

MODELO MATEMÁTICO PARA O CÁLCULO DA SOLUBILIZAÇÃO EM AÇOS MICROLIGADOS AO NIÓBIO, TITÂNIO E/OU VANÁDIO¹

Antonio Augusto Gorni²

José Herbert Dolabella da Silveira³

RESUMO

Atualmente há poucos dados experimentais disponíveis sobre o comportamento da solubilização ou precipitação em aços com mais de um elemento microligante. O objetivo deste trabalho foi implementar um modelo matemático para o cálculo da fração e composição dos precipitados e da austenita em aços microligados ao nióbio, vanádio e/ou titânio. São apresentadas ainda algumas aplicações práticas desse modelo, exemplificando seu uso para a otimização da composição química e parâmetros de processo dos aços microligados. Finalmente, são propostas algumas linhas de trabalho para o aperfeiçoamento desse modelo.

- INTRODUÇÃO

O papel dos elementos de micro-liga - nióbio, vanádio e titânio, usados isoladamente ou associados - na melhora da resistência mecânica e tenacidade dos aços de baixa liga e alta resistência (BLAR) já é sobejamente conhecido. Esses elementos se precipitam na austenita ou ferrita na forma de carbonetos e/ou nitretos finamente dispersos, que influenciam significativamente as propriedades mecânicas através do refino de grão da fase matriz ou via endurecimento por precipitação.

-
1. Contribuição Técnica a ser apresentada no XXXI Seminário de Laminação da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Juiz de Fora, Novembro de 1994.
 2. Membro da A.B.M. Engenheiro de Materiais, M. Eng., Gerência de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Paulista – COSIPA, Cubatão SP.
 3. Membro da A.B.M. Engenheiro Metalurgista, M.Eng., Gerência de Laminação de Chapas Grossas da Companhia Siderúrgica Paulista – COSIPA, Cubatão SP.

Assim sendo, torna-se importante conhecer-se a evolução da precipitação que ocorre nestes aços durante seu processamento industrial, uma vez que ela exerce influência fundamental em diversos fenômenos metalúrgicos [1,2]:

- Restrição ao crescimento dos grãos austeníticos durante o reaquecimento das placas, graças à força de arraste exercida por uma fina dispersão de precipitados;
- Retardamento ou supressão da cinética de recristalização da austenita após a deformação a quente, através da força de arraste exercida pelos precipitados sobre os contornos de grão austeníticos que migram. Convem lembrar que, neste caso, há alguma controvérsia quanto ao papel dos elementos de micro-liga em solução;
- Alteração na temperabilidade das ligas. Por um lado, o refino de grão austenítico típico dos aços microligados leva a um decréscimo em sua temperabilidade devido à maior quantidade de sítios favoráveis à nucleação da ferrita. Por outro, a relativa imobilidade dos contornos austeníticos cria condições mais favoráveis para a segregação de elementos de liga para essas interfaces. Daí resulta uma redução na energia superficial do contorno de grão, o que inibe a constituição de constituintes não-martensíticos, aumentando conseqüentemente a temperabilidade da liga;
- Aumento considerável na resistência mecânica do produto final, ainda que em prejuízo de sua tenacidade, em função da precipitação de compostos de micro-liga na ferrita.

Tais fatos justificam a necessidade de se conhecer o mais precisamente possível a fração e composição química dos precipitados e da austenita em função da temperatura de reaquecimento do aço microligado. Desse modo, pode-se determinar a composição química da liga e as condições de processamento mais favoráveis para que o produto adquira as propriedades desejadas.

A composição da austenita, bem como a quantidade e composição dos carbonídeos de elementos de micro-liga, são determinados pelo equilíbrio termodinâmico alcançado durante o tratamento de austenitização. Nos aços microligados de baixa liga podem-se formar dois tipos de compostos binários: nitretos e carbonetos de micro-liga (nióbio, titânio, vanádio e zircô-

nio), em função de sua composição química. Esses elementos, com exceção do nióbio, apresentam maior afinidade química com o nitrogênio do que com o carbono, de onde resulta a maior estabilidade termodinâmica dos nitretos. Esse precipitados, excetuando-se o VN e o ZrN, apresentam estruturas cristalinas similares, do tipo NaCl. No caso dos compostos a base de vanádio e zircônio, a faixa de solubilidade mútua é restrita, devido à grande diferença de diâmetros atômicos.

Já foram desenvolvidos diversos modelos termodinâmicos para se calcular a fração e composição química dos precipitados em aços microligados. Aços com apenas um elemento de micro-liga já foram razoavelmente estudados e analisados experimentalmente. Já sistemas com dois ou três elementos de micro-liga foram relativamente pouco estudados, podendo-se citar como exemplos trabalhos sobre aços ao Nb-V [3], Nb-Ti [4,5] e Nb-Ti-V [2,6].

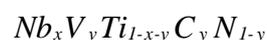
O objetivo deste trabalho é implantar um modelo termodinâmico para cálculo da fração e composição dos carbonitretos e da matriz austenítica, em função da temperatura, para aços microligados ao nióbio, titânio e/ou vanádio, presentes em forma isolada ou associados. Serão ainda apresentados exemplos da utilização desse modelo em casos de interesse industrial.

- APRESENTAÇÃO DO MODELO TERMODINÂMICO

Em primeiro lugar, foi definido que o modelo termodinâmico a ser implantado deveria determinar a fração e composição de equilíbrio dos precipitados e da austenita para qualquer temperatura, considerando-se um sistema composto de ferro puro contendo baixos teores de nióbio, titânio, vanádio, carbono e nitrogênio.

O modelo deve estar baseado em dados de solubilidade para os carbonetos e nitretos primários, disponíveis na literatura. Foi assumido comportamento de solução diluída, ou seja, as atividades dos solutos na austenita podem ser representados pela lei de Henry. As interações com outros tipos de soluto, como o manganês, por exemplo, são consideradas muito pequenas e, portanto, serão desprezadas nesta oportunidade.

Uma vez que se considera a presença de três elementos de micro-liga com afinidade química tanto pelo carbono como pelo nitrogênio, o carbonitreto resultante deverá ter a seguinte fórmula:



desde que se considere os precipitados com estequiometria perfeita (ou seja, desprezando-se a formação de lacunas em seu reticulado) e se desconsidere a solubilidade do ferro nestes compostos. As frações atômicas dos elementos dentro do carbonitreto devem obedecer às seguintes condições de contorno:

$$0 \leq x \leq 1$$

$$x + v \leq 1$$

$$0 \leq v \leq 1$$

$$0 \leq y \leq 1$$

Ou seja, assume-se que os átomos de nióbio, titânio, vanádio, carbono e nitrogênio se misturam independentemente em três subreticulados com a estrutura do NaCl.

A dedução do modelo termodinâmico aqui adotado está detalhadamente descrita em [2]. Em primeiro lugar, tem-se um sistema de equações simultâneas não-lineares que descreve o equilíbrio termodinâmico do sistema Fe-Nb-Ti-V-C-N:

$$y \ln \frac{x y K_{NbC}}{[Nb] [C]} + (1 - y) \ln \frac{x(1 - y) K_{NbN}}{[Nb] [N]} + y(1 - y) \frac{L_{CN}}{RT} = 0$$

$$y \ln \frac{v y K_{VC}}{[V] [C]} + (1 - y) \ln \frac{v(1 - y) K_{VN}}{[V] [N]} + y(1 - y) \frac{L_{CN}}{RT} = 0$$

$$y \ln \frac{z y K_{TiC}}{[Ti] [C]} + (1-y) \ln \frac{z(1-y) K_{TiN}}{[Ti] [N]} + y(1-y) \frac{L_{CN}}{RT} = 0$$

$$v y \ln \frac{x [V] K_{NbC}}{v [Nb] K_{TiC}} + z(1-y) \ln \frac{z [Nb] K_{TiN}}{x [Ti] K_{NbN}} + (1-y) \ln \frac{x(1-y) K_{NbN}}{[Nb] [N]} + y^2(1-y) \frac{L_{CN}}{RT} = 0$$

onde:

. z: fração atômica de titânio no precipitado, ou seja:

$$z = 1 - x - v$$

. K_{NbC} , K_{NbN} , K_{TiC} , K_{TiN} , K_{VC} , K_{VN} : produtos de solubilidade dos respectivos precipitados, expresso em termos das frações atômicas dos elementos solubilizados.

. L_{CN} : parâmetro de solução regular relativo à mistura de carbonetos e nitretos. No caso do titânio, seu valor foi determinado experimentalmente: -4260 J/mol. Esse mesmo valor foi assumido para os demais elementos de micro-liga, uma vez que ele não foi determinado experimentalmente nos outros casos.

O sistema de equações não-lineares contém oito incógnitas que definem a composição da austenita ($[Nb_s]$, $[V_s]$, $[Ti_s]$, $[C_s]$ e $[N_s]$) e do carbonitreto (x , v e y). O balanço de massa leva à criação de equações adicionais, as quais permitirão a resolução do sistema:

$$Nb = \left(\frac{x}{2}\right) f + (1-f) [Nb]$$

$$V = \left(\frac{v}{2}\right) f + (1-f) [V]$$

$$Ti = \left(\frac{1-x-v}{2} \right) f + (1-f) [Ti]$$

$$C = \left(\frac{y}{2} \right) f + (1-f) [C]$$

$$N = \left(\frac{1-y}{2} \right) f + (1-f) [N]$$

onde f é a fração molar de carbonitreto na liga.

Desse modo, obtém-se o equilíbrio termodinâmico descrito por um sistema de nove equações com nove incógnitas. Os dados de entrada para a solução desse sistema são a composição da liga (Nb, V, Ti, C e N), a temperatura de austenitização T da liga e os produtos de solubilidade K_{MX} correspondentes aos compostos binários MX. Todos os dados de composição devem estar expressos em frações atômicas. Os produtos de solubilização devem estar relacionados com as frações atômicas dos compostos solubilizados, de acordo com a equação

$$\log_{10} [M] [X] = B - \frac{A}{T}$$

ou seja,

$$K_{MX} = [M] [X] = \frac{(Fe)^2}{10^4 (M)(X)} 10^{\left(B - \frac{A}{T} \right)}$$

onde:

. \underline{M} : Nb, V ou Ti;

. \underline{X} : C ou N;

- . \underline{A} , \underline{B} : constantes levantadas para a equação de solubilidade; seus valores para carbonetos e nitretos de elementos de micro-liga estão listados em [2];
- . (Fe), (M), (X): massas atômicas dos respectivos elementos.

- DESENVOLVIMENTO DO PROGRAMA DE COMPUTADOR

Disponha-se inicialmente de um programa para cálculo do equilíbrio termodinâmico de precipitação/solubilização para aços ao Nb-V deduzido em [1]. A rotina havia sido desenvolvida na COPPE-UFRJ, utilizando-se linguagem SYSTAT [7]. Posteriormente, ela foi adaptada para uso em aços ao Nb-Ti da COSIPA, de acordo com o modelo descrito em [4].

O programa era subdividido em três módulos. O primeiro efetuava o cálculo dos produtos de solubilidade para o aço e faixa de temperaturas desejada. O segundo resolvia o sistema de equações não-lineares que expressava o equilíbrio termodinâmico entre os carbonitretos e a austenita, utilizando uma rotina para ajuste de funções não-lineares baseada no algoritmo Simplex. Finalmente, o terceiro módulo calculava, a partir do sistema de equações resolvido, a fração e composição dos precipitados e da austenita, para cada temperatura considerada.

A escolha da linguagem SYSTAT para este programa fundamentou-se na necessidade da solução do sistema de equações não-lineares pelo algoritmo Simplex, o que simplificou sobremaneira o trabalho de programação. Por outro lado, as limitações intrínsecas dessa linguagem tornaram a interface programa-usuário não-amigável, na medida que a transferência de dados entre os diversos módulos não era totalmente automática. O usuário era obrigado a fornecer dados pelo teclado e gerar arquivos em disco, o que exige algum conhecimento da linguagem de programação SYSTAT, demanda tempo e pode levar a erros de digitação, afetando os resultados finais. Um problema particularmente crítico é o fato do algoritmo Simplex ser iterativo, exigindo que o usuário forneça, antes de sua execução, "chutes", ou seja, uma estimativa inicial dos valores a serem calculados. Caso eles forem muito diferentes dos valores reais (finais) que resolvem o sistema de equações, o sistema não atinge convergência. Logo, toda vez que o usuário tem de calcular o modelo para uma liga nova, para a qual ele não dispõe de valores de referência para os "chutes" a serem fornecidos, acaba-se perdendo muito tempo até se descobrir a combinação de "chutes" adequados que levem à resolução do sistema de equações.

Apesar de todos esses problemas, decidiu-se primeiramente desenvolver o programa para cálculo do equilíbrio termodinâmico de solubilização/precipitação para aços ao níó-

bio, titânio e/ou vanádio utilizando-se também a linguagem SYSTAT, pela já mencionada facilidade de programação. Contudo, neste caso, tal opção se mostrou totalmente inviável devido à insuficiência de memória disponível que ocorreu ao se utilizar a versão DOS do SYSTAT.

A partir desse fato, decidiu-se utilizar a linguagem GWBASIC para a programação do modelo termodinâmico, tomando-se partido de rotinas já desenvolvidas nesta linguagem para o ajuste de funções não-lineares usando-se o algoritmo Simplex [8] e para a geração de gráficos [9], o que permite que, no futuro, se possa implementar facilmente uma saída gráfica para o programa. Além disso, uma vez que se trata de um programa especificamente feito para tal finalidade, toda a transferência de dados passou a ser feita inteiramente dentro do programa, cabendo ao usuário informar apenas a composição da liga e a temperatura desejada para o cálculo.

O principal problema que teve de ser superado no desenvolvimento deste programa foi estabelecer uma metodologia para o cálculo dos valores dos "chutes" a serem fornecidos para o algoritmo Simplex. Normalmente este método não é muito sensível à ordem de grandeza dos "chutes" fornecidos, mas, no caso do sistema específico aqui trabalhado, a ocorrência de mínimos locais da função é muito freqüente. Essa característica leva o algoritmo Simplex a apresentar convergência para soluções fisicamente incoerentes com muita freqüência. Logo, tornou-se necessário incorporar ao algoritmo condições suplementares de teste para se checar a consistência física da solução encontrada. Caso ela não for satisfatória, devem ser calculados novos valores para os "chutes" e refeitos os cálculos. Este procedimento deve ser repetido até se encontrar a solução correta do ponto de vista metalúrgico. A exigência de maior nível de precisão para a solução a ser encontrada contribui bastante para se alcançar este objetivo.

Além desses problemas relativos aos métodos matemáticos utilizados, outro fator que tem de ser considerado é a qualidade dos dados termodinâmicos utilizados. Por exemplo, as equações que descrevem os produtos de solubilidade. Há na literatura várias opções deste tipo de equação para um mesmo tipo de composto. A seleção da equação mais apropriada deve levar em conta a precisão com que ela foi levantada, os métodos experimentais utilizados, o tipo específico de liga empregado e a faixa de temperaturas em que ela é válida e, principalmente, se estas condições são compatíveis com as condições específicas da situação que se deseja modelar. As equações mais críticas sob este ponto de vista são as correspondentes ao TiN e NbC, onde a variação entre as várias alternativas disponíveis pode chegar a mais de uma ordem de magnitude. Logicamente, o ideal seria aferir os resultados obtidos pelo cálculo obtido para um dado sistema com resultados medidos experimentalmente. O inconveniente está no fato de que as técnicas de análise necessárias - microscopia eletrônica de transmissão, micro-análise, extração de precipita-

dos, difração de raios-X, etc. - tornam esta verificação cara e laboriosa.

Pode-se, pelo menos, checar-se a consistência física da solução encontrada. Ao se diminuir a temperatura de austenitização de 1300 para 800°C, devem ocorrer as seguintes alterações na fração e composição química calculadas para o precipitado:

- . Sua fração presente no material aumenta;
- . Seu teor de nitrogênio diminui;
- . Seu teor de carbono aumenta;
- . Se houver apenas um elemento de micro-liga no aço, seu teor aumenta;
- . Se houver mais de um elemento de micro-liga no aço:
 - Nb-Ti, V-Ti: o teor de titânio cai, enquanto que o do outro micro-ligante aumenta;
 - Nb-V: o teor de nióbio atinge um máximo para temperaturas intermediárias, caindo a seguir, enquanto que o teor de vanádio se eleva;
 - Nb-V-Ti: comportamento que engloba os observados para os aços ao Nb-Ti, V-Ti e Nb-V.

Se, para um dado aço, for observada evolução diferente da descrita acima, a solução proposta pelo programa não é correta do ponto de vista metalúrgico. Neste caso, deve-se refazer o cálculo, utilizando-se outros valores para os "chutes" a serem fornecidos à rotina Simplex ou aumentando-se a precisão requerida para a solução do sistema de equações.

- APLICAÇÕES DO MODELO TERMODINÂMICO

. Fração de precipitados presente durante a austenitização

Pode-se obter tamanho de grão austenítico relativamente fino durante o reaquecimento de placas desde que uma dispersão adequada de precipitados se mantenha estável ao longo desta etapa do processo. Essa dispersão, além de se relativamente fina, deve apresentar fração mínima de precipitados para ser eficaz na restrição à movimentação dos contornos austeníticos.

A figura 1 mostra o efeito da adição de 0,016% de nióbio a um aço com 0,021% Ti, a partir de cálculos efetuados com o modelo termodinâmico descrito neste trabalho. A partir desses resultados, pode-se constatar que a associação de titânio e nióbio tende a formar carbonitretos mais complexos, de solubilização mais difícil, do que os observados em aços contendo apenas titânio.

Ou seja, para uma mesma temperatura de austenitização, a associação de nióbio mais titânio tende a produzir maior fração de precipitados do que o aço contendo somente titânio. A migração dos contornos austeníticos fica, portanto, mais difícil ainda para a primeira liga, o que leva a um refino de grão adicional durante o reaquecimento do material.

. Estimativa da Temperatura de Não-Recristalização

Na laminação controlada é fundamental que a fase de acabamento ocorra sob temperaturas em que a austenita não mais se recristalize, ou seja, abaixo da chamada temperatura de não-recristalização (T_{nr}). Desse modo, os grãos do material são progressivamente achatados ("panquecados"), ocorrendo a formação de grande quantidade de contornos e subcontornos que servirão de sítios favoráveis à nucleação da ferrita durante o resfriamento posterior à laminação. A estrutura final do produto ficará bastante refinada e homogênea, aumentando-se simultaneamente sua resistência mecânica e tenacidade.

Uma vez que o efeito dos elementos de micro-liga sobre a cinética de recristalização se dá com os mesmos na forma de precipitados (formados simultaneamente com a recristalização) ou em solução sólida, fica evidente que o teor desses elementos previamente solubilizados na austenita durante a fase de reaquecimento do material exercerá efeito sobre T_{nr} . Ou seja, quanto maior for a temperatura de reaquecimento, mais elevada será a quantidade de elementos de micro-liga solubilizados, e maior será seu efeito no sentido de se restringir a recristalização da austenita [10], desprezando-se o efeito do crescimento de grão resultante.

BORATTO e outros [11] desenvolveram uma metodologia para a deter-

minação experimental de T_{nr} através de ensaios de torção múltiplos, deduzindo posteriormente uma fórmula empírica para seu cálculo a partir da composição química da liga. Um inconveniente desta fórmula é o fato de ela não levar em conta a temperatura de solubilização do material, mesmo porque ela foi fixada em 1260°C na série de ensaios que gerou os dados utilizados em sua dedução.

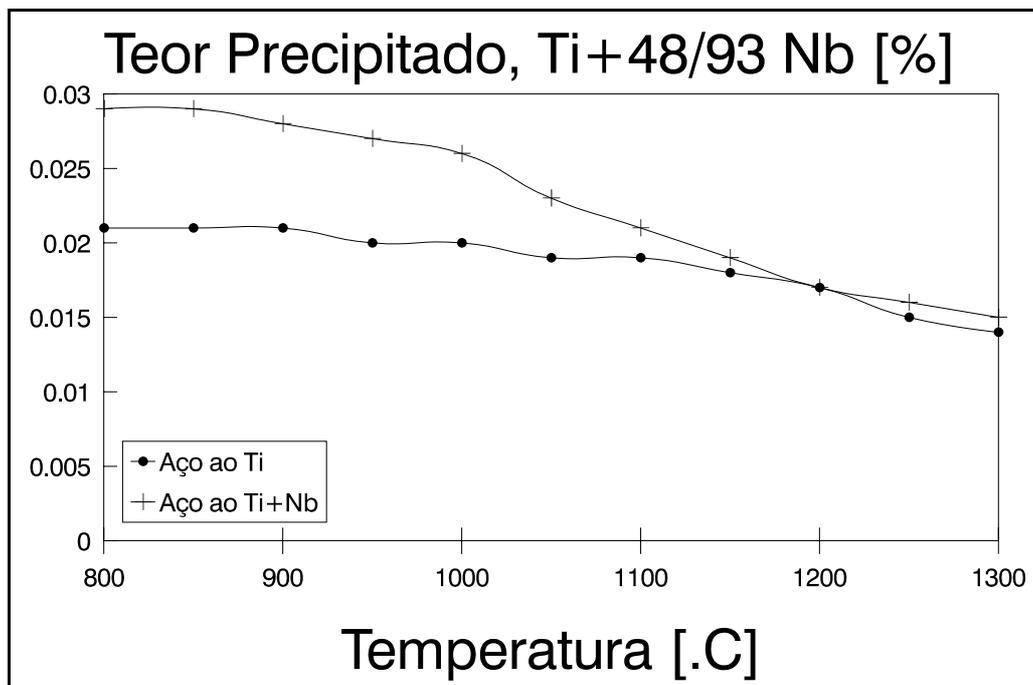
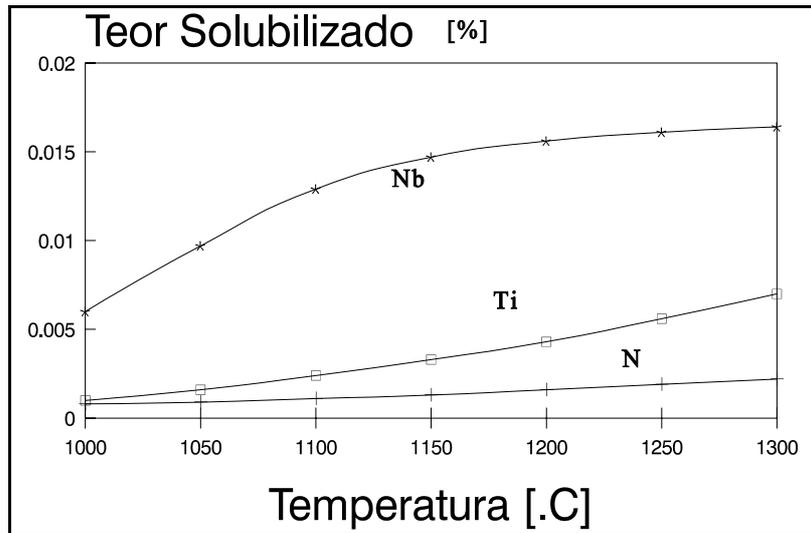
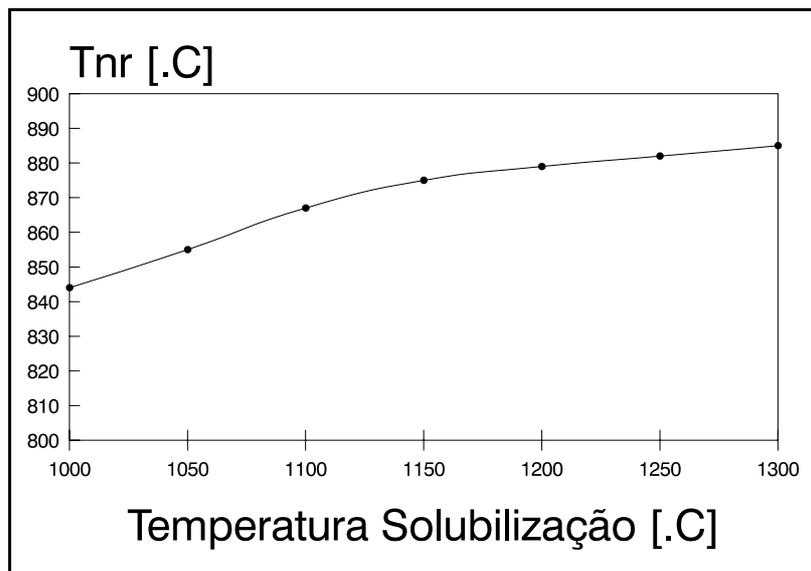


Figura 1: Fração em peso de precipitados em aços ao titânio e titânio-nióbio, em função da temperatura, calculada pelo modelo termodinâmico descrito neste trabalho. Liga-base: 0,14% C; 1,14% Mn; 0,30% Si; 0,030% Al; 0,027% Ti + 0,017% Nb.

Por outro lado, há uma possibilidade de se estimar a influência da temperatura de solubilização sobre T_{nr} . Em primeiro lugar, admita-se que a fórmula de BORATTO e outros foi deduzida sob condições de solubilização máxima dos elementos de micro-liga. Essa hipótese é justificável quando se considera a alta temperatura de austenitização utilizada nos ensaios desses pesquisadores. Assim sendo, considerando-se uma dada temperatura de austenitização, pode-se calcular o teor de elementos de micro-liga efetivamente solubilizados nesta condição através do modelo termodinâmico aqui utilizado e substituir esses valores na citada fórmula para cálculo de T_{nr} . Pode-se, desse modo, determinar a influência da temperatura de austenitização sobre a temperatura de não-recristalização de uma dada liga, conforme mostra a figura 2. Note-se que o efeito da temperatura sobre o grau de solubilização foi mais intenso para o nióbio.



(a)



(b)

Figura 2: Cálculo do efeito da temperatura de austenitização sobre a temperatura de não-recristalização num aço ao Nb-Ti, cuja composição química é a mesma da figura 1. a) Teores de nióbio, titânio e nitrogênio solubilizados em função da temperatura de austenitização; b) Efeito correspondente em T_{nr} .

. Estimativa do potencial de endurecimento por precipitação

Aços ao nióbio-titânio apresentam eventualmente flutuações inesperadas de resistência mecânica em laminados processados aparentemente da mesma maneira e que apresentam microestruturas similares ao microscópio ótico.

Foi verificado que tais problemas podem ser consequência da formação de carbonitretos complexos, os quais "enxugam" o nióbio a partir da matriz austenítica, diminuindo o potencial de endurecimento por precipitação da liga [4,12].

Pode-se estimar as variações do teor de nióbio solúvel na austenita em função do teor de titânio do aço e temperatura de austenitização utilizando-se o modelo termodinâmico apresentado neste trabalho. A figura 3 mostra um exemplo do cálculo efetuado para um aço ao nióbio-titânio. Foram traçadas três linhas neste gráfico: uma é referente à uma composição química típica deste aço, listada na legenda da figura 1. As duas outras correspondem às condições extremas da especificação da liga em termos dos teores de nióbio e titânio, ou seja: nióbio/titânio mínimos ou nióbio/titânio máximos.

A partir desses resultados pode-se observar que, para a faixa de temperaturas de austenitização considerada, a diferença no teor de nióbio solúvel entre os extremos da especificação da liga é da ordem de 0,010%. Essa diferença tende a aumentar a medida que se diminui a temperatura de austenitização considerada. Obviamente, essa alteração no teor de nióbio solúvel poderá se refletir no potencial de endurecimento por precipitação do produto e, conseqüentemente, em sua resistência mecânica final.

Note-se ainda que, para uma composição química típica do aço ao Nb-Ti considerado (linha intermediária), a dependência do teor de nióbio solúvel em relação à temperatura de solubilização é maior que para os extremos da liga, particularmente na faixa inferior das temperaturas de austenitização. Tal fato pode explicar as flutuações nas propriedades mecânicas efetivamente observadas para este tipo de liga.

. Avaliação da temperabilidade em aços microligados

Conforme já foi afirmado anteriormente, o efeito dos elementos de micro-liga sobre a temperabilidade só ocorre se eles estiverem solubilizados. Logo, o modelo aqui apresentado permite uma avaliação da temperabilidade dos aços microligados a partir do cálculo da fra-

ção solubilizada de elementos de micro-liga nos aços. A figura 4 mostra um exemplo desse cálculo para um aço ao Nb-V. Pode-se notar a partir daí que o efeito da temperatura de austenitização no teor de nióbio solúvel torna-se mais intenso a partir de 950°C, muito embora seu teor seja quase insignificante. Já para o vanádio, o aumento de seu teor em solução é quase constante ao longo da temperatura, na faixa entre 900 e 1000°C.

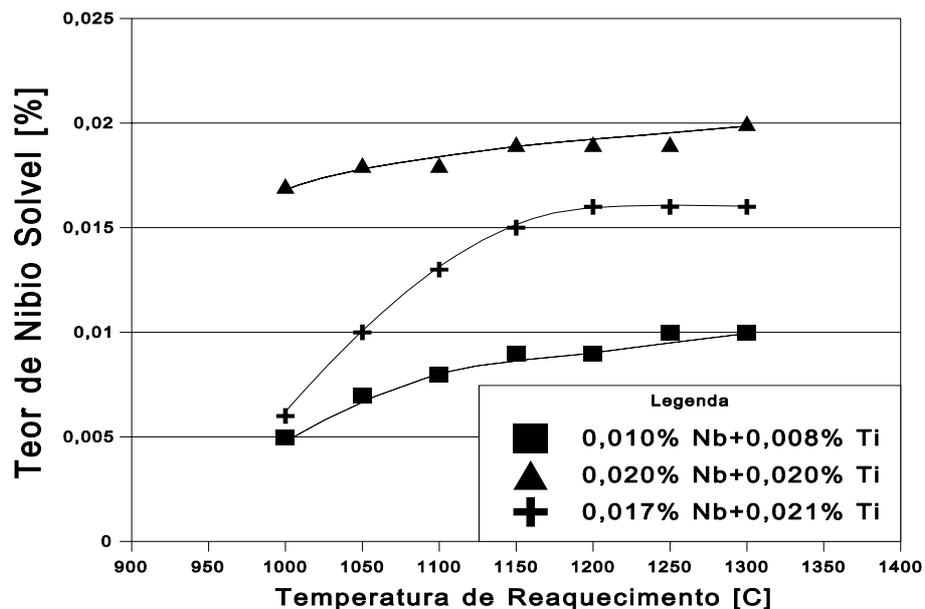


Figura 3: Teor de nióbio solúvel em função da temperatura de solubilização para um aço ao nióbio-titânio, considerando-se uma composição típica e os teores extremos desses dois elementos de micro-liga.

- POSSÍVEIS DESENVOLVIMENTOS ADICIONAIS

Rigorosamente falando, o modelo aqui implantado calcula o equilíbrio termodinâmico da austenita de uma liga pura Fe-C-N-Nb-V-Ti, desprezando o efeito dos demais elementos de liga na solubilidade dos precipitados. Tais efeitos são pequenos e podem ser descartados numa primeira abordagem, mas pode ser conveniente no futuro incorporá-los ao modelo, de modo a tornar seus resultados mais adequados aos aços convencionais [3,6].

Os demais aperfeiçoamentos que poderão ser feitos ao modelo são:

- . Inclusão de outros elementos formadores de nitretos e/ou carbonetos, como alumínio, boro, zircônio, etc. [2];

- . Incluir a precipitação de outros compostos, tais como MnS, $Ti_4C_2S_2$, TiS, $(C_\alpha N_\beta)$, entre outros [6];
- . Considerar o efeito da deformação a quente na precipitação dos carbonitretos [13].

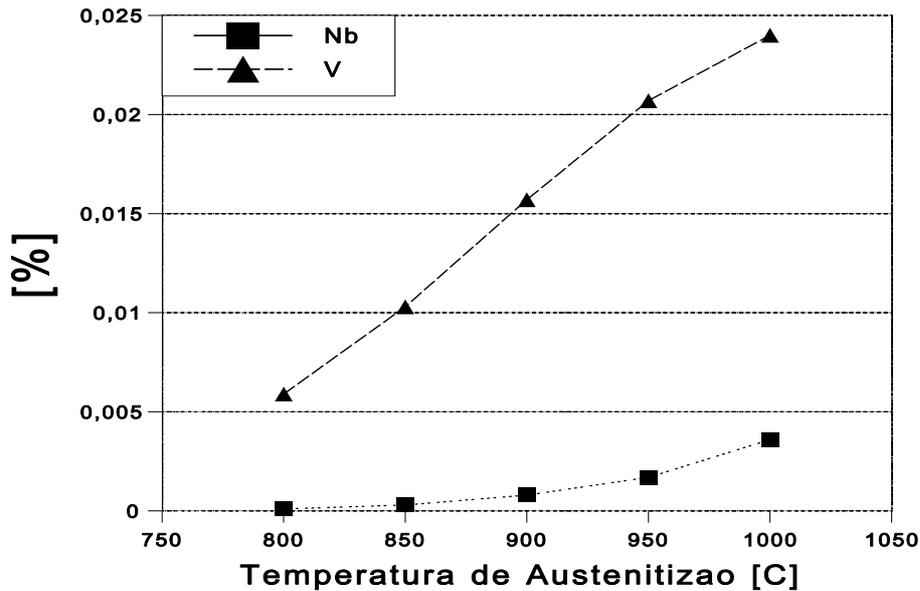


Figura 4: Efeito da temperatura de austenitização no grau de solubilização de nióbio e vanádio num aço microligado. Composição química da liga: 0,11% C; 1,60% Mn; 0,045% Al; 0,020% Nb; 0,026% V; 0,011% N.

Note-se, contudo, que tais aperfeiçoamentos dependerão da disponibilidade de dados termodinâmicos adicionais para uma completa descrição das condições de equilíbrio. Além disso, o sistema de equações não-lineares a ser resolvido ficará bem mais complexo, o que poderá exigir a utilização de métodos matemáticos mais poderosos para sua resolução.

- CONCLUSÕES

A correta definição dos parâmetros de processo da laminação controlada dos aços microligados, bem como sua composição química, exigem um conhecimento preciso do comportamento de solubilização/precipitação da liga, particularmente em função de sua tempera-

tura de austenitização.

Em aços microligados com apenas um elemento de micro-liga esse comportamento já foi razoavelmente determinado sob condições experimentais. Para ligas com mais de um elemento de micro-liga os dados experimentais são relativamente mais escassos, embora estejam sendo feitos progressos significativos neste campo.

O objetivo deste trabalho foi implantar um modelo matemático para o cálculo da fração/composição dos precipitados e da austenita em aços microligados ao nióbio, vanádio e/ou titânio, através da determinação das condições em que ocorre o equilíbrio termodinâmico.

Foram apresentados quatro casos práticos onde a aplicação desse modelo pode ser útil na otimização da composição química e/ou dos parâmetros de processamento dos aços microligados: efeito da temperatura de austenitização e composição química na fração de precipitados presente na liga, temperatura de não-recristalização, e teor de micro-ligantes solubilizados disponíveis para endurecimento por precipitação ou para aumento da temperabilidade.

Dentro desta linha de desenvolvimento ainda há uma série de aperfeiçoamentos a serem feitos, com a inclusão dos efeitos dos elementos de liga sobre o produto de solubilidade dos carbonitretos, de novos precipitados ao sistema e do efeito da deformação a quente sobre a precipitação.

- ABSTRACT

Up to this moment there are few experimental data available about the solubilization and precipitation behaviour in HSLA steels with more than one microalloying element. The aim of this work was to develop a mathematical model for the calculation of the fraction and composition of the precipitates and austenite of Nb-Ti-V steels. This work also shows practical applications of this model, as the optimization of the chemical compositions and parameters of the thermomechanical process of these steels. Finally, some additional developments are suggested in order to extend the range of applicability of this solubilization/precipitation model.

- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. SPEER, J.G. e outros. Metallurgical Transactions A, Feb. 1987, 211-22.

2. ADRIAN, H. Materials Science and Technology, May 1992, 406-20.
3. ECKSTEIN, H.J. e outros. Steel Research, March 1993, 143-7.
4. OKAGUCHI, S. & HASHIMOTO, T. Transactions of the ISIJ, 1987, 467-473.
5. ZOU, H. & KIRKALDY, J.S. Metallurgical Transactions A, Feb. 1992, 651-657.
6. LIU, W.J. e outros. In: MATHEMATICAL MODELLING OF THE HOT ROLLING OF STEEL. Proceedings. Canadian Institute of Metallurgy, Montreal, 1990, 457-466.
7. BLAS, J.G. Comunicação Pessoal.
8. GORNI, A.A. Micro Sistemas, (102): 24-31, 1991.
9. GORNI, A.A. Micro Sistemas, Agosto 1991, 38-44.
10. KERN, A. e outros. ISIJ International, March 1992, 387-394.
11. BORATTO, F. e outros. In: THERMEC '88. Proceedings. Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1988, p. 383-390.
12. WANG, S.C. Metallurgical Transactions A, Sept. 1993, 2127-2130.
13. DUTTA, B. & SELLARS, C.M. Materials Science and Technology, March 1987, 197-206.