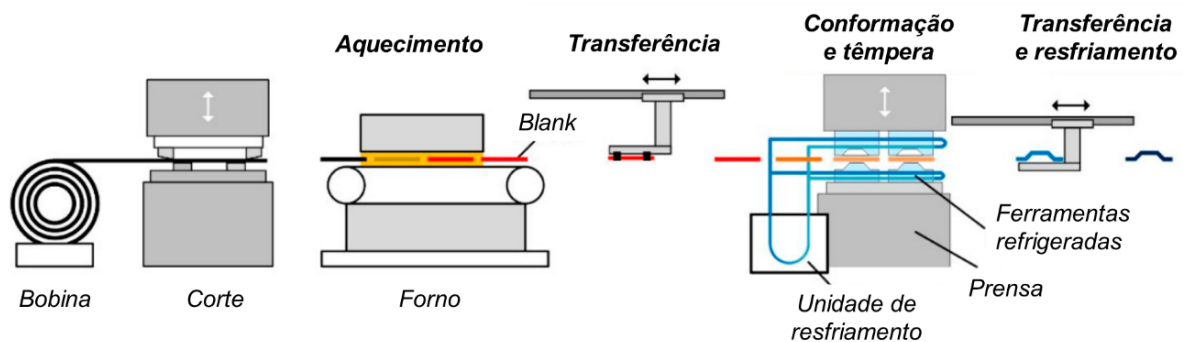


Figura 10.4 Desenho esquemático do processo convencional de estampagem a quente [8].

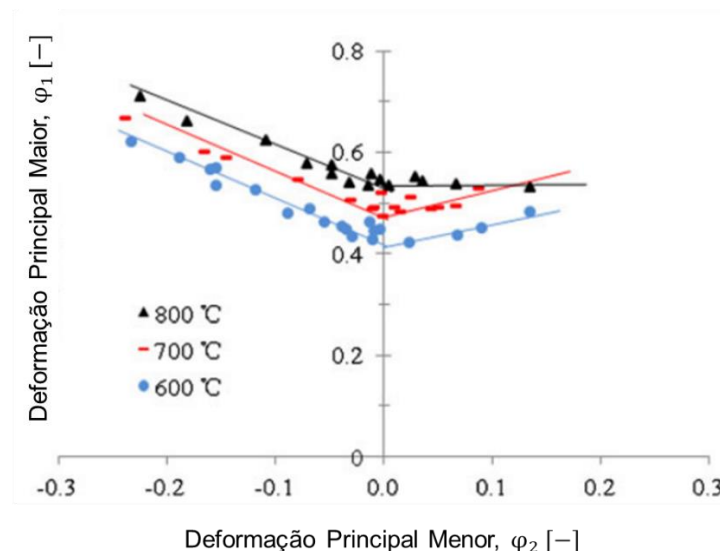


Figura 10.5 Curva limite de conformação (CLC) do aço ao boro 22MnB5, com 1,6mm de espessura, em diferentes temperaturas [10].

A conformação a quente também é benéfica para o retorno elástico, como mostra a Figura 10.6. Reduções marcantes de retorno elástico são observadas para a conformação em temperaturas acima de 400 e 600°C [11].

A tecnologia de estampagem a quente também apresenta algumas desvantagens [12]:

- A produtividade é baixa devido a um longo tempo de ciclo, incluindo aquecimento e resfriamento.
- O custo da proteção contra a oxidação e a descarbonetação é elevado.
- Devido à baixa ductilidade, o produto não é adequado para utilização em estruturas que absorvem energia.
- O processo requer um grande investimento em equipamentos de produção.

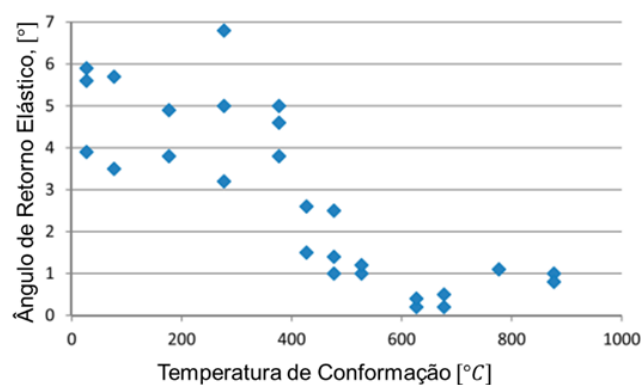


Figura 10.6 Efeito da temperatura de conformação no retorno elástico [11].

A conformação a quente envolve a exposição do aço ferramenta a altas temperaturas, resultando em variações significativas no atrito devido à remoção de camadas de óxido e ao desgaste excessivo da ferramenta. Uma estratégia eficaz para lidar com esse problema é aplicar revestimentos apropriados ou vários tratamentos de superfície ao aço ferramenta. Para reduzir a formação de óxidos nas peças, os aços PHS são frequentemente revestidos. O revestimento de alumínio-silício é amplamente utilizado atualmente em peças estampadas a quente devido à sua eficácia. Outros tipos de revestimentos incluem galvanização por imersão a quente (GI), galvaneado (GA), zinco-níquel e revestimentos orgânicos. Em algumas aplicações especiais, gases inertes também podem ser empregados. Além de reduzir a formação de óxidos, os revestimentos ajudam a prevenir a corrosão em áreas de peças difíceis de jatear antes da aplicação de tratamentos adicionais de proteção contra a corrosão. Essas medidas são essenciais para garantir a durabilidade e a qualidade das peças fabricadas por conformação a quente [6]. O tipo de revestimento também pode influenciar as propriedades mecânicas do material na condição recebida. Como mostra a Figura 10.7, com o revestimento GI, o aço PHS 1500 pode apresentar alongamento superior, excedendo 18%. Nesta condição o material pode ser conformado a frio em geometrias relativamente complexas [5].

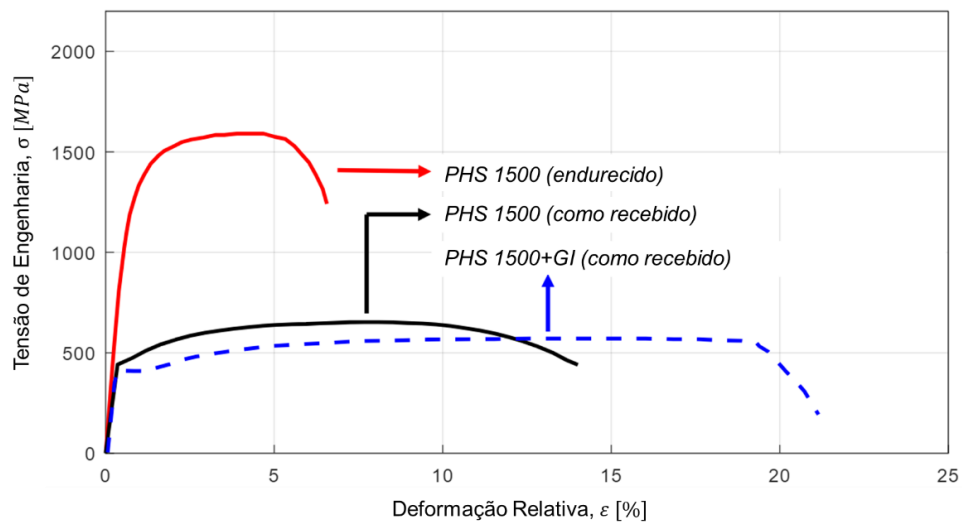


Figura 10.7 Diagrama de engenharia do aço PHS 1500 em diferentes condições [5].

Os parâmetros tecnológicos do processo de estampagem a quente são críticos para a obtenção das propriedades mecânicas finais desejadas da peça. A temperatura de imersão no forno, o tempo de transporte da peça até a prensa, a taxa de resfriamento na prensa e tempo de têmpera (permanência nas ferramentas após a estampagem) são responsáveis pelo efeito final exigido da estampagem e devem ser cuidadosamente selecionados [13].

Para ampliar a eficiência do processo, as empresas tem investido em sistemas de transferência robotizados e no controle da temperatura da peça através de sensores e câmeras térmicas aplicados na linha de produção. Sistemas automatizados com duas ou mais câmeras infravermelhas potentes de alta resolução são aplicados para a medição contínua da distribuição bidimensional de temperatura nas peças antes e depois do processo de estampagem a quente, permitindo total conformidade com as especificações térmicas definidas (Figura 10.8). Como resultado, obtém-se as peças com a microestrutura projetada e a distribuição local de dureza correspondente.



Figura 10.8 Aplicação dos sensores térmicos e sistema de câmeras para o controle do processo de estampagem a quente [14].

O desempenho final das peças estampadas a quente depende diretamente da transformação de fase que ocorre durante a conformação. Nesse contexto, três aspectos são relevantes:

- i. A pressão de contato;
- ii. A área de transferência de calor;
- iii. O sistema de refrigeração das ferramentas.

Para alcançar uma interação otimizada entre estes aspectos, recentemente, um novo tipo de ferramenta de estampagem a quente foi desenvolvido. A ferramenta utiliza uma almofada hidráulica para aumentar a pressão e, portanto, a superfície de contato entre o blank e a matriz. O coeficiente de transferência de calor é aumentado, resultando em menor tempo de estampagem e maior produtividade.

Uma forma de aumentar a área de contato de transferência de calor é por meio da injeção direta de água no vazio inevitável entre o blank e a matriz durante a estampagem. Esta abordagem melhora a produtividade e também aprimora a conformabilidade graças à transferência de calor mais uniforme [15].

O projeto de ferramentas com canais de resfriamento é outra tecnologia amplamente investigada para melhorar a transferência de calor na estampagem a quente. Este projeto é complexo e deve considerar o espaço entre os canais e a profundidade dos canais até a superfície da matriz, a fim de melhorar o desempenho do resfriamento.

10.2 Estampagem a Quente Indireta

A estampagem a quente possui uma variante em que etapas de conformação a frio precedem a conformação a quente. Esta tecnologia é denominada estampagem a quente indireta. A estampagem em temperatura ambiente produz em entorno de 90 a 95% da geometria final, com base nas propriedades do aço recebido. O percentual restante refere-se a áreas em que as deformações são muito severas. Estas formas são produzidas por conformação a quente para evitar a fratura da chapa. O processo de conformação indireta gera um aumento do custo em relação ao processo de conformação direta a quente, pois é necessário um número maior de conjuntos de matrizes.

A conformação a quente indireta foi desenvolvida para reduzir o desgaste da ferramenta de conformação de aços não revestidos. O estágio de conformação a frio reduz o movimento entre o aço e a ferramenta, levando assim a menos desgaste da ferramenta de conformação a quente. O processo indireto é tradicionalmente aplicado na fabricação de peças com formas mais complexas. Como a profundidade da peça é formada durante a estampagem a frio e as características detalhadas são formadas posteriormente na prensa de conformação a quente, uma geometria mais complexa pode ser alcançada e a distorção é minimizada.

10.3 Aplicações dos PHS

A ultra-alta resistência e a capacidade de serem conformados em geometrias complexas torna os aços PHS adequados para diversas aplicações possibilitando excelentes reduções de peso em todo o veículo. As excelentes propriedades de fadiga e a boa soldabilidade também contribuem para o crescimento na aplicação destes aços.

A estampagem a quente foi desenvolvida na década de 1970, mas só começou a ser aplicada realmente na década de 1980. O uso automotivo dos aços ao boro começou em 1984 com vigas de portas e para-choques, feitas de 22MnB5 não revestido. A grande limitação para aplicação era a oxidação associado ao aquecimento das chapas. Era fundamental remover a oxidação de cada peça, por jateamento, antes da pintura ou soldagem dos componentes. A operação de jateamento gerava custos proibitivos em termos de competitividade face ao processo convencional de estampagem a frio.

Com os avanços em revestimento protetivos, capazes de suportar resfriamento bruscos sem se desprender das chapas, a aplicação dos aços PHS cresceu substancialmente nas últimas décadas. O aço ao boro Usibor®, produzido pela ArcelorMittal, atingiu uma produção de mais de 2,5 milhões de toneladas até o final de 2018, volumes que deverão continuar a aumentar no futuro [16]. A Figura 10.9 mostra exemplos de aplicações dos aços ao boro. As aplicações incluem peças de segurança, como sistemas de para-choques, vigas de impacto de portas e colunas A e B, reforços de soleira, travessas, incluindo tetos e painéis e reforços de coluna do para-brisa.



Figura 10.9 Exemplos de aplicações dos aços ao boro [17].

A coluna B (Figura 10.10) do automóvel é tradicionalmente produzida por estampagem a quente. As propriedades do componente são fundamentais para a segurança dos passageiros do veículo em caso de impacto. Tanto a dureza do material como a sua capacidade de absorver energia são aspectos importantes deste componente. As linhas de

conformação a quente atuais são capazes de fabricar produtos com diversos graus de resistência em um único produto.



Figura 10.10 Coluna B produzida por estampagem a quente de aços ao boro [18].

Referências

- [1] Jarvinen H., Isakov M., Nyyssonen T., Jarvenpaa M., Peura P., The effect of initial microstructure on the final properties of press hardened 22MnB5 steels, *Materials Science and Engineering: A Volume 676*, 2016.
- [2] Data sheet 2114 Docol PHS 1500, 2022.
- [3] Data sheet 2115 Docol PHS 1800, 2022.
- [4] Data sheet 2116 Docol PHS 2000, 2022.
- [5] Press Hardened Steels, WorldAutoSteel. Disponível on line em: <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/phs-grades/> (Acesso em março de 2024).
- [6] Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, Version 6.0, WorldAutoSteel, 2017.
- [7] Kiani, M., Gandikota, I., Rais-Rohani, M., Motoyama, K., Design of lightweight magnesium car body structure under crash and vibration constraints. *J. Magnes. Alloys* 2014, 2, 99–108.
- [8] Pentera, L., Pierschel N.. Thermo-mechanical interactions in hot stamping. In *Proceedings of the CIRP sponsored Conference on Thermal Issues in Machine Tools*, 21–23, 2018.
- [9] Berglund G., The history of hardening of boron steel in northern Sweden. In *Proceedings of the 1st International Conference on Hot Sheet Metal. Forming of High-Performance Steel*, Kassel, Germany, 22–24 October 2008; pp. 175–177.
- [10] Li F. F., Fu M.W., Lin J.P. Wan X.N., Experimental and theoretical study on the hot forming limit of 22MnB5 steel, *Int J Adv Manuf Technol* (2014) 71:297–306.
- [11] Yanagimoto J & Oyamada K., Mechanism of springbackfree bending of high-strength steel sheets under warm forming conditions. *CIRP Ann Manuf Technol*. 2007;56(1):265–268.
- [12] Tong C., Rong Q., Yardley V.A., Li, X.; Luo J., Zhu G., Shi Z., New Developments and Future Trends in Low-Temperature Hot Stamping Technologies: A Review. *Metals* 2020, 10, 1652.
- [13] Couto C.P., Revilla R.I., Politano R., Costa I., Panossian Z., De Graeve I., Rossi J.L., Terryn H., Influence of Austenitisation Temperatures during Hot Stamping on the Local Electrochemical Behaviour of 22MnB5 Steel Coated with Hot-Dip Al-Si. *Corros. Sci.* 2021, 190, 109673.
- [14] Kim H., Selent M., Application of the real-time visual monitoring tool in stamping, *FABTECH – 2019*.
- [15] Maeno T., Mori K.I., Fujimoto M., Improvements in productivity and formability by water and die quenching in hot stamping of ultra-high strength steel parts. *CIRP Ann.* 2015, 64, 281–284.
- [16] Usibor® celebrates its 20th anniversary. Disponível on line em: https://automotive.arcelormittal.com/news_and_stories/cases/2019Usibor20years (Acesso em março de 2024).
- [17] MBW® – Manganese-boron steel for hot forming - Product information for ferritic-bainitic phase steels, Thyssenkrupp, 2016.
- [18] Kirchhoff automotive. Disponível on line em: <https://www.kirchhoff-automotive.com/huEN/products/cars/b-pillar> (Acesso em março de 2024).

11 Aços TWIP

Os aços de Plasticidade Induzida por Maclação (Winning Induced Plasticity - TWIP) consistem em uma microestrutura totalmente austenítica mesmo em temperatura ambiente (Figura 11.1 (a)) [1]. Na Figura 11.1(b) é mostrado a microestrutura do aço TRIP 700 da ArcelorMittal contendo 10% de austenita retida [2].

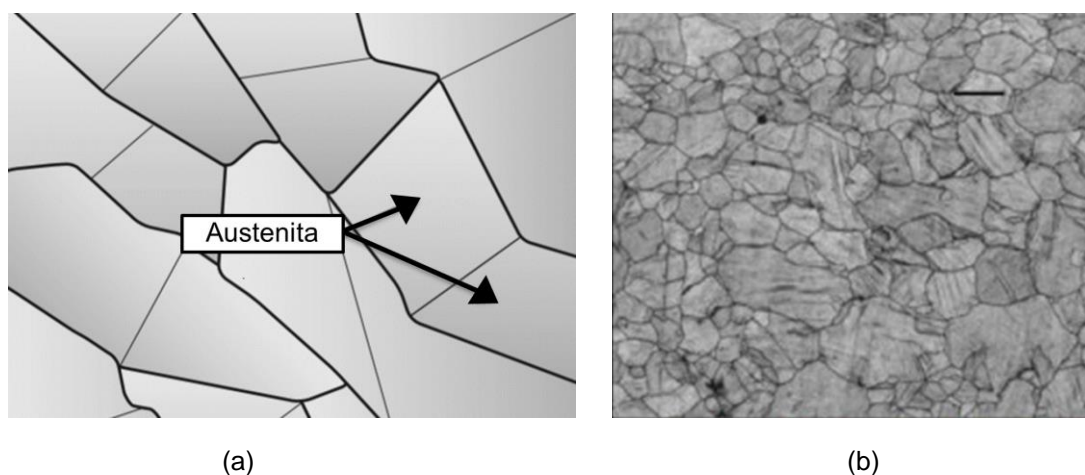


Figura 11.1 (a) Desenho esquemático da microestrutura dos aços TWIP [1]. (b) Microestrutura de um aço TWIP [2].

A microestrutura monofásica deve-se a adição de 12% a 30% de manganês na liga do aço. A ductilidade e a resistência dos aços TWIP estão relacionadas fortemente ao teor de manganês. Adições menores de manganês normalmente resultam em maior resistência e menor ductilidade. A Tabela 11.1 lista a composição química e as propriedades mecânicas do aço TWIP fornecido pela Thyssenkrupp [3].

Tabela 11.1 Composição química (% em massa) e propriedades mecânicas do aço TWIP fornecido pela Thyssenkrupp [3].

Designação	C	Si	Mn	P	S	Al	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]
X40MnCrAlV 19-2 HY	0,3 – 0,6	0,2 – 0,6	16 - 25	< 0,03	< 0,005	0,5 – 2,5	550 - 750	850 - 1000

Além do manganês, os aços TWIP contam com adições que incluem até 3% de silício e até 3% de alumínio. Estes elementos influenciam a energia de defeito de empilhamento (EDE) do aço. A energia de defeito de empilhamento (EDE) é definida como a energia necessária

para criar uma falha de empilhamento como um defeito de rede bidimensional na estrutura cristalina. Um material com EDE inferior a 20 mJ/m² formará martensita durante a deformação. Este é o caso dos aços TRIP. Por outro lado, aços com EDE entre 20 mJ/m² e 30 mJ/m² podem ser caracterizados por intensa maclação durante a deformação. Este é o caso dos aços TWIP. O alumínio aumenta a energia de defeito de empilhamento (EDE), o que suprime a transformação martensítica, enquanto o silício diminui a EDE, o que favorece a transformação martensítica. Como resultado, os aços com maiores adições de silício têm maior resistência e tendem a conter martensita na microestrutura, comportando-se mais como um aço TRIP.

Os aços TWIP ainda podem conter adições de Cr, Cu, N, Nb, Ti e/ou V. Devido ao elevado conteúdo de liga e a densidade dos elementos, os aços TWIP têm uma densidade cerca de 5% inferior à da maioria dos outros aços [1].

11.1 Conformação Mecânica dos Aços TWIP

A denominação dessa classe de AHSS origina-se do modo de deformação característico conhecido como maclação. A macla é um tipo de defeito cristalino que pode ocorrer durante a deformação plástica. Nos aços TWIP, as maclas se formam na estrutura austenítica devido à baixa energia de defeito de empilhamento (EDE). As maclas produzidas durante a conformação da chapa levam ao refinamento microestrutural e a altos valores da taxa de encruamento (n). As maclas atuam como limites de grão, restringindo o movimento de discordâncias e endurecendo o aço. A Figura 11.2 mostra comparativamente a microestrutura de um aço TWIP após o recozimento e após a deformação plástica. A densidade de maclas aumenta com o nível de deformação plástica.

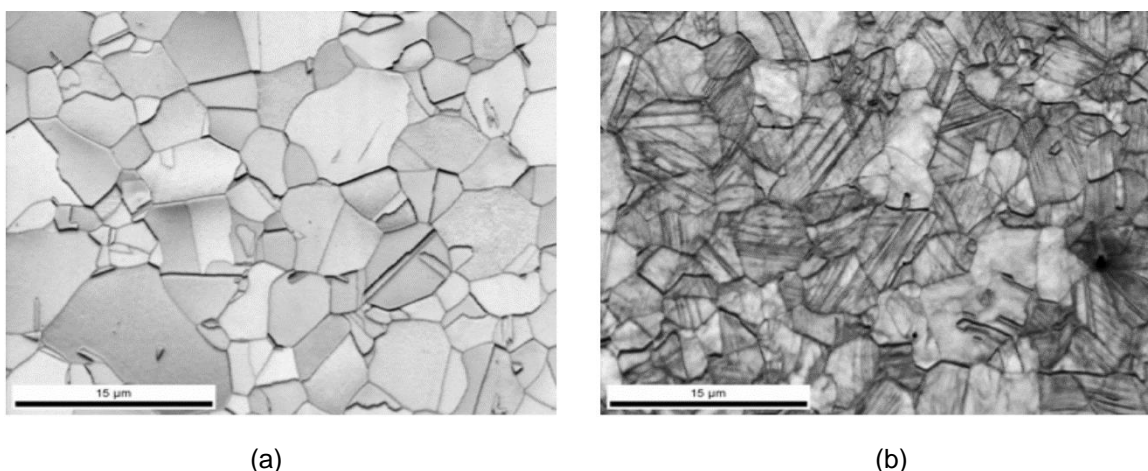


Figura 11.2 (a) Aço TWIP na condição recozido. (b) Aço TWIP após a deformação plástica [4].

As maclas são bastante finas e, durante a deformação, há uma nucleação contínua de novas maclas cada vez menores. Uma vez que um determinado volume de aço começa a deformar-se, o seu limite de escoamento aumenta de tal forma que a deformação se espalha para os volumes vizinhos. Todo o material participa da deformação e, portanto, da absorção de energia. Isso amplia o grau de deformação uniforme do material e, conseqüentemente, a ductilidade. O efeito TWIP (Figura 11.3) proporciona a essa classe de AHSS a mais alta combinação de resistência e ductilidade entre os aços automotivos, com resistência à tração normalmente superior a 1000 MPa e alongamento normalmente superior a 50%. O limite de resistência dos aços TWIP é semelhante ao dos aços DP e TRIP, entre 600 e 100MPa, no entanto, a faixa de ductilidade à tração é significativamente maior, de 40 a 80%.

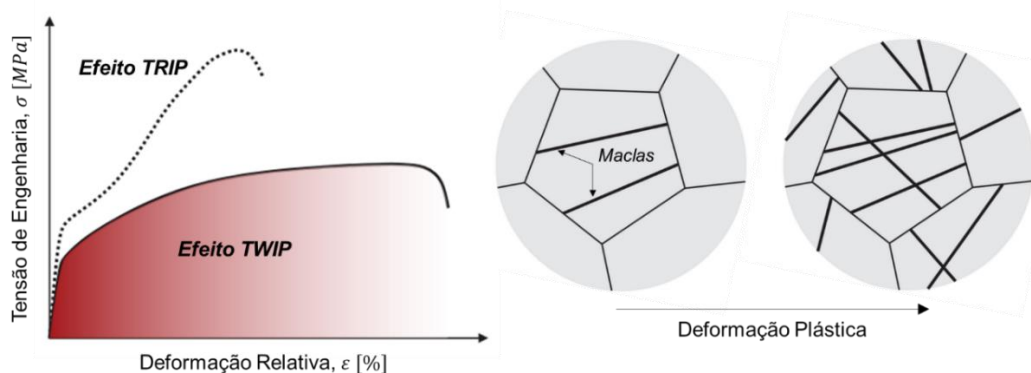


Figura 11.3 Efeito TWIP no diagrama de engenharia e na microestrutura.

Os aços TWIP apresentam excelente conformabilidade por estiramento devido aos altos valores de coeficiente de encruamento (n). A Figura 11.4 compara os resultados do teste de estiramento de um aço ferrítico IF e um aço TWIP Fe-18%Mn-0,6%C-1,5%Al. O aço TWIP é submetido a um estiramento 31% maior que o do aço IF sem falhar, enquanto o aço ferrítico fratura [5].

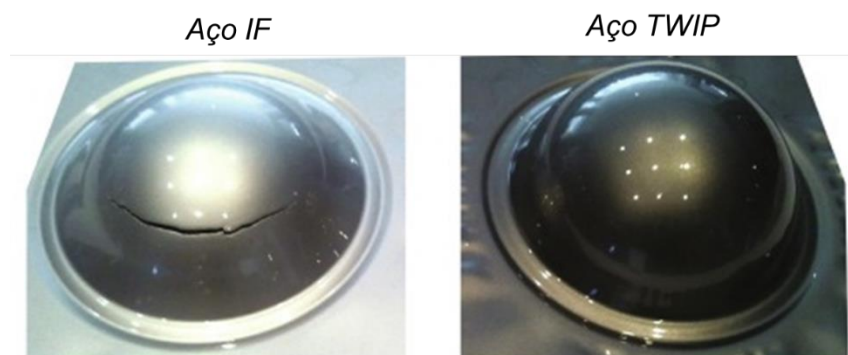


Figura 11.4 Comparação entre a conformabilidade por estiramento de um aço IF e um aço TWIP [5].

A Figura 11.4 mostra a relação entre o valor instantâneo de n com a deformação aplicada. O valor n do aço TWIP aumenta para um valor de 0,45 em uma deformação verdadeira de aproximadamente 0,2 e então permanece relativamente constante até uma deformação verdadeira aproximada de 0,3 antes de aumentar novamente. As maclas continuam a se formar em deformações mais altas, levando a características microestruturais mais refinadas e aumentos contínuos no valor n em deformações mais altas. O valor n alto e uniforme atrasa a estricção e minimiza as concentrações de deformação.

Os altos níveis de alongamento total dos aços TWIP representam um desafio para o uso automotivo porque é necessário transmitir ao componente deformações significativamente mais altas do que aquelas que normalmente ocorrem nos processos de estampagem tradicionais para obter níveis de resistência finais semelhantes dos componentes nos aços TRIP e DP [6].

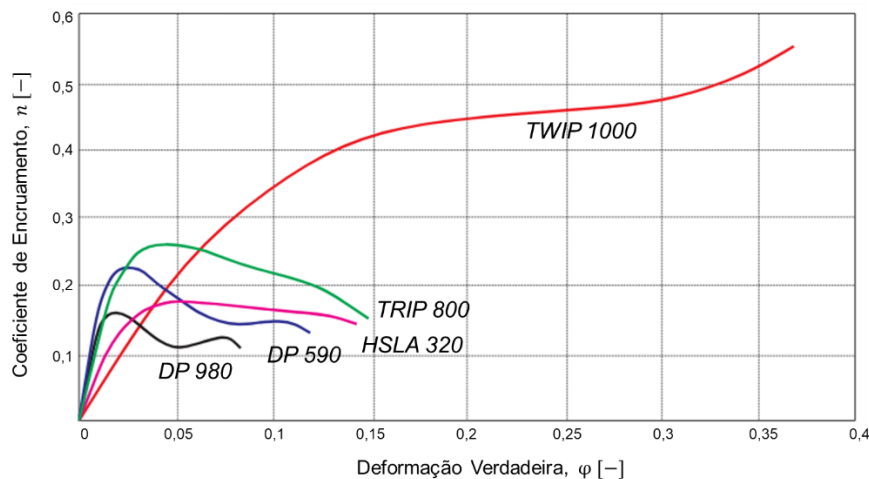


Figura 11.5 Variação do coeficiente de encruamento com a deformação plástica em diferentes classes de AHSS [1].

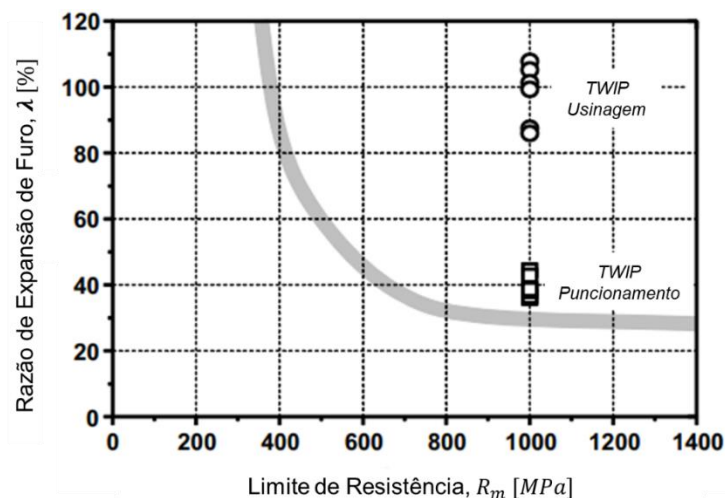


Figura 11.6 Razão de expansão de furo do aço TWIP em diferentes condições de corte [7].

A deformabilidade de borda dos aços TWIP é consideravelmente melhor do que a de outros AHSS de nível de resistência semelhante. Contudo, como mostra a Figura 11.6, o desempenho é amplamente dependente do processo de corte da borda [7].

11.2 Aplicações dos Aços TWIP

Peças de formato complexo que exigem alta capacidade de absorção de energia estão entre as candidatas para aplicação dos aços TWIP. A Figura 11.7 compara a absorção de energia de diferentes tipos de aços automotivos quando testados a uma velocidade de deformação de $10^3 s^{-1}$. Nos aços TWIP, durante a deformação em alta velocidade de deformação, uma intensa formação de maclas ocorre e nenhuma fratura frágil é observada mesmo em temperaturas tão baixas quanto $-200^{\circ}C$.

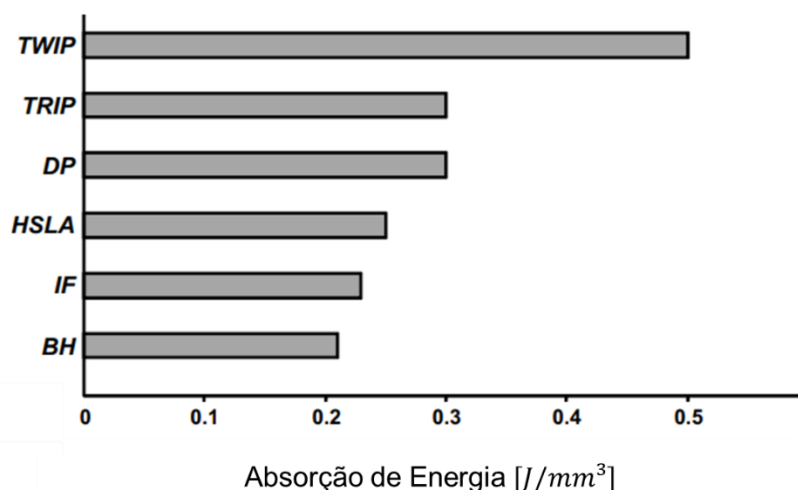


Figura 11.7 Comparação da absorção de energia para classes de aço automotivo durante deformações de alta velocidade [7].

As primeiras aplicações automotivas incluíram a viga do para-choque do Fiat Nuova Panda 2011, resultando em uma economia de peso de 28% e uma economia de custos de 22% em relação ao modelo anterior que usava uma combinação de aços PHS e DP [8].

No Jeep Renegade BU/520 2014, o TWIP 450/950 substituiu um componente de alumínio de duas peças, auxiliando na estabilidade da dianteira e reduzindo o peso do veículo. Também em 2014, foi lançado o Renault EOLAB, onde a coluna A foi estampada em aço TWIP 980 [9]. Em 2014, a GM Daewoo também usava classes TWIP para as colunas A inferiores e para membros laterais dianteiros, e a Hyundai usava aço TWIP em 16 peças da parte inferior da carroceria. Outras aplicações incluem a estrutura de amortecedores, travessas de piso, discos e aros de rodas e vigas de impacto de portas [1].

Uma propriedade chave dos aços austeníticos é que eles não são magnéticos. Os aços TWIP permanecem totalmente austeníticos durante os processos de conformação e usinagem, como furação, torneamento e fresamento. Portanto, são ideais para aplicações em motores elétricos onde é essencial a utilização de materiais não magnéticos para garantir a máxima eficiência.

Referências

- [1] Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, Version 6.0, WorldAutoSteel, 2017.
- [2] Barbier D., Gey N., Allain S., Bozzolo N., Humbert M., Analysis of the tensile behavior of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions, Materials Science and Engineering: A, Volume 500, Issues 1–2, 2009.
- [3] Precidur® X40MnCrAlV 19-2 HY- Product information for ferritic-bainitic phase steels, Thyssenkrupp, 2022.
- [4] Kim S.-K., Kim G., Chin K.-G., Development of High Manganese TWIP Steel with 980MPa Tensile Strength, International Conference on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels, 2008.
- [5] Cooman B.C., Kwon O., Chin K.-G., State-of-the-knowledge on TWIP steel, Materials Science and Technology, Volume 28, 2012,
- [6] Hilditch T.B., Souza T., Hodgson P.D., Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS), Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS), Elsevier, 2015.
- [7] Cooman B.C., Chim K.G., Kim J.-K., High Mn TWIP steels for automotive applications, New Trends and Developments in Automotive System Engineering, 2011.
- [8] Jae-Bok N., Development of New Auto Steels and Application Technology, worldsteel / CISA China Automotive Steel Conference, 2013.
- [9] Renault Press Release, EOLAB Concept Showcases Renault's Pursuit of Ultra-Low Fuel Consumption, 2014.

12 Aços Bainíticos Assistidos por TRIP

Os aços bainíticos assistidos por TRIP (TRIP assisted bainitic-ferritic - TBF) consistem em uma microestrutura composta por ferrita bainítica e ripas de austenita retida (Figura 12.1). A ferrita bainítica é livre de carbonetos de baixa ductilidade, como a cementita. A austenita, diferente dos aços TRIP de 1ª geração, não está presente na forma de grandes blocos, mas sim em ripas finas e submicrométricas [1].

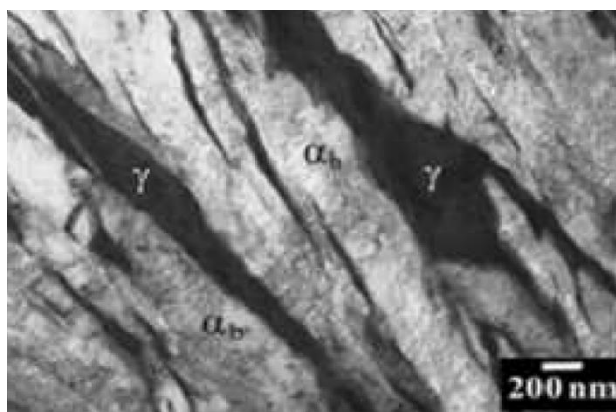


Figura 12.1 Microestrutura da ferrita bainítica assistida TRIP. (α_b – ferrita bainítica; γ – austenita retida) [1].

Para produzir esta microestrutura é necessário um conceito de liga apropriado. A Tabela 12.1 lista a composição química e as propriedades mecânicas do TBF1180 desenvolvido pela siderúrgica austríaca Voestalpine [2]. Para atingir o nível desejado de resistência, o teor de carbono é mantido em aproximadamente 0,2%. A adição de Si entorno de 1,5% é necessária para suprimir a formação de carbonetos na bainita. Na transformação bainítica, o carbono que é rejeitado na austenita residual, em vez de precipitar como cementita, permanece na austenita e a estabiliza até a temperatura ambiente. Se não for fornecido enriquecimento de carbono no aço com adição de alumínio ou silício, a austenita retida se transforma em martensita, pois a austenita não é uma fase estável à temperatura ambiente. O manganês também está presente nestes aços para reduzir a temperatura de formação da bainita, favorecendo a obtenção de uma microestrutura fina, e também para gerar endurecimento por solução sólida.

Para atingir a microestrutura TBF, a rota de processamento também deve ser adequada. Um exemplo é mostrado na Figura 12.2. Inicialmente, é realizado o recozimento intercrítico seguido de resfriamento para promover a formação de ferrita. Em seguida, o aço é

submetido a um resfriamento rápido até uma temperatura abaixo do início da formação de bainita. Uma vez formada a quantidade desejada de bainita em uma etapa de transformação isotérmica, o aço é então temperado até a temperatura ambiente [3].

Tabela 12.1 Composição química (% em massa) e propriedades mecânicas dos aços endurecidos por prensagem fornecidos pela SSAB [2].

Designação	C	Si	Mn	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]
TBF 1180	0,2	1,5	2,5	896	1239

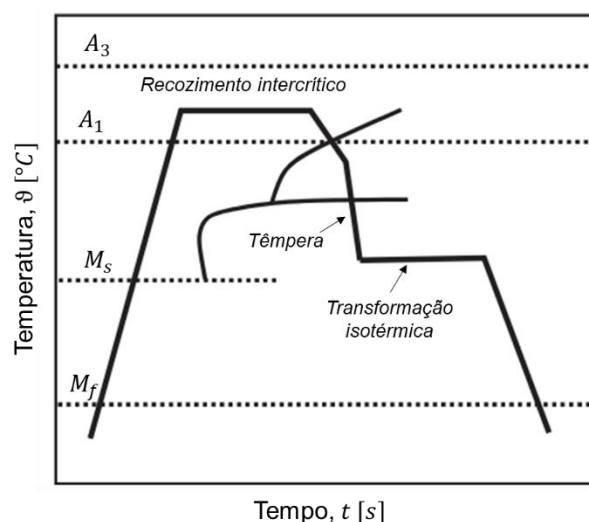


Figura 12.2 Ciclo térmico para produzir ferrita-bainítica assistida por TRIP [3]

O teor relativamente mais alto de silício necessário para suprimir a formação de carbonetos pode levar a dificuldades na galvanização e na qualidade da superfície galvanizada. Substituir o silício pelo alumínio ajuda nos problemas de revestimento, mas torna o ciclo térmico mais complexo. O ciclo térmico escolhido precisa ser apropriado para a composição química selecionada e as propriedades desejadas [3].

12.1 Conformação Mecânica dos Aços Assistidos por TRIP

O TBF1180 disponível comercialmente deve possuir resistência ao escoamento mínima de 850 MPa, resistência à tração de 1180 MPa e alongamento de 14%. A austenita retida finamente dispersa tende a suprimir a concentração local de deformação, inibindo a ocorrência de vazios, pontos de origem de fratura. Isso proporciona uma boa deformabilidade de borda. A razão de expansão de furo para essa classe, geralmente, varia entre 30 e 40%. A conformabilidade por estiramento do TBF1180 mostrou ser comparável

ao do DP980 e superior ao DP1180 (Figura 12.3 (a)) [4]. O TBF 1180 ainda demonstrou maior razão limite de estampabilidade que 980DP devido ao efeito TRIP (Figura 12.3 (b)) [5].

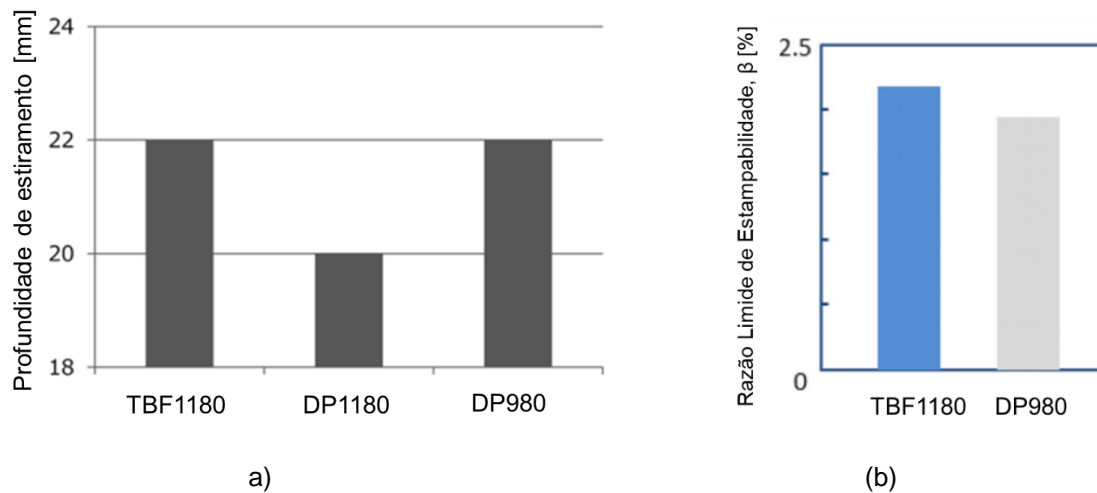


Figura 12.3 (a) Capacidade de estiramento do TBF1180 comparado aos aços DP1180 e DP980 [4]. (b) Razão limite de estampabilidade do TBF1180.

A Nissan desenvolveu um aço TBF1180 com microestrutura composta por aproximadamente 50% de ferrita, 10% de austenita retida e o restante como martensita e bainita, o que é consistente com as expectativas para um produto TBF. A Figura 12.4 compara a curva limite de conformação (CLC) do material com a do DP980. Apesar da maior resistência, o aço desenvolvido pela Nissan mostra CLC similar a do DP980 [5].

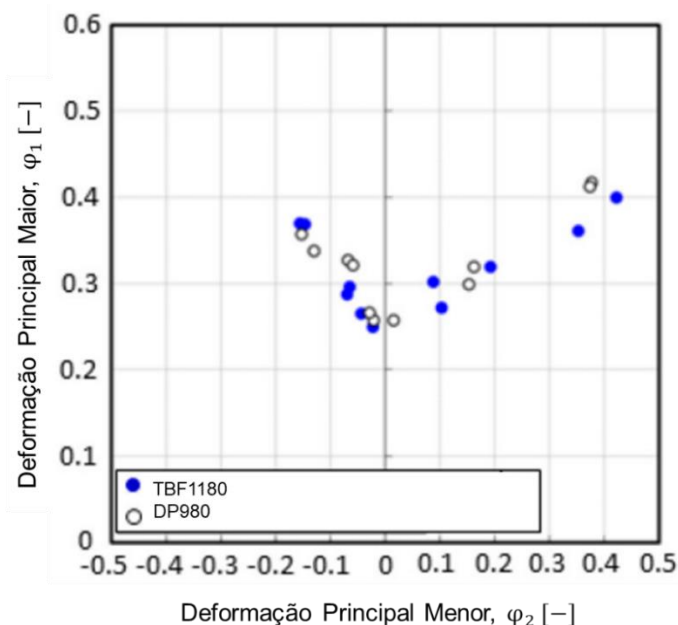


Figura 12.4 Curva limite de conformação do TBF1180 comparado o DP980 [5]

12.2 Aplicações dos Aços Assistidos por TRIP

Devido ao balanço de resistência e ductilidade gerado pelo efeito TRIP, os aços TBF podem ser aplicados em estruturas de formas complexas, como reforços de colunas centrais, barras dianteiras e barras laterais (Figura 12.5). A Figura 12.6 compara a absorção de energia do aço TBF1180 com o DP980. O TBF com 1,2 mm de espessura mostra uma energia absorvida equivalente ao 980 MPa com 1,4 mm de espessura. Em outras palavras, a espessura da chapa pode ser reduzida em 0,2 mm. Isso corresponde a um potencial de redução de peso de cerca de 15% dependendo da espessura do aço [5].

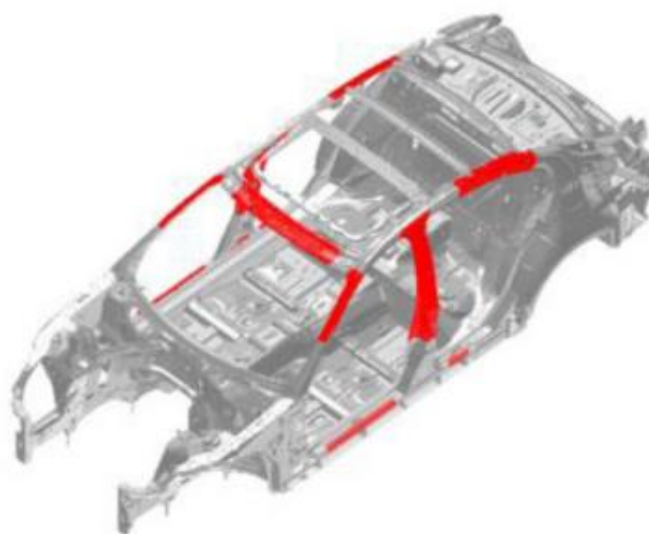


Figura 12.5 Exemplo de aplicações do aço TBF1180 [5].

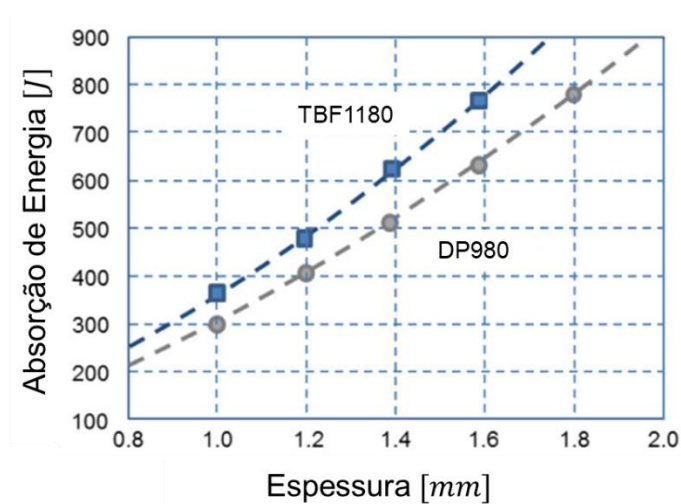


Figura 12.6 Absorção de energia do aço TBF1180 em função da espessura da chapa [5].

O Infiniti Q50 2013 é uma das primeiras aplicações do TBF 1180, que formou 4% da massa da estrutura do veículo. As aplicações incluíram reforços das colunas A e B, reforços de soleira e trilhos de teto e reforços laterais. A mesma classe foi aplicada na coluna A interna e nos reforços do Nissan Murano 2015, permitindo que a espessura de vários componentes fosse reduzida de 1,6 mm para 1,2 mm em comparação com a versão anterior. O TBF 1180 também representou mais de 6% da massa da carroceria do Nissan Maxima 2016. O aço foi aplicado principalmente nos reforços das colunas A e B [3].

Referências

- [1] Caballero F.G., Allain S., Cornide J., Puerta Velásquez J.D., Garcia-Mateo C., Miller M.K.. Design of Cold Rolled and Continuous Annealed Carbide-Free Bainitic Steels for Automotive Application, Materials & Design, Volume 49, August 2013.
- [2] Winkelhofer F., Hebesberger T., Krizan D., Avakemian A., Pichler A., DEVELOPMENT OF COLD ROLLED TBF-STEELS WITH A TENSILE STRENGTH OF 1180 MPA, voestalpine Stahl GmbH
- [3] Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, Version 6.0, WorldAutoSteel, 2017.
- [4] Murata T., Hamamoto S., Utsumi Y., Yamano T., Futamura Y, Kimura T., Characteristics of 1180MPa Grade Cold-Rolled Steel Sheets with Excellent Formability,” Kobelco Technology Review No. 35, 2017.
- [5] Kondo T., Ishiuchi K., 1.2GPa Advanced High Strength Steel with High Formability, SAE International, 2014.

13

Têmpera & Partição

13 Têmpera e Partição

Têmpera e partição (Quenching and Partitioning - Q&P ou QP) descreve um tratamento térmico em várias etapas que produz alta resistência à tração, alta ductilidade global (alongamento total) e alta deformabilidade local (expansão do furo e capacidade de dobramento), em comparação com outros aços de resistência semelhante [1]. A microestrutura Q&P é formada por martensita e austenita enriquecida em carbono (Figura 13.1 (a)). A ferrita também pode estar presente se o recozimento intercrítico for empregado. A Figura 13.1 (b) mostra a microestrutura do aço Fortiform® 1050, produzido pela ArcelorMittal, que é produzido através da tecnologia Q&P.

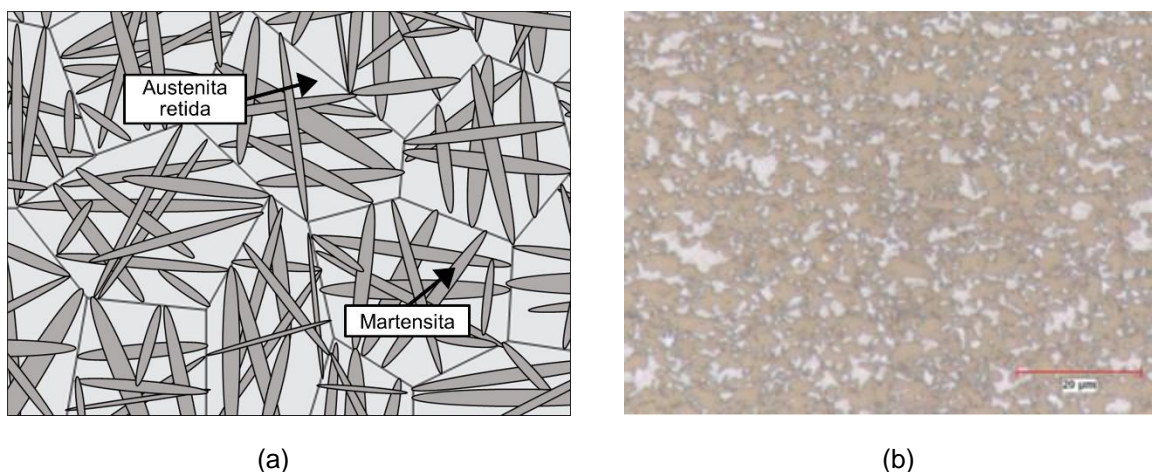


Figura 13.1 (a) Desenho esquemático da microestrutura dos aços Q&P. (b) Microestrutura do aço Fortiform® 1050 [2].

O ciclo térmico envolvido na têmpera e partição é mostrado esquematicamente na Figura 13.2. A primeira etapa do tratamento envolve o aquecimento do material até uma temperatura capaz de gerar a completa austenitização ou para formar uma microestrutura bifásica de ferrita e austenita (recozimento intercrítico). Em seguida, o aço é temperado até uma temperatura abaixo do início da transformação martensítica (M_s), mas acima da temperatura na qual toda a austenita se transformou à martensita (M_f).

A etapa posterior tem por função promover a difusão do carbono da martensita supersaturada para a austenita remanescente. Para tanto, o material é mantido em uma temperatura de partição durante o tempo apropriado para gerar a microestrutura e as propriedades desejadas. Nesse estágio, o material pode ser mantido na temperatura final

de têmpera ou ser reaquecido acima de M_s . A formação de carbeto deve ser suprimida e o carbono enriquece e estabiliza a austenita.

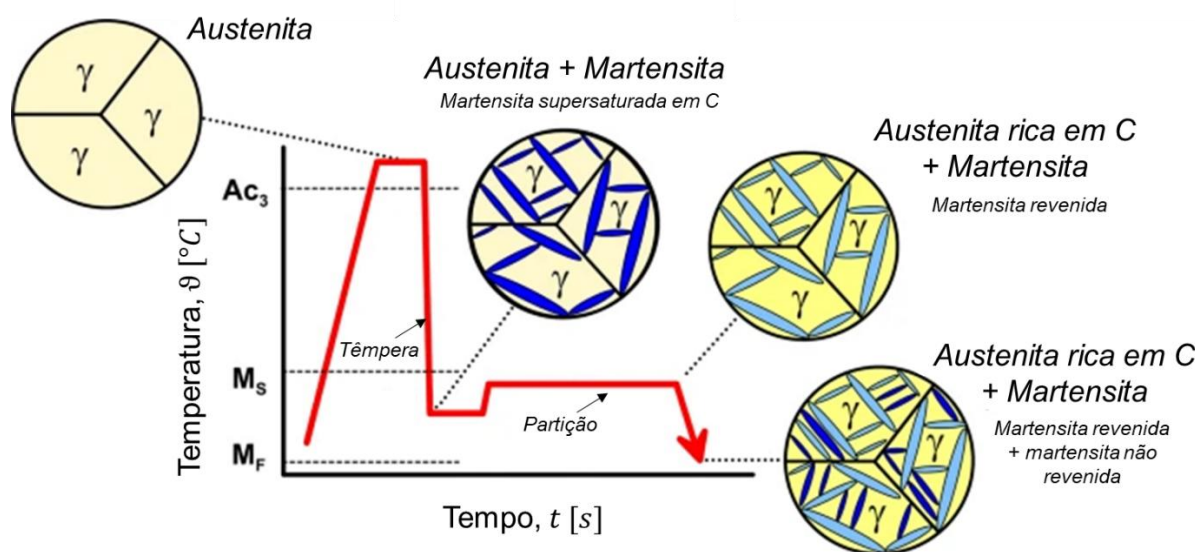


Figura 13.2 Desenho esquemático do ciclo térmico do tratamento de Q&P [3].

A Tabela 13.1 lista a composição química e as propriedades mecânicas das classes Q&P produzidos pela ArcelorMittal [2]. Não existe uma rota de processamento padrão com composição química e temperaturas definidas. O ciclo térmico complexo precisa ser apropriado para a composição selecionada e as propriedades desejadas.

Com uma composição química contendo carbono entre 0,15 e 0,4%, Mn entre 1,5 e 2,5% e Al + Si em torno de 1,5%, a temperatura final da têmpera geralmente fica na faixa de 200 a 350°C. A temperatura de partição geralmente é entre 300 a 500°C [4]. A retenção isotérmica nesta temperatura permite que o carbono da martensita supersaturada se difunda na austenita não transformada. Isso enriquece a austenita com carbono. A austenita enriquecida com carbono aumenta sua estabilidade à temperatura ambiente. Como a temperatura de partição é superior à necessária para a formação da martensita, parte da martensita se transforma em martensita revenida. A martensita revenida proporciona alta resistência e maior ductilidade do que a martensita não revenida. Após a etapa de particionamento, a têmpera final resulta na formação de nova fração de martensita.

Tabela 13.1 Composição química (% em massa) e propriedades mecânicas das classes Q&P produzidos pela ArcelorMittal [2].

Designação	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti + Nb	Cr + Mo	B	Cu	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]
Fortiform® 980	0,26	2,2	2,5	0,05	0,01	0,015-2,0	0,15	1,4	0,005	0,20	600-750	980-1130
Fortiform® 1050	0,23	1,8	2,5	0,04	0,01	0,015-1,0	0,15	0,6	0,005	0,20	700-820	1050-1180
Fortiform® 1180	0,26	2,2	3,0	0,05	0,01	0,015-2,0	0,15	1,4	0,005	0,20	850-1060	1180-1330

O ajuste da composição química, da temperatura final da têmpera, da temperatura e do tempo de partição afetam a quantidade, a morfologia e a estabilidade da austenita retida, levando a uma ampla gama de potenciais propriedades mecânicas. A microestrutura dos aços Q&P comerciais é composta de 50 a 80% de martensita, 20 a 40% de ferrita, formada quando a austenita esfria lentamente, e 5 a 10% de austenita retida. Aços de maior resistência terão quantidades reduzidas de ferrita [5].

As classe QP980 e QP1180 produzidos comercialmente possuem aproximadamente 1 a 12% de austenita retida. O QP980 contém cerca de 56% de ferrita e 32% de martensita, enquanto o QP1180 contém aproximadamente 21% de ferrita e 69% de martensita.

13.1 Conformação Mecânica dos Aços Q&P

Ao estampar peças Q&P, a austenita se transforma em martensita através do efeito TRIP, aumentando simultaneamente a ductilidade e a resistência. As propriedades aprimoradas dos aços Q&P oferecem benefícios em relação aos aços de resistência semelhante de outras microestruturas. Comparado com um aço bifásico de limite de escoamento e de resistência semelhantes, o aço Q&P apresenta maior alongamento e coeficiente de encruamento (Figura 13.3) [6]. A Figura 13.4 mostra a curva de escoamento e o diagrama de engenharia do QP980 [5].

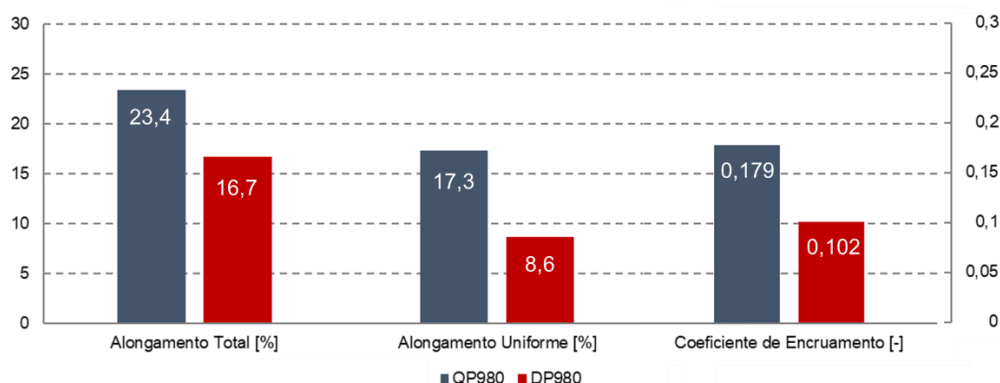


Figura 13.3 Comparação entre as propriedades mecânicas de aços Q&P e DP de resistência similar [6].

A Figura 13.5 compara a CLC do aço QP980 com a do aço DP980 [6]. A área segura de processamento do aço tratado com têmpera e partição é consideravelmente maior. A Figura 13.6 mostra a CLC das diferentes classes de resistência Q&P fornecidos pela ArcelorMittal. Conforme a resistência do aço aumenta, os limites de deformação são reduzidos. Contudo, a austenita presente na microestrutura dos aços Q&P garante boa deformabilidade global mesmo para o aço de limite de resistência de 1180 MPa.

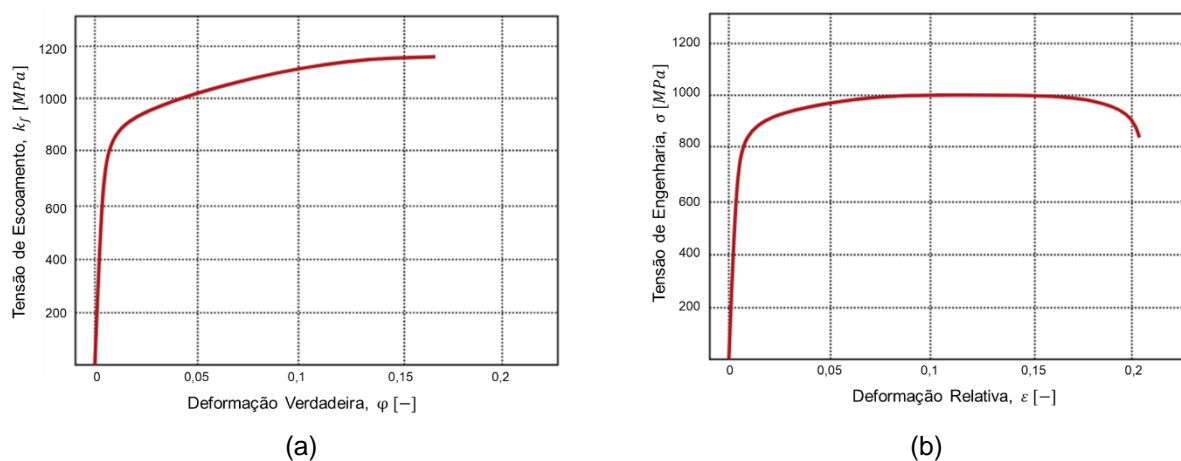


Figura 13.4 (a) Curva de escoamento do QT980. (b) Diagrama de engenharia do QP980 [5].

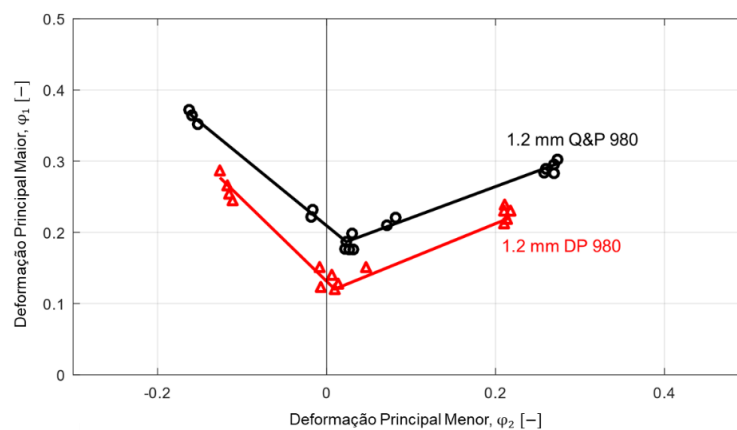


Figura 13.5 Comparação entre a curva limite de conformação de aços Q&P e DP de resistência similar [6].

A Figura 13.7 compara os resultados de expansão de furo para classes Q&P e DP. As classes QP980 e DP980 apresentam resultados similares, enquanto o QP1180 apresenta a maior deformabilidade de borda, possivelmente devido à microestrutura contendo componentes de dureza relativamente mais uniforme.

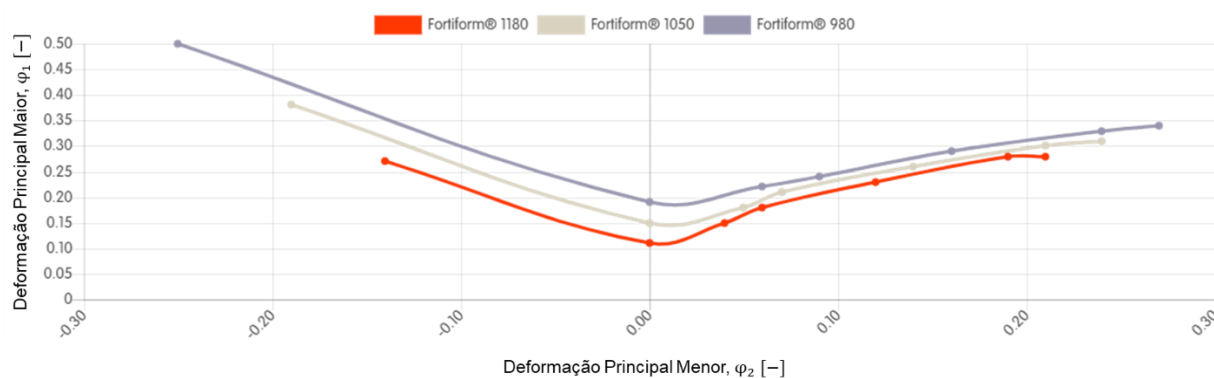


Figura 13.6 Curva limite de conformação dos aços Q&P fornecidos pela ArcelorMittal (1,5mm de espessura) [2].

A Figura 13.8 contém os resultados dos testes de tração em alta velocidade de deformação, confirmando que o QP980 tem sensibilidade à velocidade de deformação e, portanto, tem potencial para melhorar a absorção de energia durante a colisão.

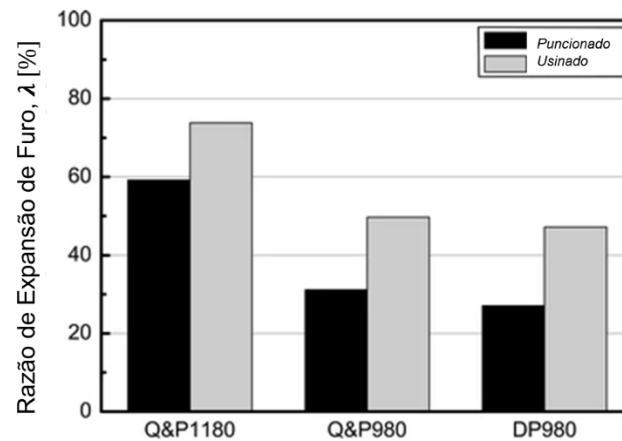


Figura 13.7 Resultados de expansão de furo para diferentes classes de AHSS [5].

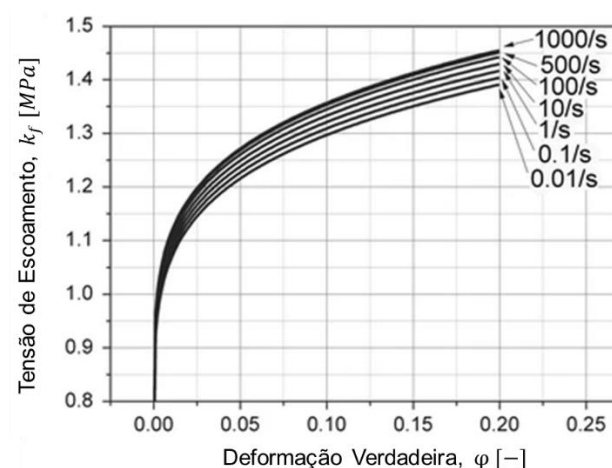


Figura 13.8 Curva de escoamento do aço QP980 em diferentes velocidades de deformação [5].

13.2 Aplicações dos Aços Q&P

Os aços Q&P tem potencial para serem aplicados em diversos componentes automotivos (Figura 13.9):

- Trilhos superiores e inferiores do compartimento do motor dianteiro;
- Laterais externas da base do para-brisa;
- Laterais externas da estrutura inferior (sob as portas);
- Laterais externas da coluna B;

- Trilhos do teto traseiro;
- Trilhos traseiros.

A aplicação desta classe ainda é limitada devido ao custo elevado e a baixa soldabilidade. Contudo, a tendência é que no futuro esta classe de 3ª geração substitua os PHS em aplicações de segurança que necessitam de maior resistência e substitua os aços DP em processos que requerem melhor conformabilidade. Um exemplo é o uso do QP980 substituindo aços de estampagem a quente em reforços de colunas B e vigas de portas do veículo da First Auto Works [7]. A utilização de classes Q&P em detrimento a aços dual phase mostra potencial para redução de peso de até 20% [2].

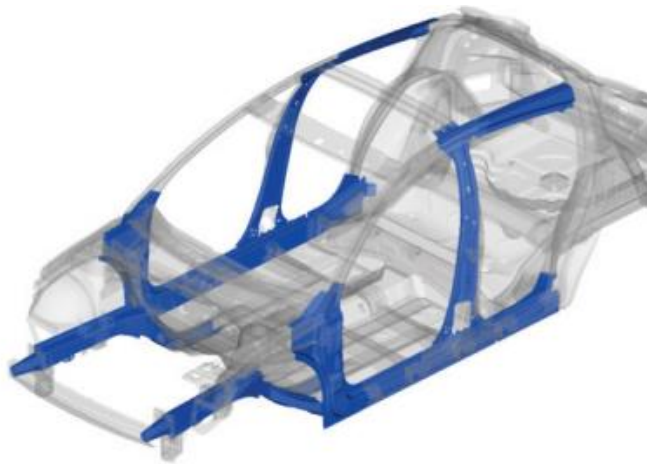


Figura 13.9 Exemplo de potenciais aplicações dos aços Q&P [2].

Referências

- [1] Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, Version 6.0, WorldAutoSteel, 2017.
- [2] Zuidema B.K., Introduction to 3rd Generation Advanced High Strength Steels, ArcelorMittal Global R&D, 2017.
- [3] Hong S.C., Ahn C.J., Nam S.Y., Kim S.J., Yang C.H., Speer J.G., Matlock D.K., Metals and Materials International, 2007, vol. 13, no. 6, pp. 439–445.
- [4] Schmitt J.-H., Lung T., New developments of advanced high-strength steels for automotive applications, Comptes Rendus Physique, Volume 19, Issue 8, 2018.
- [5] Wang L., Speer J.G., Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment, Metallography, Microstructure, and Analysis, Volume 2, 2013.
- [6] Chen X., Niu C., Lian C., Lin J., The Evaluation of Formability of the 3rd Generation Advanced High Strength Steels QT980 based on Digital Image Correlation Method, Procedia Engineering, Volume 207, 2017.
- [7] Wang L., Bian J., Wang J., Ye Y., Development and Application of New Generation AHSS Based on Q&P Process, Materials in Car Body Engineering 2019

14 Aços Médio Mn

O manganês tem uma densidade de $7,3 \text{ g/cm}^3$, o que o torna menos denso que o ferro. Assim, ao utilizar ligas com maiores teores de manganês, é possível criar produtos notavelmente mais leves. Os AHSS de 1ª geração não contêm mais do que cerca de 2% de Mn. Os aços TWIP (2ª geração) possuem cerca de 20% Mn. Os aços médio manganês normalmente contêm entre 3% e 12% de Mn junto com silício, alumínio e adições de microligas. O alumínio nesses aços reduz ainda mais a densidade [1].

Não existe composição química ou rota de processamento padrão para esta classe de AHSS. Vários estudos usam um ciclo térmico semelhante ao dos aços Q&P, gerando microestruturas complexas multifásicas de granulação fina, contendo de 15 a 20% de austenita acompanhada de ferrita e martensita [2]. A Figura 14.1 mostra a microestrutura de um aço com 7,15% de manganês e 0,22% de carbono após o recozimento intercrítico e têmpera em água. A microestrutura é composta por 57% de ferrita, 13% de austenita retida e 30% de martensita.

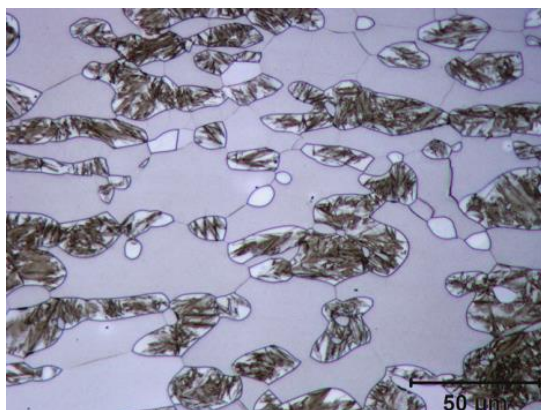


Figura 14.1 Microestrutura de um aço médio manganês (7,15%Mn; 0,22%C) [3].

Uma distinção no ciclo térmico em relação aos aços Q&P, é que a etapa de têmpera ocorre até a temperatura ambiente, ao invés de ser interrompido abaixo de M_s . Isso é viabilizado pelos elevados teores de manganês, os quais ajustam a temperatura M_f abaixo da temperatura ambiente [4].

Em comparação aos aços Q&P de mesmo nível de resistência, o elevado teor de manganês dos aços Med-Mn promove maiores quantidades de austenita retida e, portanto, maior ductilidade através do efeito TRIP. Um aço contendo 0,25% de carbono, 8,23% de

manganês, 1,87% de silício, 0,05% de níquel e 0,24% de molibdênio, após recozimento intercrítico e têmpera à temperatura ambiente, seguida de partição a 300°C, atinge limite de resistência superior a 1800 MPa, combinado com alongamentos totais de cerca de 15% [4].

14.1 Conformação Mecânica dos Aços Médio Mn

O comportamento mecânico dos aços médio manganês depende da composição química e do ciclo térmico escolhido. A Figura 14.2 (a) compara o diagrama de engenharia do DP1000 com o de um aço Med-Mn contendo 4% de manganês, 0,25% de carbono e 1,88% de alumínio. A chapa de médio carbono foi submetida a recozimento intercrítico e resfriada ao ar, gerando uma microestrutura com cerca de 47% de austenita retida. Apesar dos materiais apresentarem limite de escoamento similar, sendo 786 MPa para o DP1000 e 789 MPa para o Med-Mn, as demais propriedades diferem consideravelmente. O aço DP apresenta limite de resistência de 980 MPa, alongamento uniforme de 5,4% e alongamento total de 11,3%. Já o aço médio carbono combina um limite de resistência superior, de 1080 MPa, com uma ductilidade significativamente superior, expressa por um alongamento uniforme de 32,8% e um alongamento total de 38% [5].

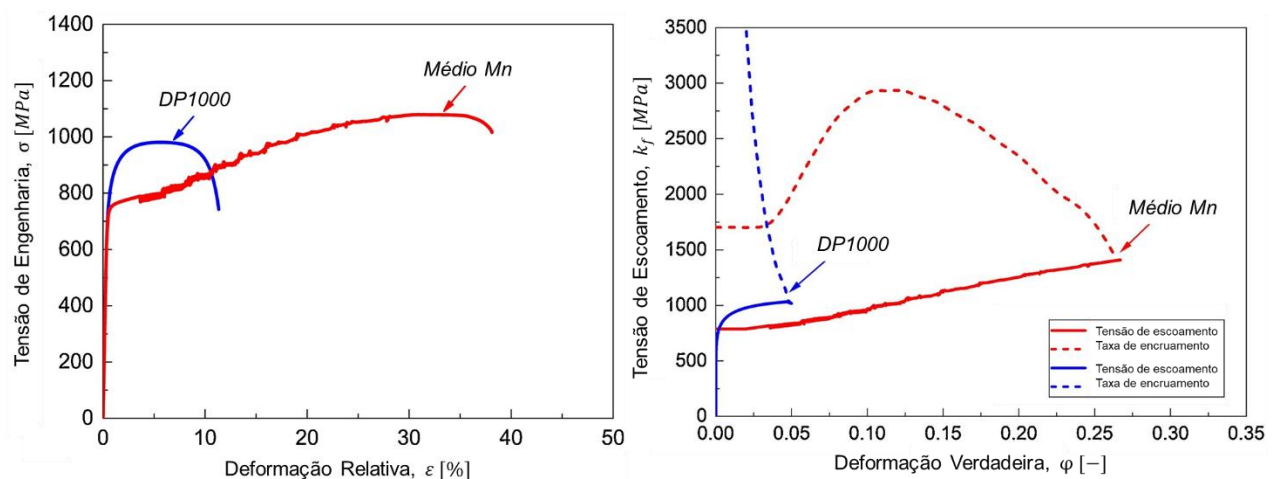


Figura 14.2 Diagrama de engenharia de um aço médio manganês e do DP1000 [5].

A Figura 14.2 (b) compara a curva de escoamento dos dois materiais e mostra a taxa de encruamento desenvolvida durante a deformação. O aço DP experimenta uma taxa de encruamento inicial elevada que diminui rapidamente. Em contraste, a taxa de encruamento do aço Med-Mn varia significativamente menos ao longo da deformação. Há um aumento de da taxa até um ponto máximo, o que indica a ativação do efeito TRIP. Devido ao efeito TRIP, a capacidade de encruamento do aço é aumentada, o que aumenta o alongamento

uniforme. Depois que a austenita retida é transformada em martensita, o coeficiente de encruamento diminui gradualmente [5].

Com uma combinação apropriada entre a composição química e o tratamento térmico, o aço médio manganês pode exibir tanto o efeito TRIP, quanto o efeito TWIP (Figura 14.3). Isso foi observado em um aço com 10% de Mn, 0,45% de C e 1% de Al. Durante a deformação plástica, inicialmente, uma fração dos grãos de austenita começam a se transformar em martensita devido à sua menor estabilidade. Isso gera uma alta taxa de encruamento no início da deformação. Por outro lado, alguns grãos de austenita possuem estabilidade mecânica muito alta e não se transformam durante a deformação inicial. Esses grãos possuem energia de defeito de empilhamento (EDE) adequada para gerar maclas. Isto pode não apenas contribuir para o encruamento através do efeito TWIP, mas também fornecer locais de nucleação para a transformação (TRIP) em deformações mais elevadas. Portanto, a ocorrência contínua de TRIP e TWIP durante a deformação pode resultar em melhores propriedades do aço com médio Mn [6].

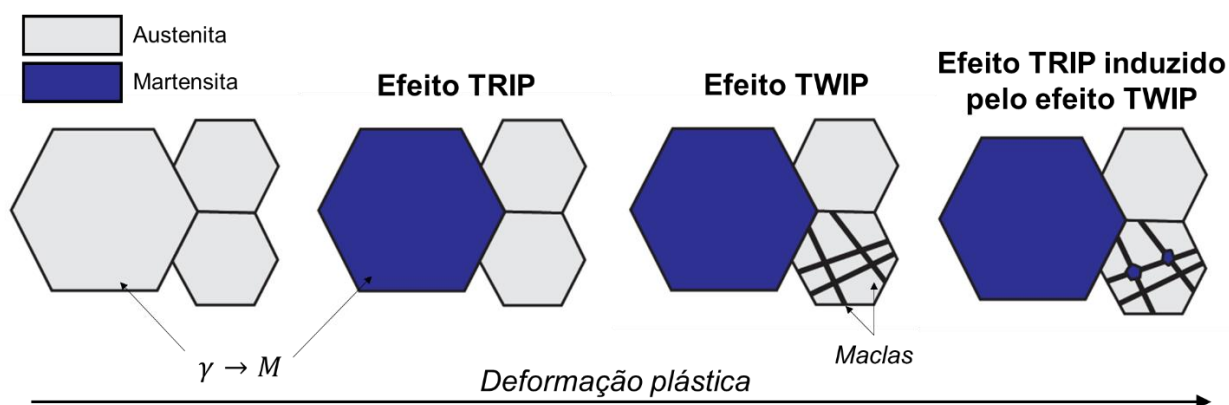


Figura 14.3 Desenho esquemático da deformação em aços médio manganês com a ocorrência de efeito TRIP e efeito TWIP [6].

14.2 Estampagem a Quente dos Aços Médio Mn

Embora aços Med-Mn tenham sido originalmente projetados para aplicações de estampagem a frio, existem numerosos estudos relacionados ao seu uso também no processo de estampagem a quente. Estes estudos demonstram que a classe de 3ª geração rivaliza com o 22MnB5 convencional em resistência, mas apresenta mais ductilidade. Uma das pesquisas demonstrou que após o processamento termomecânico, o 22MnB5 exibe um limite de resistência de 1510 MPa, um alongamento uniforme de 4,6% e um alongamento total de 7,3%. Já o aço Med-Mn apresenta limite de resistência de 1565 MPa, alongamento uniforme de 9,6% e alongamento total de 11,7%. Acredita-se que as propriedades aprimoradas dos aços médio Mn estão associadas à fração volumétrica de austenita retida, de aproximadamente 15% [7].

Além das propriedades mecânicas, os aços Med-Mn apresentam outras vantagens em relação aos PHS convencionais. A temperatura de austenitização pode ser significativamente menor que a do 22MnB5, gerando economia de energia [8]. A temperatura de aquecimento mais baixa também pode ajudar a reduzir o risco de fragilização em peças revestidas com Zn, além de minimizar a oxidação e a decarbonetação das não revestidas [9].

Na estampagem a quente de aços Med-Mn a transformação martensítica pode ocorrer em baixas taxas de resfriamento. Dessa forma, matrizes mais simples podem ser usadas com menos ou nenhum canal de resfriamento. Para algumas classes, o endurecimento pode ocorrer durante o resfriamento ao ar [10].

A Figura 14.4 mostra o diagrama de engenharia de diferentes aços médio-Mn estampados a quente e compara com o 22MnB5. A flutuação significativa nas propriedades dos aços médio manganês deve-se a diferenças de: (i) composição química, (ii) histórico termomecânico antes da estampagem a quente, (iii) taxa de aquecimento, (iv) temperatura de aquecimento, (v) tempo de aquecimento e (vi) taxa de resfriamento [1].

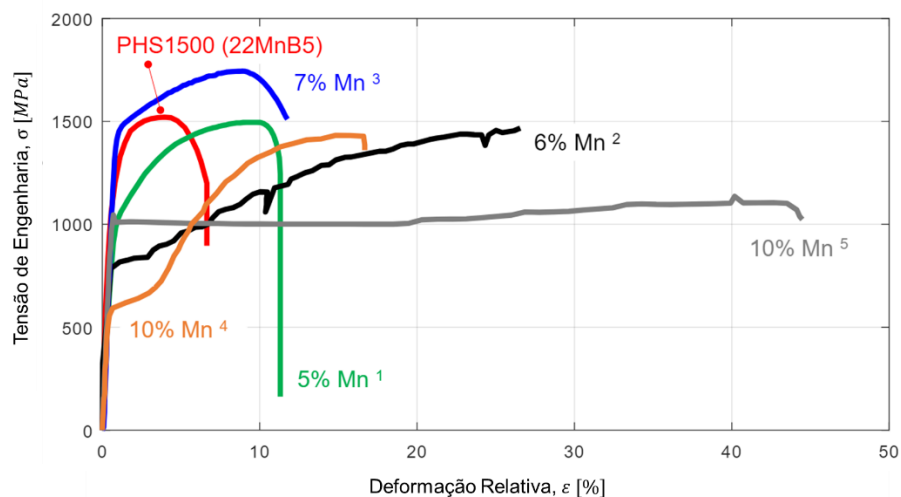


Figura 14.4 Diagrama de engenharia de diferentes aços médio-Mn estampados a quente e do 22MnB5 [1].

Referências

- [1] Advanced High-Strength Steels Application Guidelines, Version 6.0, WorldAutoSteel, 2017.
- [2] Chardan A.K., Sahoo B.K., Bansal G.K., Medium Manganese Steel: A Promising Candidate for Automotive Applications, STEEL TECH, 2021.
- [3] Aydin H., Essadiqi E., Jung I-H., Yue S., Development of 3rd generation AHSS with medium Mn content alloying compositions, Materials Science and Engineering: A, 2013.
- [4] Speer J., Rana V., Matlock D., Glover A., Thomas G., De Moor E., Processing variants in medium-Mn steels, Metals, vol. 9, p. 771, 2019.
- [5] Shen F., Wang H., Liu Z., Liu W., Könnemann M., Yuan G., Wang G., Münstermann S., Lian J., Local formability of medium-Mn steel, Journal of Materials Processing Technology, 2022.
- [6] Hu B., Luo H., Yang F., Dong H., Recent progress in medium-Mn steels made with new designing strategies, a review, Journal of Materials Science & Technology, 2017.
- [7] Lu Q., Eizadjou M., Wang J., Ceguerra A., Ringer S., Zhan H., Wang L., Lai Q., Medium-Mn Martensitic Steel Ductilized by Baking, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 50, pages 4067–4074, 2019.
- [8] Mendieta I. A., Telleria M. A., Drillet J. P., Puerta J. D., Alsmann M., Clobes J., Bruschi A., Ghiotti A., Research and Innovation, Green Press Hardening Steel Grades (GPHS): Final Report, European Commission, Directorate-General for Research and Innovation, 2015.
- [9] Speer J., Rana R., Matlock D., Glover A., Thomas G., De Moor E., Processing variants in medium-Mn steels, Metals, vol. 9, p. 771, 2019.
- [10] Billur E., Hot stamping of ultra high-strength steels: From a Technological and Business Perspective, Springer, 2019.