

Materiais

Estudo avalia o desenvolvimento de chapas de aço com grão ultra-fino

As vantagens dos aços com microestrutura contendo grãos refinados são conhecidas há muito tempo. Um desenvolvimento fundamental nessa área, iniciado na década de 60, levou para oleodutos e gasodutos as chapas de aços microligados com baixo carbono, processadas por laminação e resfriadas de forma acelerada, destinadas à fabricação de tubos de grande diâmetro. Deste modo foi possível produzir, de forma comercial, aços com microestruturas contendo grãos em tamanhos entre 4 e 5 μm . A partir do final da década de 90 diversos países iniciaram projetos de pesquisa visando romper esse limite, propondo rotas de fabricação para aços com tamanho de grão inferior a esse limite, e até mesmo menor que 1 μm . Este trabalho explica as motivações do desenvolvimento desses aços com grão ultra-fino e relata os progressos industriais já efetuados.

A.A. Gorni, J.H.D. da Silveira, J.S.S. Reis

As enormes pressões econômicas, ambientais e políticas que caracterizam o mundo moderno refletem-se, na área dos materiais, em uma busca constante por alternativas que ofereçam baixo custo, boas propriedades de engenharia, construção leve e fácil manufatura. Portanto, não é à toa que nas últimas décadas tem ocorrido uma progressiva aplicação de novos conceitos metalúrgicos na concepção e processamento das ligas metálicas, justamente no sentido de melhorá-las e garantir

sua posição privilegiada como materiais de engenharia, particularmente na indústria automobilística, cuja enorme escala é garantia de alta lucratividade.

A melhoria das ligas metálicas – particularmente aços, tema deste trabalho – requer um conhecimento aprofundado sobre seus mecanismos microestruturais de endurecimento. O princípio básico desses mecanismos consiste em dificultar ao máximo a mobilidade das discordâncias dentro da estrutura cristalina do metal, já que

justamente esses defeitos fazem com que a resistência mecânica dos materiais reais corresponda a menos de 10% do valor teoricamente possível.

A resistência mecânica de um aço estrutural corresponde à soma das contribuições dos diversos mecanismos de endurecimento atuantes em sua microestrutura. Os principais tipos são⁽¹⁾:

- Resistência básica dos átomos de ferro;
- Endurecimento por solução sólida proporcionado pelos

Antonio Augusto Gorni (gorni@cosipa.com.br) é engenheiro de materiais, editor-técnico da revista *Corte e Conformação de Metais* e analista de processos da gerência de suporte técnico da laminação a quente na Companhia Siderúrgica Paulista, Cosipa (Cubatão, SP); José Herbert Dolabela da Silveira (herbert@cosipa.com.br) é engenheiro metalurgista e gerente de suporte técnico da laminação a quente na Cosipa; Jackson Soares de Souza Reis (jackson@cosipa.com.br) é engenheiro metalurgista e superintendente da laminação a frio na Cosipa. Reprodução autorizada pelos autores.

Ano	1970	1980	1990	2000
Processos termo-mecânicos	Laminação controlada	Laminação intercrítica	Resfriamento acelerado	P&D sobre aço com TG ultra-fino
Mecanismos de endurecimento	Refino de grão	Endurecimento por encruamento	Endurecimento por martensita ou bainita	Endurecimento por ultra-refino de grão
Normas		ASTM A841 (Aço restr. acel.)	JIS-SN (constr. civil)	

Fig. 1 – Evolução histórica de novos processos de laminação, mecanismos metalúrgicos e normas que surgiram em razão dos desenvolvimentos científicos e tecnológicos que viabilizaram um refino cada vez maior do tamanho de grão dos aços⁽³⁾

elementos de liga (carbono, manganês, silício, cromo, molibdênio, etc.);

- Endurecimento pelo refino do tamanho de grão;
- Endurecimento decorrente da precipitação de compostos intermetálicos;
- Endurecimento pela presença de segunda fase.

A contribuição desses mecanismos de endurecimento varia conforme o tipo de aço considerado. Todos eles elevam as propriedades mecânicas determinadas sob con-

dições estáticas, ou seja, as que são medidas sob baixas velocidades de deformação, como é o caso dos limites de escoamento e resistência, determinados por ensaios de tração. Infelizmente, eles tendem 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 tran-

sição entre a ocorrência de fratura dúctil ou frágil.

O único mecanismo de endurecimento que aumenta simultaneamente tanto a resistência mecânica como a tenacidade dos aços é o refino do tamanho de grão. Por esse motivo, a busca por processos de conformação ou tratamento térmico que levem a microestruturas refinadas foi uma das principais prioridades da pesquisa metalúrgica ao longo das últimas décadas.

Os efeitos dos mecanismos de endurecimento sobre as características mecânicas podem ser

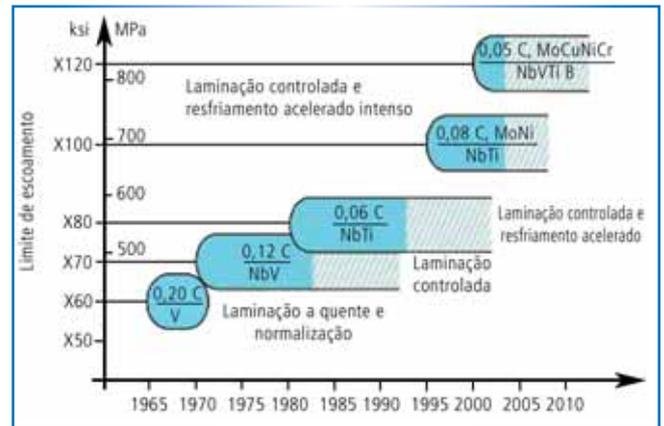


Fig. 2 – Evolução dos aços estruturais para tubos de grande diâmetro usados na construção de oleodutos e gasodutos. Note-se a grande redução do teor de carbono do aço observada ao longo do tempo, juntamente com a duplicação da resistência mecânica decorrente da substituição do tratamento térmico de normalização por tratamento termomecânico seguido de resfriamento acelerado⁽⁴⁾.

Materiais

expressos matematicamente. É possível citar, como exemplo, a equação para cálculo do limite de escoamento proposta por Pickering⁽²⁾ para um aço estrutural ao carbono-manganês:

$$LE = 53,9 + 32,3 Mn + 83,2 Si + 354,2 \sqrt{N_{sol}} + \frac{17,4}{\sqrt{d}} \quad (1)$$

onde LE é o limite de escoamento do aço, em MPa, e "d" é seu tamanho de grão, em mm. Essa equação deixa clara a resistência intrínseca do ferro (que é expressa pela constante da equação), o endurecimento proporcionado pela solução sólida de manganês, silício e nitrogênio dissolvidos no ferro, e pelo refino do tamanho de grão. A relação linear entre a resistência mecânica e o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão nada mais é do que a consagrada

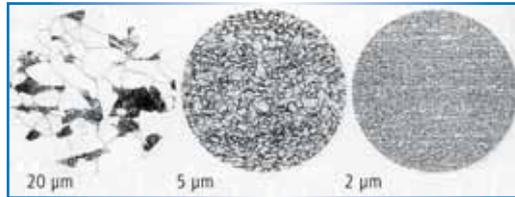


Fig. 3 – Evolução verificada no tamanho de grão: (a) aço ao carbono convencional resfriado ao ar; (b) aço microligado processado por laminação controlada; e (c) aço com grão ultra-fino⁽⁹⁾.

relação de Hall-Petch. Esse mesmo autor também propôs uma expressão para o cálculo da temperatura de transição entre fratura dúctil e frágil:

$$50\% ITT = -19 + 44 Si + 700 \sqrt{N_{sol}} + 2,2 Pearl - \frac{11,5}{\sqrt{d}} \quad (2)$$

onde 50% ITT é a temperatura de transição, em graus centígrados, correspondente a uma fratura por impacto com caráter 50% frágil. Quanto mais baixa for essa temperatura, mais tenaz será o material, característica desejável em muitas aplicações. Essa equação

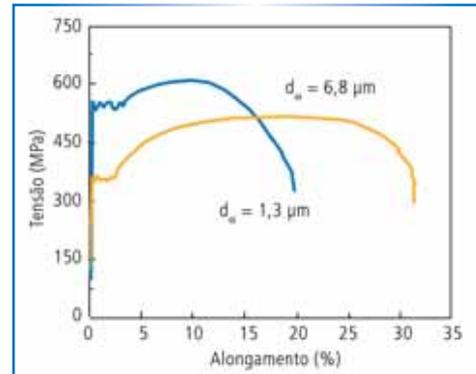


Fig. 4 – Curvas tensão versus deformação de um aço de baixo carbono para dois diferentes tamanhos de grão. É possível verificar que, para menor tamanho de grão, ocorreu aumento dos limites de escoamento e resistência, bem como da razão elástica, mas os alongamentos uniforme e total declinaram⁽¹¹⁾.

demonstra que o endurecimento por solução sólida proporcionado pelo silício e nitrogênio, bem como a presença de uma fase mais dura (perlita), reduzem a tenacidade do material. Por outro lado, a diminuição do tamanho de grão "d" a aumenta, de forma similar ao observado na relação de Hall-Petch.

Esses fundamentos de metalurgia física motivaram, a partir da

década de 1960, o desenvolvimento de inúmeros projetos de pesquisa sobre novos processos industriais para refinar o tamanho de grão dos aços. A evolução desses estudos ao longo do tempo pode ser vista na figura 1⁽³⁾ (pág. 79).

Um dos exemplos mais dramáticos da aplicação industrial dessas novas tecnologias é a produção de tubos com costura de grande diâmetro usados na construção de oleodutos e gasodutos, que geralmente são especificados conforme normas do American Petroleum Institute - API. Esta é uma aplicação em que a resistência mecânica da parede do tubo é tão importante quanto sua tenacidade. O aumento da resistência mecânica permite a redução da espessura da parede do tubo, diminuindo seu peso e, conseqüentemente, os custos associados à construção do duto. Também é possível, alternativamente, manter a espessura do tubo, aumentando sua pressão de operação, o que

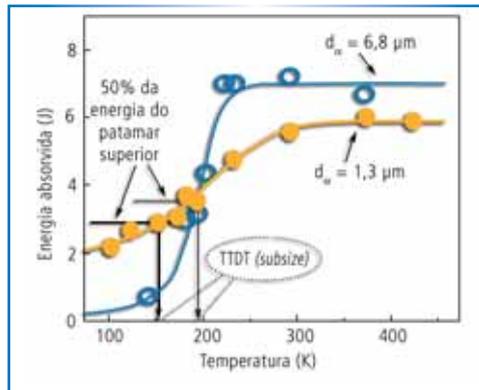


Fig. 5 – Dependência da curva de transição entre fratura dúctil e frágil, determinada por ensaios de impacto Charpy com corpo-de-prova subsize, em relação ao tamanho de grão típico para um aço com baixo carbono⁽¹⁷⁾

reduz seus custos operacionais. Já a alta tenacidade é vital para reduzir a probabilidade de nucleação de trincas ou para minimizar sua propagação ao longo do duto soldado. Uma trinca pode se propagar por centenas de metros em uma tubulação soldada, caso a tenacidade do material não seja satisfatória, o que pode resultar em eventos catastróficos. A figura 2⁽⁴⁾ (pág. 79) mostra a evolução, ocorrida ao longo dos últimos 40 anos, dos

aços usados em tubos de grande diâmetro, uma conseqüência direta dos desenvolvimentos científicos e tecnológicos mostrados na figura 1.

A figura 2 permite constatar que na década de 1960 era usado um aço similar ao grau SAE 1020, microligado ao vanádio, para produzir tubos conforme a norma API 5L X60 (com limite de escoamento de 415 MPa), por meio de tratamento térmico de normalização posterior à laminação a quente da chapa grossa. A partir de 1970 foi introduzido o processo de laminação controlada, designação usual (e não exatamente correta) de um tratamento termomecânico de laminação com o qual é possível alcançar alto grau de refino de grão, por meio da laminação final do produto sob temperaturas relativamente baixas. Assim, a austenita não mais se recristaliza, graças à presença de elementos de microfilma, como nióbio, titânio e vanádio, na composição do aço. Deste modo foi

Materiais

viabilizada a produção de chapas grossas para tubos de grande diâmetro, conforme a norma API 5L X70, com limite de escoamento de 485 MPa.

Na década de 1980, o refino de grão proporcionado por esse tratamento termomecânico foi intensificado pela aplicação de um resfriamento acelerado

com água imediatamente após sua execução, viabilizando a produção de tubos conforme a norma API 5L X80, com limite de escoamento de 550 MPa. O desenvolvimento de novas composições químicas, associando os elementos microligantes ao molibdênio, níquel, cobre, cromo

e/ou boro, somado à aplicação de taxas de resfriamento mais severas durante o resfriamento acelerado, eventualmente com têmpera diretamente após o final da laminação a quente, permitiu, no final da década de 1990, o desenvolvimento de tubos conforme as normas API 5L X100

e X120, com limite de escoamento de, respectivamente, 690 MPa e 830 MPa⁽⁴⁾. Este tipo de processo consegue tamanhos de grão mínimos, na faixa entre 4 e 5 μm ⁽⁵⁾.

É importante frisar que não foi apenas a resistência mecânica dos tubos que dobrou. A adoção da

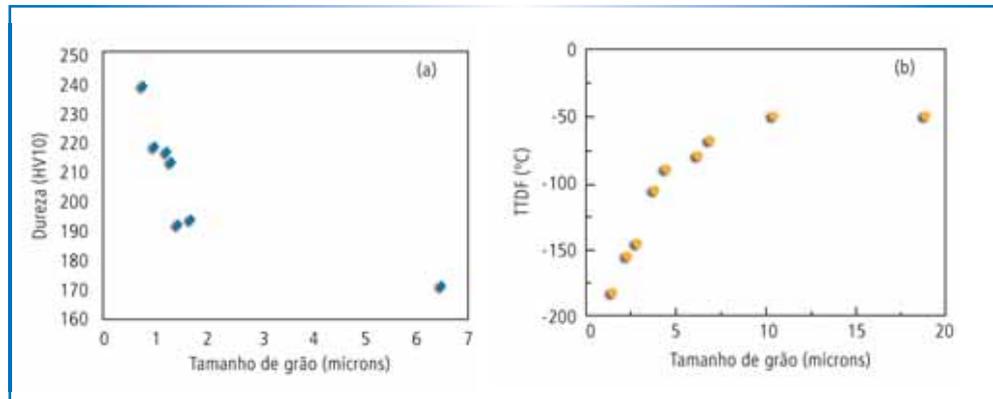


Fig. 6 – Dependência da (a) dureza e (b) temperatura de transição dúctil-frágil em relação ao tamanho de grão ferrítico⁽⁵⁾

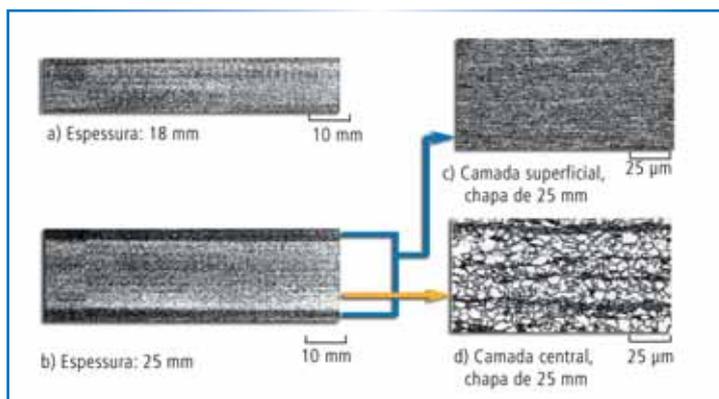


Fig. 7 – (a) Macroestrutura das chapas grossas Hiarest com espessura de 18 mm; (b) idem, espessura de 25 mm; (c) microestrutura da região subsuperficial de chapa grossa Hiarest com espessura de 25 mm; (d) idem, região central⁽¹⁶⁾.

laminação controlada viabilizou uma significativa redução dos teores de elementos de liga do aço, especialmente o carbono. O endurecimento decorrente do intenso refino de grão proporcionado por esse tratamento termomecânico, eventualmente seguido de resfriamento acelerado, permitiu dispensar o endurecimento decorrente de uma fração relativamente alta de perlita na microestrutura, típica de aços com maior teor de carbono. Dessa forma, o teor deste elemento no material pôde ser reduzido de 0,20% (material normalizado) para 0,12% (material processado por laminação controlada) e até mesmo 0,06% (material processado por laminação controlada mais resfriamento acelerado), enquanto o limite de escoamento da chapa subiu de 415 para 550 MPa⁽⁴⁾.

Esta redução do teor de carbono e outros elementos de liga é extremamente conveniente neste caso, pois aumenta a soldabilidade do material. Dessa forma, a soldagem em campo dos tubos fica menos difícil e cara, reduzindo significativamente os custos associados à construção do duto. Além disso, a supressão do tratamento posterior de normalização reduz os custos de manufatura da chapa e o prazo de entrega do produto.

Obviamente há algumas desvantagens decorrentes dessa evolução. Uma delas é a necessidade de

laminadores com cadeiras de laminação e motores suficientemente potentes para poder lidar com as altas cargas de laminação que surgem durante o processamento das chapas sob temperaturas relativamente baixas. Além disso, a evolução da temperatura do esboço que está sendo laminado deve ser controlada de forma precisa, o que implica a necessidade de pirômetros precisos e com resposta rápida, além de sistemas supervisores para coleta e armazenamento de dados para assegurar o controle do processo e o rastreamento posterior do produto.

É ponto pacífico que o refino de tamanho de grão é positivo para a resistência mecânica e a tenacidade do aço. Contudo, a mesma unanimidade não existe quando se trata de sua ductilidade e propriedades a ela associadas, como a conformabilidade. Já está comprovado que o refino de grão tende a elevar a chamada razão elástica (razão entre os limites de escoamento e de resistência), situação que está relacionada, na prática, à maior dificuldade em conformar as chapas⁽⁶⁾. Por exemplo, é comum que chapas grossas com razão de escoamento superior a 0,90 apresentem maior probabilidade de ocorrência do chamado efeito mola (*spring-back*) durante sua conformação, em tubos obtidos pelo processo U.O.E (costura longitudinal). Esse

Materiais

fenômeno pode ser traduzido como uma “recusa” da chapa ou blanque em aceitar a mudança de forma, saltando da matriz assim que as forças de conformação são aliviadas. O tubo assume, então, um formato ovalado, dificultando seu processo de conformação e aumentando seu custo de produção. Além disso, o alto valor de razão elástica indica um pequeno intervalo entre o ponto em que o material começa a se deformar (o limite de escoamento) e o ponto em que ele se rompe (o limite de resistência), fato que deixa nervosos os projetistas de estruturas de grande responsabilidade, como é o caso de dutos para transporte de combustíveis. Uma das abordagens para resolver esse problema consiste na troca da microestrutura do material, de ferrítico-perlítica para ferrítica acicular ou bainítica⁽⁷⁾.

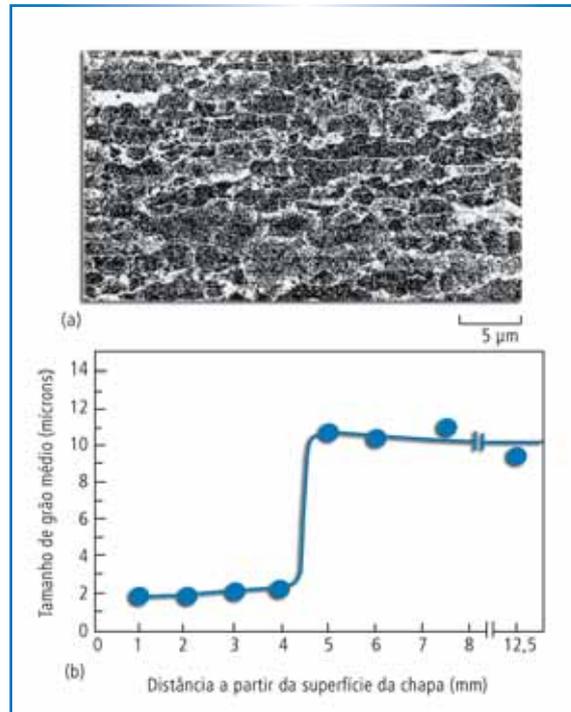


Fig. 8 – a) Microestrutura de chapa Hiarest com 25 mm de espessura desde sua superfície até seu ponto central, vista ao microscópio eletrônico de varredura; b) Perfil de tamanho de grão correspondente a essa seção⁽¹⁶⁾.

Um refino excessivo de tamanho de grão pode ser ainda mais questionável no caso de chapas finas laminadas a frio usadas na indústria

automotiva, especialmente em carrocerias, em que a alta estampabilidade é um aspecto vital. Já em 1966⁽⁸⁾ foi observado que o refino de grão em aços ao carbono-manganês leva, além de aumento da razão elástica, à redução dos alongamentos uniforme e total. Esses alongamentos são medidos durante o ensaio de tração, correspondendo respectivamente ao ponto onde o corpo-de-prova atinge o limite de resistência e ao ponto onde o corpo-de-prova se rompe. Essa redução de ductilidade do material à medida que o tamanho de grão diminui foi expressa matematicamente pela relação proposta por Morrison⁽⁸⁾:

$$n = \frac{5}{10 + \frac{1}{\sqrt{d}}} \quad (3)$$

onde n é o coeficiente de encruamento determinado pela equação de Hollomon e d é o tamanho de grão da microestrutura, em milímetros. É interessante notar que n é parâmetro proporcional ao alongamento uniforme do material. A equação usa o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão, de forma similar à equação de Hall-Petch.

Aços com grão ultra-fino

No final da década de 1990 diversas instituições de pesquisa metalúrgica em todo mundo iniciaram projetos no sentido de romper a barreira

dos 4 a 5 μm de tamanho 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, e se multipli-

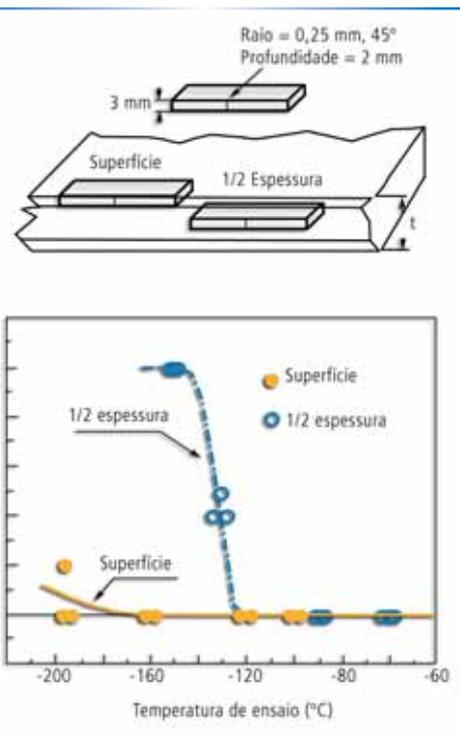


Fig. 9 – Curvas de transição entre fratura dúctil e frágil, expressas pela fração de clivagem observada nas superfícies de fratura em função da temperatura do ensaio Charpy, determinadas a partir de corpos-de-prova extraídos na superfície (com grãos ultra-finos) e núcleo da chapa grossa Hiarest⁽¹⁶⁾

caram ao longo dos anos também em outros países⁽⁵⁾. A evolução microestrutural assim conseguida pode ser vista na figura 3 (pág. 80). No Brasil, esse tópico começaria a ser estudado com mais intensidade somente 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 à obtenção de microestruturas ferríticas com tamanho de grão ultra-fino.

Alguns desses projetos de pesquisa usaram técnicas e seqüências de conformação laboratoriais exóticas, com difícil viabilidade industrial. A maior parte das rotas de processo propostas para a obtenção de aços com grão ultra-fino envolvem a combinação de laminação a quente sob temperaturas relativamente baixas, deformações pesadas e/ou ciclos térmicos rápidos⁽⁵⁾. Essas abordagens exploram fenômenos como a recristalização dinâmica da austenita durante a deformação a quente, incluindo sua transforma-

Materiais

ção subsequente, transformação dinâmica induzida por deformação (ou seja, transformação da austenita em ferrita de forma simultânea à sua deformação), laminação intercrítica, laminação ferrítica envolvendo recristalização dinâmica ou profunda recuperação, ou laminação a frio de microestrutura martensítica seguida de recozimento⁽¹⁰⁾.

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 4⁽¹¹⁾ (pág. 80): uma redução no tamanho de grão de 6,8 μm para 1,3 μm levou a um aumento de 360 para 550 MPa no limite de escoamento e de 524 para 610 MPa no limite de resistência. Os diversos trabalhos feitos mostraram que a

lei de Hall-Petch é válida até 1 μm , tendo ocorrido desvios dessa lei para valores de tamanho de grão menores do que esse limite⁽⁵⁾.

Como já era previsto, a razão elástica para os aços com grão ultra-fino foi muito alta, quase igual a 1, enquanto os aços convencionais apresentam valores da ordem de 0,7⁽¹⁰⁾. No caso específico da figura 4, a razão de escoamento elevou-se de 0,69 para 0,90 após a redução do tamanho de grão de 6,8 μm para 1,3 μm ⁽¹¹⁾.

Infelizmente, também foi comprovada a perda de ductilidade que já era prevista para esse tipo de material, conforme mostra a figura 4⁽¹¹⁾: uma redução do 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^(5,10,12). Isso significa que a deformação do material se dá de forma muito heterogênea, prejudicando gravemente sua conformabilidade a frio. Uma solução proposta para esse problema é a introdução de uma segunda fase na microestrutura⁽¹³⁾, como martensita⁽¹⁴⁾ ou carbonetos precipitados⁽¹⁵⁾, que elevariam o limite de resistência e a ductilidade do material. Outra possibilidade seria a utilização de microestruturas mistas, em que bandas com grão ultra-fino atuariam como elementos endurecedores em associação com constituintes microestruturais convencionais⁽¹²⁾.

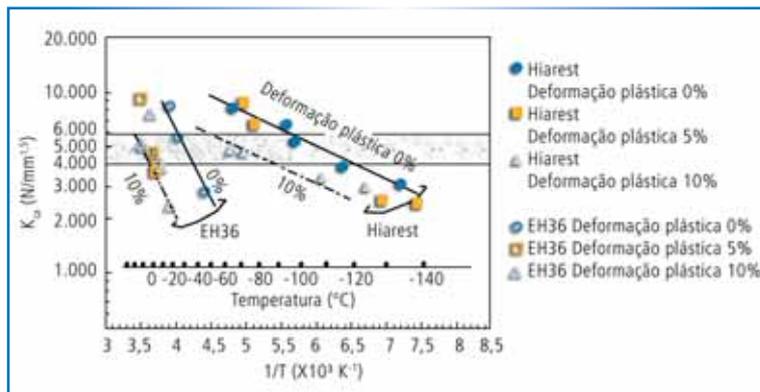


Fig. 10 – Efeitos da deformação plástica sobre a capacidade para captura de trinca K_{cs} , determinada pelo ensaio Esso a partir de chapas grossas com grau naval EH36 convencional e Hiarest⁽¹⁷⁾

Os efeitos benéficos de um tamanho de grão ultra-fino sobre a tenacidade foram confirmados, conforme mostra a figura 5⁽¹¹⁾ (pág. 81). É possível observar que uma redução no tamanho de grão de 6,8 μm para 1,3 μm reduziu a temperatura de transição entre fratura dúctil e frágil de -80°C para -120°C.

Outro problema dos aços com grão ultra-fino é a alta sensibilidade de sua resistência mecânica e tenacidade em relação ao tamanho de grão. Como se pode observar na figura 6 (pág. 82), as variações da dureza e da temperatura de transição entre fratura dúctil-frágil aumentaram significativamente para reduções no tamanho de grãos menores que 6 μm , aproximadamente. Isso é particularmente sério, uma vez que essa sensibilidade poderá ser maior do que a precisão do tamanho de grão

medido por técnicas de metalografia quantitativa. Logo, caso esse material seja comercializado, será possível especificar apenas um nível mínimo ou uma faixa muito ampla de dispersão para uma determinada propriedade mecânica⁽⁵⁾. Isto contraria a tendência atual de especificar materiais com faixas de variação cada vez mais restritas em suas propriedades mecânicas.

Também a soldabilidade dos aços com grão ultra-fino apresenta problemas, já que a zona termicamente afetada sofrerá crescimento do tamanho de grão⁽⁵⁾. Contudo, este não é um problema específico desses aços, mas sim de todo material processado por tratamento térmico ou termomecânico. É necessário desenvolver formas para restaurar a microestrutura original ao longo do cordão de solda, ou usar processos alternativos, que afetem pouco a microestrutura do ponto de vista térmico, como a soldagem por fricção ou no estado sólido. Processos de colagem ou união mecânica seriam ainda melhores, sob este ponto de vista.

Mas o fato é que, a despeito de todos os problemas aqui citados, já existem há mais de dez anos produtos comerciais fazendo uso das vantagens que o tamanho de grão ultra-fino proporciona às chapas de aço. Obviamente estes primeiros

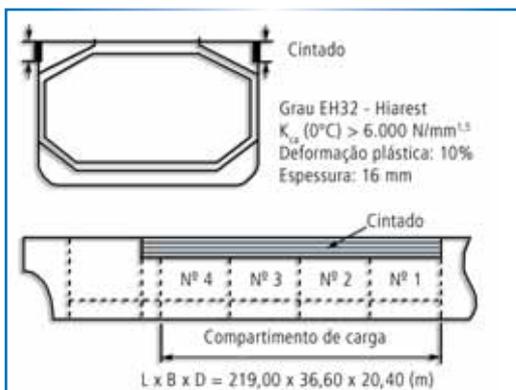


Fig. 11 – Exemplo de aplicação naval da chapa grossa Hiarest⁽¹⁷⁾

Materiais

avanços ainda são muito limitados. Eles se concentram em aplicações em que são priorizadas resistência mecânica e tenacidade, e em que a conformabilidade não é um requisito fundamental. Além disso, tais aplicações são restritas a materiais laminados a quente pois, até o momento da elaboração deste artigo, somente este processo viabilizava a ação de mecanismos metalúrgicos que proporcionam intenso refino de grão (recristalização dinâmica e/ou transformação dinâmica induzida por deformação) de forma economicamente

viável. Isso restringe a espessura mínima das chapas com grão ultra-

fino a 2,0 mm. Tais aplicações serão descritas a seguir.

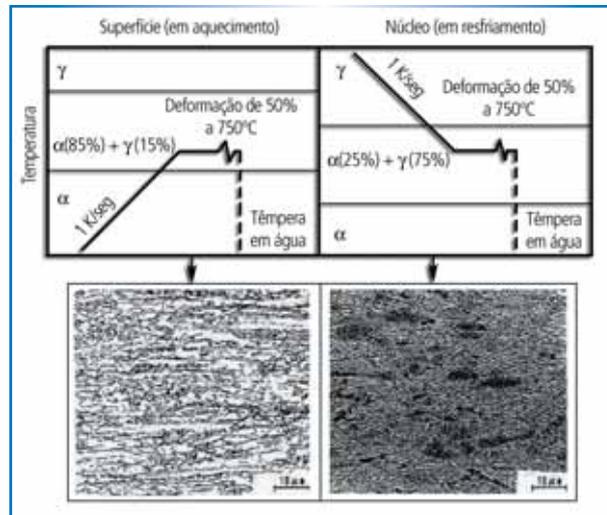


Fig. 12 – Microestruturas obtidas após ensaios laboratoriais com aço contendo 0,13% C, 1,27% Mn, 0,20% Si, 0,007% P, 0,002% S e 0,027% Al, onde foram aplicados: a) aquecimento, ou b) resfriamento, seguindo-se deformação de 50% sob temperatura dentro da região intercrítica do aço e posterior têmpera em água⁽¹⁸⁾

Aplicações comerciais de produtos planos com grão ultra-fino

Chapas grossas

Em determinadas circunstâncias, até mesmo os aços estruturais microligados de alta resistência, com tamanho de grão refinado, podem sofrer rupturas catastróficas em razão de trincas que se propagam de forma frágil. Por exemplo, em uma colisão entre navios de grande porte, as regiões afetadas podem sofrer deformações plásticas de até 10%, o que fragiliza severamente o material e lhe retira a capacidade de interromper a propagação

de trincas.

de trincas frágeis. Fato similar pode ocorrer em estruturas metálicas de edifícios submetidos a terremotos severos, um acontecimento nada incomum no Japão^(16, 17).

Como se pôde observar na seção anterior, esse problema só pode ser resolvido por um refino ainda maior do tamanho de grão do aço. Portanto, nada mais natural do que empregar o conceito de tamanho de grão ultra-fino para conseguir chapas grossas com tenacidade ainda maior que a usual. A aplicação comercial desse novo conceito – por sinal, a primeira de que se tem notícia – ocorreu por volta de 1995, quando a Nippon Steel

lançou um novo tipo de chapa grossa denominada Hiarest (High Crack-Arrestability Endowed Steel), com alta capacidade de captura de trinca frágil, característica que decorre da presença de camadas superficiais com grãos ultra-finos⁽¹⁶⁾.

Uma das versões comerciais disponíveis dessa chapa é equivalente ao grau naval EH36, que apresenta composição química típica constituída de 0,13% C, 1,27% Mn, 0,20% Si, 0,007% P, 0,002% S e 0,34% C_{eq}. Chapas desse material, com 18

mm de espessura, apresentam limite de escoamento de 451 MPa, limite de resistência de 503 MPa, razão elástica de 0,90 e alongamento total de 18%. Na versão com 25 mm de espessura, os respectivos valores são 431 MPa, 526 MPa, 0,82 e 23%. A figura 7 (pág. 83) mostra as macro e microestruturas dessas chapas para espessuras de 18 e 25 mm, onde se observa claramente que seus grãos subsuperficiais são muito mais refinados do que os presentes em seu núcleo; por sinal, a microscopia óptica não consegue revelar claramente os grãos superficiais. A micrografia obtida por microscopia óptica de varredura, vista na figura 8

(pág. 84), mostra mais claramente que a camada subsuperficial da chapa grossa, com espessura de 4 mm, apresenta grãos com tamanho médio de 2 μm, o qual se eleva abruptamente para 10 μm sob

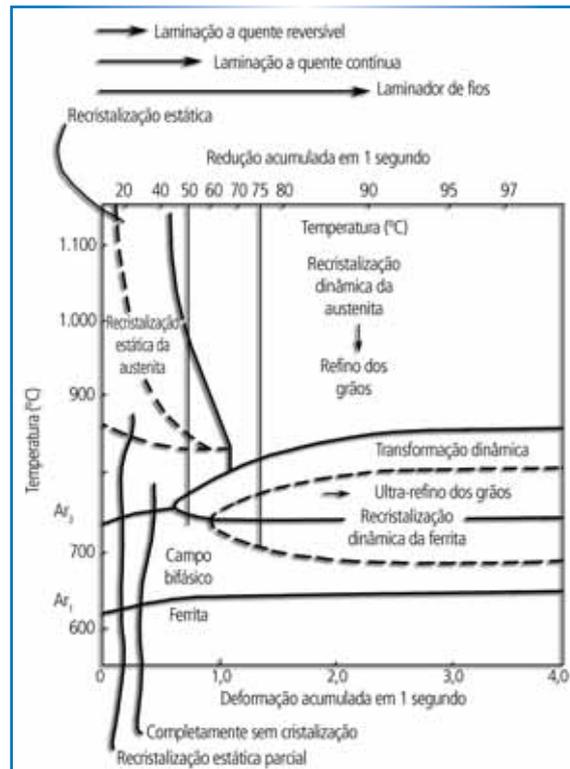


Fig. 13 – Mapa de processamento para um aço com 0,15% C e 1,0% Mn, mostrando os fenômenos metalúrgicos atuantes em função da temperatura e grau de deformação acumulado durante o período de um segundo⁽²⁰⁾

Materiais

profundidades iguais ou superiores a 6 mm⁽¹⁶⁾.

Obviamente essa diferença no tamanho de grão se reflete no perfil de propriedades mecânicas ao longo da espessura da chapa grossa. A região subsuperficial, com grãos ultra-finos, apresenta maior resistência mecânica e ductilidade (limite de escoamento de 536 MPa, limite de resistência de 577 MPa, razão de escoamento de 0,93 e alongamento total de 28%) do que a região central da chapa grossa, com maior tamanho de grão (450 MPa, 548 MPa, 0,82 e 27%, respectivamente). Os valores da fração de clivagem observados nas superfícies de fratura em razão da temperatura do ensaio de impacto Charpy, mostrados graficamente na figura 9 (pág. 85),

Tab. 1 – Esquemas de passe aplicados no laminador de tiras a quente da Nippon Steel durante os testes para a obtenção de aço com grão ultra-fino.

Esquema de passes	Parâmetro	F1	F2	F3	F4	F5	F6
Convencional	h (mm)	30	20	12	7	5,7	5,0
	Δt (s)	3,00	2,00	1,35	0,90	0,50	–
	Redução (%)	40	33	40	42	19	12
Ufg*	h (mm)	30	22	17	12	8	5
	Δt (s)	2,00	1,46	1,13	0,90	0,53	–
	Redução (%)	40	27	23	29	33	38

* Esquema visando obter microestrutura com tamanho de grão ultra-fino, conforme as indicações da figura 13. Espessura inicial (esboço intermediário): 50 mm⁽²⁰⁾.

mostram claramente que a região subsuperficial da chapa grossa apresenta tenacidade bem maior do que seu núcleo. Este possui temperatura de transição entre fratura dúctil e frágil da ordem de -130°C, enquanto esse parâmetro ficou claramente abaixo de -196°C para a região superficial.

Como se pode observar na figura 10 (pág. 87), a chapa grossa Hiarest apresentou tenacidade bem melhor do que a convencional, tanto no estado normal como após aplicação de deformação plástica. Seus valores de K_{CA} foram equivalentes aos da chapa convencional, mas obtidos sob temperaturas de

Tab. 2 – Características microestruturais e propriedades mecânicas das bobinas a quente processadas, conforme o esquema de passes Ufg descrito na tabela 1⁽²⁰⁾

BQ	Processo			Microestrutura		Propriedades mecânicas				
	T _{ac} (°C)	Velocidade resfriamento 700 → 600°C (°C/s)	T _{bob} (°C)	Fração ferrita (%)	TG (µm)	LE (MPa)	LR (MPa)	RE	RE (%)	AT (%)
1	910	25	500	40	10,0	510	730	0,70	70	10
2	850	25	510	80	4,0	480	580	0,78	83	30
3	810	8	530	90	3,5	430	620	0,69	69	25

ensaio muito menores; além disso, a sensibilidade de K_{CA} em função da temperatura de ensaio foi muito menor para a chapa Hiarest⁽¹⁷⁾.

Contudo, é necessário notar que as vantagens da chapa Hiarest desaparecem nas regiões próximas aos cordões de solda, em razão do intenso ciclo térmico imposto nesses locais, o que redefine suas microestruturas. Esta não é uma característica típica só deste produto específico, mas de todos os aços submetidos a tratamento termomecânico. Neste caso, sua tenacidade e resistência à fadiga dependem basicamente da composição química⁽¹⁶⁾.

Já no final da década de 1990, a entidade classificadora naval japonesa, Nippon Kaiji Kyokai (NKK), homologou a chapa grossa Hiarest, reconhecendo sua capacidade para captura de trincas frágeis (K_{ca} maior ou igual a $6.000 \text{ N/mm}^{1.5}$ a 0°C) após deformação plástica de 10%. Também foi criada uma nova classe de segurança para designar as embarcações que usam esse material em membros estruturais críticos – ou seja, basicamente os que se localizam nas bordas longitudinais superiores e inferiores do navio e ao longo do compartimento de

carga da embarcação, como as regiões do cintado e trincaniz. Elas estão mostradas de forma esquemática na figura 11 (pág. 87). As trincas frágeis, que eventualmente atingirem esses membros críticos na eventualidade de uma colisão, serão capturadas pelas superfícies altamente tenazes das chapas Hiarest, evitando a propagação catastrófica que poderia causar o naufrágio do navio⁽¹⁷⁾.

O processo de fabricação de chapas grossas com esse perfil peculiar de microestrutura é um exemplo interessante da aplicação prática dos novos conceitos metalúrgicos ligados à obtenção de grãos ultra-finos. Na produção de chapas grossas Hiarest, o esboço que está sendo laminado é submetido a resfriamento acelerado sob jatos de água após seu penúltimo passe de laminação⁽¹²⁾. A intensidade desse resfriamento é controlada de tal forma que apenas suas camadas subsuperficiais são resfriadas até atingirem temperatura abaixo do ponto Ar_1 da liga; a temperatura do núcleo do esboço que está sendo laminado não chega a ser substancialmente afetada. Portanto, ao ser interrompido o resfriamento acelerado, a camada superficial resfriada passa a ser

aquecida por recalcência, ou seja, pelo calor que flui a partir do núcleo do esboço. A seguir, é aplicado o último passe de laminação, fazendo com que a superfície do

Tab. 3 – Esquemas de passe aplicados no novo laminador de tiras a quente da Nakayama Steel Works.

Esquema de passes	Parâmetro	F1	F2	F3	F4	F5	F6
Convencional	h (mm)	16	8,0	4,0	3,0	2,5	2,0
	Redução (%)	50	50	50	25	17	20
Ufg*	h (mm)	25	20	16	8,0	4,0	2,0
	Redução (%)	22	20	20	50	50	50

* Novo esquema visando obter aços com grãos ultra-finos. Espessura inicial do esboço intermediário: 32 mm⁽²²⁾.

Materiais

esboço seja deformada sob temperaturas crescentes, ao longo da chamada região intercrítica, entre as temperaturas Ac_1 e Ac_3 ⁽¹⁸⁾.

Essas condições bastante peculiares de laminação, virtualmente inéditas, promovem diversos fenômenos metalúrgicos que geram microestrutura ultra-refinada nas camadas subsuperficiais do esboço, com tamanhos de grão da ordem de 1 a 2 μm . Após o resfriamento acelerado, cerca de 85% da microestrutura nessas camadas é constituída de ferrita, que é deformada sob temperaturas crescentes e, em seguida, é submetida a processos de recuperação e recristalização, refinando intensamente seu tamanho de grão. Os 25% restantes da microestrutura são constituídos de

austenita, que são progressivamente deformados durante o período de recalescência. Essa austenita se transforma em ferrita, de forma

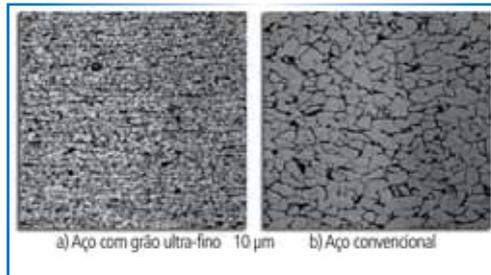


Fig. 14 – Microestruturas das bobinas a quente de aço (a) com grão ultra-fino e (b) convencional, produzidas respectivamente conforme os esquemas de passe UFG e convencional da tabela 3⁽²²⁾

dinâmica ou estática (neste caso em bandas de deformação), produzindo ferrita com grãos ultra-finos. Além disso, ocorre precipitação de cementita refinada, que bloqueia

os contornos de grão da ferrita formada e impede sua migração – impedindo, dessa forma, o crescimento dos grãos⁽¹⁸⁾.

Por sua vez, o núcleo do esboço é laminado sob evolução convencional de temperatura, ou seja, sob resfriamento contínuo, dando origem a microestruturas com tamanho de grão típicas do processamento por laminação austenítica sob baixa temperatura – ou seja, 4 a 6 μm ^(3,18).

A figura 12 (pág. 88) comprova os fatos relatados nos parágrafos anteriores, mostrando as morfologias microestruturais produzidas pelos diferentes ciclos térmicos⁽¹⁸⁾. Como se pode observar, a deformação aplicada após a recalescência produziu grãos ferríticos extremamente finos, muito mais

refinados do que os obtidos após a deformação aplicada ao material que sofreu resfriamento convencional⁽¹⁸⁾.

Um parâmetro fundamental para garantir a tenacidade da chapa grossa Hiarest é a espessura da camada subsuperficial com grãos ultra-finos. Sua faixa ideal de valores é determinada a partir de algumas considerações. Em primeiro lugar, foi constatado experimentalmente que o efeito de captura de trincas frágeis só se torna relevante quando a espessura da camada subsuperficial com grãos ultra-finos for igual a pelo menos 2% da espessura total da chapa grossa. Esse efeito aumenta à medida que se eleva a espessura da camada subsuperficial, até que se atinja um valor igual a 33% da espessura total da chapa, a partir do qual ele se torna constante.

A espessura máxima da camada subsuperficial também é limitada por razões associadas ao processo de fabricação. Quanto maior ela for, mais

intenso terá de ser o resfriamento da chapa. Acima de um certo valor de espessura na camada subsuperficial, não resta calor sensível no esboço em quantidade suficiente para promover a recalcência da chapa até a temperatura ideal, situada entre Ac_1 e Ac_3 , comprometendo os níveis de tenacidade desejados para o produto⁽¹⁹⁾.

Bobinas laminadas a quente

Já no início da década de 1980, a Nippon Steel Corporation pa-

tentou um processo para produção industrial de bobinas laminadas a quente com tamanho de grão ultra-fino. A definição dos parâmetros de processo se baseou no mapa de processamento determinado em laboratório, apresentado na figura 13 (pág. 89). O mapa mostra os fenômenos metalúrgicos ocorridos após a conformação a quente de um aço ao carbono com 0,15% C e 1,0% Mn, em razão da temperatura e do grau total de deformação acumulada aplicada no período de um segundo. Este mapa permite determinar as condições de temperatura e o grau de deformação que promovem a formação de microestrutura com grãos ultra-finos por meio de transformação dinâmica da austenita e/ou recristalização dinâmica da ferrita. Como ele indica para o aço em questão, essas condições são impossíveis de serem alcançadas por laminadores reversíveis, mas podem ser atingidas sob condições

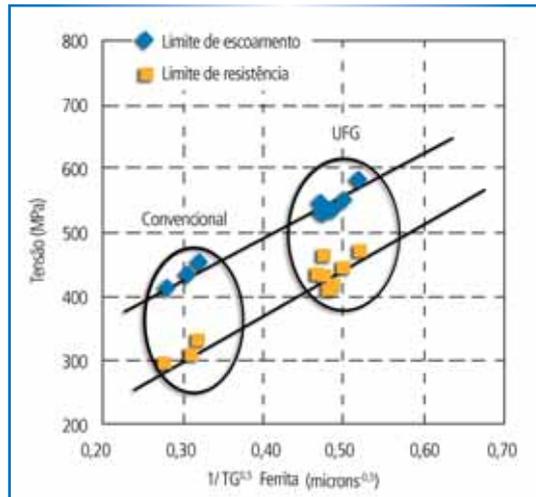


Fig. 15 – Relação entre o tamanho de grão ferrítico e a resistência mecânica de bobinas a quente convencionais ou com grão ultra-fino (UFG) produzidas pela Nakayama Steel Works⁽²²⁾

Materiais

extremas em laminadores de tiras a quente, desde que os últimos passes de laminação consigam aplicar um grau total de redução de, pelo menos, 60% (equivalente a uma deformação real de 1,0) ao longo de um segundo, sob temperatura de 750°C, ou seja, o ponto Ar_3 da liga estudada⁽²⁰⁾.

O estabelecimento desse mapa de processamento viabilizou a execução de algumas experiências industriais, cujos resultados subsidiaram uma solicitação para registro de patente sobre um processo para fabricação de aço com grão ultra-fino já no início da década de 1980⁽²⁰⁾. Essas experiências foram feitas com aço cuja composição química era 0,07% C, 1,02% Mn, 0,019% Al, 0,0043% N e com temperaturas Ar_3 e Ar_1 iguais a 774°C e 675°C, respectivamente. Placas feitas neste material, com 200 mm de espessura, lingotadas continuamente, foram processadas em um laminador de tiras a quente. Inicialmente elas foram reaquecidas a 1.100°C, sendo laminadas em cinco passes, sob alta temperatura, de forma a obter um esboço intermediário com espessura de 50 mm. Este esboço, por sua vez, teve sua espessura reduzida para 5 mm ao passar pelas seis cadeiras do trem acabador. Essa última redução de espessura foi feita segundo um novo esquema de passes que aplicou as diretrizes propostas no mapa de processamento da figura

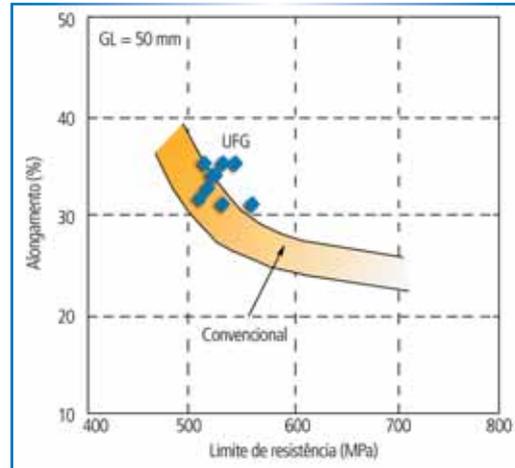


Fig. 16 – Relação entre ductilidade e limite de resistência de bobinas a quente produzidas na Nakayama Steel Works. Os pontos indicam os resultados obtidos com material de grão ultra-fino (UFG)⁽²²⁾.

13. A tabela 1 (pág. 90) mostra o esquema de passes convencional e o proposto na patente (UFG). É possível observar nessa tabela que, no esquema convencional, os dois últimos passes aplicaram uma redução conjunta de 29% (equivalente a uma deformação real de 0,34) ao longo de 1,40 segundos; já no novo esquema o valor dessa redução passou para 58% (deformação real de 0,88), sendo aplicada ao longo de

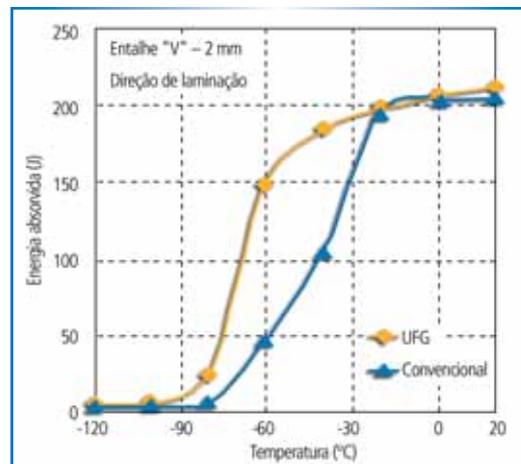


Fig. 17 – Curvas de transição em função da temperatura, determinadas a partir de ensaios de impacto Charpy, para bobinas a quente convencionais e com grão ultra-fino (UFG) produzidas na Nakayama Steel Works⁽²²⁾

Tab. 4 – Composições químicas de bobinas a quente com limite de resistência igual a 500 MPa, versões convencional e com grão ultra-fino (UFG), produzidas pela Nakayama Steel Works. Teores expressos em porcentagem em peso⁽²²⁾.

Aço com LR = 500 MPa	C	Si	Mn
Convencional	0,16	0,40	1,40
UFG	0,16	0,20	0,80
Redução	–	0,20	0,60

um período de tempo semelhante (1,43 segundos)⁽²⁰⁾.

A tabela 2 (pág. 91) mostra alguns dos resultados obtidos nessa experiência, em termos da microestrutura e propriedades mecânicas das bobinas laminadas, ao se aplicar o novo esquema de passe, em função de variações na temperatura de acabamento, taxa de resfriamento após laminação e temperatura de bobinamento. A partir desses resultados pode-se observar que, no caso da amostra 1, a aplicação do novo esquema de passes não conseguiu produzir grãos ultra-finos pois, conforme mostra o mapa da figura 13, a temperatura de acabamento usada nesse caso, de 910°C, foi excessiva. Além disso, a microestrutura obtida apresentou fração relativamente bai-

xa de ferrita, o que levou ao aparecimento de constituintes mais duros (perlita e bainita), que aumentaram a resistência mecânica da bobina a quente e reduziram acentuadamente sua ductilidade⁽²⁰⁾.

Já a amostra 2, cujo processamento foi similar ao da amostra 1, com exceção da menor temperatura de acabamento (850°C), logrou apresentar tamanho de grão bem menor, já na faixa ultra-fina (4,0 µm). A fração de ferrita na microestrutura foi bem maior, fazendo com que a resistência mecânica do material fosse ligeiramente menor em relação ao caso anterior e melhorando bastante sua ductilidade. A aplicação de uma temperatura de acabamento ainda menor na amostra 3 (810°C) confirmou essas

Tab. 5 – 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. Resultados fornecidos pela Kawasaki Steel⁽²³⁾.

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

tendências: o tamanho de grão reduziu-se ainda mais (3,4 µm) e a fração de ferrita na microestrutura aumentou; a resistência mecânica continuou a cair, mas a ductilidade sofreu alguma degradação⁽²⁰⁾.

Alguns resultados complementares e algo esparsos dessa experiência confirmaram a maior tenacidade promovida por uma microestrutura de grãos ultra-finos. Foi constatado, para microestruturas com frações de ferrita da ordem de 95%, que a temperatura de transição entre fratura dúctil e frágil determinada por ensaios Charpy abaixou de -70°C para -160°C com a redução do tamanho de grão de 6,0 para 2,2 µm. Contudo, os dados publicados dessa experiência não permitem determinar uma correlação

Materiais

consistente entre tamanho de grão e a ductilidade do material⁽²⁰⁾.

Apesar dos bons resultados relatados neste pedido de patente⁽²⁰⁾, esse processo para obtenção de bobinas a quente com tamanho de grão ultra-fino aparentemente não foi implantado comercialmente na Nippon Steel, uma vez que não foram localizadas referências posteriores a respeito desse tópico.

No final do século XX uma pequena siderúrgica integrada japonesa, a Nakayama Steel Works, decidiu modernizar seu setor de laminação a quente de produtos planos, optando pela construção de um novo laminador de tiras a quente com capacidade média (840.000 t/ano)⁽²¹⁾. Em uma decisão arrojada, o projeto desse equipamento foi concebido de forma a viabilizar tratamentos termomecânicos capazes de promover a formação de microestrutura com grãos ultra-finos em aços de baixo carbono. Seus parâmetros de processo foram deter-

minados a partir de modelamento matemático subsidiado por ensaios de conformação a quente⁽²²⁾. Assim sendo, essa nova linha de laminação possui um trem acabador com características peculiares, concebido especificamente para viabilizar a aplicação de passes pesados nas últimas cadeiras de laminação, promovendo a formação de grãos ultra-finos no material:

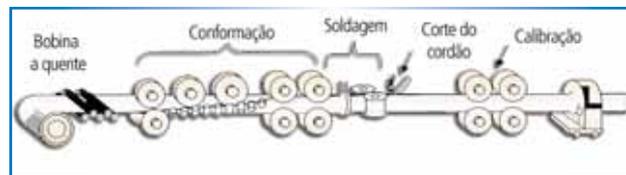


Fig. 18 – Processo de conformação de tubos espirais⁽²⁵⁾

- Resfriamento intenso do esboço na saída de cada uma das últimas três cadeiras do trem acabador, a fim de neutralizar a recalescência decorrente do aquecimento adiabático promovido pelas pesadas deformações e da transformação austenítica, por meio de cortinas de água com alta capacidade para extração de calor;
- Sistemas especiais para controle de planicidade, por meio de deslocamento axial de cilindros (sistema CVC), levando em conta os diferentes diâmetros entre os cilindros de trabalho superior e inferior;
- Tensionadores (*loopers*) com alta velocidade de resposta para compensar prontamente as alterações no tensionamento entre cadeiras, que decorrem do rápido resfriamento e da transformação ferrítica na tira;
- Controle do atrito entre as superfícies da tira e dos cilindros de trabalho, por meio do uso de
- Minimização das cargas de laminação nas três últimas cadeiras do trem acabador, usando cilindro de trabalho superior com diâmetro reduzido e sem acionamento por motor, além de pequena defasagem entre os centros dos cilindros superior e inferior no sentido da mesa de laminação;

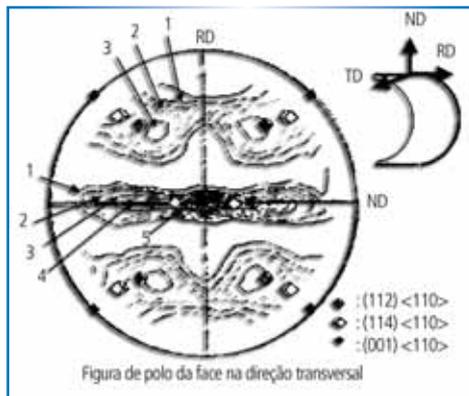
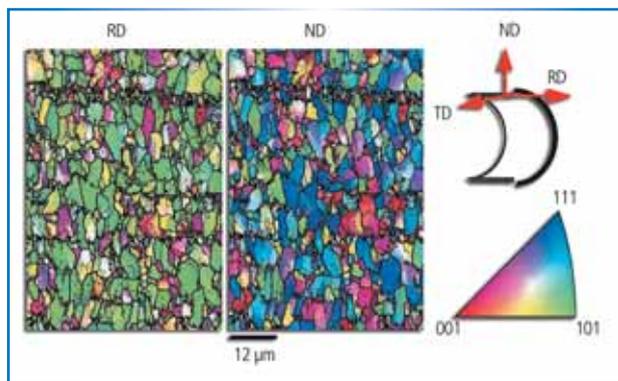


Fig. 19 – Caracterização da textura cristalográfica dos tubos History: (a) Fig. de polo na direção transversal⁽²⁶⁾; (b) Imagem obtida por difração de elétrons retroespalhados (EBSD) nas direções de laminação (RD) e normal (ND)⁽²⁵⁾.



e o que foi proposto para se obter aços com grão ultra-finos (UFG). No novo esquema, 75% da deformação real aplicada no trem acabador

ocorre nas últimas três cadeiras, contra 25% do processo convencional. Em termos de redução esses percentuais são iguais a 47% e 7%, respectivamente. Esta alteração somente foi possível pelas características especiais adotadas

lubrificantes sólidos especiais e materiais especiais para cilindros, que apresentam evolução controlada de rugosidade ao longo de suas campanhas no laminador.

A tabela 3 (pág. 91) permite uma comparação entre o antigo esquema de passes convencional

no projeto dessa nova linha de laminação⁽²²⁾.

A figura 14 (pág. 92) permite uma comparação entre as microestruturas obtidas nas bobinas a quente laminadas de acordo com: a) o novo esquema de passes (UFG) e b) o antigo esquema convencional. Como se pode observar, o ta-

manho de grão foi reduzido de 10 a 15 μm para 3 a 5 μm em virtude da adoção do novo esquema de passes, confirmando os resultados previstos pelo modelamento matemático da evolução microestrutural da austenita. Isso se reflete na maior resistência mecânica do material com tamanho de grão ultra-fino, como mostra a figura 15 (pág. 93). Os resultados em termos de ductilidade mostram que esse material apresentou alongamento total igual ou ligeiramente maior do que os aços convencionais com tamanho de grão normal, para um mesmo nível de limite de resistência, conforme mostra a figura 16 (pág. 94). Como seria de se esperar, as bobinas a quente com grão ultra-fino também apresentaram maior tenacidade do que o material convencional, como indica a figura 17 (pág. 94): sua transição de fratura dúctil a frágil sob impacto ocorreu sob menores temperaturas⁽²²⁾.

Segundo a Nakayama Steel, a microestrutura com grão ultra-fino

Materiais

permite redução da ordem de 0,20% do teor de silício e de 0,60% do de manganês para as bobinas a quente com limite de resistência igual a 500 MPa, conforme mostra a tabela 4 (pág. 95). Isso representaria uma economia de dez dólares por tonelada de bobina a quente fabricada. Por outro lado, ainda não foram relatados publicamente os resultados técnicos ou econômicos obtidos com a aplicação desse material na fabricação de peças comerciais⁽²²⁾.

A JFE Steel (antiga Kawasaki Steel) também já se interessou pelo conceito de grão ultra-fino no caso de bobinas laminadas a quente. A fabricação de longarinas automotivas requer a conformação

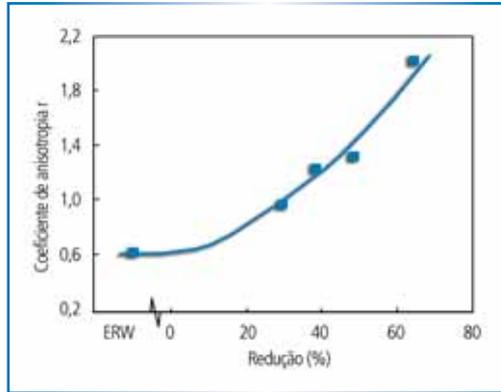


Fig. 20 – Aumento do coeficiente de anisotropia r observado com a elevação do grau de redução no diâmetro aplicado durante a fase de estiramento-redução a morno do tubo⁽²⁶⁾

de flanges por dobramento e a execução de orifícios por puncionamento. A primeira operação requer chapas com alto alongamento total, enquanto a segunda requer alta capacidade de expansão de orifício (*hole expansion*). É difícil melhorar simultaneamente esses

dois parâmetros de conformabilidade. Sabe-se que o refino do tamanho de grão melhora as características da expansão de orifício, o que motiva o uso de grãos ultra-finos nas chapas para longarinas automotivas⁽²³⁾.

Em 2003 essa siderúrgica divulgou os primeiros resultados obtidos a partir de bobinas laminadas a quente com grão ultra-fino destinadas à fabricação de longarinas automotivas. Seu principal mecanismo de refino de grão é a recristalização dinâmica da austenita, conseguida por meio da manutenção de um grão fino ao longo de todo o processo de laminação a quente, inclusive durante o reaquecimento das placas, graças à presença de um alto teor de titânio

no produto, provavelmente na faixa entre 0,15 e 0,20%. Este produto, 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 que os 6 a 7 μm conseguidos na versão

convencional. Análises de difração de elétrons retro-espalhados (EBSD) demonstraram que os contornos entre os grãos ultra-finos apresentavam diferença de orientação superior a 15°, confirmando que os mesmos foram formados por recristalização plena⁽²³⁾.

De acordo com os resultados obtidos pela JFE Steel, mostrados na tabela 5 (pág. 95), o novo aço apresentou limite de escoamento ligeiramente menor em relação ao material tradicional, o que contribuiu para reduzir sua razão elástica. Seus níveis de alongamento total e razão de expansão de orifício são superiores aos do material con-

vencional, especialmente no caso deste último parâmetro. Também a resistência à flexão por fadiga 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⁽²³⁾.

É interessante notar que os bons resultados em termos de conformabilidade apresentados pela JFE Steel⁽²³⁾ não estão de acordo com os resultados tradicionalmente vistos na literatura sobre o efeito deletério do refino de grão sobre a ductilidade do material. É bastante provável que o aço Super HSLA,

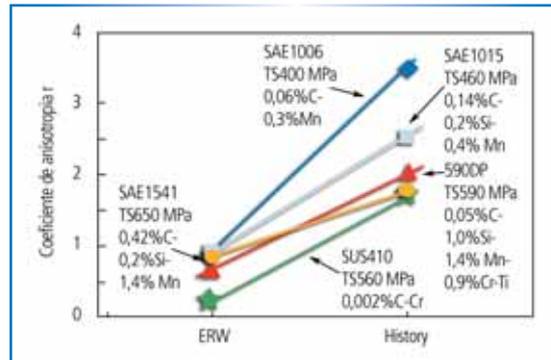


Fig. 21 – O coeficiente de anisotropia r dos tubos History é alto, independentemente do tipo de aço considerado: baixo carbono (SAE 1006 e 1015), bifásico (590 DP), médio carbono com alto manganês (SAE 1541) e inoxidável martensítico (SUS410)⁽²⁴⁾

além de possuir tamanho de grão ultra-fino, também apresenta outras características microestruturais que revertam essa tendência e promovam a conformabilidade da chapa, o que poderia explicar os resultados publicados. De fato, em outro artigo da mesma empresa sobre novos aços para longarinas automotivas⁽²⁴⁾, essa

melhor conformabilidade é justificada pela presença de precipitados nanométricos de elementos de microliga (NbC e TiC, entre outros) na microestrutura. Isso confirmaria o papel benéfico dos grãos ultra-finos exclusivamente para o aumento simultâneo de resistência mecânica e tenacidade do material.

Tubos com costura

A JFE Steel também aplicou o conceito de grão ultra-fino no desenvolvimento de novos tipos de tubos com costura produzidos com soldagem a arco elétrico a partir de bobinas laminadas a quente, os quais apresentam combinações

Materials

inéditas de resistência mecânica e conformabilidade. Neste caso, a microestrutura final não é produzida durante a laminação a quente da bobina, mas sim pela conformação a morno durante a fabricação dos tubos. Tais tubos receberam a designação History (abreviação de *High Speed Tube Welding and Optimum Reducing Technology* ou Tecnologia de Soldagem Rápida e Redução Otimizada de Tubos)⁽²⁵⁾.

Os tubos são conformados a partir da bobina a quente e soldados pelo processo convencional, sob temperatura ambiente, conforme mostra a figura 18 (pág. 96). A seguir, como também ocorre no processo convencional, o tubo é aquecido e tem seu diâmetro reduzido em um equipamento estirador-redutor, sem alteração significativa da espessura da parede. Normalmente a temperatura usada nesta etapa é muito alta, entre 900 e 1.100°C, de forma a reduzir a resistência à deformação a quente do material. Já no caso dos novos tubos History, a temperatura empregada é bem menor, na faixa entre 650 a 900°C. Obviamente a resistência à deformação a quente neste caso é bem maior, tornando a execução do processo bem mais difícil. Contudo, são os fenômenos metalúrgicos que ocorrem nessa faixa de temperaturas que geram a microestrutura desejada e suas características peculiares⁽²⁵⁾.

O alto grau de redução a morno do tubo provoca intenso refino do tamanho de grão, que assume valores da ordem de 1 a 2 µm, em razão da recristalização contínua da ferrita. Como já foi visto anteriormente, esse forte refino de grão promove notável aumento da resistência mecânica do tubo, permitindo a redução ou supres-

são de elementos de liga como cobre, cromo, molibdênio, vanádio, titânio, etc. Por outro lado, como se sabe, o refino de grão por si só desfavorece a ductilidade do material e, conseqüentemente, sua conformabilidade. Essa desvantagem, contudo, é neutralizada por outros fenômenos metalúrgicos que também podem ser promovidos pela redução a morno do tubo⁽²⁵⁾:

- A ocorrência de uma fina dispersão de precipitados;
- A formação de textura cristalográfica que eleva o coeficiente de anisotropia r do tubo; e
- Emprego de microestrutura bifásica.

A primeira possibilidade para melhoria da ductilidade nos tubos History está baseada no fato de que a conformação mecânica quebra e dispersa mecanicamente as lamelas de cementita da perlita presente na microestrutura, acelerando o processo de esferoidização, que ocorre em alguns segundos, ao invés das várias horas que se fazem necessárias em um tratamento térmico convencional. É obtida, assim, uma fina dispersão de cementita esferoidizada diretamente após a conformação a morno do tubo, fazendo com que esse produto possua melhor conformabilidade do que a bobina a quente que lhe deu origem⁽²⁵⁾.

Uma segunda possibilidade, que parece ser de fundamental importância, é a textura cristalográfica peculiar que é proporcionada ao metal pelo processo de redução-estiramento a morno, na qual a deformação é aplicada preponderantemente nas direções longitudinal e radial do tubo. Essa textura cristalográfica, mostrada na figura 19 (pág. 97), aumenta significativamente o

coeficiente de anisotropia r no sentido axial do tubo. Esse aumento é proporcional ao grau de redução aplicado no diâmetro do tubo, conforme mostra a figura 20 (pág. 98).

Essa elevação em r ocorre de forma relativamente independente em relação ao tipo de aço, demonstrando que a textura obtida pela redução-estiramento a morno é pouco afetada pelos teores de carbono e nitrogênio dissolvidos, bem como pela presença de precipitados ou fases secundárias. Dessa forma, como mostra a figura 21 (pág. 99), esse novo processo permite a obtenção de altos valores de r em vários tipos de aço, como livre de intersticiais (IF), alto carbono, bifásicos, inoxidáveis e outros, incluindo aqueles em que esta característica é difícil de ser conseguida pelo desenvolvimento de textura cristalográfica por recristalização⁽²⁴⁻²⁶⁾.

Tubos com maiores valores de coeficiente de anisotropia r

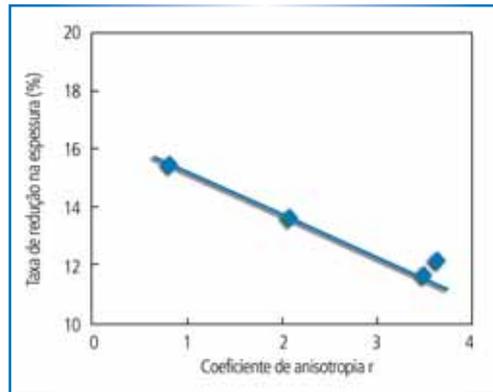


Fig. 22 – Maiores valores de coeficiente de anisotropia r levam à menor redução de espessura dos tubos após conformação. Condições do ensaio: aço, 0,05% C – 0,30% Mn; dimensões do tubo: diâmetro de 48,6 mm e espessura de 3,3 mm; raio de dobramento, 97,2 mm; ângulo de dobramento, 110°; com lubrificante; defasagem do mandril, 9 mm⁽²⁶⁾.

apresentam menor redução da espessura de sua parede durante a conformação pelo usuário final, conforme mostra a figura 22. Isso se traduz em maior conformabilidade, conforme mostra a comparação entre ensaios de dobramento feitos com tubo convencional e o fabricado pelo processo History, ambos com limite de resistência de 780 MPa, a qual pode ser vista na figura 23 (pág. 102). O tubo convencional, com valor de r igual a 0,8, falhou sob graus mais intensos de dobramento, ao contrário do

tubo History, que apresentou r igual a 1,3⁽²⁶⁾.

Finalmente, também é possível assegurar altos níveis de propriedades mecânicas e conformabilidade por meio da execução da etapa de estiramento-redução dos tubos dentro da zona intercrítica, ou seja, dentro da faixa de temperaturas onde coexistem ferrita e austenita. Este procedimento leva à obtenção de tubos com microestrutura bifásica

constituída de ilhas de martensita dispersas em uma matriz de ferrita que, comprovadamente, apresenta baixos valores de razão elástica e alto coeficiente de encruamento, parâmetros geralmente associados a boas características de conformabilidade⁽²⁵⁾.

A figura 24 (pág. 103) mostra as principais aplicações do tubo History com grãos ultra-finos em componentes automotivos. Como se pode observar, os formatos das peças automotivas estruturais, tais como o estabilizador e o braço

Materiais

inferior, tornaram-se mais complexos, uma vez que os automóveis ficaram mais compactos. Por esse motivo, os tubos de aço usados nessas aplicações precisam apresentar boa conformabilidade, particularmente para operações de dobramento sob pequenos raios. A alta resistência mecânica também é uma característica desejável para permitir a redução da espessura e , conseqüentemente, o peso dos componentes e o consumo de combustível do automóvel. Esses dois requisitos são satisfeitos pelos tubos History⁽²⁵⁾.

Os altos níveis de resistência mecânica proporcionados pela microestrutura com grãos ultra-finos dos tubos de aço History permitem que

sua composição química apresente teores reduzidos, ou mesmo nulos, de elementos de liga como cobre, cromo, molibdênio, titânio, nióbio e vanádio, entre outros. Isso não só reduz o custo do aço, como também facilita sua reciclagem ao final da vida útil do componente. A alta conformabilidade, proporcionada pela textura cristalográfica favorável

a altos valores de r , que é resultado da redução-estiramento do tubo a morno, permite restringir o uso de aços livres de intersticiais (IF), reduzindo o consumo de energia que é necessário para seu refino nos desgaseificadores a vácuo, durante sua elaboração na aciaria. Além disso, especialmente no caso de aços com teor de carbono mais elevado,

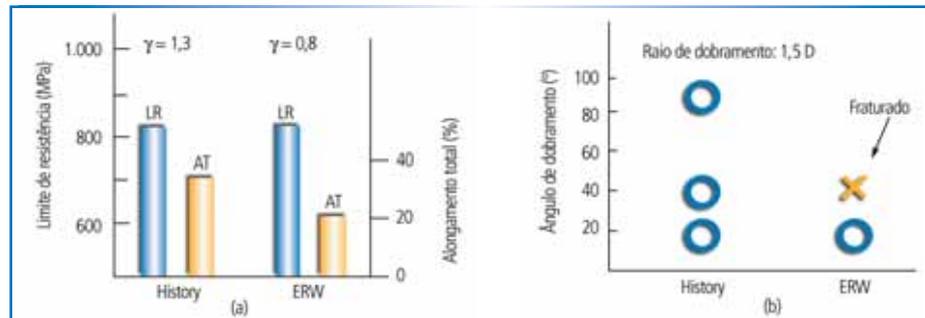


Fig. 23 – Comparação entre tubos convencional (ERW) e History, ambos com limite de resistência de 780 MPa: (a) propriedades mecânicas determinadas no ensaio de tração, corpo de prova JIS 1; (b) conformabilidade sob dobramento, usando como corpos-de-prova tubos com diâmetro de 75 mm e espessura de 3,0 mm⁽²⁶⁾.

a esferoidização que ocorre durante a fase de redução-estiramento a morno do tubo permite suprimir o longo tratamento térmico posterior de esferoidização, representando outra possibilidade de se economizar energia durante a fabricação do semiproduto⁽²⁵⁾.

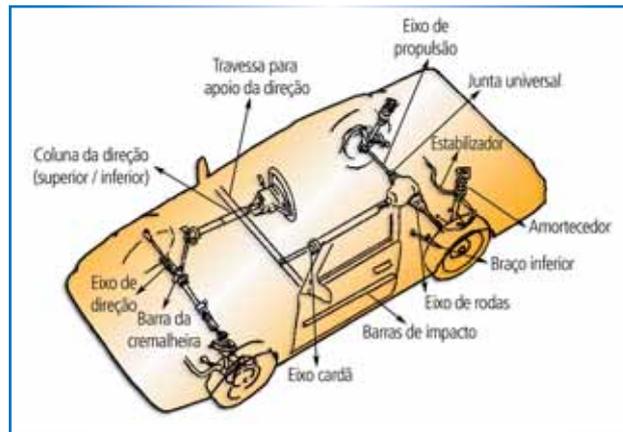


Fig. 24 – Possíveis aplicações dos tubos History na área automotiva⁽²⁵⁾

de outros recursos, como dispersão de precipitados finos ou adoção da microestrutura bifásica. Os aços com tamanho de grão inferior a 1 μm , que representam a vanguarda deste desenvolvimento, já na fronteira da nanotecnologia, apresentam combinações inéditas de

Conclusões

As vantagens decorrentes do refino do tamanho de grão microestrutural em produtos planos de aço já são conhecidas há muito tempo, particularmente no sentido de proporcionar, de forma simultânea, maior resistência mecânica e tenacidade, uma associação inviável quando se aplicam os demais mecanismos microestruturais de endurecimento. Por outro lado, o refino do tamanho de grão parece estar sempre associado a alguma perda de ductilidade do material.

O tradicional limite mínimo para o tamanho de grão conseguido em

laminados planos de aço comerciais é da ordem de 4 a 6 μm . Geralmente ele é obtido em aços microligados submetidos à laminação controlada seguida de resfriamento acelerado. A intensa atividade de pesquisa na busca de aços com grão ultra-fino, ou seja, com tamanho inferior a 5 μm , iniciada no final da década de 1990, tem como objetivo não só caracterizar o comportamento desses novos materiais, como também apontar rotas industriais viáveis para sua produção. Os resultados já obtidos confirmaram a obtenção simultânea de alta resistência mecânica e tenacidade. A perda de ductilidade pode ser minimizada pela adoção

propriedades mecânicas.

Como se pôde observar neste trabalho, aços com grãos ultra-finos já começaram a ser produzidos em escala industrial antes mesmo da intensificação das pesquisas nesse setor. Contudo, em todos os casos observados, foi necessário não só um intenso trabalho de pesquisa metalúrgica para mapear as condições de processo necessárias para a obtenção da microestrutura ultra-fina desejada, como também a implantação de dispendiosos equipamentos específicos para a produção desse material. No caso das chapas grossas com camada superficial com grão ultra-fino (Hiarest) foi necessário dotar a linha

Materiais

de laminação com um sistema de resfriamento acelerado de esboços, equipado com um sofisticado sistema de controle da taxa de extração de calor. No caso das bobinas a quente, as últimas cadeiras do trem acabador sofreram diversas modificações de projeto para terem capacidade para aplicar passes de deformação pesados, ao contrário da prática usual, além de poderosos sistemas de resfriamento entre cadeiras. Finalmente, no caso de tubos History, foi necessário instalar uma unidade de redução-estiramento capaz de suportar as altas cargas mecânicas decorrentes da conformação a morno e de manter a precisão dimensional do produto dentro dos níveis necessários.

Deve-se notar também que, até o momento, os aços com grão ultra-fino produzidos comercialmente não dispensam uma etapa final de conformação a quente ou a morno para conseguir a microestrutura desejada. Isso impede a obtenção de produtos planos com características específicas das chapas laminadas a frio, ou seja, espessura inferior a 2 mm, com qualidade superior de acabamento e rugosidade superficial.

Os desenvolvimentos em tecnologia metalúrgica e as drásticas alterações nos equipamentos de conformação mecânica que se fazem necessárias – tanto em termos da engenharia de processo e projeto como na construção do equipamento em si – para a produção dos aços com grão ultra-fino implicam em pesados investimentos financeiros. Por outro lado, até o momento o consumo de produtos siderúrgicos com grão ultra-fino está restrito a pequenos nichos especializados de mercado, o que torna incerto o retorno financeiro do investimento feito. Não parece ser coincidência o fato de todas as aplicações industriais dos aços de grão ul-

tra-fino terem ocorrido exclusivamente no Japão, país que concentra um dos núcleos mais ativos na pesquisa básica e aplicada sobre esse material. Além disso, a siderurgia japonesa é especializada em produtos de alta tecnologia com alto valor agregado, o que lhe permite atender em primeira mão os nichos especializados de mercado, não deixando espaço para a concorrência posterior.

A curto e médio prazo as chapas de aço com grão ultra-fino ainda serão muito mais populares no laboratório do que no chão de fábrica. Já a longo prazo há uma boa chance de que elas venham a se tornar mais uma alternativa viável de material estrutural, em razão de um melhor conhecimento sobre suas propriedades, do desenvolvimento de rotas de fabricação menos complexas e de uma maior necessidade do mercado por aços mais resistentes, tenazes e com menor teor de elementos de liga, que possam garantir maior segurança e menores custos de fabricação nas aplicações estruturais.

Legendas das abreviaturas usadas neste trabalho

- AT** = Alongamento total
- BQ** = Bobina a quente
- d** = Tamanho de grão
- h** = Espessura
- ITT** = Temperatura de transição entre fratura dúctil ou frágil
- LE** = Limite de escoamento
- LF** = Limite de fadiga em modo de flexão
- LR** = Limite de resistência
- n** = Coeficiente de encruamento
- ND** = Direção normal
- r** = Coeficiente de anisotropia
- RD** = Direção de laminação
- RE** = Razão elástica
- T_{ac}** = Temperatura de acabamento

T_{bob} = Temperatura de bobinamento
TD = Direção transversal
TG = Tamanho de grão
TTDT = Temperatura de transição entre fratura dúctil e frágil
 λ = Razão de expansão de orifício (*Hole expansion ratio*)
 Δt = Intervalo de tempo

Referências

- 1) 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.
- 2) PICKERING, F.B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. Applied Science Publishers, London, 1978, 275 p.
- 3) OUCHI, C. Development of Steel Plates by Intensive Use of TMCP and Direct Quenching Processes. *ISIJ International*, 41:6, jun 2001, p. 542-553.
- 4) GRIMPE, F. ET AL. Development, Production and Application of Heavy Plates in Grades up to X120. 1st International Conference on Super-High Strength Steels. *Proceedings*. AIM/CSM, Rome, nov 2004, 10 p.
- 5) HOWE, A.A. Ultrafine Grained Steels: Industrial Perspectives. *Materials Science and Technology*, 16:11, nov-dez 2000, p. 1.264-1.266.
- 6) GORNI, A.A. ET AL. Fatores que Afetam a Razão Elástica de Chapas Grossas de Aço Microligado. In: 39^o Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos. *Anais*. Ouro Preto, out 2002, p. 207-216.
- 7) GORNI, A.A. e MEI, P.M. Aços Alternativos ao HY-80 Sem a Necessidade de Aplicação de Têmpera e Revenido. *REM: Revista Escola de Minas*, 56:4, out-dez 2003, p. 287-293.
- 8) MORRISON, W.B. The Effect of Grain Size on the Stress-Strain Relationship in Low-Carbon Steel. *Transactions of the ASM*, n. 59, 1966, p. 825-846.
- 9) YOKOTA, T. Ferrite Grain Size Refinement through $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation. www.msn.cam.ac.uk/phase-trans/2002/yokota.ppt (acesso em 23 de maio de 2007).
- 10) SONG, R. ET AL. Overview of Processing, Microstructure and Mechanical Properties of ultrafine Grained BCC Steels. *Materials Science and Engineering A*, n. 441, 2006, p. 1-17.
- 11) SONG, R. ET AL. Mechanical Properties of an Ultrafine Grained C-Mn Steel. 1st International Conference on Super-High Strength Steels. *Proceedings*. AIM/CSM, Rome, nov 2004, 8 p.
- 12) IBRAHEEM, K. ET AL. Novel Processing Routes to Ultrafine Grained Steel. *Ironmaking and Steelmaking*, 28:2, 2001, p. 203-208.
- 13) SHIN, D.H. ET AL. Fabrication and Tensile Properties of Ultrafine Grained Steels. *La Metallurgia Italiana*, Maggio 2006, p. 49-54.
- 14) PARK, K.T. ET AL. Fabrication of Ultrafine Grained Ferrite/Martensite Dual Phase Steel by Severe Plastic Deformation. *ISIJ International*, 45:5, maio 2005, p. 750-755.
- 15) OHMORI, A. ET AL. Strain-Hardening due to Dispersed Cementite for Low Carbon Ultrafine-Grained Steels. *ISIJ International*, 44:6, jun 2004, p. 1.063-1.071.
- 16) ISHIKAWA, T. ET AL. Ultra-High Crack-Arresting Steel Plate (HIAREST) with Super-Refined Grains in Surface Layers. *Nippon Steel Technical Report*, n. 75, nov 1997, p. 31-42.
- 17) ISHIKAWA, T. ET AL. Improvement in Safety of Ships by use of Steel with High Crack Arrestability. *Nippon Steel Technical Report*, n. 81, jan 2000, p. 31-42.
- 18) MABUCHI, H. Metallurgical Features of Steel Plates with Ultra Fine Grains in Surface Layers and their Formation Mechanism. *ISIJ International*, 39:5, maio 1999, p. 477-485.
- 19) HASEGAWA, T. ET AL. Steel Plate Excellent in Brittle Crack Propagation Arrest Characteristics and Low Temperature Toughness and Process for Producing Same. *United States Patent 6,090,226*, 18 jul 2000, 17 p.
- 20) YADA, H. ET AL. Ferritic Steel Having Ultra-Fine Grains and a Method for Producing the Same. *United States Patent 4,466,842*, n. 21, ago 1984, 20 p.
- 21) CHIKUSHI, I. ET AL. Ultrafine Grained Steel Production at the New Nakayama Hot Strip Mill. *Steel Technology*, jun 2002, p. 42-48.
- 22) KURAHASHI, R. ET AL. Development of Industrial Production of Ultrafine Grained Steel in Tandem Hot Strip Mill. *La Revue de Métallurgie – CIT*, abril 2005, p. 271-283.
- 23) SAKATA, Y. ET AL. Highly Formable Sheet Steels for Automobile through Advanced Microstructure Control Technology. *Kawasaki Steel Technical Report*, 48, mar 2003, p. 3-8.
- 24) SEKITA, T. ET AL. Materials and Technologies for Automotive Use. *JFE Technical Report*, n. 2, mar 2004, p. 1-18.
- 25) TOYOOKA, T. ET AL. Development of Manufacturing Process "History" for Producing Innovative High Frequency Welded Steel Tubes with Excellent Properties. *Kawasaki Steel Technical Report*, n. 47, dez 2002, p. 1-8.
- 26) NISHIMORI, M. ET AL. Development of high Lankford Value "History" Steel Tube with Excellent Formability. *Kawasaki Steel Gihō*, 33:4, 2001, p. 151-154.