

**AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA:
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS**

Antonio Augusto Gorni

Analista de Processos da Gerência de Suporte Técnico da Laminação a Quente da
Companhia Siderúrgica Paulista – COSIPA

Editor Técnico das Revistas **Corte e Conformação de Metais** e **Plástico Industrial**

Trabalho apresentado no 5º Congresso de Corte e Conformação de Metais,
Aranda Eventos, São Paulo, Outubro de 2009.

RESUMO

As chapas feitas com os chamados aços avançados de alta resistência (*A.H.S.S., Advanced High Strength Steels*) vêm sendo desenvolvidas há mais de quarenta anos. Eles são uma das principais respostas da siderurgia mundial aos desafios impostos por seus clientes em sua busca por maior competitividade e atendimento às restrições ao consumo de energia e preservação do 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, diminuindo assim o custo e a agressão ecológica associados a seu uso. Chapas mais finas de aço com maior resistência mecânica permitem reduzir significativamente o peso de peças feitas com aços convencionais sem perda de suas características originais. Contudo, no caso de aços com microestrutura ferrítica ou ferrítica-perlítica, um aumento na resistência mecânica fatalmente leva à redução na conformabilidade do material, o que afeta a liberdade de *design* das peças a serem produzidas. A solução para esse impasse foi a aplicação de efeitos microestruturais complexos para conciliar, tanto quanto possível, essas duas características mecânicas 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 estão sendo desenvolvidos: bifásicos, TRIP, de fases complexas, martensíticos e parcialmente martensíticos, TWIP e com tamanho de grão ultra-fino.

1. INTRODUÇÃO

A contínua evolução tecnológica dos bens de consumo duráveis e a necessidade de se implantar uma infra-estrutura adequada para atender às necessidades vitais da humanidade impôs o desenvolvimento de materiais de custo relativamente baixo cujo desempenho atendesse 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 os mais variados perfis de propriedades através 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 consequências 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 função da inadequada estampabilidade das chapas dos aços ferrítico-perlíticos da época, uma consequência 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*, em função do 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 combustíveis obviamente impôs a redução de seu consumo. Uma das formas mais eficazes para se conseguir esse objetivo foi a redução do peso dos automóveis, através da diminuição do seu tamanho, a adoção de *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 se produzir aços mais resistentes que permitissem a fabricação de componentes com 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 sua estampabilidade nesses novos produtos. A reação a isso foi o surgimento dos aços bifásicos (*dual phase*), cuja microestrutura peculiar minimizava 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 por 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 pode ser apreciada na figura 1 [Wuppermann 2007]. 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 maiores níveis 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 [Schröder 2004].

O objetivo deste trabalho é efetuar uma revisão sobre o papel dos mecanismos microestruturais dos aços na definição desses novos perfis de propriedades mecânicas e conformabilidade.

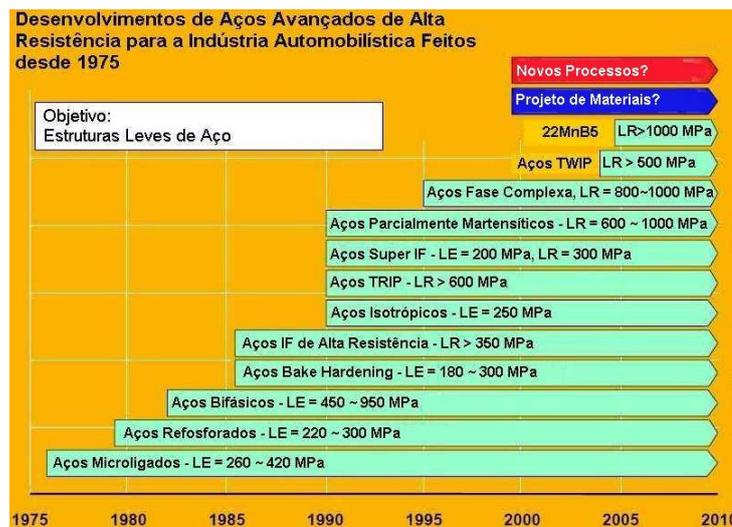


Figura 1: Evolução dos diversos tipos de Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS) ao longo das últimas três décadas [Wuppermann 2007].

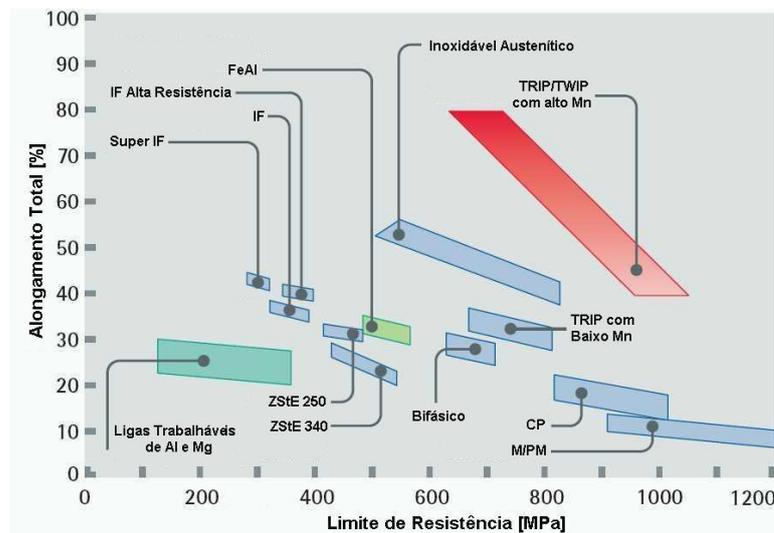


Figura 2: Relação entre limite de resistência e alongamento total entre os vários tipos de Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS) [Schröder 2004].

2. 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 condi-

ções 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 através dos chamados mecanismos de 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 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 através de ensaios de tração [Pickering 1978, Ginzburg 2003].

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. Essa 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 o 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 nulo, enquanto que a do Ni é negativa [Ginzburg 2003].

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 como a tenacidade dos metais. Por esse motivo o refino de grão geralmente é o primeiro mecanismo de endurecimento cogitado ao se definir 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 autores afirmam que seu refino melhora a ductilidade [Pickering 1978], fato não confirmado por outros [Morrison 1966].

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 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 [Ginzburg 2003].

Pickering deduziu numerosas fórmulas para o cálculo das propriedades mecânicas de diversos tipos de aço a partir de suas características microestruturais [Pickering 1978]; essas equações foram incluídas numa compilação escrita em português [Gorni 2008].

3. AÇOS MICROLIGADOS

O estudos sobre os efeitos de micro-adições de V, Ti e Nb nas propriedades mecânicas de aços de baixo carbono iniciou-se 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 apresentando microestrutura com alto grau de refino. Essa intensa redução no tamanho de grão permite aumentar simultaneamente a resistência mecânica e a tenacidade da chapa, permitindo diminuir os teores de elementos de liga do aço, especialmente 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 após a laminação a quente ou tratamento térmico. Contudo, neste caso há alguma perda de tenacidade. No caso de aços laminados a frio os elementos de micro-liga retardam os processos de recristalização e crescimento de grão que ocorrem durante o recozimento das bobinas laminadas a frio [Gorni 2006].

O Ti atua principalmente através do 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 principalmente por precipitação interfásica na ferrita, enquanto que o Nb atua principalmente através do refino do tamanho de grão austenítico imediatamente antes de sua transformação. Esse elemento, tanto na forma solubilizada como 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 1000°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 [Gorni 2006].

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

$$\Delta\sigma_{ppt} = \frac{5,9 \sqrt{X_p}}{\bar{x}} \ln(4000 \bar{x}) \quad (3)$$

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 dos 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 através de microscopia eletrônica de transmissão, cuja complexidade dificulta muito a obtenção das grandes massas de dados necessárias para o ajuste estatístico das equações experimentais [Pickering 1978].

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 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 à 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 relativamente 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 na mesma, as quais também exercem efeito endurecedor [Pickering 1978].

Por outro lado, a resistência mecânica significativamente maior conseguida nos aços microligados infelizmente é conseguida 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.

4. AÇOS BIFÁSICOS (*DUAL PHASE*)

Um dos recursos disponíveis para se maximizar simultaneamente a ductilidade e resistência mecânica dos aços consiste no uso de microestruturas mais complexas do que ferríticas ou ferrítica-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 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 mais 15 a 20% de martensita dura [Rashid 1977].

Hornbogen definiu a microestrutura bifásica como sendo 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 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, garantindo-se a ductilidade e conformabilidade do material. Finalmente, da mesma forma como a microestrutura em rede, na bifásica a segunda fase se localiza exclusivamente nos contornos de grão da fase-matriz [Hornbogen 1980, Gorni 1995].

A microestrutura bifásica, com seu arranjo particular de ilhas duras dispersas numa matriz macia, apresenta uma série de características mecânicas que lhe assegura 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) permite comparar as curvas típicas obtidas através de ensaios de tração para aços ao C, microligado e bifásico. Como se pode observar, o aço bifásico representa um caso intermediário entre os outros dois materiais, apresentando nível de resistência mecânica similar à do aço microligado, mas ductilidade mais próxima à do aço ao C [Gorni 1989].

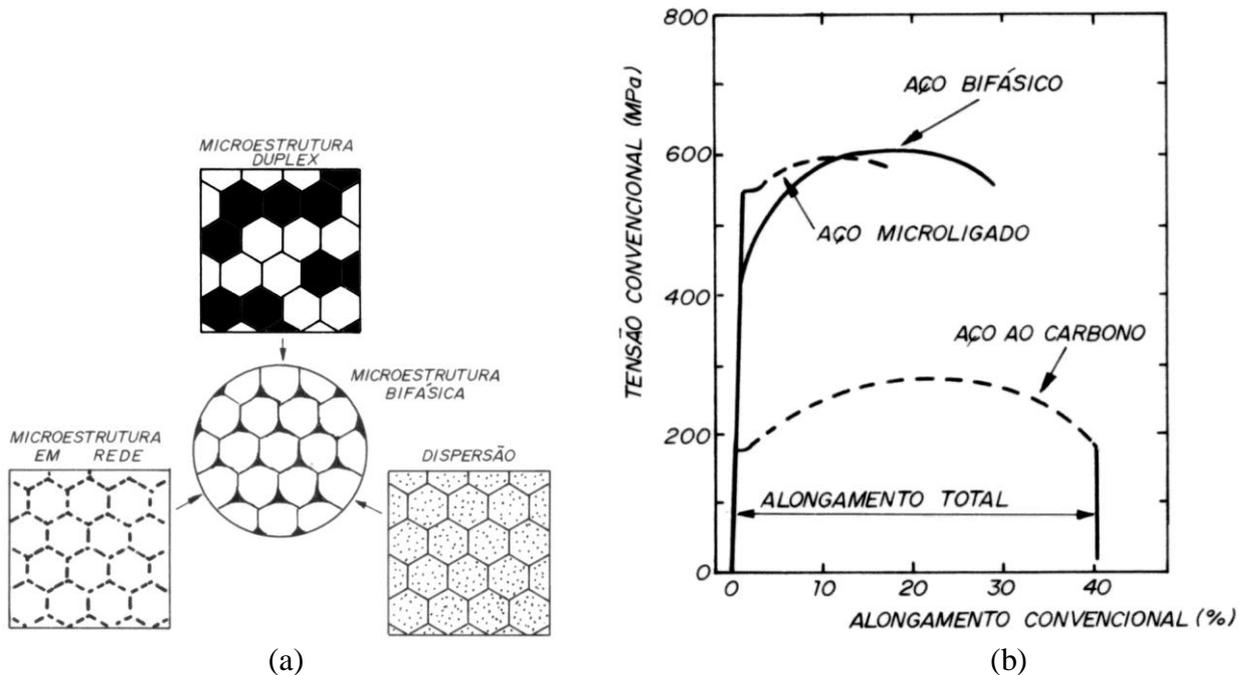


Figura 3: a) Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica [Hornbogen 1980]; b) Comparação entre as curvas tensão versus deformação, determinadas por ensaio de tração, para os aços ao C, microligado e bifásico [Gorni 1990].

Durante a produção dos aços bifásicos, tanto através da laminação de tiras a quente como de 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 bem 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 através 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 mostra esquematicamente o efeito dos vários parâmetros microestruturais sobre as propriedades mecânicas do aço bifásico [Maid 1988].

Nos aços ferríticos com baixo C, com alta estampabilidade, as correlações entre propriedades mecânicas e microestrutura são relativamente simples, já que esta é caracterizada apenas através do tamanho e formato de seus grãos, bem como de sua textura cristalográfica. A situação se complica no caso dos aços bifásicos, já que a caracterização estereológica de sua microestrutura é mais complexa, envolvendo parâmetros como 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 [Gorni 1995]. Em primeiro lugar, a relação de Hall-Petch é ligeiramente diferente no caso dos aços bifásicos: o caminho livre médio disponível para migração das discordâncias é delimitado pelos contornos ferrita-martensita e não mais pelos contornos de grão ferríticos [Maid 1988]. 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_{ferr} , o que foi demonstrado experimentalmente [Lanzilotto 1982,Gorni 1992].

O cálculo do limite de resistência para o caso dos aços bifásicos também deve levar em conta o encruamento ou endurecimento por discordâncias $\Delta\sigma_{\text{disc}}$ que ocorre no material. Foi constatado que esse encruamento pode ser expresso através do modelo de Ashby [Ashby 1964,Lanzilotto 1982],

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

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 do inverso 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 usando a distância livre ferrítica média ao invés 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 [Lanzilotto 1982,Gorni 1990,Gorni 1992].

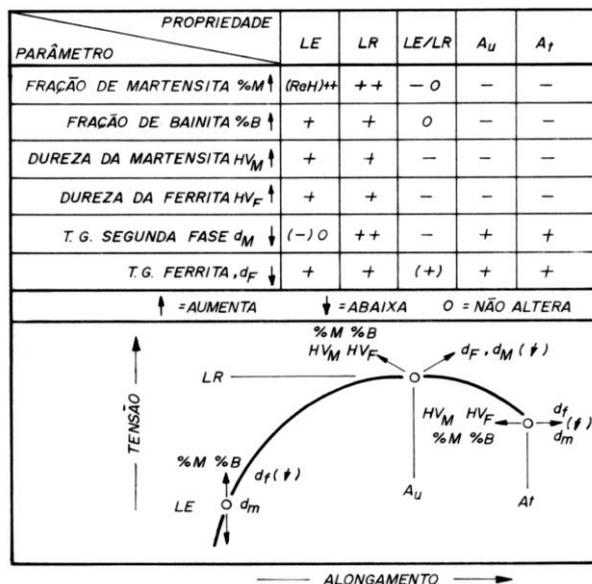


Figura 4: Representação esquemática da influência qualitativa dos parâmetros da microestrutura bifásica sobre as propriedades mecânicas do material [Maid 1988].

Em meados da década de 1980 foi desenvolvida uma variante de aço bifásico, onde a martensita presente como segunda fase na martensita foi substituída pela bainita. Essa evolução foi motivada pelo fato de que a microestrutura ferrítica-bainítica apresenta menor número de locais onde 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, em função da 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 através de laminação a quente, apresenta a seguinte composição química: 0,05% C, 1,60% Mn, 0,49% Si, 0,033% Al e 0,025% Nb [Sudo 1983,Gorni 2007a].

5. 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 [Zackay 1967].

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 Matsumura 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 nesse 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-se o material a um ciclo de resfriamento a partir de seu estado austenítico que permitisse 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 para estabilizá-la sob temperatura ambiente. Este material pode ser produzido diretamente da laminação de tiras a quente, onde o resfriamento lento da bobina garante o enriquecimento de C da austenita remanescente, ou a partir de recozimento contínuo, onde 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, através do abaixamento 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 mostra a maior resistência mecânica e ductilidade do aço TRIP em relação aos microligados e bifásicos [Matsumura 1987, Bleck 2001, Hulka 2003, Bleck 2004].

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%, em função das 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 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 estricção que ocorre sob solicitações de tração através de sua transformação à martensita nos pontos do material onde ocorre 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 imunidade à fragilidade que poderia ser induzida pela presença de martensita não-revenida [Bhadeshia 2002,Hulka 2003,Chatterjee 2006].

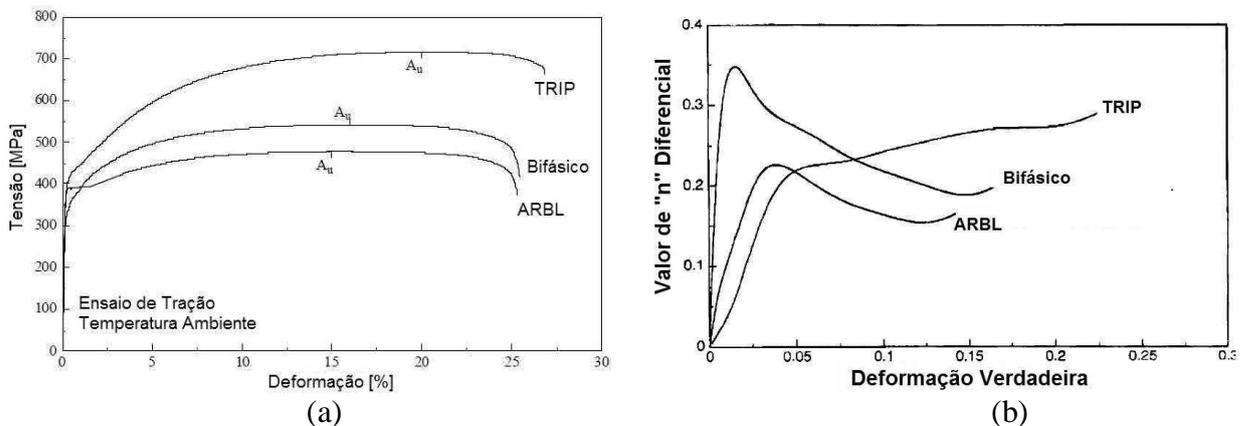


Figura 5: Comparação entre a) curvas tensão versus deformação b) coeficientes diferenciais de encruamento n determinadas através ensaios de tração de aços ARBL, bifásico e TRIP com níveis similares de limite de escoamento [Bleck 2001].

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 [Bleck 2002,Bleck 2004].

Os aços de fase complexa (*Complex Fase, 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 1000 MPa em função 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 o chamado pilar “B”. Nesse caso a composição química e o processamento do material são concebidos de forma a reduzir a estabilidade da austenita, formando constituintes duros para se atingir a resistência mecânica necessária [Heller 2003,Zhu 2005].

6. 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 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 martensítico (*Partially Martensitic, PM*). A martensita desse aço apresenta morfologia em ripas, já que o

teor de C desses aços encontra-se abaixo de 0,2%. Esse produto é obtido através de 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-revenido durante o resfriamento lento da bobina [Spindler 2004].

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 1150 MPa, limite de resistência de 1360 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 [Spindler 2004].

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 através de estampagem a quente seguida de têmpera na própria matriz usada na conformação mecânica. O aço usado deve ser auto-temperável, o que virtualmente obriga ao uso de ligas ao B, podendo-se citar as seguintes faixas típicas de composição 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 [Akerstrom 2006].

O processo de estampagem a quente se inicia protegendo-se a superfície da tira com um revestimento especial à base de AlSi para protegê-la da descarbonetação e oxidação durante o aquecimento e conformação. O material é desbobinado e entra num forno contínuo com 23 metros de comprimento, saindo do mesmo sete minutos depois sob temperaturas entre 850 e 950°C. A seguir ele é encaminhado à matriz de estampagem, onde é conformado e resfriado na própria matriz, a qual possui um sistema de resfriamento interno onde 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 desrebarbada [Akerstrom 2006, Nicholas 2005, Nicholas 2006].

Naturalmente a estampagem a quente de chapas seguida de têmpera para obtenção de microestrutura martensítica 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 da 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 em função da alta temperatura em que o material se encontra durante sua conformação.

7. AÇOS COM PLASTICIDADE INDUZIDA POR MACLAÇÃO (TWIP)

Os aços convencionais deformam-se através do escorregamento de discordâncias individuais em planos cristalográficos selecionados, ocorrendo dessa forma alteração de formato sem modificação na estrutura do cristal ou no volume do metal. Já os aços TRIP se deformam através da chamada transformação “deslocativa” (*displacive*), ou seja, transformação da austenita retida em martensita ou bainita, resultando não apenas em deformação plástica, como também altera-

ção na estrutura cristalina e na densidade do metal. Há ainda um terceiro modo de deformação, através de maclação mecânica, na qual a estrutura cristalina do aço é preservada, mas a região maclada é reorientada durante a deformação plástica. Este último mecanismo deu origem a ligas ferrosas com ductilidade extraordinária, com plasticidade induzida por maclação, designadas pela sigla TWIP (*Twinning Induced Plasticity*) [Honeycombe 2006].

Essa plasticidade induzida por maclação, ou seja, $\gamma \rightarrow \gamma_T$, é observada em aços altamente ligados, com 15 a 25% de Mn mais 2 a 4% de Si e Al. Esses materiais eventualmente também podem apresentar um efeito TRIP mais sofisticado, através da ocorrência de múltiplas transformações martensíticas: $\gamma_{\text{CFC}} \rightarrow \varepsilon_{\text{hc}}^{Ms} \rightarrow \alpha_{\text{icc}}^{Ms}$. 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 necessários neste tipo de aço reduzem sua densidade de 7,8 g/cm³ para 7,3 g/cm³ [Frommeyer 2003, Honeycombe 2006].

O mecanismo TWIP ocorre na austenita metaestável quando a energia livre de Gibbs $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ da reação martensítica $\gamma_{\text{CFC}} \rightarrow \varepsilon_{\text{hc}}^{Ms}$ 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, $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$, 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 $\gamma_{\text{CFC}} \rightarrow \varepsilon_{\text{hc}}^{Ms}$, enquanto que o Si diminui a energia de falha de empilhamento e promove 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 1100 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 dos aços convencionais com estampabilidade extra-profunda. O aço TWIP, por ser austenítico, possui alta tenacidade, 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 I, mostram que o mecanismo TWIP é bastante promissor, uma vez que aumenta simultaneamente a resistência mecânica e ductilidade dos aços. Basicamente a definição do comportamento mecânico das ligas estudadas foi função do seu teor de Mn.

A figura 6a mostra as curvas tensão versus deformação obtidas através de 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 aproximadamente 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 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 aqui parte da martensita HC manteve-se na estrutura após deformação. Já na liga TWIP a austenita manteve-se estável após a deformação a frio, tendo sofrido apenas maclação. Já a figura 7 mostra as propriedades mecânicas determinadas através de 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 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%; por sua vez, a liga TRIP/TWIP apresentou valores de, respectivamente, 70% e 80%; a liga TWIP apresentou 80% e 95%.

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

Tabela I: 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} s^{-1} [Frommeyer 2003].

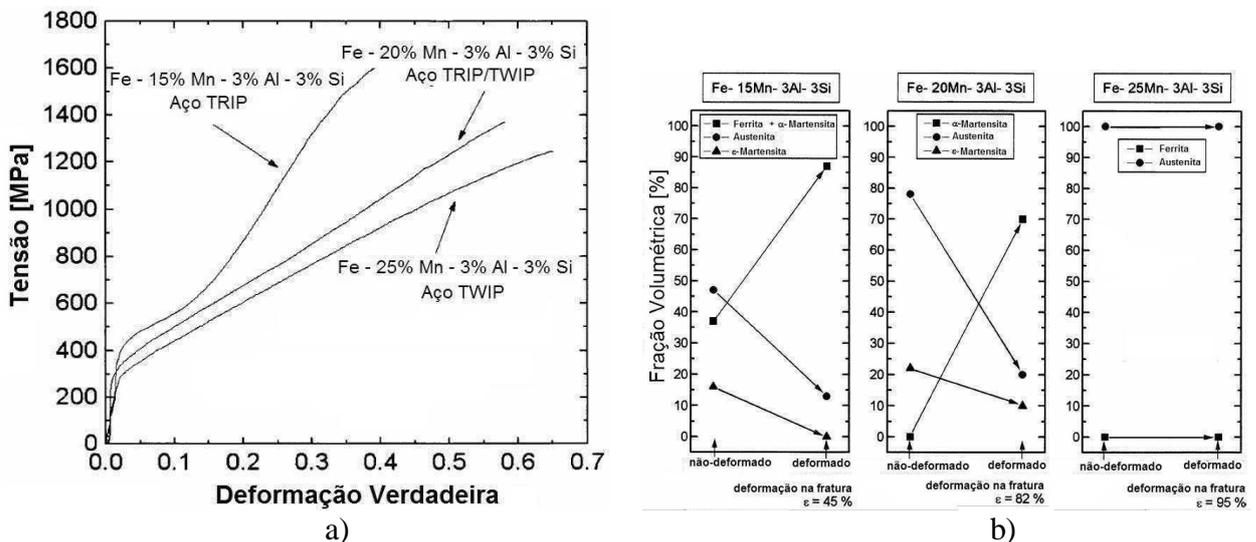


Figura 6: a) Curvas tensão versus deformação de aços TRIP, TRIP/TWIP e TWIP obtidas através de ensaio de tração a 20°C e velocidade de deformação igual a 10^{-4} s^{-1} ; b) Frações volumétricas das fases coexistentes nas ligas TRIP, TRIP/TWIP e TWIP (ferrita, martensita HC, martensita TCC e austenita) antes e após a deformação aplicada pelo ensaio de tração [Frommeyer 2003].

A superioridade dos aços TWIP em termos do balanço entre resistência mecânica e ductilidade é incontestável, conforme mostram os dados que acabaram de ser apresentados. Sua posição no diagrama da figura 2 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 [Schröder 2004]. Além disso, sua alta absorção de energia específica, da ordem de $0,5 \text{ J/mm}^3$, 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, construção civil e criogenia. Um campo particularmente promissor são os componentes automotivos destinados à proteção contra colisões [Frommeyer 2003]. 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 microes-

truturas com pequeno tamanho de grão deram origem a baixos valores do coeficiente de encruamento n [Scott 2006].

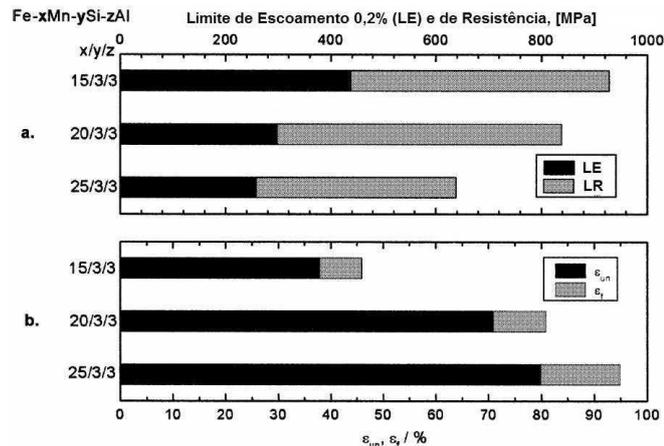


Figura 7: Diagrama de barras mostrando as propriedades mecânicas dos aços TRIP, TRIP/TWIP e TWIP: a) limite de escoamento a 0,2% (LE) e de resistência (LR); b) alongamento uniforme (ϵ_{un}) e total (ϵ_f). Parâmetros obtidos através de ensaio de tração efetuado a 20°C e velocidade de deformação de $0,0001 \text{ s}^{-1}$ [Frommeyer 2003].

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 Posco, o principal fator de custo para esse tipo de aço é seu teor extraordinariamente alto de Mn. Isso ocorre não só em função do maior custo associado às grandes quantidades de adições de Mn que se fazem necessárias, bem como em função do maior período de tempo necessário para o refino do aço líquido, que a princípio deve ser feito usando-se fornos elétricos a arco, bem menos produtivos que os conversores LD [Scott 2006, Kim 2007].

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 [Scott 2006, Kim 2007]. Também já se pode prever que o uso destes aços TRIP/TWIP requererá a alteração no projeto dos componentes automotivos, uma vez que estes materiais apresentam menor módulo de rigidez que os aços comuns em função de seu alto teor de elementos de liga [Schröder 2004].

8. 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 se romper a barreira dos 4 a 5 μm de tamanho mínimo de grão nos aços e obter microestruturas ainda mais refinadas, em certos casos com grãos menores do que 1 μm . Esses primeiros esforços concentraram-se no Japão, Austrália, Bélgica e Inglaterra, tendo-se multiplicado 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 a obtenção microestruturas ferríticas com tamanho de grão ultra-fino. Alguns desses projetos de pesquisa usam técnicas e seqüências de conformação laboratoriais exóticas, com difícil viabilidade industrial [Howe 2000, Gorni 2007b].

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 a lei de Hall-Petch é válida até pelo menos 1 μm , tendo ocorrido desvios dessa lei para valores de tamanho de grão menores do que esse limite. Como já era previsto, a razão elástica para os aços com grão ultra-fino foi muito alta, quase igual a 1,0, enquanto que os aços convencionais apresentam valores da ordem de 0,7.

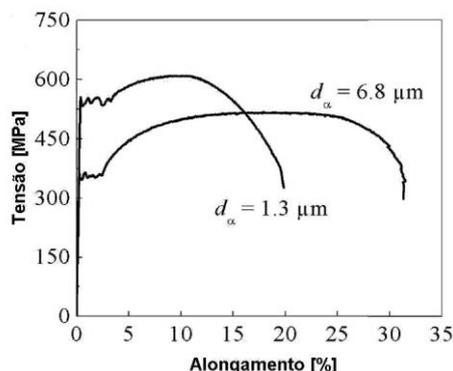


Figura 8: Curvas tensão versus deformação de um aço de baixo C para dois diferentes tamanhos de grão. É possível verificar que, para menor tamanho de grão, ocorreu aumento nos limites de escoamento e resistência, bem como na razão elástica, mas os alongamentos uniforme e total declinaram [Song 2004].

No caso específico da figura 8, a razão de escoamento elevou-se de 0,69 para 0,90 ao se reduzir o 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 ou mesmo toda a plasticidade 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, através introdução de fase martensítica ou dispersões de precipitados na microestrutura com grãos ultra-finos [Howe 2000, Song 2004, Song 2006, Gorni 2007b].

Um exemplo desta abordagem foi relatado pela 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 através de puncionamento. A primeira operação requer chapas com alto alongamento total, enquanto que 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 microestrutura com grãos ultra-finos nas chapas para longarinas automotivas - a qual, por sua vez, degrada os valores de alongamento total. Portanto, a conciliação desses dois requisitos de conformabilidade requer microestrutura com 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 através de recristalização plena. De acordo com os resultados obtidos neste desenvolvimento, mostrados na tabela II, 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 ao material convencional, especialmente no caso deste último parâmetro. Também 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 [Sakata 2003].

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

Tabela II: 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 [Sakata 2003].

9. CONCLUSÕES

É gratificante observar que conceitos metalúrgicos fundamentais, alguns deles propostos há várias décadas atrás, 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 caracterização e simulação matemática para ficarem capacitadas a acompanhar uma evolução tecnológica que se tornará cada vez mais complexa.

10. 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, 399-406.
- ASHBY, M. The Hardening of Metals by Non-Deforming Particles. **Zeitschrift für Metallkunde**, 55:1, January 1964, 5-17.
- BHADESHIA, H.K.D.H. TRIP-assisted Steels? **ISIJ International**, 42:9, Sept. 2002, 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, December 2001, 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, 2002, 13-23.

- BLECK, W.; PAPAETHYMIU, S. & FREHN, A. Microstructure and Tensile Properties in Dual Phase and TRIP Steels. **Steel Research**, 75:11, November 2004, 704-710.
- CHATTERJEE, S. & BHADSHIA, H.K.D.H. TRIP-assisted Steels: Cracking of High-Carbon Martensite. **Materials Science and Technology**, 22:6, June 2006, 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, March 2003, 438-446.
- GINZBURG, V.B. Basic Principles of Modeling in Metallurgical Design of Flat-Rolled Steel Products. In: AISE Annual Convention. **Proceedings**. Pittsburgh, 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, Novembro 1990, 23-42.
- GORNI, A.A. & BRANCHINI, O.L.G. Relações Microestrutura-Propriedades Mecânicas em um Aço Bifásico Laminado a Quente. In: 1º Seminário sobre Chapas Metálicas para a Indústria Automobilística. **Anais**. Associação Brasileira de Metais, São Paulo, Setembro 1992, 127-145.G
- GORNI, A.A. Caracterização Topológica da Microestrutura Bifásica, **Revista Escola de Minas**, 49:1, Janeiro-Março de 1995, 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, Novembro 2006, 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, Julho 2007, 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, Julho 2007, 78-105.
- GORNI, A.A. Estudo Traça Relações entre Microestrutura e Propriedades Mecânicas em Aços Estruturais. **Corte e Conformação de Metais**, 3:35, Março 2008, 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. **Proceedings**. CIM, Vancouver, 2003, 7-20.
- HONEYCOMBE, R.W.K. & BHADSHIA, H.K.D.H. **Steels – Microstructure and Properties**. Elsevier, London, 2006, 344 p.
- HORNBOGEN, E.; BECKER, J. & STRATMANN, P. Dual-Phase Gefüge. **Zeitschrift für Metallkunde**, 71(1), Januar 1980, 27-31.
- HOWE, A.A. Ultrafine Grained Steels: Industrial Perspectives. **Materials Science and Technology**, 16:11, November-December 2000, p. 1264-1266.
- HULKA, K. Modern Multi-Phase Steels for the Automotive Industry. **Materials Science Forum**, 414-415, 2003, 101-110.
- 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, June 2007, 609-97.

- LANZILOTTO, C.A.N. & PICKERING, F.B. Structure-Property Relationships in Dual-Phase Steels. **Metal Science**, 16:8, August 1982, 371-382.
- MAID, O.; DAHL, W.; STRAßBURGER C. & MÜSCHENBORN, W. Einfluß der Gefügeparameter auf die mechanischen Eigenschaften von dualphasen Stahl. **Stahl und Eisen**, 108:8, 18 April 1988, 355-364.
- 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, July 1987, 570-579.
- 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.
- NICHOLAS, Y. Hot Stamping – eine neue Warmumformtechnologie. **ThyssenKrupp TechForum**, Juli 2005, 40-47.
- NICHOLAS, Y. Estampagem a Quente, um Novo Método de Conformação. **Corte e Conformação de Metais**, 1:11, Mar. 2006, 72-77.
- PICKERING, F.B.: **Physical Metallurgy and the Design of Steels**. Allied Science Publishers, London, 1978, 275 p.
- RASHID, M.S. GM 980X – Potential Applications and Review. International Automotive Engineering Congress and Exposition. **S.A.E. Technical Publication n° 770211**. Detroit, Feb-Mar 1977, 12 p.
- SAKATA, Y., MATSUOKA, S. & SATO, K. Highly Formable Sheet Steels for Automobile through Advanced Microstructure Control Technology. **Kawasaki Steel Technical Report**, 48, March 2003, 3-8.
- SCHRÖDER, T. Ausgekochter Stahl für das Auto von morgen. **Max Planck Forschung**, 3, 2004, 36-41.
- 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**, Juin 2006, 293-302.
- 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, Rome, November 2004, 8 p.
- 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, 1-17.
- 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, Rome, November 2004, 19 p.
- SUDO, M. et al. Niobium Bearing Ferrite-Bainite High Strength Hot-Rolled Sheet Steel with Improved Formability. **Transactions of the ISIJ**, 23:4, April 1983, 303-311.
- WUPPERMANN, C.P. The Steel Industry in Europe – Globalisation: Challenges and Opportunities. In: 62° Congresso Anual da ABM. **Anais**. Vitória, Julho 2007, 71 p.
- ZACKAY, F.; PARKER, E.R.; FAHR, D. & BUSCH, R. The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels. **Transactions of the ASM**, 60, 1967, 252-9.
- 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**, June 2005, 8 p.

CURRÍCULO DO AUTOR

Engenheiro de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos, 1981

Mestre em Engenharia Metalúrgica pela Escola Politécnica da USP, 1990

Doutor em Engenharia Mecânica pela Universidade Estadual de Campinas, 2001

Analista de Processos da Companhia Siderúrgica Paulista desde 1982

Editor Técnico das Revistas Plástico Industrial (desde 1998) e Corte e Conformação de Metais (desde 2005), da Aranda Editora; participação no Corpo Editorial da Revista Tecnologia em Metalurgia e Materiais, da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração (desde 2009)

Autor de mais de 190 trabalhos técnicos publicados no Brasil e exterior, nas áreas de aciaria, fundição, laminação a quente, tratamentos térmicos, polímeros, modelamento matemático e inteligência artificial

4 patentes concedidas na área de laminação a quente

Prêmios da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM): COSIPA (1992, 1996), Luiz Dumont Villares (1997 e 1999), Paulo Lobo Peçanha (1999), Usina Presidente Vargas (2000)

Outros Prêmios (ligados à área de patentes): Prêmio Talento Brasileiro, Fase Estadual (1994 e 1998); Prêmio Estadual FIESP de Conservação e Uso Racional de Energia (1998); Prêmio Governador do Estado (1999).

Home Page: www.gorni.eng.br