

Metalurgia

Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas

As chapas feitas com aços avançados de alta resistência são uma das principais respostas da siderurgia aos desafios impostos por seus clientes em sua busca por maior competitividade e atendimento às restrições ao consumo de energia e aos danos ao meio ambiente. O caso da indústria automobilística é emblemático, já que ela precisa reduzir cada vez mais o peso de seus produtos para minimizar seu consumo de combustível e diminuir, assim, o custo e a agressão ecológica associados a seu uso. Chapas mais finas de aço com maior resistência mecânica permitem reduzir o peso das peças sem a perda de suas características originais. Contudo, há casos em que um aumento da resistência leva à redução da conformabilidade do material, o que afeta a liberdade de *design*. A solução para esse impasse foi a aplicação de efeitos microestruturais complexos para conciliar, tanto quanto possível, essas características aparentemente contraditórias. Este trabalho apresenta uma revisão sobre as microestruturas dos aços e sua relação com as propriedades mecânicas, com ênfase nos novos aços avançados de alta resistência que vêm sendo desenvolvidos: bifásicos, TRIP, de fases complexas, martensíticos e parcialmente martensíticos, TWIP e com tamanho de grão ultra-fino.

A. A. Gorni

A contínua evolução tecnológica dos bens de consumo duráveis e a necessidade de se implantar uma infraestrutura adequada para atender às necessidades vitais da humanidade impôs o desenvolvimento de materiais de custo relativamente

baixo cujo desempenho atende-se aos requisitos mecânicos, químicos e físicos necessários às mais variadas aplicações. Os produtos planos de aço possuem aplicação praticamente universal, graças à capacidade que têm de assumir diferentes perfis de propriedades por meio da escolha criteriosa dos elementos de liga e da aplicação de tratamentos

termomecânicos ou térmicos específicos.

Pode-se citar aqui alguns exemplos dessa polivalência. Chapas grossas destinadas à construção civil precisam apresentar alta resistência mecânica para viabilizar a construção de edificações cada vez maiores. Aços para construção naval precisam apresentar fácil soldagem,

uma vez que esse processo é intensamente aplicado neste caso e seu custo é muito alto. Produtos planos usados na confecção de tubos com costura de grande diâmetro, além da alta soldabilidade, precisam apresentar boa tenacidade para minimizar o risco de rompimentos, que podem ter conseqüências catastróficas caso o fluido transportado seja inflamável e/ou tóxico.

Mas é a indústria automobilística que tem promovido enormes avanços na evolução metalúrgica dos aços ao longo das últimas décadas. Basta lembrar que os primeiros automóveis possuíam feitiço quadrado basicamente em razão da inadequada estampabilidade das chapas dos aços ferrítico-perlíticos do período, uma conseqüência não só da incipiente ciência metalúrgica da época, bem como das limitações dos processos industriais de refino e conformação. Contudo, a pressão da indústria automobilística pela redução de preço e melhoria do *design* dos automóveis forçou as usinas a evoluir tecnologicamente para produzir aço barato e com alta estampabilidade. Essa fase encontrou seu auge nos anos 1950, quando ocorreu o predomínio de um estilo automotivo exuberantemente curvilíneo, não por acaso apelidado de *rabo-de-peixe*, devido ao formato extravagante da região posterior dos automóveis daquela época.

Esse bucólico estilo dos anos dourados – certamente uma desforra pelos duros anos da II Guerra Mundial – foi repentinamente inviabilizado pela primeira crise do petróleo, em 1973 – talvez o primeiro aviso sério sobre a finitude dos recursos do planeta. O exorbitante aumento do preço dos

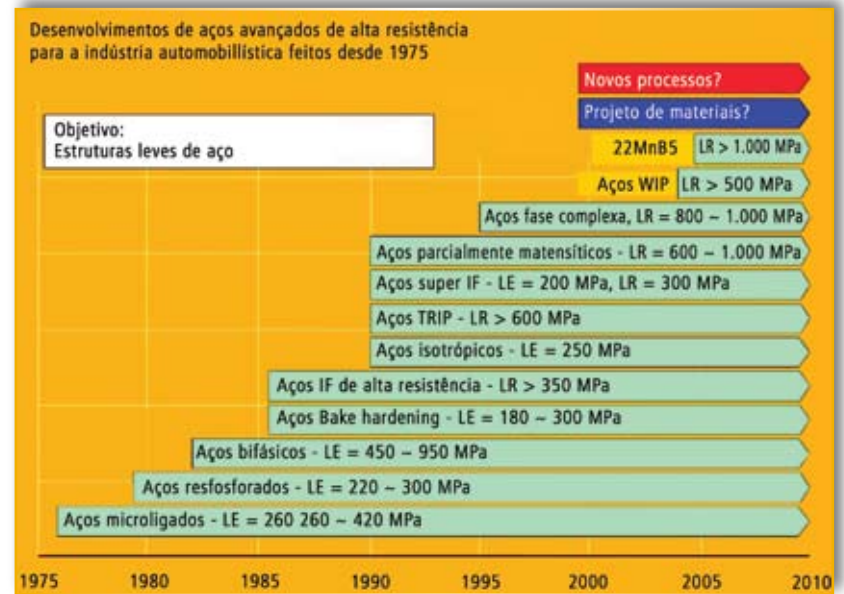


Fig. 1 – Evolução dos diversos tipos de aços avançados de alta resistência (AHSS) ao longo das últimas três décadas⁽³⁹⁾

combustíveis obviamente impôs a redução de seu consumo. Uma das formas mais eficazes para conseguir esse objetivo foi a redução do peso dos automóveis, através da diminuição do seu tamanho, da adoção de um *design* mais sóbrio e do uso de materiais mais leves, como plásticos e alumínio. As usinas siderúrgicas tiveram de reagir, buscando na ciência metalúrgica novos meios para produzir aços mais resistentes que permitissem a fabricação de componentes com os mesmos níveis de resistência mecânica, mas com menor quantidade de material. Surgiram então os chamados aços de alta resistência e baixa liga – ARBL (*High Strength Low Alloy – HSLA*), contendo micro-adições de Nb, Ti e V, cuja microestrutura ferrítica-perlítica mais refinada e capacidade de endurecimento por precipitação lhe proporcionavam maior resistência mecânica. Contudo, a contrapartida por essas vantagens foi uma ligeira perda de estampabilidade nesses novos produtos. A reação a isso foi o surgimento dos aços bifásicos (*dual phase*), cuja microestrutura peculiar minimiza

va as perdas de estampabilidade decorrentes dos maiores níveis de resistência mecânica.

A crise do petróleo terminou em meados de 1985, mas a exuberância econômica do pós-guerra estava irremediavelmente perdida. Portanto, a indústria automobilística continuou demandando avanços nos materiais por ela adotados, visando diminuir o preço de aquisição e manutenção de seus produtos. Além disso, as crescentes exigências dos consumidores por maior conforto a bordo – ar condicionado, direção hidráulica, vidros elétricos... – chegaram até mesmo a reverter a tendência de diminuição no peso dos automóveis. Finalmente, o ambiente extremamente competitivo em escala global que surgiu a partir dos anos 1990 e os desafios ecológicos do início do milênio vêm impondo desafios cada vez mais sérios a esse setor.

A resposta da siderurgia mundial a essa situação de permanente *stress* foi o desenvolvimento contínuo de novos tipos de chapas de aço com características cada vez mais adequadas a aplicações específicas, cuja evolução histórica

Metalurgia

pode ser apreciada na figura 1⁽³⁹⁾ (pág. 27). A partir da década de 1990, todos esses novos aços foram englobados numa só família, designada como Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steels – AHSS*). A figura 2, já clássica, permite comparar as características de resistência mecânica e ductilidade dessa nova família de aços. Pode-se deduzir, a partir dessa figura, que o aumento do nível de resistência mecânica do produto leva quase inevitavelmente à redução de seu alongamento total, ou seja, de sua estampabilidade. Contudo, o uso de microestruturas adequadas permite minimizar a perda de ductilidade sob níveis mais altos de resistência mecânica.

Essa mesma figura mostra ainda que ligas leves à base de alumínio e magnésio são inferiores aos aços quando se considera simultaneamente resistência mecânica e conformabilidade⁽³³⁾.

O objetivo deste trabalho é efetuar uma revisão sobre o papel

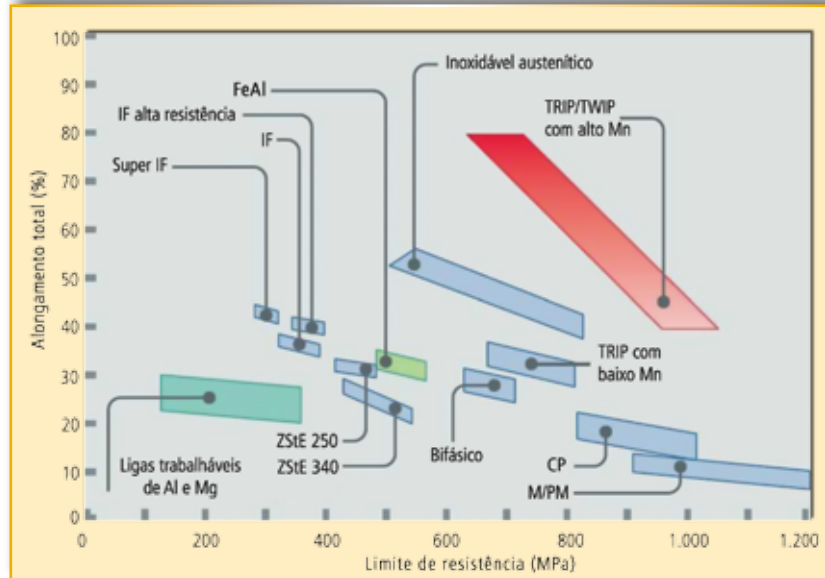


Fig. 2 – Relação entre limite de resistência e alongamento total dos vários tipos de aços avançados de alta resistência (AHSS)⁽³³⁾

dos mecanismos microestruturais dos aços na definição desses novos perfis de propriedades mecânicas e conformabilidade.

Aços ferríticos e ferrítico-perlíticos

Os aços ferrítico-perlíticos constituem a classe mais simples de chapas metálicas, as quais podem ser

produzidas a partir de ligas simples, com baixos teores de C e Mn, e sob condições de processo descomplicadas, ainda que devidamente controladas. Como ocorre em todos os tipos de microestrutura, suas características específicas – como tamanho de grão, fração de segunda fase etc. – influenciam as propriedades mecânicas do produto pelos chamados mecanismos de

AutoCorte™



Máquina de corte CNC

PLASMA E OXICORTE

Lançamento!

THC

TECNOLOGIA NACIONAL

Financiável pelo **FINAME**

TEL: (27) 2127-9999
FAX: (27) 2127-9955

AUTOMÁTICA
TECNOLOGIA

Veja a máquina em operação no site:

Velocidade Máxima: 20m/min
Largura Útil Padrão: 1500, 2500, 3000mm
Comprimento Útil: de 3000 até 12.000mm
Oxicorte: Operação Automática
Sensor de Altura: com Dispositivo Anti-Colisão

www.automatica.com.br

ÇOESPECIAL

AÇOS PARA BASES DE ESTAMPAS DE CORTE PROGRESSIVO

Substitua o aço 1045 por **P20 em CHAPAS**

DIMO 2311 · DIMO 42M



VANTAGENS EXCLUSIVAS

- Economia na usinagem;
- Economia no tempo de montagem em máquina (não necessita de calços);
- A melhor relação custo x benefício da categoria;
- Maior resistência mecânica (1100 Mpa)
- Garantimos sobremetal mínimo conforme tabela abaixo.

LINHA DE **ACOEESPECIAL** |||. INFORME-SE!

Dimensões (espessuras):		
Medida Bruta	Medidas Acabadas Garantidas*	
	até 600x600	até 1000x1000
25,0 mm	23,5 mm	22,5 mm
30,0 mm	28,5 mm	27,5 mm
35,0 mm	33,5 mm	32,5 mm
37,0 mm	35,5 mm	34,5 mm
38,2 mm	36,7 mm	35,7 mm
45,5 mm	44,0 mm	43,0 mm
49,0 mm	47,5 mm	46,5 mm
54,6 mm	53,1 mm	52,1 mm
59,0 mm	57,5 mm	56,5 mm
63,0 mm	61,5 mm	60,5 mm
76,0 mm	74,5 mm	73,5 mm
81,0 mm	79,5 mm	78,5 mm
84,0 mm	82,5 mm	81,5 mm
85,0 mm	83,5 mm	82,5 mm
91,8 mm	90,3 mm	89,5 mm
93,0 mm	91,5 mm	90,5 mm
95,0 mm	93,5 mm	92,5 mm
96,6 mm	95,1 mm	94,1 mm
102,0 mm	100,5 mm	99,5 mm
103,0 mm	101,5 mm	100,5 mm
104,0 mm	102,5 mm	101,5 mm
155,0 mm	153,5 mm	152,5 mm

* acima disso sob consulta.

ENTREGA SUPER RÁPIDA. TESTE-NOS!

NOVO SITE www.acoespecial.com.br

ÇOESPECIAL

Tel: 55 11 3392.6700

vendas@acoespecial.com.br

Metalurgia

endurecimento. O princípio básico desses mecanismos consiste em dificultar ao máximo a mobilidade das discordâncias presentes no reticulado cristalino do metal, já que são justamente esses defeitos que fazem com que a resistência mecânica dos materiais reais seja de menos de 10% do valor que seria teoricamente possível. Todos os mecanismos de endurecimento elevam as propriedades mecânicas determinadas sob condições estáticas, ou seja, sob baixas velocidades de deformação, como é o caso dos limites de escoamento e resistência, medidos em ensaios de tração^(30, 9).

A primeira componente que define as propriedades mecânicas de um aço ferrítico-perlítico é a resistência básica σ_0 entre os átomos de ferro, à qual se acrescentam as contribuições dos demais mecanismos de endurecimento. A resistência básica σ_0 corresponde à tensão de fricção da rede cristalina, definida pela força de Peierls-Nabarro, e que, no caso da ferrita CCC, assume valor de 70 MPa.

O primeiro mecanismo de endurecimento ocorre pelo efeito de solução sólida, o qual decorre da presença de átomos de elementos de liga solubilizados no reticulado do ferro. Com exceção do P, todos os demais provocam dilatação nesse reticulado. A intensidade de seu efeito no endurecimento é função da diferença de tamanho entre os átomos de soluto e os de solvente, das perturbações na estrutura eletrônica decorrentes da diferença no módulo de cisalhamento entre o soluto e solvente, e da concentração do soluto. Do ponto de vista prático, o efeito do endurecimento por solução sólida é diretamente proporcional ao teor em peso do

soluto. É curioso notar que a contribuição do Cr ao endurecimento por solução sólida do aço é nula, enquanto a do Ni é negativa⁽⁹⁾.

O endurecimento pelos contornos de grão $\Delta\sigma_{tg}$ pode ser quantificado pela já consagrada equação de Hall-Petch:

$$\Delta\sigma_{tg} = \frac{k_{tg}}{\sqrt{d}} \quad (1)$$

onde d é o diâmetro médio dos grãos e k_{tg} é uma constante. Este é o único mecanismo de endurecimento que aumenta tanto a resistência mecânica quanto a tenacidade dos metais. Por esse motivo, o refino de grão é, geralmente, o primeiro mecanismo de endurecimento cogitado quando se definem processos metalúrgicos de conformação e tratamento térmico de aços estruturais.

O endurecimento por segunda fase, σ_y , decorre da presença de mais de uma fase, ou constituinte, na microestrutura do aço – como a perlita, por exemplo. No caso específico de uma microestrutura ferrítico-perlítica, a resistência mecânica pode ser calculada em função da lei de misturas:

$$\sigma_y = X_f^{1/3} \sigma_{yf} + (1 - X_f^{1/3}) \sigma_{yp} \quad (2)$$

onde σ_y é o limite de escoamento do aço, X_f é a fração de ferrita, σ_{yf} é o limite de escoamento da ferrita e σ_{yp} é o limite de escoamento da perlita.

A ductilidade das microestruturas ferrítico-perlíticas, que geralmente é expressa pelo alongamento total observado nos ensaios de tração, é reduzida pela presença de perlita e elementos de liga em solução sólida. O efeito do tamanho de grão não é unanimidade: alguns

Metalurgia

autores afirmam que seu refino melhora a ductilidade⁽³⁰⁾, fato não confirmado por outros⁽²⁷⁾.

Infelizmente, a maioria dos mecanismos de endurecimento tende a degradar as propriedades mecânicas determinadas sob condições dinâmicas, ou seja, as medidas sob altas velocidades de deformação, como a tenacidade ou capacidade que o material tem para resistir à nucleação e ao avanço de uma trinca – por exemplo, a energia absorvida durante um ensaio de impacto Charpy ou a temperatura de transição entre fratura dúctil e frágil. O refino de grão é uma notável exceção a essa regra, servindo de base para o desenvolvimento de tratamentos termomecânicos como a laminação controlada⁽⁹⁾.

Pickering deduziu numerosas fórmulas para o cálculo das propriedades mecânicas de diversos tipos de aço a partir de suas características microestruturais⁽³⁰⁾; essas equações foram incluídas numa compilação escrita em português⁽¹⁷⁾.

Aços microligados

Os estudos sobre os efeitos de micro-adições de V, Ti e Nb nas propriedades mecânicas de aços de baixo carbono começaram no final da década de 1950. Tais efeitos revolucionaram a siderurgia, já que viabilizaram o desenvolvimento de tratamentos termomecânicos que levam à obtenção de aços que apresentam microestrutura com alto grau de refino. Essa intensa redução no tamanho de grão permite aumentar, simultaneamente, a resistência mecânica e a tenacidade da chapa, diminuindo os teores de elementos de liga do aço, especialmente o do C. Isso é particularmente interessante para esse tipo de produto, pois melhora sobremaneira sua soldabilidade, minimizando os custos de fabricação das estruturas.

Os elementos de micro-liga também podem proporcionar endurecimento por precipitação, aumentando a resistência mecânica da chapa. Esse efeito é causado

pela precipitação interfásica de partículas extremamente finas durante a transformação da austenita ao longo do resfriamento que é feito após a laminação a quente ou o tratamento térmico. Contudo, neste caso há alguma perda de tenacidade. No caso de aços laminados a frio, os elementos de microliga retardam os processos de recristalização e crescimento de grão que ocorrem durante o recozimento das bobinas laminadas a frio⁽¹⁴⁾.

O Ti atua principalmente pelo refino do tamanho de grão austenítico durante o reaquecimento da placa antes de sua laminação a quente. Os precipitados desse elemento possuem baixa solubilidade, particularmente o TiN, que se mantém estável mesmo no aço líquido. Já o V possui alta solubilidade na austenita e, por esse motivo, endurece o material por precipitação interfásica na ferrita, principalmente. Já o Nb atua principalmente por meio do refino do tamanho de grão austenítico imediatamente antes de



**Investindo em tecnologia
Investindo no seu produto**

*Tudo o que sua empresa
merece em um só lugar,
de Salto para o Brasil!*



OXILASER
SOLUÇÕES EM CORTE A LASER

(11) 4021-5854 - www.oxilaser.com.br

sua transformação. Esse elemento, tanto na forma solubilizada como na precipitada, possui a capacidade de restringir a recristalização da austenita entre os passes de laminação abaixo de uma determinada temperatura (designada como T_{nr} , ou temperatura de não-recristalização), que geralmente varia entre 900°C e 1.000°C. Dessa forma, durante a fase de acabamento da chamada laminação controlada, ocorre uma virtual “laminação a frio” da austenita, cujos grãos ficam completamente achatados e encruados imediatamente antes de sua transformação, proporcionando inúmeros pontos propícios para a nucleação de ferrita durante o resfriamento posterior. Dessa forma, ela dá origem a uma microestrutura ferrítica intensamente

refinada, a qual proporciona ao produto as características tecnológicas favoráveis citadas no parágrafo anterior⁽¹⁴⁾.

A intensidade do endurecimento pela precipitação $\Delta\sigma_{ppt}$ depende da fração e das características das partículas precipitadas, tais como resistência mecânica, estrutura, espaçamento, tamanho, formato e distribuição. Ela pode ser quantificada a partir do modelo de Ashby-Orowan:

$$\Delta\sigma_{ppt} = \frac{5,9\sqrt{X_p}}{\bar{x}} \ln(4.000\bar{x}) \quad (3)$$

onde $\Delta\sigma_{ppt}$ é o endurecimento por precipitação, X_p é a fração de precipitados na microestrutura e \bar{x} é o diâmetro médio do intercepto planar dos precipitados. Esta fórmula

deixa claro que o endurecimento por precipitação é diretamente proporcional à quantidade de precipitados e inversamente proporcional ao seu diâmetro. Sua aplicação prática é restrita, já que, nos aços microligados, os precipitados que aumentam a dureza somente podem ser detectados pela microscopia eletrônica de transmissão, cuja complexidade dificulta muito a obtenção das grandes massas de dados necessárias para o ajuste estatístico das equações experimentais⁽³⁰⁾.

Os aços microligados também podem apresentar o endurecimento por discordâncias $\Delta\sigma_{disc}$, o qual ocorre se a microestrutura desse material apresentar constituintes formados sob temperaturas relativamente baixas, como, por

A qualidade que o mundo já conhece, agora também no Brasil



MasterMaquinas

R. Lutécia, 1979 - São Paulo - SP - Tel.: +55 11 2295-9419

mastermaquinas@mastermaquinas.com
www.mastermaquinas.net

Metalurgia

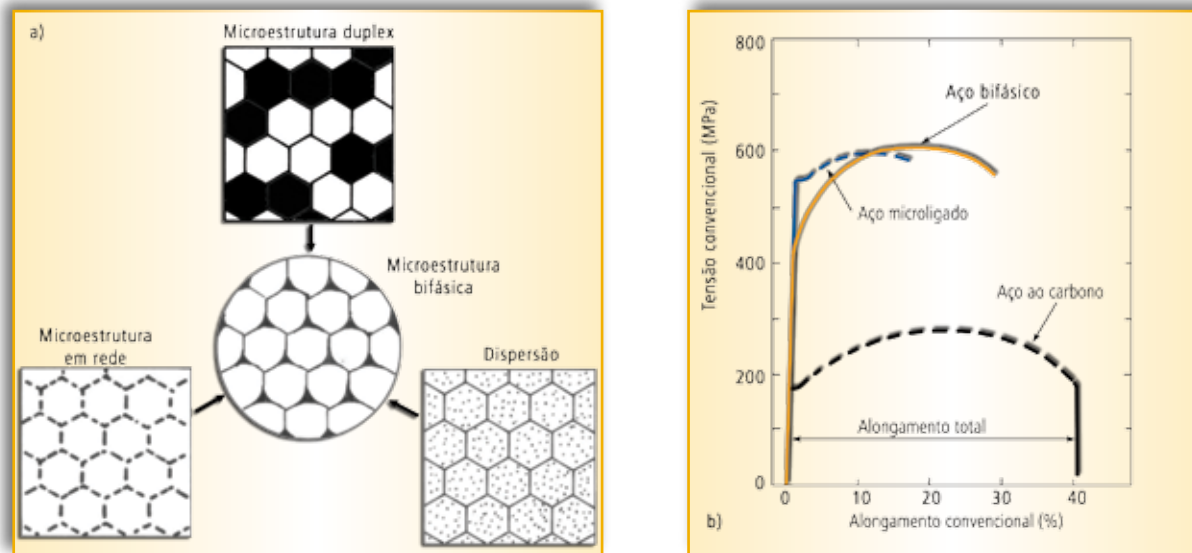


Fig. 3 - a) Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica⁽²⁰⁾; b) comparação entre as curvas tensão versus deformação, determinadas por ensaio de tração, para os aços ao C, microligado e bifásico⁽¹¹⁾

exemplo, ferrita acicular ou bainita. A ferrita acicular, ao contrário da poligonal, contém discordâncias em sua estrutura que aumentam sua resistência mecânica. O efeito de endurecimento é diretamente proporcional à raiz quadrada da densidade de discordâncias ρ presente na microestrutura:

$$\Delta\sigma_{disc} = k_{disc} \sqrt{\rho} \quad (4)$$

onde k_{disc} é uma constante que depende do aço em questão.

Eventualmente, esse tipo de endurecimento pode ocorrer na própria ferrita poligonal, que originalmente está isenta de discordâncias. Por exemplo, em determinados aços, a transformação da austenita dá origem a grandes frações de ferrita poligonal, formada sob temperaturas relativamente altas. Contudo, o C rejeitado durante essa transformação se concentra numa pequena fração de austenita remanescente, que assim ganha temperabilidade e se estabiliza, momentaneamente. Dessa forma, ela só irá se transformar posteriormente, sob temperaturas relativa-

mente baixas, formando constituintes aciculares, como ferrita acicular, bainita ou mesmo martensita. O volume desses constituintes é significativamente maior em relação à austenita que lhes deu origem. Isso gera tensões de compressão na matriz de ferrita poligonal já existente, deformando-a localmente e gerando discordâncias – o que também exerce efeito endurecedor⁽³⁰⁾.

Por outro lado, a resistência mecânica significativamente maior dos aços microligados é conseguida, infelizmente, às custas de sua conformabilidade a frio, que é significativamente pior em relação aos aços comuns ao C. A solução deste problema requereu novas abordagens metalúrgicas, como será visto a seguir.

Aços bifásicos (dual phase)

Um dos recursos disponíveis para maximizar simultaneamente a ductilidade e a resistência mecânica dos aços consiste no uso de microestruturas mais complexas

do que as ferríticas ou ferrítico-perlíticas normalmente presentes nas ligas comuns de baixo C. Essa abordagem está baseada nas interações mais complexas que ocorrem entre vários constituintes presentes na microestrutura, os quais, por sua vez, também devem apresentar variações significativas de dureza entre si. No final da década de 1970 surgiu o primeiro desenvolvimento nesse sentido, o assim chamado aço bifásico (*dual phase*), que, como seu nome dá a entender, apresenta microestrutura constituída por uma matriz com 80 a 85% de ferrita poligonal macia somada a 15 a 20% de martensita dura⁽³¹⁾.

Hornbogen definiu a microestrutura bifásica como uma fusão das três morfologias básicas das microestruturas com duas fases: duplex, dispersão e em rede. Por esse motivo, a microestrutura bifásica reúne as características topológicas peculiares de cada tipo de morfologia, conforme mostra a figura 3a. Como ocorre com a microestrutura duplex, na bifásica as quantidades de grãos por volume

Metalurgia

das duas fases são iguais; logo, as razões entre os volumes dos grãos das duas fases, e entre suas frações em volume, devem ser iguais. Da microestrutura em dispersão tem-se que na bifásica a segunda fase dura deve ser totalmente isolada pela fase-matriz macia, o que garante a ductilidade e a conformabilidade do material. Finalmente, da mesma forma como ocorre com a microestrutura em rede, na bifásica a segunda fase se localiza exclusivamente nos contornos de grão da fase-matriz^(20,13).

A microestrutura bifásica, com seu arranjo particular de ilhas duras dispersas numa matriz macia, apresenta uma série de características mecânicas que lhe asseguram boa conformabilidade: escoamento contínuo (ou seja, ausência do patamar de escoamento típico dos aços ferrítico-perlíticos, mesmo microligados); limite de escoamento (a 0,2% de deformação) entre 300 e 380 MPa; alto coeficiente de encruamento n , entre 0,2 e 0,3; limite de resistência entre 620 e 655 MPa;

baixa razão elástica, entre 0,5 e 0,6; e alongamento total superior a 27%. A figura 3b (pág. 34) permite a comparação das curvas típicas, obtidas em ensaios de tração, para aços ao C, microligados e bifásicos. Como se pode observar, o aço bifásico representa um caso intermediário entre os outros dois materiais, apresentando nível de resistência mecânica similar ao do aço microligado, mas ductilidade mais próxima à do aço ao C⁽¹⁰⁾.

Durante a produção dos aços bifásicos, tanto na laminação de tiras a quente quanto no recozimento contínuo, a matriz ferrítica se forma em primeiro lugar, enriquecendo a austenita remanescente com C e outros elementos de liga. Esta, por sua vez, ganha temperabilidade suficiente para se transformar mais tarde em martensita, sob temperaturas muito mais baixas. Essa transformação atrasada da martensita induz tensões residuais de compressão na matriz ferrítica, as quais facilitam o processo de escoamento e, dessa forma, reduzem o valor do

limite de escoamento e suprimem a ocorrência de patamar. Um resfriamento lento após a formação da martensita pode proporcionar a redução da fragilidade da martensita recém-formada por meio de efeitos de revenido. Durante a deformação plástica, o escoamento da matriz ferrítica macia através das “ilhas” de martensita dura encrua significativamente o material, contribuindo para aumentar sua resistência mecânica. A figura 4 (pág. 38) mostra, esquematicamente, o efeito dos vários parâmetros microestruturais sobre as propriedades mecânicas do aço bifásico⁽²⁵⁾.

Nos aços ferríticos com baixo C, de alta estampabilidade, as correlações entre propriedades mecânicas e microestrutura são relativamente simples, já que esta é caracterizada apenas pelo tamanho e o formato de seus grãos, bem como de sua textura cristalográfica. A situação se complica no caso dos aços bifásicos, já que a caracterização esteológica de sua microestrutura é mais complexa: envolve parâmetros

MATERIAIS: * AÇO INOX 5/8 * AÇO CARBONO 3/4 * ALUMÍNIO 8mm * OUTROS



TECNOLOGIA EM CORTE A LASER

(11) 4543-6132

(11) 4543-6188

www.lasertech.ind.br

lasertech@lasertech.ind.br

• CORTE LASER

• DOBRA

• SOLDA

• MONTAGEM DE PEÇAS
E EQUIPAMENTOS



CAPACIDADE DE CORTE: CHAPAS DE 2.000 X 4.000 - CAPACIDADE DE DOBRA: 3/8 X 200T



4 QUATRO
corte laser

Oferecemos serviços de corte e conformação de chapas com a mais alta tecnologia do mercado

- ✱ Corte Laser
- ✱ Dobra CNC

- ✱ Solda
- ✱ Projeto 3D



Corte Laser

(11) 3909-7152

Quatro Corte Laser
Av. Mutinga, 3667 - Pirituba
São Paulo - SP
comercial@4laser.com.br

www.4laser.com.br

Metalurgia

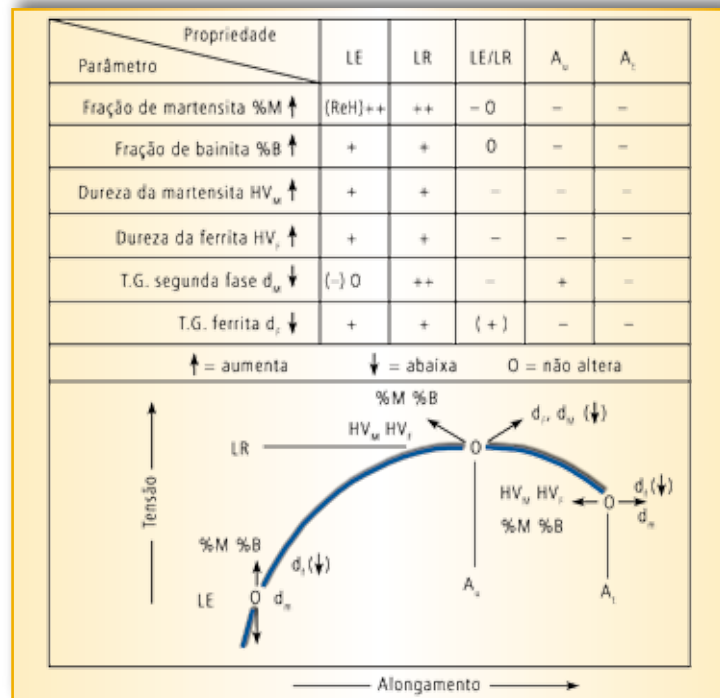


Fig. 4 – Representação esquemática da influência qualitativa dos parâmetros da microestrutura bifásica sobre as propriedades mecânicas do material⁽²⁵⁾

como o tamanho de grão das duas fases, a razão entre suas durezas, o caminho livre médio da ferrita e o grau de contigüidade entre as duas fases⁽¹³⁾.

Em primeiro lugar, a relação de Hall-Petch é ligeiramente diferente no caso dos aços bifásicos: o caminho livre médio disponível para a migração das discordâncias é delimitado pelos contornos ferrita-martensita, e não mais pelos contornos de grão ferríticos⁽²⁵⁾. Assim sendo, a equação de Hall-Petch continua válida, só que o valor do tamanho de grão d deve ser substituído pela distância livre ferrítica média L_{disc} , o que já foi demonstrado experimentalmente^(24, 12).

O cálculo do limite de resistência para o caso dos aços bifásicos também deve levar em conta o encruamento ou endurecimento que ocorre no material por discordâncias $\Delta\sigma_{disc}$. Foi constatado que esse encruamento pode ser expresso pelo modelo de Ashby^(24, 12):

$$\Delta\sigma_{disc} = k \sqrt{\frac{f_{\beta}}{d_{\beta}}} \quad (5)$$

onde k é uma constante empírica, f_{β} é a fração de martensita presente na microestrutura e d_{β} é seu tamanho de grão. Ou seja, o encruamento de um aço bifásico é proporcional à raiz quadrada da fração de martensita presente na microestrutura e inverso ao de seu tamanho de grão. O cálculo do limite de resistência dos aços bifásicos pode ser feito com precisão levando-se em conta duas contribuições: a relação de Hall-Petch, porém com a distância livre ferrítica média em vez do tamanho de grão, e o modelo de Ashby. É interessante notar que o coeficiente de encruamento também pode ser calculado por uma equação com formato semelhante ao usado para o limite de resistência. Por sua vez, o alongamento uniforme é diretamente proporcional ao caminho livre ferrítico médio^(24, 11, 12).

Metalurgia

Em meados da década de 1980 foi desenvolvida uma variante de aço bifásico na qual a martensita presente como segunda fase foi substituída pela bainita. Essa evolução foi motivada pelo fato de que a microestrutura ferrítica-bainítica apresenta menor número de locais em que ocorre concentração de tensão e deformação, uma vez que é mais uniforme do que a ferrítica-martensítica. Isso proporciona melhores características de ductilidade e tenacidade à chapa, fato de grande importância em aplicações como a fabricação de rodas automotivas, devido à maior capacidade de expansão de orifício desse material. Um aço ferrítico-bainítico ideal para esta aplicação deve apresentar microestrutura ferrítica com 10 a 15% de bainita,

a qual proporciona limite de escoamento entre 450 e 550 MPa, limite de resistência entre 550 e 650 MPa, razão elástica menor ou igual a 85% e alongamento total mínimo de 25%. Um exemplo desse material, obtido por laminação a quente, apresenta a seguinte composição química: 0,05% C, 1,60% Mn, 0,49% Si, 0,033% Al e 0,025% Nb^(38, 15).

Aços multifásicos

Em 1967, Zackay e outros mostraram que é possível obter altos valores de alongamento num aço austenítico se, durante o processo de deformação sob temperatura ambiente, ocorrer transformação contínua da austenita para martensita. Esse fenômeno foi atribuído

à dilatação que ocorre durante a transformação da austenita CFC para a ferrita CCC, e foi designado pela sigla TRIP: *transformation-induced-plasticity*, ou plasticidade induzida por transformação⁽⁴⁰⁾.

O desenvolvimento bem sucedido das chapas de aço bifásico motivou a busca por outros recursos microestruturais que promovessem aumento na ductilidade em aços com alta resistência mecânica. No final da década de 1980, Matsuura e outros mostraram, pela primeira vez, que era possível aplicar o conceito TRIP para aumentar a ductilidade em chapas de aço de baixo C ao Si e Mn, processadas por recozimento contínuo, de forma a apresentar até 20% de austenita retida em sua microestrutura. O principal desafio metalúrgico

Flow
Inovação | Experiência | Comprometimento



Tecnologia HyperJet - 87.000 PSI / 6.000 Bar
Mais Pressão, Menos Abrasivo e Maior Velocidade no Corte com Jato de Água



Maior Produtividade em sua Aplicação

Equipamentos de qualidade para empresas de todos os portes, valor acessível e justo por um atendimento diferenciado baseado em mais de 40 ANOS DE EXPERIÊNCIA EXCLUSIVA em Tecnologia de Corte com Jato de Água.



Flow Latino Americana
Corte e Hidrojateamento a Pressão Ultra Elevada
(11) 3616-2820 - flowlatino@flowlatino.com - www.flowlatino.com

BOSCHERT
simply better!

Mais de 50 anos de mercado

- Puncioneiras
- Dobradeiras Press Brake
- Guilhotinas



Combicut, a combinação de corte laser com puncionamento.

Otimização de custo e aumento de produtividade.

Representada no Brasil pela EMM2 (Itu – São Paulo), a Boschert oferece toda a linha de corte, dobra e puncionamento, para atender toda a linha de produção de seus clientes. Qualidade alemã e otimização de processos para sua empresa.

EMME2

EMME2 Indústria, Comércio e Representação de Máquinas e Equipamentos LTDA

Av. Tiradentes, 451 – Sala 02
Bairro Vila Nova – Edif. Nova Center
CEP: 13.309-320 – Itu – SP – Brasil
Fone/Fax: 55 11 4025 4737
emme2@emme2.com.br
www.emme2.com.br

neste caso foi conseguir estabilizar, sob temperatura ambiente, uma quantidade considerável de austenita, que permitisse elevar significativamente o alongamento do material. Isso pode ser feito submetendo o material a um ciclo de resfriamento a partir de seu estado austenítico, que permita a permanência, durante um período significativo de tempo, dentro do campo bainítico do diagrama TRC, de forma a proporcionar suficiente enriquecimento de carbono à austenita remanescente e estabilizá-la sob temperatura ambiente. Este material pode ser produzido diretamente por laminação de tiras a quente (quando o resfriamento lento da bobina garante o enriquecimento de C da austenita remanescente) ou a partir

de recozimento contínuo (processo em que o resfriamento da tira deve incluir um tratamento adicional de superenvelhecimento com esse mesmo objetivo.

A redução do tamanho de grão da austenita retida também contribui para elevar sua estabilidade, por meio da diminuição da temperatura M_s . Ao final desse processo tem-se uma microestrutura multifásica, geralmente constituída de 50 a 60% de ferrita, 25 a 40% de bainita e 5 a 15% de austenita retida, que proporciona a esse material limites de resistência da ordem de 600 a 800 MPa. É interessante notar que frações de austenita retida superiores a 20% degradam a conformabilidade a frio dos aços TRIP. A figura 5a (pág. 42) mostra a maior resistência mecânica e duc-

tilidade do aço TRIP em relação aos microligados e bifásicos^(26, 4, 22, 6).

A deformação provocada pela transformação da austenita retida em martensita não explica totalmente os altos valores de alongamento uniforme obtidos nos aços TRIP, os quais oscilam entre 15 e 30%. Nos aços de baixo C com efeito TRIP essa transformação promove deformação por tração de apenas 2%, devido às frações muito baixas de austenita retida presentes na microestrutura. A maior contribuição para a ductilidade desse material é o maior coeficiente de encruamento, devido à formação progressiva de martensita dura ao longo de toda a deformação, conforme mostrado na figura 5b. As discordâncias criadas pela transformação martensítica na ferrita

Tecnologia, Qualidade e Economia presentes nos melhores produtos



- Processos em Bihler e Pressas Rápidas
- Componentes Metálicos em Fio e Fitas
- Contatos Elétricos
- Contatos Elétricos Soldados e ou Rebitados
- Componentes Estampados e Montados Simultaneamente
- Molas Compressão, Tração e Torção



M.S. Ambrogio do Brasil Ltda.
Rua Loanda, 613 - Chácara Reunidas
12.238-330 - São José dos Campos - SP
Tel.: (12) 2135-9200 - Fax: (12) 2135-9210
comercial@msadobrasil.com.br
www.msadobrasil.com.br

Metalurgia

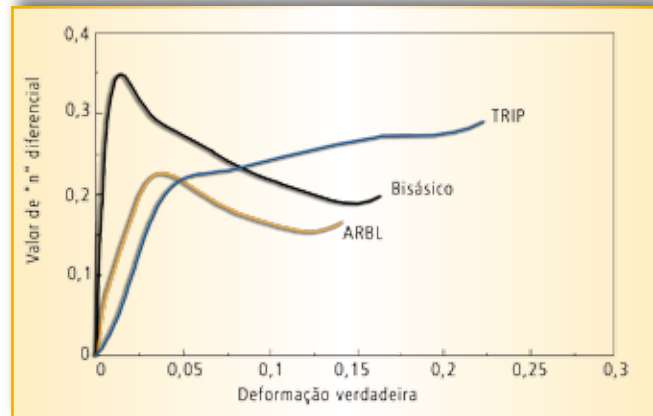
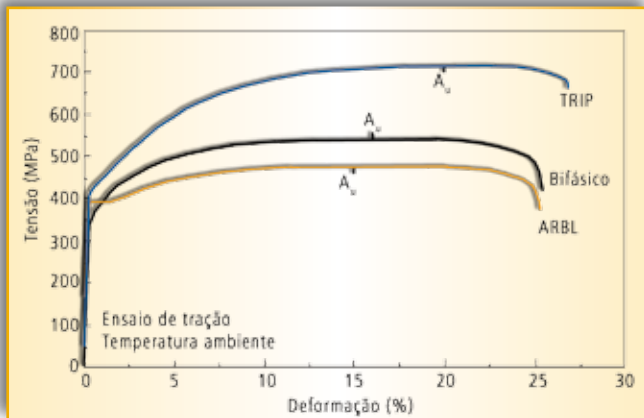


Fig. 5 – Comparação entre: a) curvas tensão versus deformação e b) coeficientes diferenciais de encruamento n determinados por ensaios de tração de aços ARBL, bifásico e TRIP com níveis similares de limite de escoamento⁽⁴⁾

também possuem papel importante na definição da ductilidade dos aços TRIP, pois também contribuem para o encruamento.

Se, por acaso, a transformação ocorrer inteiramente logo no início da deformação a frio, o material não apresentará alta ductilidade. É necessário que a austenita se mantenha estável até serem atingidos altos graus de deformação a frio, já que essa fase retarda o processo de estrição que ocorre sob solicitações de tração por meio de sua transformação em martensita nos pontos do material onde ocorrem concentrações de tensão. Ou seja, é importante retardar a transformação da austenita retida até os estágios finais da deformação, quando ocorre acúmulo significativo de danos no aço. É justamente nesse ponto que o benéfico efeito TRIP pode ser maximizado. Por esse motivo, a adição de Si e o enriquecimento adequado de C da austenita retida são vitais para assegurar um nível adequado de estabilidade na austenita retida e garantir a alta ductilidade desse material.

A presença de martensita de alto C não-revenida (e, portanto, frágil) num material com alta ductilidade,

como é o caso dos aços TRIP, parece ser uma contradição. Isso pode ser explicado pelo pequeno tamanho de grão da austenita retida, o qual torna difícil a transferência de carga desde a matriz da microestrutura multifásica até a martensita frágil que se forma durante a deformação a frio. Portanto, o refino da microestrutura dos aços TRIP é duplamente importante, garantindo simultaneamente a estabilidade da austenita retida e a imunidade à fragilidade que poderia ser induzida pela presença de martensita não-revenida^(3, 22, 7).

O desenvolvimento de correlações entre as propriedades mecânicas e microestrutura nos aços TRIP é uma tarefa complicada, já que este tipo de material apresenta alterações dinâmicas em seus parâmetros microestruturais durante a conformação a frio – ou seja, a transformação da austenita retida em martensita, que é função de sua estabilidade. A complexidade das interações microestruturais e a curta existência comercial dos aços TRIP impediram, até o momento, o desenvolvimento de correlações quantitativas consagradas entre propriedades mecânicas e microestruturas^(5, 6).

Os aços de fase complexa (*Complex Phase, CP*), surgidos na segunda metade da década de 1990, representam uma transição entre os aços TRIP e os materiais com ultra-alta resistência mecânica. A exemplo dos aços TRIP, sua microestrutura é multifásica, mas não se observa a presença de austenita retida, o que leva a maiores valores de resistência mecânica com menor ductilidade. Esta fase é substituída por outras mais duras, o que permite que esse tipo de chapa consiga limites de resistência da ordem de 800 a 1.000 MPa em razão da presença de 80 a 90% de bainita, 5 a 10% de ferrita e 5 a 10% de martensita. Dessa forma, os aços de fase complexa são particularmente adequados para a manufatura dos componentes necessários para garantir a segurança dos ocupantes de modernos veículos automotivos em caso de acidentes, como barras anti-colisão em portas, pára-choques e a chamada “coluna B”. Neste caso, a composição química e o processamento do material são concebidos de forma a reduzir a estabilidade da austenita, formando constituintes duros para que seja atingida a resistência mecânica necessária⁽¹⁸⁾.

Metalurgia

Aços martensíticos

Os aços martensíticos de baixo C, eventualmente designados pela sigla MART (de *Martensitic*), apresentam, como se depreende de seu nome, microestrutura constituída predominantemente de martensita. Sua alta resistência mecânica os qualifica para o uso em componentes vitais para a segurança de automóveis, como pára-choques e barras contra impactos laterais, a exemplo dos aços de fase complexa. Contudo, a microestrutura desses aços também pode conter outros constituintes, tais como martensita auto-temperada, bainita, ferrita acicular e/ou austenita retida; por esse motivo, algumas de suas variantes são designadas pela expressão parcialmente martensítica (*Partially Martensitic, PM*). A martensita desse aço apresenta morfologia em ripas, já que o teor de C do material encontra-se abaixo de 0,2%. Esse produto é obtido por meio da laminação de tiras a quente, sendo necessário manter

taxas de resfriamento altas o suficiente no final da conformação e temperaturas de bobinamento abaixo do ponto M_s . Uma vez que o teor de C desse material é relativamente baixo, seu ponto M_s é elevado, da ordem de 300 a 400°C, fazendo com que a martensita passe por um processo de auto-reenvenimento durante o resfriamento lento da bobina⁽³⁷⁾.

O nível de resistência desse material também pode ser ajustado pelo teor de C, já que o principal mecanismo de endurecimento da martensita decorre do efeito da solução sólida desse elemento. As demais fases presentes na microestrutura são usadas para um ajuste fino das características mecânicas. Por exemplo, maiores frações de martensita auto-temperada reduzem a resistência mecânica do aço, ao mesmo tempo em que melhoram sua conformabilidade. O tamanho de grão da austenita que dá origem à martensita também altera as características mecânicas. Outra possibilidade de influenciar

as propriedades mecânicas dos aços martensíticos consiste no endurecimento a partir da precipitação de elementos de micro-liga. As propriedades típicas das chapas de aço martensítico são: limite de escoamento de 1.150 MPa, limite de resistência de 1.360 MPa, razão elástica de 0,85 e alongamento total de 5%. A conformabilidade por dobramento desse material é muito boa, apesar da baixa ductilidade observada no ensaio de tração: o raio mínimo de curvatura é da ordem de 1,5 vezes a espessura da chapa⁽³⁷⁾.

A microestrutura martensítica também pode ser obtida após a conformação da chapa no cliente final. Nos últimos anos vem-se constatando um aumento da fabricação de componentes automotivos por estampagem a quente seguida de têmpera na própria matriz usada na conformação mecânica. O aço usado deve ser auto-temperável, o que virtualmente obriga o uso de ligas ao B, podendo-se citar as seguintes faixas típicas de compo-

MESA DE CORTE PLASMA CNC



A melhor relação peso/potência do mercado, conferindo alta produtividade e excelente custo-benefício.



Distribuidor Autorizado
Hypertherm

Fontes Plasma de Alta-Definição
Fontes Manuais
Consumíveis Originais



baw
SOLUÇÕES PARA PROCESSOS DE CORTE PLASMA

BAW Brasil Ind. e Com. Ltda.

Rua Humberto Zanoni, 111 - Caxias do Sul-RS
Fone/Fax: (54) 3226.3232 - info@baw.com.br

Para maiores informações,
contate-nos e visite nosso site.

www.baw.com.br

NOVA LINHA DE PRENSAS



- Qualidade
- Tecnologia Européia
- Potência para sua Empresa



PRENSAS
EXCÊNTRICAS
TIPO "C" DE
25 A 500 TON.

PRENSAS
EXCÊNTRICAS
TIPO "H" DE
110 A 500 TON.



PRENSAS
EXCÊNTRICAS
PARA FORJAMENTO
DE 400 A 4000 TON.



PRENSAS DE
FRICÇÃO PARA
FORJAMENTO
DE 630 A 6300 TON.



**MELHOR PREÇO NÃO HÁ!
FINANCIAMOS EM
ATÉ 60 MESES.**

YIYOU Soluções para Forjamento

Telefax: 11 3277-0325
www.vegamaquinas.com.br

Metalurgia

sição química: 0,20-0,25% C, 1,00-1,30% Mn, 0,20-0,25% Si, 0,025% P máx; 0,015% S máx; 0,15-0,25 Cr e 0,0015-0,0050% B⁽¹⁾.

O processo de estampagem a quente se inicia com a proteção da superfície da tira com um revestimento especial à base de AlSi, que evita sua descarbonetação e oxidação durante o aquecimento e conformação. O material é desbobinado e entra num forno contínuo com 23 metros de comprimento, de onde sai sete minutos depois sob temperaturas entre 850 e 950°C. A seguir, é encaminhado à matriz de estampagem, onde é conformado e também resfriado. Há um sistema de resfriamento interno na matriz, pela qual circula água a 10°C. Eventualmente, a matriz pode ser feita com ligas de cobre, cuja melhor condutividade térmica aumenta a severidade de têmpera. A seguir, a peça é retirada da matriz e rebarbada^(1, 28, 29).

Naturalmente, a estampagem a quente de chapas seguida de têmpera para a obtenção de microestruturas martensíticas é indicada para a fabricação de autopeças com resistência mecânica extrema, com limites de resistência da ordem de 1.500 MPa, que geralmente são usadas como proteção contra colisões – como, por exemplo, pára-choques e seus suportes, reforços para as colunas "A", "B" e "C", reforço interior de portas, túnel de transmissão, etc. Uma vantagem inerente a esse processo é a alta reprodutibilidade geométrica dos componentes conformados, que apresentam precisão dimensional da ordem de $\pm 0,5$ mm, já que o processo de estampagem a quente não induz tensões residuais na peça acabada. Elas são anuladas devido à alta temperatura em que

o material se encontra durante sua conformação.

Aços com plasticidade induzida por maclação (TWIP)

Os aços convencionais deformam-se pelo escorregamento de discordâncias individuais em planos cristalográficos selecionados, ocorrendo, dessa forma, uma alteração de formato sem modificação na estrutura do cristal ou no volume do metal. Já os aços TRIP se deformam a partir da chamada transformação "deslocativa" (*displacive*), ou seja, a transformação da austenita retida em martensita ou bainita, resultando não apenas em deformação plástica como também em alterações na estrutura cristalina e na densidade do metal. Há ainda um terceiro modo de deformação: por maclação mecânica, no qual a estrutura cristalina do aço é preservada, mas a região maclada é reorientada durante a deformação plástica. Esse mecanismo deu origem a ligas ferrosas com ductilidade extraordinária, as quais têm sua plasticidade induzida por maclação designada pela sigla TWIP (*twinning induced plasticity*)⁽¹⁹⁾.

A plasticidade induzida por maclação, ou seja, $\gamma \rightarrow \gamma_T$, é observada em aços altamente ligados, com 15 a 25% de Mn e 2 a 4% de Si e Al. Esses materiais, eventualmente, também podem apresentar um efeito TRIP mais sofisticado, com a ocorrência de múltiplas transformações martensíticas: $\gamma_{FC} \rightarrow \epsilon_{hc}^{Ms} \rightarrow \alpha_{tcc}^{Ms}$. Os aços TWIP são austeníticos e continuam a sê-lo após a deformação plástica. É interessante notar que os teores relativamente altos de Si e Al que se fazem neces-

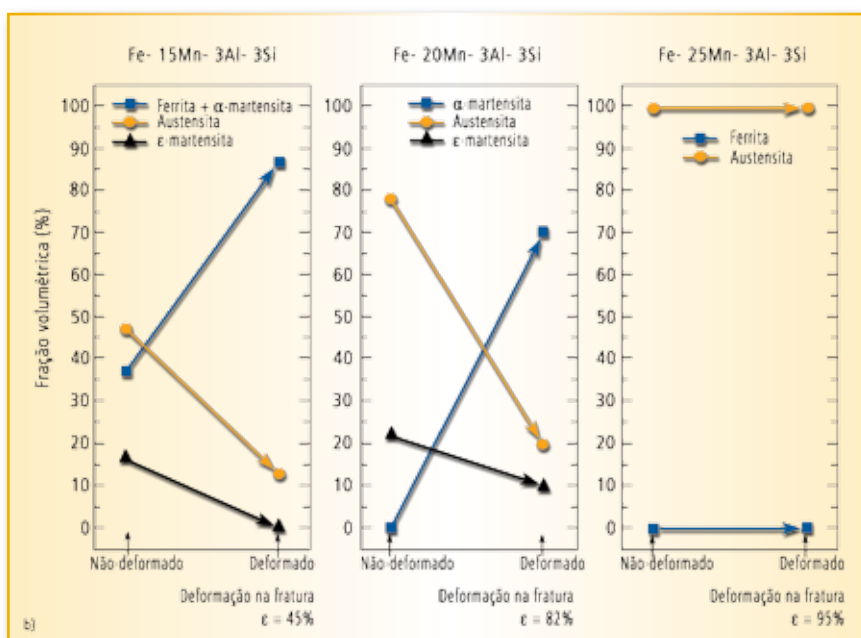
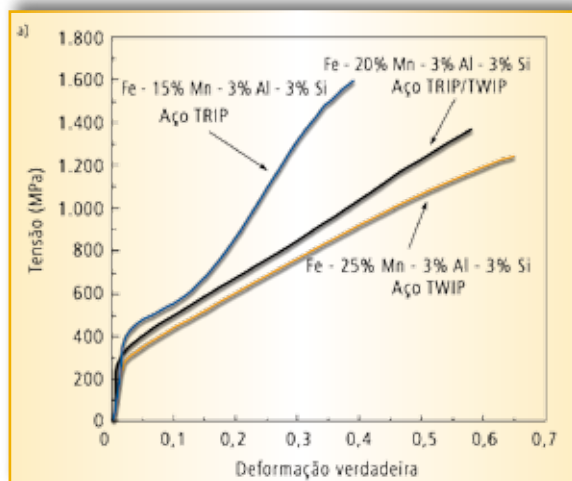
Metalurgia

sários neste tipo de aço reduzem sua densidade de 7,8 g/cm³ para 7,3 g/cm³(8, 19).

O mecanismo TWIP ocorre na austenita metaestável quando a energia livre de Gibbs ($\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$) da reação martensítica $\gamma_{\text{CFC}} \rightarrow \epsilon_{\text{HC}}^{\text{MS}}$ é positiva, variando entre 110 e 250 J/mol, e a energia de falha de empilhamento (Γ_{CFC}) é relativamente baixa, assumindo um valor crítico da ordem de 25 mJ/m².

Já o efeito TRIP se revela na austenita metaestável quando a energia livre de Gibbs da reação martensítica, $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$, é negativa e igual a aproximadamente -220 J/mol ou menos, dependendo da composição química do aço; neste caso a energia de falha de empilhamento Γ_{CFC} é muito baixa, menor ou igual a 16 mJ/m², o que implica na formação preferencial de uma fase ϵ com reticulado HC. Geralmente, adições de Al a ligas de Fe com alto teor de Mn aumentam a energia de falha de empilhamento da austenita e suprimem a reação martensítica

Fig. 6 – a) Curvas tensão versus deformação de aços TRIP, TRIP/TWIP e TWIP obtidas por ensaio de tração a 20°C e velocidade de deformação igual a 10⁻⁴ s⁻¹; b) frações volumétricas das fases coexistentes nas ligas TRIP, TRIP/TWIP e TWIP (ferrita, martensita HC, martensita TCC e austenita) antes e após a deformação aplicada pelo ensaio de tração(8)



TOCHAS BINZEL®

Liderança absoluta na fabricação de Tochas MIG/MAG, TIG, Plasma, Robô, Periféricos para Robô, Tochas automáticas e peças de reposição. Todos os produtos Binzel levam a garantia da qualidade mundialmente reconhecida.

Peça hoje mesmo a visita de um de nossos representantes!

Líder mundial em tochas de solda e corte



MIG/MAG

Plasma

Tig

Robô

Tab. 1 – Composição química das ligas TRIP, TRIP/TWIP e TWIP estudadas e constituição da microestrutura antes de ensaio de tração efetuado sob temperatura ambiente e velocidade de deformação igual a $10^{-4} \text{ s}^{-1(8)}$

Ligas	C	Mn	Si	Al	Constituintes	
					Antes da deformação	Depois da deformação
TRIP	0,02	15,8	3,0	2,9	Austenita CFC Ferrita CCC Martensita HC	Austenita CFC Ferrita CCC Martensita TCC
TRIP/TWIP	0,04	20,1	2,8	2,9	Austenita CFC Martensita HC	Austenita CFC Martensita HC Martensita TCC
TWIP	0,03	25,6	3,0	2,8	Austenita CFC	Austenita CFC

$\gamma_{CFC} \rightarrow \epsilon_{hc}^{Ms}$, enquanto diminuem a energia de falha de empilhamento e promovem a transformação da fase martensítica.

O efeito TRIP em aços com alto Mn eleva não só o coeficiente de encruamento n , que atinge valor máximo igual a 0,8, como também o limite de resistência, de aproximadamente 1.100 MPa, e o alongamento total, que pode chegar a até 55%. Já o aço TWIP

apresenta limite de escoamento relativamente baixo, da ordem de 280 MPa, e um moderado limite de resistência, igual a 650 MPa. Contudo, seu alongamento total é extremamente alto, da ordem de 95%, e sua absorção específica de energia chega a ser o dobro da apresentada pelos aços convencionais com estampabilidade extra-profunda. O aço TWIP, por ser austenítico, possui alta tena-

cidade, mantendo fratura dúctil na faixa de temperaturas entre -196°C e 400°C.

Um estudo feito com três tipos de aço, TRIP, TRIP/TWIP e TWIP, cujas composições químicas podem ser vistas na tabela 1, mostram que o mecanismo TWIP é bastante promissor, uma vez que aumenta simultaneamente a resistência mecânica e a ductilidade dos aços. Basicamente, a definição do comportamento mecânico das ligas estudadas foi função do seu teor de Mn.

A figura 6a (pág. 48) mostra as curvas tensão *versus* deformação obtidas em ensaios de tração feitos com os três aços. Pode-se observar que a curva correspondente ao aço TRIP apresentou uma inflexão para deformação real igual a aproxima-



Automação

Equilíbrio Perfeito

Alcançar o perfeito nível de automação na sua empresa pode ser difícil. Na LVD nós temos A SOLUÇÃO.

Quando se fala em automação a LVD enxerga as coisas de uma forma diferente. Nós pensamos racionalmente acerca de onde você

deveria ocupar automação e onde você deveria ocupar pessoas, garantindo que você atingirá o perfeito equilíbrio.

Para ajudar a sua fábrica no caminho da perfeição ligue para nós no (47) 3027-4181. Perfeito.



www.lvdgroup.com

LASER

PUNCH

BEND

INTEGRATE

Sheet Metalworking, Our Passion, Your Solution

Metalurgia

damente 0,15, a qual foi decorrente da transformação da austenita retida presente na microestrutura. Os demais aços, TRIP/TWIP e TWIP não apresentaram tal inflexão, mantendo coeficiente de encruamento menor que o do aço TRIP, mas alongamento total bem maior. A alteração microestrutural provocada pela deformação plástica ocorrida durante esses ensaios de tração pode ser vista na figura 6b: a liga TRIP caracterizou-se pela transformação da austenita retida e da martensita HC em martensita TCC; a microestrutura final foi uma mistura de ferrita, martensita TCC e austenita retida, tendo a martensita HC sumido completamente. Fato similar ocorreu para a liga TRIP/TWIP, mas, neste caso, parte da martensita HC manteve-se na estrutura após a deformação. Já na liga TWIP a austenita manteve-se estável após a deformação a frio, tendo sofrido apenas maclação. A figura 7 mostra as propriedades mecânicas determinadas em ensaios de tração para as ligas TRIP, TRIP/TWIP e TWIP. Como se pode observar, a liga TRIP apresentou máxima resistência mecânica, com limite de escoamento de 440 MPa e limite de resistência de 920 MPa; esses valores caíram, respectivamente, para 300 MPa/840 MPa para a liga TRIP/TWIP e 260 MPa/640 MPa para a liga TWIP. Por sua vez, os resultados de ductilidade foram inversos: a liga TRIP apresentou alongamento uniforme de 38% e alongamento total de 45%; a liga TRIP/TWIP apresentou valores de, respectivamente, 70% e 80%; já a liga TWIP apresentou 80% e 95%.

A superioridade dos aços TWIP em termos do balanço entre resistência mecânica e ductilidade é incontestável, conforme mostram

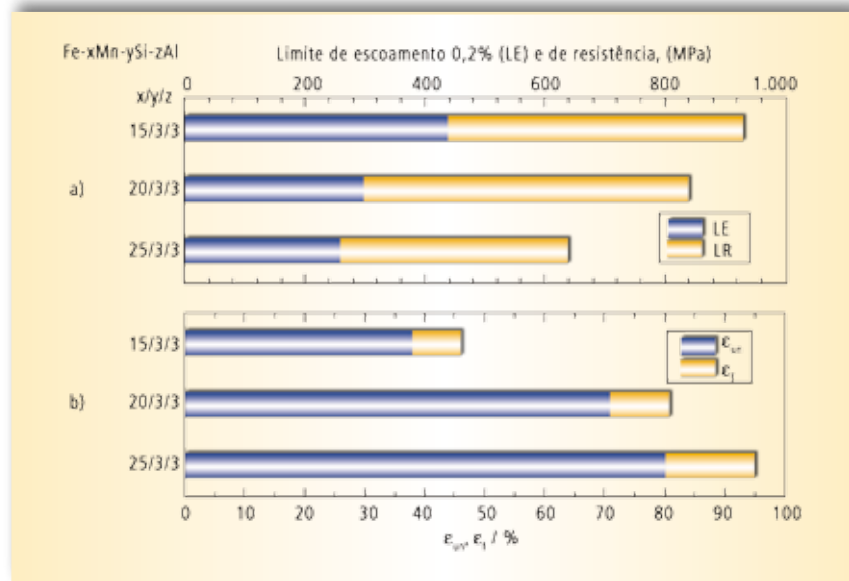


Fig. 7 – Diagrama de barras mostrando as propriedades mecânicas dos aços TRIP, TRIP/TWIP e TWIP: a) limite de escoamento a 0,2% (LE) e de resistência (LR); b) alongamento uniforme (ϵ_u) e total (ϵ_t). Parâmetros obtidos em ensaio de tração efetuado a 20°C e velocidade de deformação de 0,0001 s⁻¹(8).

os dados que acabaram de ser apresentados. Sua posição no diagrama da figura 2 (pág. 28) mostra que eles quebram o paradigma do antagonismo entre essas duas características mecânicas, abrindo novas possibilidades para o desenvolvimento de aços para a indústria automotiva. Seu nível de resistência mecânica não chega a ser excepcional, mas seus valores de ductilidade são inéditos para ligas ferrosas, com valores típicos de materiais poliméricos⁽³³⁾. Além disso, sua alta absorção de energia específica, da ordem de 0,5 J/mm³, sua alta tenacidade, mesmo sob altas taxas de deformação, e a ausência de temperatura de transição dúctil-frágil permitem prever muitas aplicações potenciais na indústria automobilística, na construção civil e na criogenia. Um campo particularmente promissor é a produção de componentes automotivos destinados à proteção contra colisões⁽⁸⁾.

Foi constatado que a relação de Hall-Petch é válida no caso dos aços TWIP, já que sua estrutura é integralmente austenítica. Constatou-se, também, que sua ductilidade

diminui com o refino microestrutural, já que microestruturas com pequeno tamanho de grão deram origem a baixos valores do coeficiente de encruamento n ⁽³⁴⁾.

A aplicação prática bem sucedida dos aços TWIP requer a observância das seguintes diretrizes: o material deve permanecer plenamente austenítico sob todas as temperaturas de trabalho, ou seja, entre -100°C e 300°C; não deve apresentar formação de carboneto sob condições normais de processo; e deve ser compatível com os processos convencionais de lingotamento contínuo e laminação a quente. De acordo com os resultados obtidos nas experiências industriais da siderúrgica sul-coreana Posco, o principal fator de custo para esse tipo de aço é seu teor extraordinariamente alto de Mn. Isso ocorre não só em razão do maior custo associado às grandes quantidades de adições de Mn que se fazem necessárias, bem como pelo maior período de tempo necessário para o refino do aço líquido, que, a princípio, deve ser feito em fornos elétricos

Metalurgia

a arco, bem menos produtivos que os conversores LD^(34, 23).

Também é necessário comprovar na prática que a alta ductilidade no ensaio de tração demonstrada pelos aços TWIP realmente se traduzirá em chapas com alta estampabilidade sob condições práticas. Os primeiros resultados parecem ser promissores^(34, 23). Também já se pode prever que o uso dos aços TRIP/TWIP requererá a alteração no projeto dos componentes automotivos, uma vez que estes materiais apresentam módulo de rigidez menor que o dos aços comuns devido ao seu alto teor de elementos de liga⁽³³⁾.

Aços com tamanho de grão ultra-fino

No final da década de 1990 diversas instituições de pesquisa metalúrgica ao redor do mundo iniciaram projetos no sentido de romper a barreira dos 4 a 5 μm de tamanho mínimo de grão nos aços

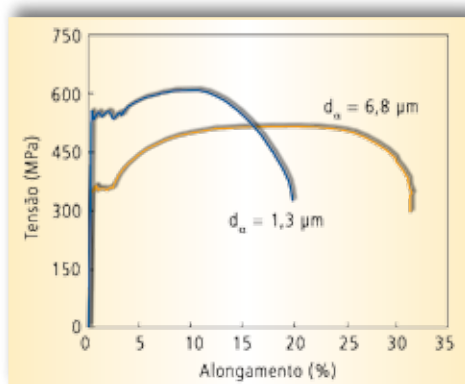


Fig. 8 – Curvas tensão versus deformação de um aço de baixo C para dois diferentes tamanhos de grão. É possível verificar que, para menor tamanho de grão, ocorreu aumento nos limites de escoamento e resistência, bem como na razão elástica, mas os alongamentos uniforme e total declinaram⁽³⁵⁾.

e obter microestruturas ainda mais refinadas, em certos casos com grãos menores do que 1 μm . Os primeiros esforços concentraram-se no Japão, Austrália, Bélgica e Inglaterra e se multiplicaram ao longo dos anos também em outros países. No Brasil esse tópico somente começaria a ser estudado com mais intensidade no início do novo milênio; em 2004 foi iniciado pela Rede Aços (www.redeacos.eng.br) o projeto cooperativo “Novas Ligas Estruturais para a

Indústria Automobilística”, com o objetivo de estabelecer as estratégias para desenvolvimento de processos termomecânicos para aços automotivos, visando, assim, a obtenção de microestruturas ferríticas com tamanho de grão ultra-fino. Alguns desses projetos de pesquisa usaram técnicas e seqüências de conformação laboratoriais exóticas, com difícil viabilidade industrial^(21, 16).

Os trabalhos de pesquisa com aços de grão ultra-fino confirmaram o aumento do limite de escoamento com o refino microestrutural, conforme indica a figura 8: uma redução no tamanho de grão de 6,8 μm para 1,3 μm levou a um aumento de 360 MPa para 550 MPa no limite de escoamento e de 524 MPa para 610 MPa no limite de resistência. Diversos trabalhos mostraram que a lei de Hall-Petch é válida até pelo menos 1 μm , tendo ocorrido desvios dessa lei para tamanhos de grão menores do que esse limite. Como já era previsto, a razão elástica para os

PRENSAS

Hidráulicas NORMALIZADAS



Tipo C

4 Colunas e H

NÍVEL DE SEGURANÇA 4

Fabricação e Reformas de Prensas Hidráulicas, atendendo a Legislação e Normalizações de Segurança.



INTEGRADOR



Calende®

MÁQUINAS PARA FUNDIÇÃO E PRENSAS HIDRÁULICAS

+55 19 2114-2550

www.calende.com.br

Metalurgia

aços com grão ultra-fino foi muito alta, quase igual a 1,0, enquanto os aços convencionais apresentam valores da ordem de 0,7. No caso específico da figura 8, a razão de escoamento elevou-se de 0,69 para 0,90 com a redução do tamanho de grão de 6,8 μm para 1,3 μm . Infelizmente, também foi comprovada a perda de ductilidade que já era prevista para esse tipo de material com microestrutura refinada, conforme também mostra a figura 8: a redução no tamanho de grão de 6,8 μm para 1,3 μm diminuiu o alongamento total de 30% para menos de 20%. E, o que é pior, boa parte da plasticidade – ou mesmo toda ela – que se observou para este tipo de material ocorreu ao longo de seu patamar de escoamento, ou seja, sob ação das bandas de Lüders. Isso significa que a deformação do material se dá de forma muito heterogênea, prejudicando gravemente sua conformabilidade a frio. Portanto, é necessário recorrer à engenharia microestrutural para aproveitar o efeito endurecedor e tenacificante do refino de grão sem, contudo, perder a conformabilidade do material. Isso pode ser conseguido, por exemplo, pela introdução de fase martensítica ou dispersões de precipitados na microestrutura com grãos ultra-finos^(21, 35, 35, 16).

Um exemplo desta abordagem foi relatado pela empresa JFE Steel (antiga Kawasaki Steel), que desenvolveu bobinas laminadas a quente destinadas à fabricação de longarinas automotivas usando o conceito de grão ultra-fino. Esta aplicação requer a conformação de flanges por dobramento e a execução de orifícios por puncionamento. A primeira operação requer chapas com alto índice de alongamento

Tab. 2 – Comparação entre as propriedades de bobinas a quente para aplicação em longarinas automotivas feitas com o novo aço Super HSLA (com grão ultra-fino) e com aço convencional⁽³²⁾

Grau	Tipo de aço	LE (MPa)	LR (MPa)	RE	AT (%)	λ (%)	LF (MPa)
590 MPa	Super HSLA	480	600	0,80	31	120	280
	Convencional	510	600	0,85	27	60	250
780 MPa	Super HSLA	690	790	0,87	22	80	370
	Convencional	710	790	0,90	20	40	310

total, enquanto a segunda requer alta capacidade de expansão de orifício (*hole expansion*). É difícil melhorar simultaneamente esses dois quesitos de conformabilidade. Sabe-se que o refino do tamanho de grão melhora as características da expansão de orifício, o que motiva o uso de microestruturas com grãos ultra-finos nas chapas para longarinas automotivas – as quais, por sua vez, degradam os valores de alongamento total. Portanto, a conciliação desses dois requisitos de conformabilidade requer uma microestrutura que apresente tamanho de grão ultra-fino, mas que inclua outras características microestruturais que anulem seu efeito deletério sobre o alongamento total.

Este novo produto da JFE, fabricado em duas classes de resistência mecânica (limite de resistência de 590 MPa ou 780 MPa), recebeu o nome de Super HSLA. Seu tamanho de grão é de, aproximadamente, 2 μm , bem menor do que os 6 a 7 μm conseguidos na versão convencional. Análises de difração de elétrons retro-espalhados (EBSD) demonstraram que os contornos entre os grãos ultra-finos apresentavam diferença de orientação superior a 15°, confirmando que os mesmos foram formados por recristalização plena. De acordo com os resultados obtidos neste desenvolvimento, mostrados na tabela 2, o novo aço apresentou limite de escoamento ligeiramente menor em relação ao material tradicional, o que contribuiu para reduzir sua razão elástica. Seus

níveis de alongamento total e razão de expansão de orifício são superiores aos do material convencional, especialmente no caso deste último parâmetro. A resistência à flexão por fadiga também foi maior no caso do material com grão ultra-fino; essa característica é particularmente interessante no caso das longarinas automotivas, que são intensamente flexionadas durante sua vida útil⁽³²⁾.

Conclusões

É gratificante observar que conceitos metalúrgicos fundamentais, alguns deles propostos há várias décadas, vêm sendo progressivamente aplicados para tornar as chapas de aço cada vez mais competitivas frente aos materiais alternativos que estão surgindo. O desenvolvimento de novos tipos de aços planos com resistência mecânica cada vez maior, mas simultaneamente garantindo níveis satisfatórios de ductilidade e tenacidade, está permitindo à indústria automobilística reduzir o peso de seus produtos sem sacrifício de desempenho nem de sua liberdade de *design*. Essa evolução, que já ocorre há décadas, não mostra sinais de término, já que o esforço tecnológico para a viabilização industrial e comercial de novos conceitos metalúrgicos continua a pleno vapor. As indústrias e instituições de pesquisa que pretendam ter papel de destaque nesses desenvolvimentos precisam aprimorar seus recursos de simulação de processos, ensaios de caracteriza-

Metalurgia

ção e simulação matemática para ficarem capacitadas a acompanhar uma evolução tecnológica que se tornará cada vez mais complexa.

Referências

- AKERSTROM, P.; OLDENBURG, M. Austenite Decomposition during Press Hardening of a Boron Steel – Computer Simulation and Test. *Journal of Materials Processing Technology*, 174, 2006, p. 399-406.
- ASHBY, M. The Hardening of Metals by Non-Deforming Particles. *Zeitschrift für Metallkunde*, 55:1, jan. 1964, p. 5-17.
- BHADESHIA, H. K. D. H. TRIP-assisted Steels. *ISIJ International*, 42:9, set. 2002, p. 1059-60.
- BLECK, W.; FREHN, A.; OHLERT, J. Niobium in Dual Phase and TRIP Steels. In: Niobium – Science & Technology. *Proceedings. Niobium 2001 Limited/The Minerals, Metals & Materials Society, Orlando (EUA)*, dez. 2001, p. 727-752.
- BLECK, W. Using the TRIP Effect – the Dawn of a Promising Group of Cold Formable Steels. In: International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys. *Proceedings. GRIPS, Aachen (Alemanha)*, 2002, p. 13-23.
- BLECK, W.; PAPAETHYMIU, S.; FREHN, A. Microstructure and Tensile Properties in Dual Phase and TRIP Steels. *Steel Research*, 75:11, nov. 2004, p. 704-710.
- CHATTERJEE, S.; BHADESHIA, H. K. D. H. TRIP-assisted Steels: Cracking of High-Carbon Martensite. *Materials Science and Technology*, 22:6, jun. 2006, p. 645-649.
- FROMMEYER, G.; BRÜX, U.; NEUMANN, P. Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steels for High Energy Absorption Purposes. *ISIJ International*, 43:3, mar. 2003, p. 438-446.
- GINZBURG, V. B. Basic Principles of Modeling in Metallurgical Design of Flat-Rolled Steel Products. In: AISE Annual Convention. *Proceedings. Pittsburgh (EUA)*, 2003, p. 1-42.
- GORNI, A. A. *Efeito da Temperatura de Acabamento e Velocidade de Resfriamento sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço Bifásico*. Dissertação de Mestrado, Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica da USP, 1989, 184 p.
- GORNI, A. A.; BRANCHINI, O. L. G. Análise da Evolução do Encruamento de um Aço Bifásico. In: 4º Simpósio de Conformação Mecânica. *Anais. Escola Politécnica da USP, São Paulo*, nov. 1990, p. 23-42.
- GORNI, A. A.; BRANCHINI, O. L. G. Relações Microestrutura-Propriedades Mecânicas em um Aço Bifásico. In: 1º Seminário sobre Chapas Metálicas para a Indústria Automotilística. *Anais. Associação Brasileira de Metais, São Paulo*, set. 1992, p. 127-145.
- GORNI, A. A. Caracterização Topológica da Microestrutura Bifásica. *Revista Escola de Minas*, 49:1, jan./mar. 1995, p. 40-44.
- GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D.; REIS, J. S. S. Um Panorama do Desenvolvimento Recente de Chapas Grossas e suas Aplicações. *Corte e Conformação de Metais*, 2:19, nov. 2006, p. 78-93.
- GORNI, A. A.; XAVIER, M. D.; CHIVITES, B. D.; CAMPOS JR., M. D. Desenvolvimento de Aços Microligados com Alta Resistência e Boa Ductilidade. In: Congresso Anual da ABM. *Anais. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. Vitória*, jul. 2007, p. 3269-3272.
- GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D.; REIS, J. S. S. Estudo Avalia o Desenvolvimento de Chapas com Grão Ultra-Fino. *Corte e Conformação de Metais*, 3:27, jul. 2007, p. 78-105.
- GORNI, A. A. Estudo Traça Relações entre Microestrutura e Propriedades Mecânicas em Aços Estruturais. *Corte e Conformação de Metais*, 3:35, mar. 2008, p. 100-10.
- HELLER, T.; NUSS, A. Mechanical Properties and Behaviour of Hot-Rolled Retained-Austenite (TRIP)- and Dual-Phase Steels. In: International Symposium on Transformation and Deformation Mechanisms in AHSS.

ALTA DEFINIÇÃO NO CORTE DE METAIS

CORTE A LASER ATÉ 20mm AÇO CARBONO

Corte a plasma de alta definição de 3 mm a 38 mm (C.N.C.) - Aço Carbono
Corte de aço inox de 3 mm a 32 mm.

Cortes sem inclinação

- Discos
- Anéis
- Quadrados
- Retângulos
- Bases perfuradas
- Peças conforme desenho

Obs.: Mesa de corte com 6.500 mm x 2.700 mm

Corte e dobra com C.N.C em chapas finas e grossas até:

- Guilhotina 1/2" x 4.000 mm
- Dobradeira 3/8" x 4.000 mm



PROJETO PERFILADOS E PLASMA

Rua Elias Gannan, 255 – CEP 02552-040

Casa Verde – São Paulo – SP

Fones: (11) 3856-0972 / 3857-5362 / 3857-9027

projeto_perfis@uol.com.br



-Acessórios para o corte elétrico
-Desenvolvimento e produção de pistolas, tochas e acessórios para soldagem ao arco elétrico

TELEFONE PARA CONTATO:
(11) 5100-4824

www.oximig.com.br
oximig@oximig.com.br
comercial@oximig.com.br



- Proceedings*. CIM, Vancouver (Canadá), 2003, p. 7-20.
- 19) HONEYCOMBE, R. W. K.; BHADESHIA, H. K. D. H. *Steels – Microstructure and Properties*. Elsevier, Londres (Inglaterra), 2006, 344 p.
- 20) HORNBOKEN, E.; BECKER, J. & STRATMANN, P. Dual-Phase Gefüge. *Zeitschrift für Metallkunde*, 71(1), jan. 1980, p. 27-31.
- 21) HOWE, A. A. Ultrafine Grained Steels: Industrial Perspectives. *Materials Science and Technology*, 16:11, nov./dez. 2000, p. 1264-1266.
- 22) HULKA, K. Modern Multi-Phase Steels for the Automotive Industry. *Materials Science Forum*, 414-415, 2003, p. 101-110.
- 23) KIM, S. K. Development of TWIP Steel for Automotive Application. In: International Steel Conference on New Developments in Metallurgical Process Technologies – METEC. *Proceedings*. Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Düsseldorf, jun. 2007, p. 609-97.
- 24) LANZILOTTO, C. A. N.; PICKERING, F. B. Structure-Property Relationships in Dual-Phase Steels. *Metal Science*, 16:8, ago. 1982, p. 371-382.
- 25) MAID, O.; DAHL, W.; STRASSBURGER, C.; MÜSCHENBORN, W. Einfluß der Gefügeparameter auf die mechanischen Eigenschaften von dualphasen Stahl. *Stahl und Eisen*, 108:8, 18 abr. 1988, p. 355-364.
- 26) MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y.; TAKECHI, H. Enhancement of Elongation by Retained Austenite in Intercritical Annealed 0.4C-1.5Si-0.8 Mn Steel. *Transactions of the ISIJ*, 27:7, jul. 1987, p. 570-579.
- 27) MORRISON, W. The Effect of Grain Size on the Stress-Strain-Relationship in Low-Carbon Steel. *Transactions of the ASM*, v. 59, 1966, p. 824-845.
- 28) NICHOLAS, Y. Hot Stamping – eine neue Warmumformtechnologie. *ThyssenKrupp TechForum*, jul. 2005, p. 40-47.
- 29) NICHOLAS, Y. Estampagem a Quente, um Novo Método de Conformação. *Corte e Conformação de Metais*, 1:11, mar. 2006, p. 72-77.
- 30) PICKERING, F. B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. Allied Science Publishers, Londres (Inglaterra), 1978, 275 p.
- 31) RASHID, M. S. GM 980X – Potential Applications and Review. International Automotive Engineering Congress and Exposition. *S.A.E. Technical Publication n° 770211*. Detroit (EUA), fev./mar. 1977, 12 p.
- 32) SAKATA, Y.; MATSUOKA, S.; SATO, K. Highly Formable Sheet Steels for Automobile through Advanced Microstructure Control Technology. *Kawasaki Steel Technical Report*, 48, mar. 2003, p. 3-8.
- 33) SCHRÖDER, T. Ausgekoelter Stahl für das Auto von morgen. *Max Planck Forschung*, 3, 2004, p. 36-41.
- 34) SCOTT, S.; ALLAIN, S.; FARAL, M.; GUELTON, N. The Development of a New Fe-Mn-C Austenitic Steel for Automotive Applications. *Revue de Metallurgie-CIT*, jun. 2006, p. 293-302.
- 35) SONG, R.; PONGE, D.; RAABE, D. Mechanical Properties of an Ultrafine Grained C-Mn Steel. First International Conference on Super-High Strength Steels. *Proceedings*. Associazione Italiana di Metallurgia/Centro Sviluppo Materiali. Roma (Itália), nov. 2004, 8 p.
- 36) SONG, R.; PONGE, D.; RAABE, D.; SPEER, J. G.; MATLOCK, D. K. Overview of Processing, Microstructure and Mechanical Properties of Ultrafine Grained BCC Steels. *Materials Science and Engineering A*, 441, 2006, p. 1-17.
- 37) SPINDLER, H.; KLEIN, M.; RAUCH, R.; PICHLER, A.; STIASZNY, P. In: High Strength and Ultra High Strength Hot Rolled Steel Grades – Products for Advanced Applications. First International Conference on Super-High Strength Steels. *Proceedings*. Associazione Italiana di Metallurgia/Centro Sviluppo Materiali. Roma (Itália), nov. 2004, 19 p.
- 38) SUDO, M. et al. Niobium Bearing Ferrite-Bainite High Strength Hot-Rolled Sheet Steel with Improved Formability. *Transactions of the ISIJ*, 23:4, abr. 1983, p. 303-311.
- 39) WUPPERMANN, C. P. The Steel Industry in Europe – Globalisation: Challenges and Opportunities. In: 62° Congresso Anual da ABM. *Anais*. Vitória, jul. 2007, 71 p.
- 40) ZACKAY, F.; PARKER, E. R.; FAHR, D.; BUSCH, R. The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels. *Transactions of the ASM*, 60, 1967, p. 252-9.
- 41) ZHU, X.; MA, Z.; WANG, L. Current Status of Advanced High Strength Steel for Auto-making and its Development in Baosteel. *Bao Steel Technical Report*, jun. 2005, 8 p.



Corte a Laser com velocidade e qualidade.
Conheça nossa linha de máquinas de 3m a 8m.

Máquinas Série FL	
Tipo	Óptico Flutuante
Tamanho máx de chapa	3015 3048mm x 1524mm
	2512 2500mm x 1200mm
Peso máx de chapa	900 Kg
Velocidade máx de deslocamento	120m/min (Y); 150m/min (X)
Velocidade máx diagonal	192m/min
Aceleração	1.5G (14.7m/sec ²)
Precisão de posicionamento	± 0.1mm/3000mm
Repetibilidade	± 0.03mm
Potência	2500W; 3300W; 4000W; 6000W