

**AÇOS FERRÍTICOS COM ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA  
E BOA CONFORMABILIDADE**

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

Uma série de demandas técnicas, comerciais, políticas e ambientais tem impulsionado um intenso desenvolvimento de novos tipos de chapas de aço ao longo dos últimos 40 anos, especialmente no caso dos produtos destinados à área automotiva. Novos conceitos de microestrutura têm viabilizado características inéditas de resistência mecânica e conformabilidade, aumentando significativamente a competitividade desse material. Por outro lado, em vários casos não é necessário desistir da velha e boa microestrutura ferrítica para se conseguir chapas com perfis otimizados de propriedades, geralmente visando conciliar alta resistência mecânica e boa conformabilidade a frio. Este trabalho apresenta os principais novos tipos de chapas finas laminadas a frio com microestrutura ferrítica que apresentam características diferenciadas em relação ao aço doce. Essas novas famílias de aço estão listadas a seguir: refosforado, de alta resistência e baixa liga, com características de *bake hardening*, isento de intersticiais (I.F.) e isotrópico.

## - INTRODUÇÃO

A crise energética da década de 1970 deslanchou o desenvolvimento de novos tipos de chapas de aço com maior resistência mecânica e menor perda possível de conformabilidade a frio. Uma série de outros motivos, como demandas ecológicas e competição com outros materiais, tem mantido as atividades nesse campo desde então. A busca por maior resistência visa permitir a redução da espessura dos componentes automotivos sem sacrifício de sua resistência mecânica, enquanto que a manutenção da estampabilidade objetiva a preservação de seu formato original e dos ferramentais já usados nas estamparias.

Os primeiros desenvolvimentos nesse sentido centraram-se em modificações relativamente fáceis do ponto de vista prático, ou seja, pequenos ajustes de composição química ou de processo, de forma que esses novos tipos de chapa pudessem ser feitos usando-se a mesma infraestrutura industrial com, no máximo, algumas pequenas alterações em seus equipamentos. Surgiram então novos tipos de aço, mantendo basicamente a mesma microestrutura ferrítica dos produtos convencionais, mas com alterações sutis que lhes proporcionam características mais favoráveis para aplicação automotiva em virtude da ativação de mecanismos de endurecimento específicos [Gorni 2008a]. As principais variantes desses novos aços ferríticos são os refosforados, microligados (ARBL, de alta resistência e baixa liga), endurecíveis por *bake hardening* (endurecimento “por cozimento”), livres de intersticiais (*IF*, *interstitial free*) e isotrópicos.

Mais recentemente surgiram os chamados aços AHSS (*Advanced High Strength Steels*, ou aços avançados de alta resistência mecânica) com microestruturas mais complexas, onde a ferrita coexiste com outros microconstituintes [Gorni 2008b]. Contudo, a produção desses novos materiais geralmente requer vultosos investimentos em novas linhas de laminação e recozimento contínuo, além da execução de tratamentos térmicos e termomecânicos complexos. Isso tem garantido a sobrevivência das chapas de aços ferríticos, cujo processo de fabricação é relativamente simples.

## - AÇO REFOSFORADO

Uma forma barata de se aumentar a resistência mecânica dos aços sem grande perda de estampabilidade consiste em se acrescentar a ele elementos de liga que promovam endurecimento por solução sólida [Gorni 2008a], o que leva a aumento nos limites de escoamento e resistência, ainda que com alguma redução na sua ductilidade [Irie 1981]. A figura 1 mostra esses efeitos, proporcionados por elementos de liga comumente incorporados ao aço, tais como C, Si, Mn, P e Cr. A partir dela pode-se observar que a perda de ductilidade aumenta na seqüência Si, P, Mn e C. Os aumentos observados nos limites de escoamento e de resistência para cada elemento são praticamente iguais, o que faz com que a razão elástica da chapa permaneça relativamente constante.

Geralmente o P é considerado como sendo uma impureza no aço, tanto que se objetiva reduzir seu teor ao mínimo possível. Curiosamente, esse elemento, além de possuir efeito significativo no aumento da resistência mecânica com pouca perda de ductilidade, promove a formação de textura cristalográfica favorável à estampabilidade do material, que dessa forma apresenta altos valores do coeficiente médio de anisotropia  $\bar{r}$ , entre 1,5 e 1,8. Esse fato levou ao desenvolvimento dos chamados aços refosforados, onde a presença desse elemento é desejável dentro de certos teores. Do ponto de vista prático esse teor é limitado a 0,1%, uma vez que o esperado efeito deletério do P se apresenta acima desse valor, na forma de fragilização das chapas de aço e deterioração de sua soldabilidade por pontos.

Caso esse teor de P não for suficiente para se atingir os níveis de resistência mecânica desejados, usam-se então teores mais elevados de Mn, o terceiro elemento com maior eficácia no endurecimento por solução sólida. Apesar do efeito mais intenso do Si nesse sentido, ele é preterido em função da formação de carepa aderente que ele promove na laminação a quente e do

eventual surgimento de cores de revenido durante o recozimento em caixa das bobinas laminadas a frio em função de sua oxidação. O C é o elemento de liga mais econômico entre o P, Si e Mn, mas sua presença nos teores necessários degrada a soldabilidade do aço [Irie 1981].

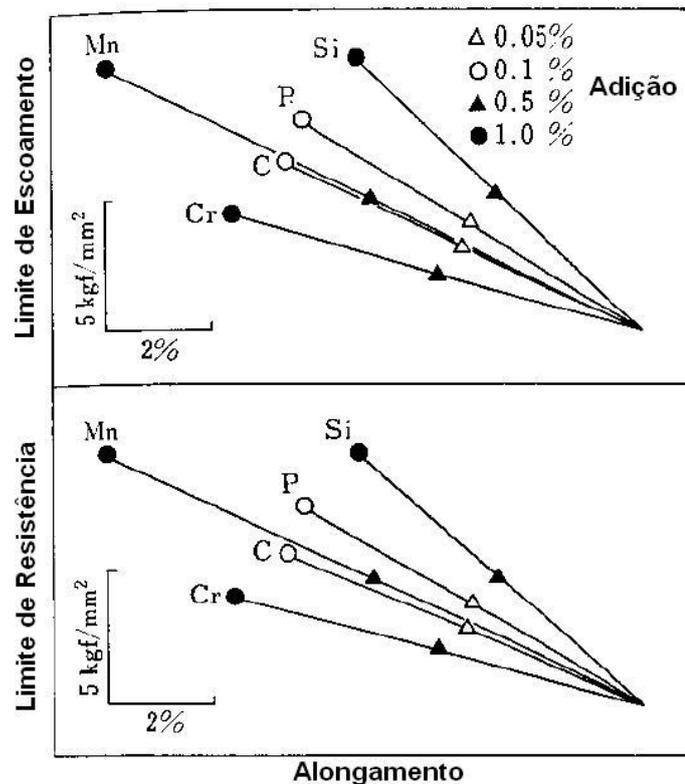


Figura 1: Efeito do endurecimento por solução sólida proporcionado por vários elementos de liga comumente incorporados ao aço. Resultados obtidos a partir de chapas de aço laminadas a frio com 0,8 mm de espessura, recozidas em caixa a 670°C durante 10 horas [Irie 1981].

A tabela I permite uma comparação entre um aço ao C acalmado ao alumínio e outro refosforado. Note-se que a elevação dos teores de P, de 0,012% para 0,084%, e do Mn, de 0,30% para 0,50%, levou a uma elevação de 26% no limite de escoamento e 24% no de resistência, praticamente mantendo constante a razão elástica. O alongamento total caiu um pouco, 15%, mas o coeficiente de encruamento manteve-se constante, e o de anisotropia elevou-se em 5%. Ou seja, obteve-se um produto com maior resistência mecânica e perda relativamente pequena de ductilidade.

Aço	C [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Al [%]	LE [MPa]	LR [MPa]	RE [%]	AT [%]	n	$\bar{r}$
Al	0,047	0,30	0,012	0,012	0,069	179	316	57	46	0,24	1,70
P	0,051	0,50	0,084	0,009	0,049	225	393	58	39	0,24	1,78

Tabela I: Comparação entre as composições químicas (expressas em porcentagem em peso) e propriedades mecânicas de chapas de aço de baixo C acalmado ao alumínio e refosforado, recozidas em caixa [Irie 1981].

Este tipo de chapa é bastante usado em painéis para portas de automóveis, uma vez que sua maior resistência mecânica aumenta a resistência ao vinco ou endentação, ou seja, à formação daquelas pequenas marcas que se formam na porta em função de pequenos choques que ocorrem quando alguém abre descuidadamente a porta de um veículo vizinho.

## - AÇO MICROLIGADO

Outra possibilidade de se conseguir aços laminados a frio com maior resistência mecânica está no uso de elementos de microliga, como Nb, Ti e/ou V. Os estudos sobre o desenvolvimento de aços microligados comerciais iniciou-se na década de 1960, tendo-se acelerado a partir da década seguinte e mantendo-se ativos até hoje.

Da mesma forma como ocorre nos produtos laminados a quente, os elementos de microliga podem promover endurecimento por refino de grão e precipitação [Gorni 2008a]. Eles também fixam os átomos intersticiais solubilizados em precipitados, aumentando a estampabilidade do material. Aliás, ao fixar os átomos de N, os elementos de microliga podem exercer efeitos microestruturais através da ação dos nitretos ou reduzir o endurecimento por solução sólida decorrente da presença de N solúvel [Bleck 1988].

Além disso, os elementos de liga e microliga atrasam consideravelmente a cinética da recristalização da ferrita durante o recozimento em caixa ou contínuo das bobinas após sua laminação a frio, uma vez que seus átomos dispersos em solução sólida dificultam o avanço das frentes de recristalização. Esse efeito pode ser observado ao se comparar os resultados mostrados na figura 2, onde se pode observar que o retardamento da recristalização ferrítica depende do tipo de elementos de liga presentes em cada aço, cuja composição química pode ser vista na tabela II. De fato, o tempo necessário para a recristalização plena da ferrita a 700°C (valor de temperatura bastante usado na prática) eleva-se na seguinte ordem, atribuindo-se o valor unitário para o aço efervescente: acalmado ao Al (1,5), acalmado com Al mais B (3,5), aço IF ao Ti (60) e ARBL ao Nb (125).

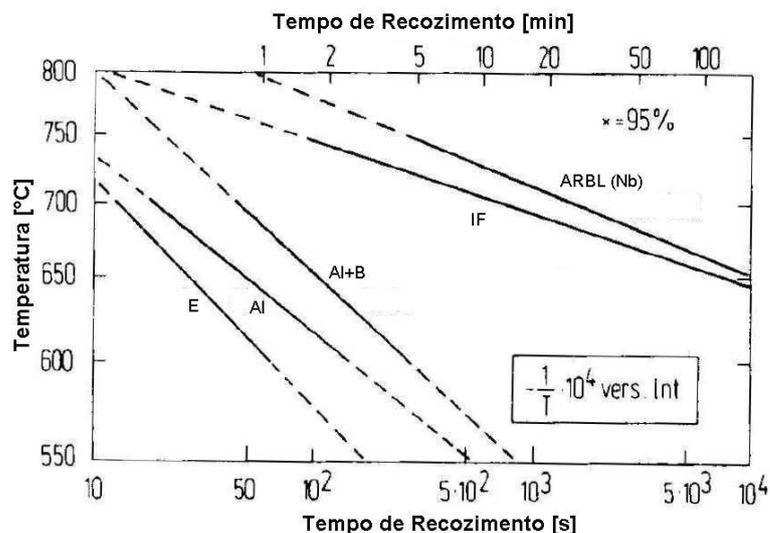


Figura 2: Cinética de recristalização de diversos aços laminados a frio determinada a partir de tratamentos de recozimento isotérmico realizados em banhos de sal a 700°C. Legenda: E: aço efervescente; Al: aço acalmado ao Al; Al+B: aço acalmado ao Al mais B; IF: aço IF; ARBL (Nb): aço microligado ao Nb [Bleck 1988].

Essa alteração na cinética provocada pelos elementos de microliga leva à redução no tamanho de grão obtido em relação aos aços ao Al; a figura 3 comprova o efeito do Ti e, especialmente, do Nb, nesse sentido. Já a figura 4 permite constatar os diferentes efeitos dos mecanismos de endurecimento na definição do limite de escoamento de aços laminados a frio acalmados ao Al, microligado ao Nb e microligado ao Nb-Ti. O endurecimento extra proporcionado pela adição de elementos de microliga decorreu, em ordem decrescente de importância, do refino de tamanho de grão, solução sólida e precipitação [Bleck 1988].

Aço	C	Mn	P	S	N	Al	Ti	Nb	B
Efervescente	0,04	0,25	0,008	0,010	0,002	-	-	-	-
Al	0,04	0,25	0,008	0,010	0,004	0,045	-	-	-
Al-B	0,04	0,25	0,008	0,010	0,004	0,045	-	-	0,003
Al-Ti	0,04	0,25	0,008	0,010	0,004	0,045	0,015	-	-
IF	0,005~ 0,018	0,25	0,008	0,010	0,004	0,020	0,067~ 0,160	-	-
ARBL-Nb	0,06	0,30	0,008	0,006	0,006	0,045	-	0,040	-
ARBL-Ti	0,06	0,80	0,012	0,006	0,006	0,045	0,080	0,020	-

Tabela II: Composição química dos aços estudados por Bleck [Bleck 1988].

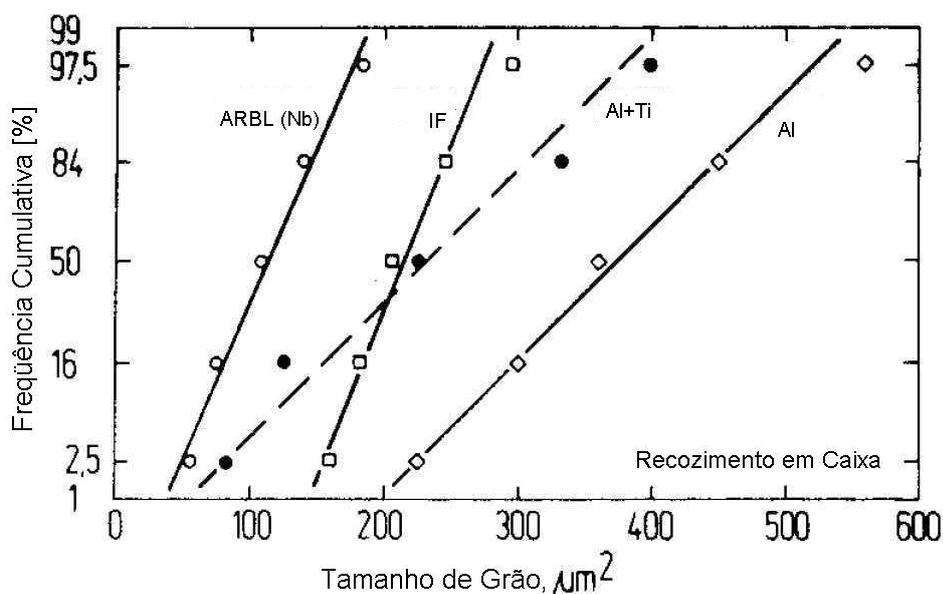


Figura 3: Distribuição do tamanho de grão médio após recozimento em caixa para diversos aços laminados a frio [Bleck 1988].

Chapas finas a frio de aço microligado ao Nb, cuja composição química é 0,05% C, 0,30% Mn, 0,010% P, 0,050% Al, 0,005% N e 0,040% Nb, apresentam as seguintes propriedades mecânicas após recozimento em caixa: limite de escoamento de 320 MPa, limite de resistência de 440 MPa, razão elástica de 73%, alongamento total de 28%, coeficiente de encruamento de 0,17 e de anisotropia de 1,30 [Bleck 1996]. Em comparação com os valores correspondentes de aços ao C e refosforados, mostrados na tabela I, nota-se que este material apresenta resistência mecânica muito maior, mas com conformabilidade prejudicada em função dos menores valores de alongamento e coeficientes de encruamento e anisotropia. Sua maior razão elástica também sinaliza a ocorrência mais intensa do chamado efeito mola (*springback*) durante a estampagem.

A maior resistência mecânica e razão de escoamento, e menor coeficiente de encruamento, decorrem dos mecanismos de endurecimento envolvidos nos aços microligados, em especial do refino do tamanho de grão. Já o baixo coeficiente de anisotropia decorre do grande número de precipitados que se formam nesses aços, os quais retardam a cinética da recristalização da ferrita durante o recozimento e levam à formação de textura cristalográfica desfavorável para a estampabilidade do material.

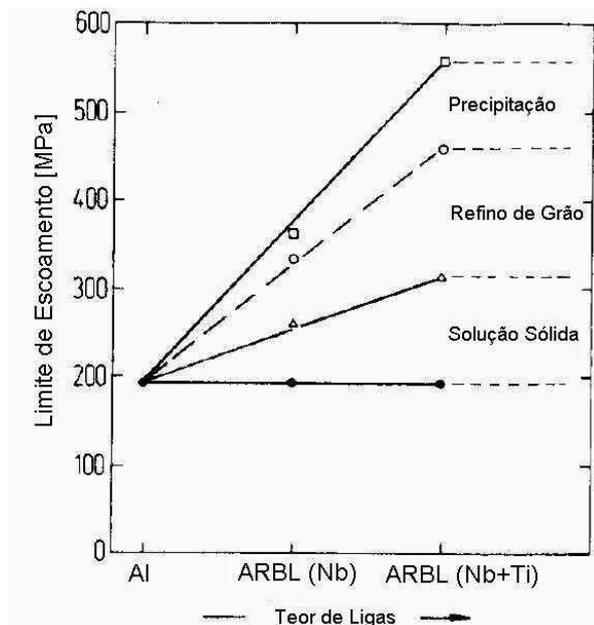


Figura 4: Endurecimento proporcionado pela adição de elementos de microliga a um aço básico acalmado ao alumínio laminado a frio e recozido a 700°C [Bleck 1988].

#### - AÇO COM EFEITO DE *BAKE HARDENING*

Uma das possibilidades existentes para se elevar a resistência mecânica das chapas laminadas a frio sem afetar demasiadamente sua ductilidade no momento da estampagem consiste em se aproveitar o endurecimento por precipitação que ocorre nos aços de baixo C quando deformados e posteriormente expostos a um período de aquecimento sob temperaturas relativamente baixas, da ordem de 170°C, conforme mostra a figura 5. Surgiram assim os aços com efeito de *bake hardening* (literalmente, “endurecimento por cozimento”), acalmados ao Al, que apresentam originalmente baixos valores de limite de escoamento, da ordem de 200 MPa. A peça conformada deve ser envelhecida a 170°C durante 20 a 30 minutos para que apresente um aumento de 40 MPa em sua resistência mecânica. Caso a peça for pintada nem será necessário aplicar um tratamento específico nesse sentido, pois o envelhecimento ocorrerá naturalmente na estufa onde a pintura é seca.

Dessa forma a peça conformada atinge resistência a vinco e rigidez mecânica equivalentes às dos aços microligados de alta resistência. A ductilidade do material somente é afetada após a conformação da peça e o tratamento de envelhecimento. Esse tipo de aço é usado em componentes automotivos onde há maiores chances de ocorrerem pequenos amassados em função de seu uso rotineiro ou mesmo em virtude de pequenos acidentes, como painéis externos de capôs, portas, tampas de porta-malas, etc. As propriedades típicas desse aço com boa estampabilidade são: limite de escoamento de 230 MPa, limite de resistência de 365 MPa, alongamento total de 39%, coeficiente de anisotropia  $r$  igual a 1,8 e coeficiente de encruamento  $n$  igual a 0,20. Após o tratamento de envelhecimento sua resistência aumenta em 38 MPa [Satoh 1992].

Para que um aço apresente efeito consistente de *bake hardening* é necessário que ele apresente teor de C solúvel de, no mínimo, 0,0005%, para que o aumento de resistência mecânica após envelhecimento seja igual ou superior a 30 MPa. Por outro lado, teores excessivos de C solúvel são inconvenientes: acima de 0,0015% o efeito de *bake hardening* torna-se mais intenso, tornando-se superior a 60 MPa, mas também aumenta o risco de ocorrer envelhecimento excessivo do material sob temperatura ambiente antes do prazo especificado para a sua utilização. Isso promove a ocorrência das chamadas *linhas de distensão* quando da estampagem da chapa, o que pode vir a degradar ou mesmo inutilizar a peça.

Chapas finas de aço com efeito de *bake hardening* e valores de  $r$  inferiores a 2,0 podem ser produzidas de duas formas. Na primeira delas um aço com baixo C (0,02 a 0,06%), acalmado ao Al, é processado numa linha de recozimento contínuo. Esse material é submetido a altas temperaturas de bobinamento no Laminador de Tiras a Quente, o que coalesce os carbonetos e estabiliza o N na forma de AlN. A laminação a frio e recozimento contínuo subsequentes resultam na formação de uma intensa textura cristalográfica [111], resultando em produtos com valores de coeficiente de anisotropia  $r$  da ordem de 1,5 a 1,7. Parte de seus carbonetos se dissolve durante as fases de aquecimento e encharque no recozimento, obtendo-se assim altos teores de C em solução. A etapa de super-envelhecimento durante o resfriamento tende a estabilizar parte do C dissolvido na forma de  $Fe_3C$ . Logo, é possível controlar as condições dessa última fase do processo de forma que o teor de C em solução torne-se igual a aproximadamente 0,0010%, proporcionando assim níveis adequados de *bake hardening*.

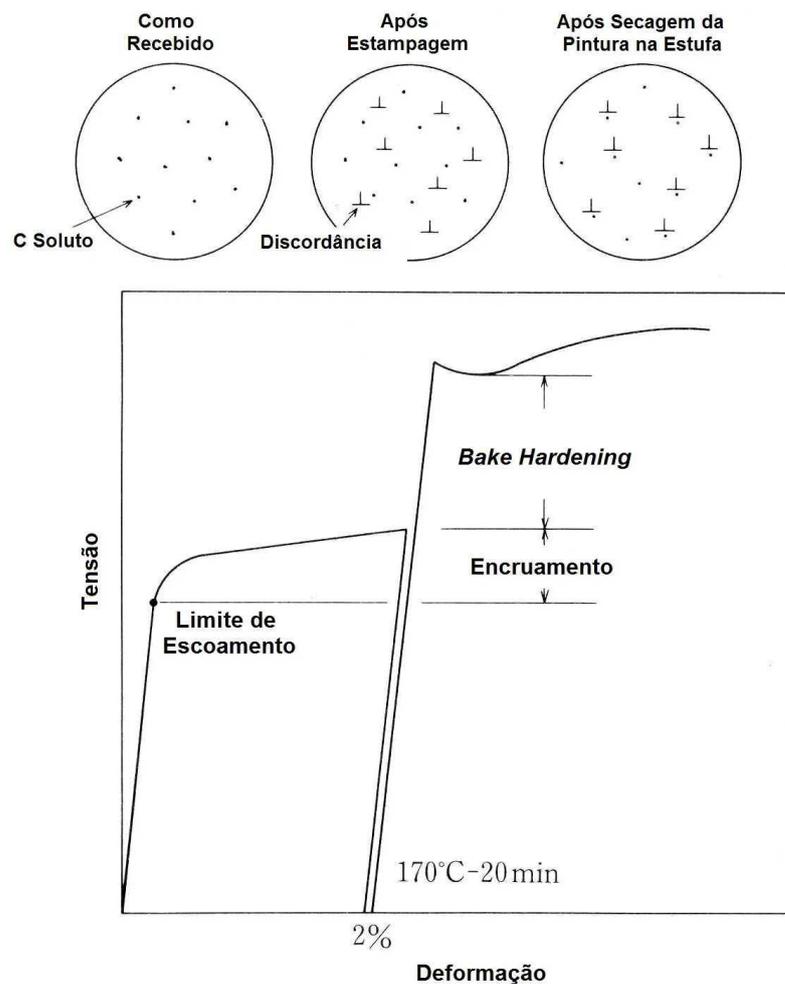


Figura 5: Efeito decorrente do *Bake Hardening* (“Endurecimento por Cozimento”): a resistência mecânica do aço se eleva de 30 a 40 MPa em função de seu envelhecimento a 170°C feito após a conformação mecânica da chapa [Sato 1992].

O processo de recozimento contínuo é mais adequado para a fabricação deste tipo de laminado, mas o investimento necessário para a instalação dessa linha é enorme. Este produto também pode ser produzido através do recozimento em caixa, que é muito mais lento do que o processo contínuo. Neste caso se usa aço com teor de C extra-baixo (entre 0,005 e 0,010%), o qual é submetido a baixas temperaturas de bobinamento no Laminador de Tiras a Quente. O recozimento em caixa após a laminação a frio é caracterizado por um lento aquecimento, proporcionando assim valores de coeficiente de anisotropia  $r$  entre 1,7 e 1,9 ao produto final. Um teor adequado de C dissolvido pode ser conseguido após esse tipo de recozimento, já que a precipita-

ção de cementita é retardada durante o resfriamento devido à baixa saturação de C. Contudo, esta abordagem não permite a fabricação de chapas com efeito de *bake hardening* mais coeficientes de anisotropia  $r$  superiores a 2,0.

Os aços com efeito de *bake hardening* produzidos por recozimento contínuo não podem ser processadas em linhas de galvanização, uma vez que estas não dispõem de uma seção de super-envelhecimento. Uma solução para este impasse consiste na estabilização do C usando-se elementos de microliga, formando-se assim precipitados como TiC ou NbC. É possível conseguir forte efeito de *bake hardening* (elevação de aproximadamente 60 MPa após envelhecimento) desde que a razão entre os teores atômicos de Nb/C e  $Ti_{sol}/C$  seja menor do que 0,4 para materiais processados em recozimento contínuo sob temperaturas de encharque da ordem de 750°C. Contudo, neste caso o valor de  $r$  será muito baixo devido à presença de altos teores de C solubilizado no início da recristalização. Contudo, se a temperatura de encharque for elevada para valores iguais ou superiores a 850°C, obtém-se um produto que simultaneamente apresenta altos valores de  $r$  e significativo efeito de *bake hardening*, desde que as razões NbC e  $Ti_{sol}/C$  estejam próximas da unidade. A explicação para esse fenômeno pode ser vista na figura 6, onde se considera como material-base um aço acalmado ao Al. No início da recristalização o C está estabilizado na forma de carbonetos de microliga, permitindo que o aço desenvolva textura cristalográfica que favorece o surgimento de altos valores de  $r$ . Contudo, acima de 850°C os carbonetos de microliga se solubilizam, elevando o teor de C solúvel no material, o qual não se precipita subsequentemente devido às altas taxas de resfriamento aplicadas na linha de recozimento contínuo, da ordem de 20°C/s. Geralmente se usa Nb para estabilizar o C solúvel, pois esse elemento permite que a razão entre os teores atômicos do elemento de microliga e do C seja controlada de forma precisa. Com o Ti isso não é possível, pois ele tende a se combinar com o N e o S presentes no aço, o que altera o teor desse elemento efetivamente em solução. Além disso, o Ti dificulta o processo de galvanização a quente, não sendo recomendado para uso em produtos que devam ser revestidos [Satoh 1992].

A aplicação desta abordagem foi feita em aço contendo 0,002% C, 0,10-0,20% Mn, 0,020 P máx., 0,010% S máx., 0,003% N máx e 0,040% Al máx. A razão entre teores atômicos  $Nb_{at\%}/C_{at\%}$  pode variar entre 0,5 e 1,2. As placas de material foram processadas no Laminador de Tiras a Quente, sendo bobinadas a 680°C. Após 75% de redução a frio e recozimento contínuo sob temperatura de encharque a 880°C seguido de resfriamento a 40°C/s foram obtidos materiais com características mecânicas satisfatórias, ou seja: limite de escoamento de 170 MPa, limite de resistência de 305 MPa, alongamento total de 51%, coeficiente de anisotropia  $r$  igual a 2,2 e endurecimento após envelhecimento de 43 MPa [Satoh 1992].

#### - AÇO LIVRE DE INTERSTICIAIS (*INTERSTITIAL FREE, IF*)

Os chamados aços IF (*interstitial free*, ou livres de intersticiais) têm sido adotados com sucesso nos últimos anos na fabricação de painéis para a carroceria de automóveis. Eles apresentam níveis muito altos de estampabilidade em função de seus ultrabaixos teores de átomos intersticiais, como C e N, menores que 0,003 e 0,004%, respectivamente. Essa condição lhes proporciona baixo limite de escoamento e alta resistência à redução de espessura durante a deformação a frio. Os aços IF também não sofrem envelhecimento, uma vez que o carbono e nitrogênio ainda presentes estão totalmente combinados na forma de precipitados. As principais aplicações automotivas que tomam partido da alta estampabilidade das chapas de aço IF são cavidades no piso traseiro, alojamento do estepe e a parte interior das portas frontal e traseira [Hoile 2000].

Como se sabe, um aspecto metalúrgico que afeta de forma vital o valor do coeficiente de anisotropia  $r$  - e, portanto, a estampabilidade da chapa - é a orientação dos planos cristalográficos do material, ou seja, sua textura cristalográfica. A predominância dos

planos cristalinos {111} após o recozimento da bobina laminada a frio eleva o valor de  $r$ . Ela é diretamente proporcional à taxa de intensidade entre as texturas (111)/(001). Logo, todo o processo metalúrgico dos aços IF deve priorizar as condições que levem a essa condição. Um dos requisitos mais decisivos nesse sentido é a manutenção de teores ultra-baixos de elementos intersticiais como C e N. A presença desses elementos promove a formação de planos {110} e {100}, que são desfavoráveis para o aumento do valor de  $r$ .

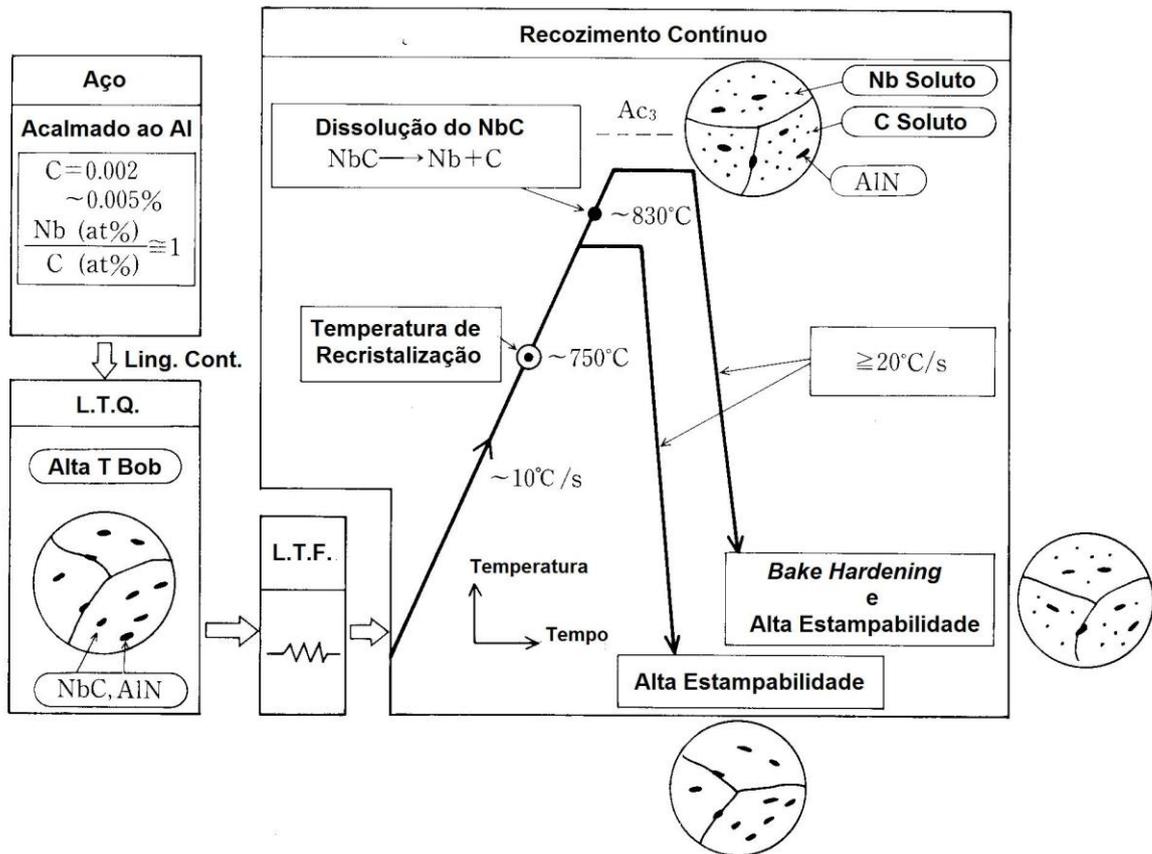


Figura 6: Princípio de processamento de chapas finas para estampagem extra-profunda e endurecimento por *bake hardening* [Sato 1992].

Portanto, pode-se agora definir uma composição básica típica para aços IF: 0,003% C máx, 0,15% Mn, 0,017% P máx, 0,012% S máx e 0,0030% N máx. Os teores mínimos de C e N dependem das condições de refino na aciaria (especialmente da disponibilidade de desgaseificação) e do custo associado à remoção desses elementos. Devem ser incorporados a essa liga-base elementos de microliga para que se combinem com o C e N ainda em solução na microestrutura, garantindo assim a estampabilidade da chapa. Suas propriedades mecânicas objetivadas são: limite de escoamento máximo de 170 MPa, limite de resistência máximo de 320 MPa; alongamento total mínimo de 38%, coeficiente de anisotropia  $r$  mínimo de 1,70 e coeficiente de encruamento  $n$  mínimo de 0,22.

Os teores mínimos de elementos de microliga que se fazem necessários para eliminar completamente o C e N solúveis na microestrutura dependem da concepção da liga e podem ser calculados a partir das relações abaixo:

$$\text{- Aços IF ao Ti: } \%Ti_{\min} = 4 \%C + 3,42 \%N + 1,5 \%S$$

$$\text{- Aços IF ao Nb: } \%Nb_{\min} = 7,75 \%C - 6,65 (\%N - Al_{\text{acid sol}}/1,93)$$

- Aços IF ao Ti-Nb:  $\%Nb_{\min} = 7,75 \%C$ ;  $\%Ti_{\min} = 3,42 \%N + 1,5 \%S$

Caso necessário, é possível elevar a resistência mecânica dos aços IF através da adição de elementos de liga como P, Si e Mn, os quais atuam através de endurecimento por solução sólida. Muitas vezes também se incorpora B à liga para se evitar a chamada fragilização por trabalho a frio, que decorre do enfraquecimento dos contornos de grão em função dos baixos teores de C inerentes a esse material. Essa adição torna-se imprescindível nos aços IF refosforados, pois o P contribui para aumentar a fragilidade dos contornos de grão [Hoile 2000].

Também é possível aumentar a resistência mecânica dos aços IF incorporando-se quantidades de Nb e Ti superiores aos teores mínimos necessários para combinar com o C e N solúveis do aço. Dessa forma a liga é reforçada pelos elementos de microliga de forma análoga como ocorre com os aços ARBL com baixo C laminados a frio, ou seja, através de refino de grão, precipitação e solução sólida. Neste caso é possível dispensar a adição de Si ao aço, a qual deteriora a estampabilidade e afeta a qualidade superficial do produto devido à formação de carepa aderente durante a laminação a quente. Um exemplo de aço IF com alta resistência mecânica apresenta a seguinte composição química: 0,005% C, 0,62% Mn, 0,040% P, 0,068% Nb e 0,0032% N. Suas propriedades mecânicas após laminação a quente e recozimento contínuo são: limite de escoamento de 290 MPa, limite de resistência de 446 MPa, alongamento total de 37% e coeficiente de anisotropia médio  $r$  igual a 1,9 [Tanaka 2004].

## - AÇO ISOTRÓPICO

Chapas finas laminadas a frio de aços com maiores níveis de resistência mecânica tendem a apresentar graus mais acentuados de anisotropia – ou seja, sua ductilidade é maior em determinadas direções da chapa. Isto leva a consequências práticas importantes. Suponha-se que uma peça com simetria axial – um copo – seja estampado a partir de um blanque circular de aço convencional com alta resistência mecânica. A figura 7 deixa claro que esse copo apresentará diferentes alturas ao longo de sua circunferência, apesar da tensão aplicada durante a conformação ter sido uniforme em todos os pontos do blanque. A diferença entre a altura máxima e mínima observadas no copo estampado é o chamado *orelhamento* da chapa. Obviamente, a essas diferenças de comprimento correspondem alterações de espessura através do copo. Elas seriam ser nulas caso o material fosse perfeitamente isotrópico [Zimnik 1993].

Investigações sobre esse problema revelaram os diversos parâmetros de processo que favorecem a obtenção de chapas finas a frio com ductilidade constante ao longo dos ângulos em relação à direção de laminação e que, dessa forma, podem ser estampadas sem a ocorrência de orelhamento – ou seja, os chamados aços isotrópicos. Esse material pode ser obtido para combinações bastante específicas em termos de:

- Temperaturas de acabamento na laminação de tiras a quente e graus de deformação no laminador de tiras a frio;
- Graus de deformação a frio e temperatura de recristalização ferrítica (recozimento);
- Aplicação de tratamento térmico de normalização.

Contudo, essas combinações geralmente são inviáveis do ponto de vista industrial. Por outro lado, verificou-se que microadições de Ti permitem alcançar altos graus de isotropia nas chapas finas laminadas a frio cujo material de partida foi submetido a baixas temperaturas de acabamento e bobinamento no laminador de tiras a quente (respectivamente 880°C e 500°C), graus totais de deformação a frio entre 50 a 80%, e recozimento em caixa. A figura 8 mostra que

há uma relação entre a deformação aplicada no laminador de tiras a frio e o teor de Ti do aço para que ele assuma comportamento isotrópico [Zimnik 1993]. Sob tais condições o aço desenvolve uma textura cristalográfica específica após a recristalização da ferrita que lhe garante alto grau de isotropia – ou seja, alto grau de uniformidade nas propriedades mecânicas independentemente da direção considerada na chapa [Zimnik 1993].

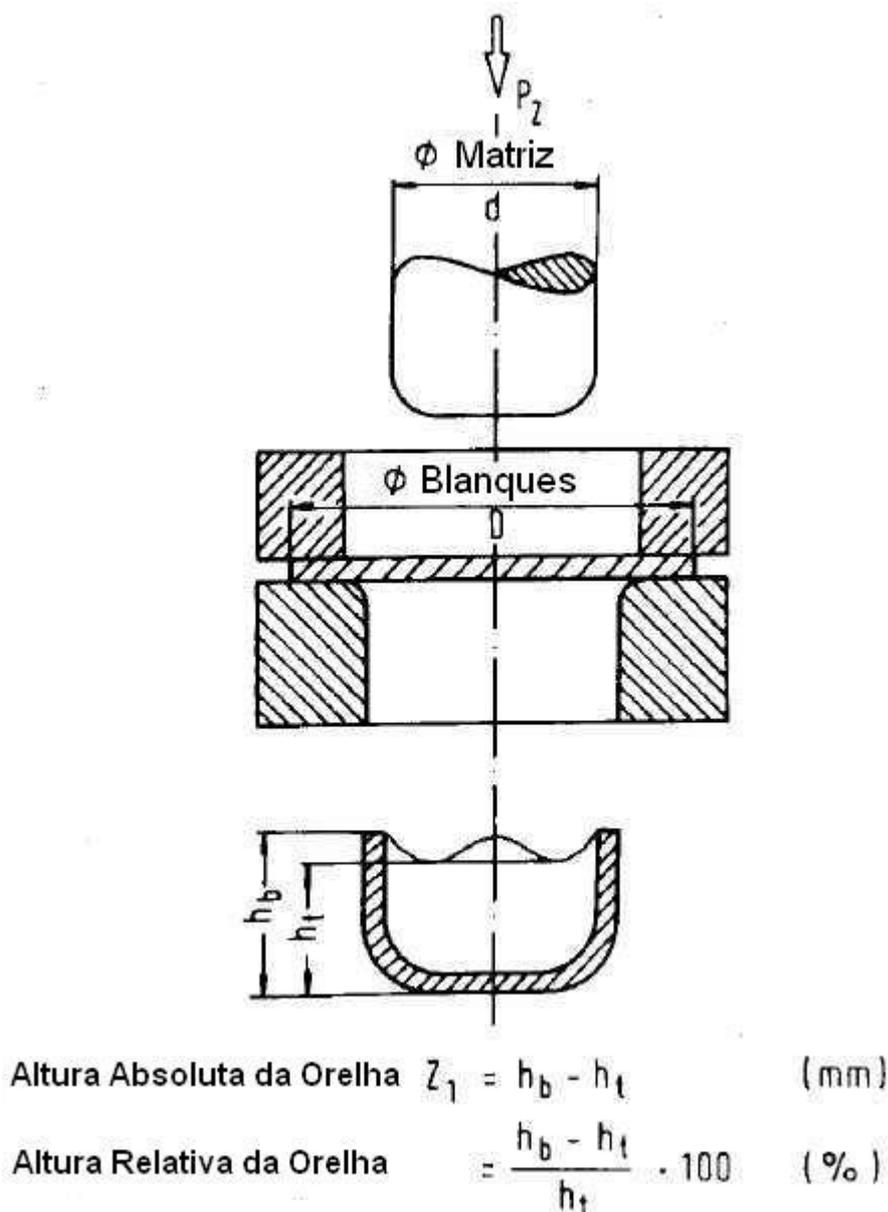


Figura 7: Definição de altura do orelhamento para chapas estampáveis [Zimnik 1993].

Neste caso também é necessário manter a relação Ti/N dentro de valores restritos. Por um lado, é necessário que essa relação seja superior a 3,4 para garantir que todo N solúvel se combine com o Ti durante a solidificação do aço, evitando a precipitação de AlN nos contornos de grão durante a recristalização, o que levaria a altos graus de anisotropia na chapa. Por outro lado, uma relação Ti/N muito alta leva à precipitação de partículas coerentes de TiC que retardam a recristalização da ferrita e levam à formação de uma textura cristalográfica no material que igualmente promove anisotropia. Logo, para se compensar o retardamento na cinética de recristalização decorrente da precipitação do TiC, é necessário aumentar o potencial termodinâmico da recristalização – ou seja, elevar o grau de encruamento ou de deformação aplicada du-

rante a laminação a frio do material. Conforme mostra a figura 9, o ideal é que a relação Ti/N se mantenha em torno de 5,0 [Zimnik 1993].

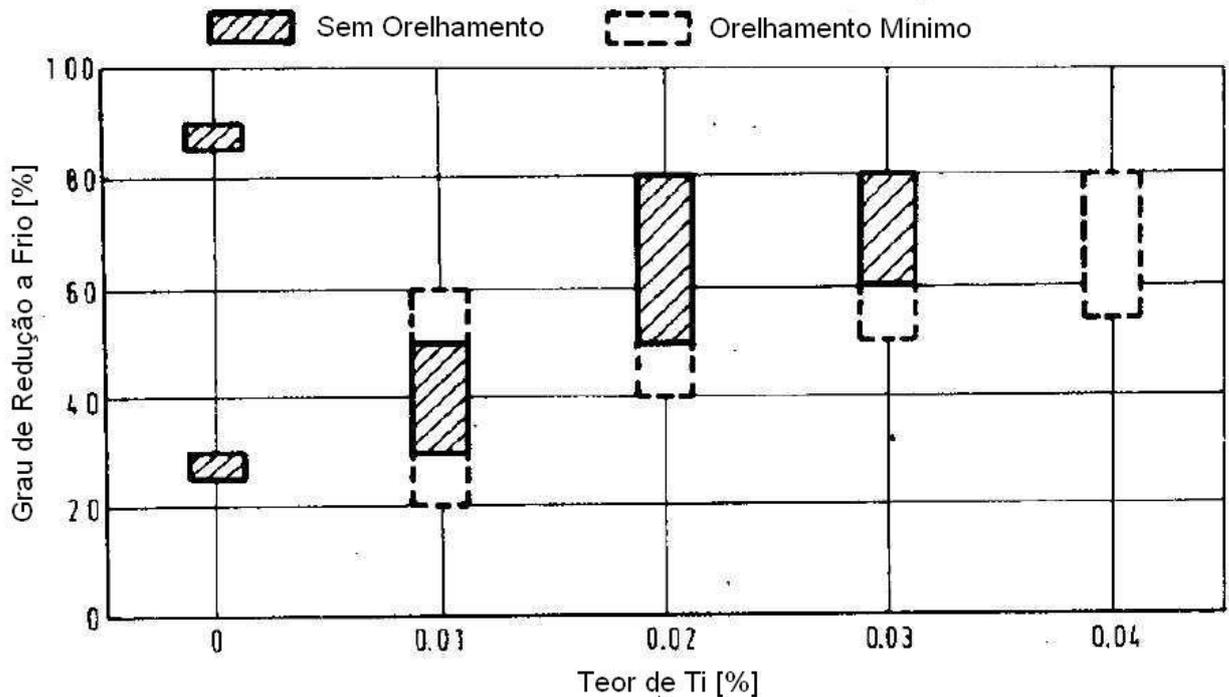


Figura 8: Relação entre o teor de Ti e o grau de deformação aplicada durante a laminação a frio para se conseguir obter chapas finas a frio isotrópicas [Zimnik 1993].

Aços isotrópicos típicos, como os produzidos pela siderúrgica austríaca Voest-Alpine, apresentam limite de escoamento variando entre 220 e 270 MPa, limite de resistência entre 300 e 380 MPa, alongamento total de 34%, coeficiente de encruamento  $n$  igual a 0,18, coeficiente de anisotropia  $r$  igual a 1,0 e coeficiente de anisotropia planar  $\Delta r$  igual a zero. Uma versão com maior resistência mecânica apresenta limite de escoamento entre 260 e 310 MPa, limite de resistência entre 320 e 400 MPa e alongamento total de 32%. Uma composição típica para o aço com limite de escoamento de 260 MPa pode ser 0,05 % C, 0,19% Mn, 0,028% Al, 0,026% Ti e 0,0048%N.

Já foram desenvolvidos aços isotrópicos com características de *bake hardening*. Neste caso é necessário aumentar o teor de C até teores próximos de seu valor de solubilidade na ferrita, da ordem de 0,024%, durante o recozimento efetuado a 720°C. Conseguem-se assim as características de *bake hardenability* (aumento de 30 MPa no limite de escoamento após a secagem da pintura) e de isotropia ( $\Delta r = \pm 0,15$ ) desejadas [Pereira 2005]. Há também outras abordagens, ainda não muito comuns, de aço isotrópico envolvendo o uso de microadições de Nb e/ou B, além do Ti.

## - CONCLUSÕES

A evolução metalúrgica ocorrida no campo das chapas finas laminadas a frio com microestrutura ferrítica mostrou revelar a aplicação de diversos conceitos metalúrgicos com o objetivo de melhorar sua adequação ao cliente. Nos aços refosforados optou-se pelo endurecimento por solução sólida com perda minimizada de conformabilidade, enquanto que nos microligados a ênfase está declaradamente no aumento de resistência mecânica. Já nos aços com *bake hardening* o endurecimento é conseguido após a estampagem da peça, durante a secagem da pintura que é normalmente aplicado a ela. Note-se que é um conceito muito inteligente, pois a chapa só

endurece depois da etapa crítica de estampagem, garantindo a ductilidade do material e reduzindo as solicitações impostas ao ferramental e prensas. No caso dos aços IF a prioridade é a conformabilidade a frio, já que a redução no teor de elementos intersticiais reduz sua resistência mecânica; contudo, é possível melhorar a resistência mecânica usando variantes refosforadas ou com características de *bake hardening*. Finalmente, a ênfase nos aços isotrópicos é garantir conformabilidade homogênea em todas as direções de deformação da chapa, podendo sua resistência mecânica ser aumentada também através do efeito de *bake hardening*.

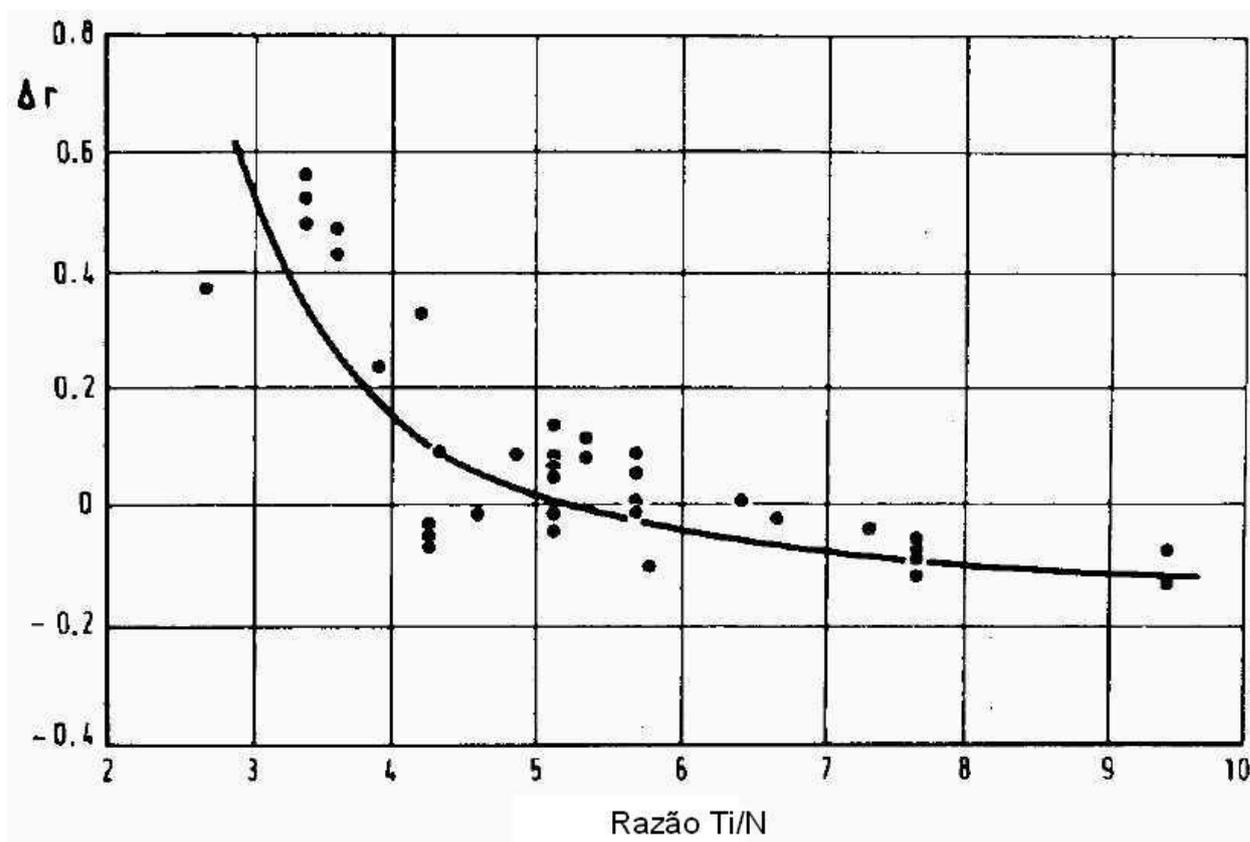


Figura 9: Influência da relação Ti/N na anisotropia planar. O valor ideal de  $\Delta r$  para o aço isotrópico é zero. Esses resultados foram determinados para grau total de deformação a frio entre 60 e 70% e temperatura de bobinamento de 500°C [Zimnik 1993].

## - REFERÊNCIAS

BLECK, W.; MÜSCHENBORN, W. & MEYER, L. Recrystallization and Mechanical Properties of Microalloyed Cold Rolled Steel. **Steel Research**, 59:8, August 1988, 344-351.

BLECK, W. Cold-Rolled, High Strength Sheet Steels for Auto Applications, *J.O.M.*, 48:7, July 1996, 26-30.

GORNI, A.A. Estudo Traça Relações entre Microestrutura e Propriedades Mecânicas em Aços Estruturais. **Corte e Conformação de Metais**, 3:35, Março 2008, 100-110.

GORNI, A.A. Aços Avançados de Alta Resistência: Microestrutura e Propriedades Mecânicas. **Corte e Conformação de Metais**, 4:44, Dezembro 2008, 26-57.

- HOILE, S. Processing and Properties of Mild Interstitial Free Steels. **Materials Science and Technology**, October 2000, 1079-1093.
- IRIE, T., SATOH, S., HASHIGUCHI, K., TAKAHASHI, I. & HASHIMOTO, O. Characteristics of Formable Cold Rolled High Strength Steels Sheets for Automotive Use. **Kawasaki Steel Technical Report**, 2, March 1981, 14-22.
- PEREIRA, J.F.B. & ROCHA, R.O. Desenvolvimento de Aços Isotrópicos com Características de Bake Hardenability. 42° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos. **Anais**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Santos, Outubro de 2005, 10 p.
- SATOH, S.; OKADA, S.; KATO, T.; HASHIMOTO, O.; HANAZAWA, T. & TSUNEKAWA, H. Development of Bake-Hardening High-Strength Cold-Rolled Sheet Steels for Automobile Exposed Panels. **Kawasaki Steel Technical Report**, 27, November 1992, 31-38.
- TANAKA, Y.; URABE, T. & NAGATAKI, Y. A New Type of High Strength Steel for Exposed Panels – High Strength Steel with Excellent Formability, Superior Surface Precision after Press Forming, and Uniform Surface Appearance. **JFE Technical Report**, 4, November 2004, 17-24.
- ZIMNIK, W.; FREIER, K.; HUSSY, S. & BUNGE, H.J. Factors Influencing Planar Anisotropy of Batch-Annealed Cold Strip. **Steel Research**, 64:8-9, August-September 1993, 420-424.

## **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](http://www.gorni.eng.br)