

PREVISÃO DA TEMPERATURA A_{r3} EM AÇO MICROLIGADO AO Nb-V-Ti ¹

Antônio Adel dos Santos²
Túlio Magno Füzessy de Melo³
Ronaldo Barbosa⁴

Resumo

No presente estudo foi desenvolvida uma equação para previsão da temperatura de início de formação da ferrita em resfriamento contínuo, A_{r3} , em um aço microligado ao Nb, V e Ti, voltada para o processo de laminação de tiras a quente. Para isso, foram realizados ensaios no simulador termomecânico Gleeble 3500, nos quais a transformação foi monitorada por dilatometria, após os corpos-de-prova serem submetidos a austenitização a 1250°C, a deformações em temperaturas acima e abaixo da temperatura de não recristalização, T_{nr} , e subseqüentemente resfriados a taxas variadas. Deformações aplicadas na austenita, tanto acima quanto abaixo da T_{nr} , elevam a A_{r3} , enquanto que o aumento da taxa de resfriamento provoca efeito contrário. A equação deduzida para previsão da A_{r3} contempla, de forma empírica, os efeitos das variáveis citadas e ainda permite que o efeito da composição química do aço seja teoricamente previsto pelo cálculo termodinâmico da temperatura A_{e3} .

Palavras-chave: Temperatura A_{r3} ; Modelo matemático; Resfriamento contínuo; Aço microligado.

PREDICTION OF A_{r3} TEMPERATURE IN Nb-Ti-V MICROALLOYED STEEL

Abstract

In the present study an equation to predict the A_{r3} temperature in a Nb-V-Ti microalloyed steel processed as hot strip was developed. The equation was based on results of dilatometric tests conducted in a thermomechanical simulator Gleeble 3500. Specimens were austenitized at 1250°C, subsequently deformed at temperatures above and below the non-recrystallization temperature, and subsequently cooled at varied cooling rates. Increase of deformation both above and below the non-recrystallization temperature brings about an increase in A_{r3} , the effect of cooling rate being the opposite. The equation developed for predicting A_{r3} temperature takes empirically into account the effects of austenite deformation and cooling rate, and in addition, allows the effect of steel chemical composition to be theoretically considered by means of the equilibrium A_{e3} temperature.

Key words: A_{r3} temperature; Mathematical model; Continuous cooling; Microalloyed steel.

¹ Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil

² Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, D.Sc., Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.

³ Membro da ABM; Engenheiro Mecânico, Dr.-Ing., Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.

⁴ Membro da ABM; Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais; Belo Horizonte, MG.

1 INTRODUÇÃO

As reduções que são aplicadas durante o processo de laminação a quente dos aços são usualmente realizadas na região austenítica. Durante o resfriamento subsequente, que pode ser forçado com água ou natural, a austenita se decompõe nos constituintes do aço, que irão ditar as propriedades mecânicas finais. Assim, a transformação da austenita reveste-se de grande importância no que se refere ao controle de tais propriedades, e ainda, no caso de resfriamento forçado, tem um efeito indireto no controle do processo, pois é uma reação exotérmica, que afeta a transferência de calor entre o material laminado e o meio.

A temperatura Ar_3 é o primeiro parâmetro importante a ser conhecido num modelo matemático de decomposição da austenita, e corresponde ao início de formação da ferrita, uma vez que este é o primeiro constituinte a ser formado na maioria das condições de resfriamento dos aços laminados.

Ouchi¹ apresentou uma equação para cálculo da Ar_3 em aços microligados ao Nb após serem submetidos à laminação controlada. Esta equação leva em consideração a composição química do aço e possui um termo relativo à espessura da chapa, o qual visa representar o efeito da taxa de resfriamento. Apesar de ser muito conhecida e utilizada, ressalta-se que esta equação foi desenvolvida para a laminação de chapas grossas resfriadas ao ar e para uma redução da espessura da chapa abaixo da T_{nr} de, no mínimo, 60%. Vale ainda mencionar que as taxas de resfriamento de tiras laminadas a quente são da ordem de algumas dezenas de graus Celsius por segundo, portanto muito superiores à taxa sob resfriamento natural de chapas grossas, de cerca de 0,5°C/s. Desta forma, a equação de Ouchi⁽¹⁾ não seria adequada para previsão da Ar_3 na laminação de tiras a quente.

Existem outras equações disponíveis na literatura⁽²⁻⁷⁾ para previsão da Ar_3 no processo de laminação de tiras a quente, sendo algumas delas voltadas para aços CMn²⁻⁴. Poucas foram deduzidas para aços microligados, podendo ser citadas as de Blas⁵, Yuan et al.⁽⁶⁾ e Majta et al.⁽⁷⁾ Nos aços microligados, diferentemente dos aços CMn, a austenita encontra-se normalmente encruada antes da decomposição, de forma que o valor desta deformação deve ser incorporado na equação. Para dedução de sua equação, Blas⁵ realizou experimentos em laminador piloto sem variar a deformação, de forma que somente os efeitos da taxa de resfriamento e do teor de Nb foram estudados. Na equação deduzida, a Ar_3 aumenta com o teor de Nb. Por outro lado, Yuan et alii⁶ estabeleceram um modelo mais elaborado para a Ar_3 , incluindo a precipitação de carbonitretos de Nb, além da taxa de resfriamento, da deformação e do próprio teor de Nb. Nesta equação, o teor de Nb tem um efeito parabólico, ou seja, a Ar_3 passa por um mínimo na faixa estudada. A equação de Majta et al.⁽⁷⁾ foi deduzida para um aço específico, não variando o teor de Nb.

Portanto, percebe-se uma carência de uma equação de previsão da Ar_3 para aços microligados e processados como tiras a quente, que leve em consideração, de forma direta e simples, os efeitos das variáveis que influem na transformação e que são fáceis de serem avaliadas, quais sejam: as deformações acima e abaixo da T_{nr} e a taxa de resfriamento, além da composição química.

O objetivo deste trabalho é apresentar uma proposta de equação de Ar_3 que seja aplicável ao processamento na laminação a quente de aços microligados ao Nb, deduzida a partir de resultados obtidos em ensaios dilatométricos.

2 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

2.1 Materiais e Ensaios Dilatométricos

O material base para esse estudo foi um aço microligado ao Nb-V-Ti, (0,11%C-1,51%Mn-0,047%Nb-0,042%V-0,011%Ti) processado na Linha de Tiras a Quente da Usiminas, projetado para atender ao grau X65 da norma API. Foi retirada uma amostra do topo do esboço de laminação, cuja espessura era de 31,3 mm. Este aço foi codificado neste trabalho como I-47Nb. Visando-se investigar a influência do teor de Nb na transformação da austenita, foram fabricados três lingotes, nos quais o teor desse elemento foi de 0,027% (aço P-27Nb), 0,048% (aço P-48Nb) e 0,068% (aço P-68Nb), sendo que os teores dos demais elementos foram similares aos do aço I-47Nb. Esses lingotes, de 50 kg, foram primeiramente aquecidos, seguindo-se aproximadamente a curva de aquecimento obtida no processo industrial e, em seguida, laminados de forma convencional para a espessura de aproximadamente 30 mm, ou seja, para cerca de $\frac{1}{4}$ da sua espessura original, com temperatura de final de laminação em torno de 1050°C.

A partir da amostra de esboço e das chapas laminadas a quente em laboratório, foram confeccionados corpos-de-prova cilíndricos maciços de 20 mm de comprimento por 10 mm de diâmetro, sendo seu comprimento paralelo à direção de laminação. Os ensaios foram realizados no simulador Gleeble 3500 e consistiram da aplicação de ciclos termomecânicos (Figura 1), compreendendo encharque a 1250°C/4 min, seguido de resfriamento e deformações por compressão em duas temperaturas, uma acima (ε_1), e outra abaixo (ε_2) da temperatura T_{nr} , e resfriamento final a uma taxa (TR) variada. Durante o resfriamento foi feita a medição da variação dimensional do corpo-de-prova com um dilatômetro. Os valores das variáveis de ensaio aplicadas foram: ε_1 e ε_2 de 0, a 0,36, e TR de 0,5°C/s a 24°C/s.

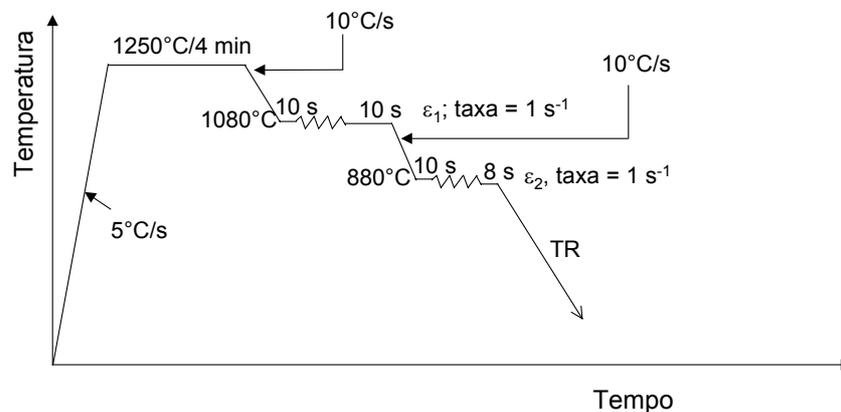


Figura 1. Representação esquemática do ciclo termomecânico aplicado nos ensaios dilatométricos.

2.2 Obtenção da A_{r3} e sua Validação por Metalografia

Na Figura 2 é apresentada uma curva dilatométrica típica obtida nos ensaios realizados, onde é indicada a A_{r3} . O valor de A_{r3} correspondeu à temperatura na qual tornou-se perceptível o desvio da linearidade da curva dilatométrica durante resfriamento do corpo-de-prova na região austenítica. Pelo fato de a transição entre a região reta da curva dilatométrica e a região de transformação ser suave (ver detalhe da Figura 2), o início de transformação não é inequivocamente definido, o

que leva a certa dispersão dos dados considerando-se a mesma condição de ensaio. Por essa razão, a utilização da derivada primeira da variação dimensional do corpo-de-prova em relação à temperatura também auxiliou nesta determinação.

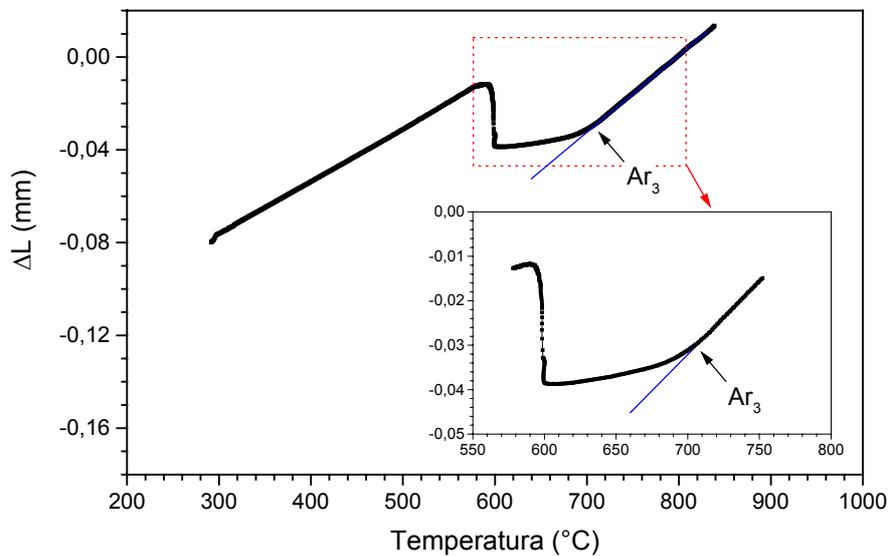


Figura 2. Curva dilatométrica típica dos ensaios realizados e indicação da Ar_3 .

Vários ensaios foram realizados repetindo-se os valores de ε_1 , ε_2 , e TR, o que possibilitou uma análise estatística para determinar a dispersão da Ar_3 medida. A estimativa do erro experimental na determinação de Ar_3 foi de $\pm 5^\circ\text{C}$.

Alguns ensaios foram realizados com o objetivo de se verificar a evolução da transformação por meio de análises metalográficas. Para isso, foi aplicado o ciclo térmico típico mostrado na Figura 1, porém interrompendo-se o resfriamento controlado em temperaturas (T_i) ligeiramente abaixo da Ar_3 , e promovendo a têmpera do corpo-de-prova por água. Foram feitas seções diametrais ao longo do comprimento dos corpos-de-prova, as quais foram preparadas por procedimentos metalográficos padrão e atacadas com reagente nital 4%, visando a observação e registro do início da formação da ferrita. A Tabela 1 mostra as condições de alguns destes ensaios e a Figura 3 apresenta as fotomicrografias das seções após ataque.

Tabela 1. Condições dos ensaios para verificação da microestrutura no início da transformação.

Figura	Aço	ε_1	ε_2	TR ($^\circ\text{C/s}$)	T_i ($^\circ\text{C}$)	Ar_3 ($^\circ\text{C}$)
3-a	I-47Nb	0,22	0,22	5	700	709
3-b	I-47Nb	0,18	0,23	5	700	709
3-c	I-47Nb	0,39	0,31	5	700	714
3-d	P-47Nb	0,19	0,21	5	716	717

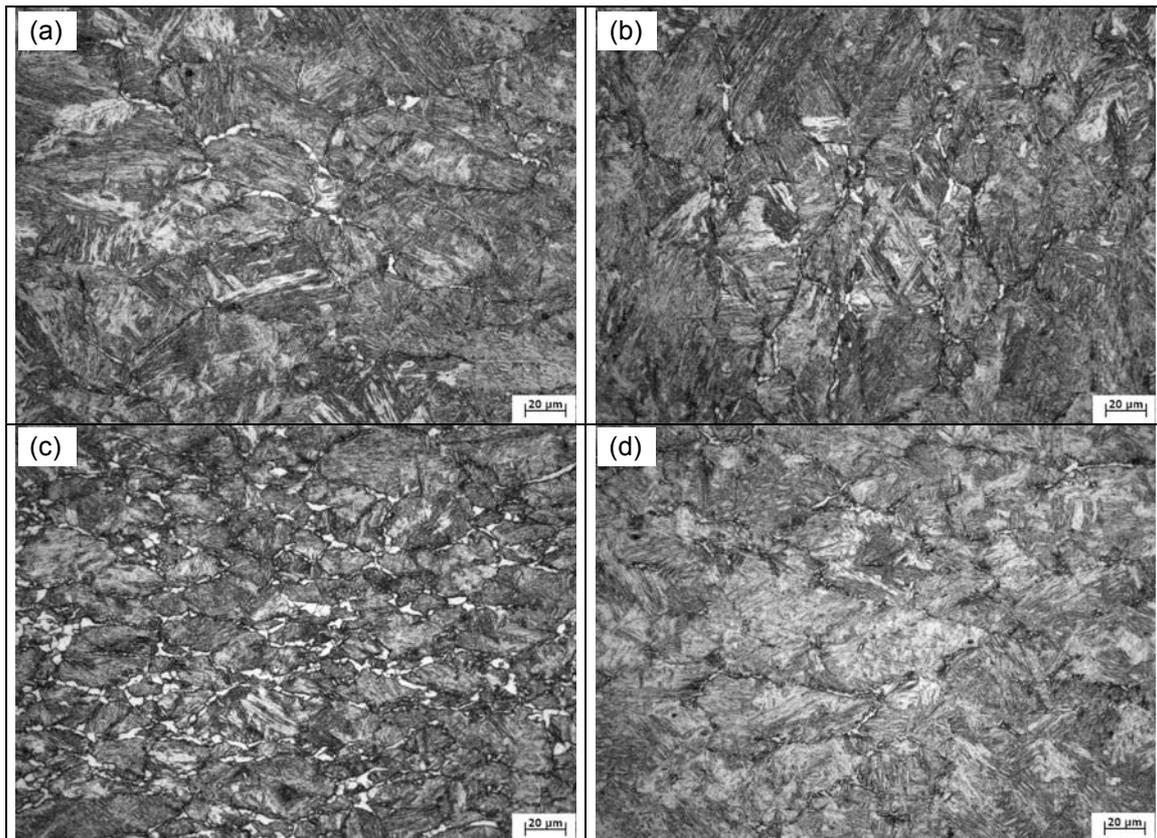


Figura 3. Fotomicrografias mostrando ferrita proeutetóide (áreas claras) nos contornos de grãos austeníticos.

Observa-se na Figura 3 a presença de fina camada de ferrita proeutetóide, formada nos contornos de grão austeníticos. Em (a) e (b), onde as microestruturas foram congeladas a uma temperatura 9°C abaixo da A_{r3} , determinada nas curvas dilatométricas para o aço I-47Nb, a quantidade de ferrita proeutetóide é muito pequena. A microestrutura (c) é proveniente de um corpo-de-prova cujas deformações ε_1 e ε_2 foram maiores que nas condições (a) e (b). É evidente o refino do grão austenítico e a maior quantidade de ferrita formada. Para o aço P-47Nb, temperado logo abaixo da A_{r3} , nota-se a presença de quantidade mínima de ferrita nos contornos dos grãos austeníticos originais, como visto em (d).

3 MODELO DE PREVISÃO DA A_{r3}

3.1 Influência das Variáveis de Ensaio na A_{r3}

No gráfico da Figura 4 podem ser visualizados os efeitos da taxa de resfriamento e do encruamento da austenita, ou seja da deformação ε_2 , na A_{r3} . As linhas contínuas representam curvas de potência de melhor ajuste aos resultados experimentais. O erro experimental também está mostrado nos valores medidos. Observa-se que o aumento da taxa causa deslocamento do início de transformação para temperaturas mais baixas e este efeito pode ser dado matematicamente, com boa aproximação, por uma função potencial. Este comportamento foi observado nos dois níveis de deformação utilizados, 0,22 e 0,36. Foi incluído no gráfico o resultado experimental de A_{r3} para a condição $\varepsilon_2 = 0$, tendo sido traçada uma linha pontilhada passando por este ponto como suposição do comportamento esperado, com base no perfil

observado para os dois níveis de deformação não nulos. Nota-se ainda no gráfico que o maior encruamento da austenita eleva a Ar_3 , sendo que este efeito também pôde ser descrito matematicamente por uma função potencial.

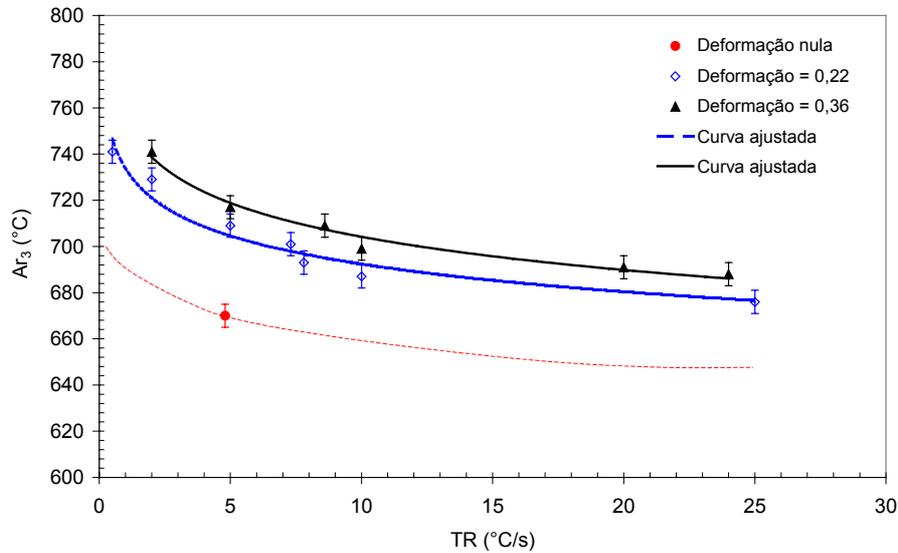


Figura 4. Influência da taxa de resfriamento e da deformação ε_2 na Ar_3 .

O efeito observado da taxa de resfriamento em diminuir a Ar_3 é esperado e bem documentado na literatura,^(8,9) porém a ênfase deste trabalho foi a quantificação deste efeito em uma expressão matemática. O efeito da deformação em aumentar Ar_3 ocorre também nos aços de uma forma geral, porém é mais significativo naqueles microligados, onde a quantidade de recuperação e recristalização após a deformação abaixo de T_{nr} é limitada. A explicação básica para esse efeito, de acordo com Tamura,⁽⁹⁾ é que a deformação aumenta os locais de nucleação da ferrita, por três razões: (i) aumento da área de contorno de grão da austenita pela deformação, sendo um efeito geométrico; (ii) criação de *ledges* nos contornos aumentando seu potencial para nucleação; (iii) formação de defeitos planares intragranulares, tais como bandas de deformação.

A deformação ε_1 , que foi aplicada acima da T_{nr} , causa o refinamento de grão austenítico, pelo mecanismo de recristalização estática. Quanto maior a deformação menor o tamanho do grão recristalizado, o que aumenta a densidade de sítios de nucleação da ferrita. Portanto, espera-se uma elevação da Ar_3 à medida que se aumenta a deformação aplicada acima de T_{nr} . Os resultados obtidos atenderam à esta expectativa, sendo ainda que uma função também potencial foi capaz de aproximar matematicamente o efeito desta deformação na Ar_3 .

Finalmente, resta apresentar o efeito do teor de Nb do aço na Ar_3 , o que é feito na Figura 5. Uma simples observação dos dados desta figura sugere uma tendência de abaixamento da temperatura de início de transformação à medida que o teor de Nb do aço aumenta, comparando-se os três aços produzidos em escala piloto. Parece também que o aço produzido em escala industrial tem uma tendência de temperaturas mais baixas de transformação, especialmente na faixa de TR entre 4 e 10°C/s. No entanto, é constatado também nos dados desta figura que a variação máxima entre os valores de Ar_3 , para cada nível de TR, é de 10°C, que fica dentro da faixa de erro experimental de $\pm 5^\circ\text{C}$. Mesmo que possa haver, realmente, alguma influência do teor de Nb ou da rota de produção do aço em Ar_3 , tal influência seria desprezível do ponto de vista tecnológico, uma vez que no processo industrial de laminação a quente não é possível um controle de temperatura dentro de faixa inferior a 10°C.

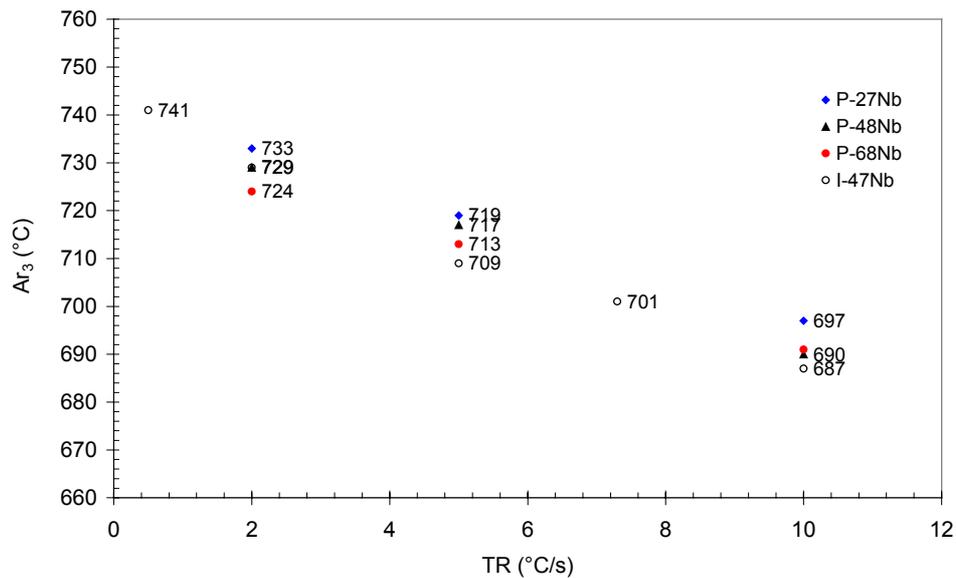


Figura 5. Efeito da taxa de resfriamento na Ar_3 , comparando-se os aços estudados com diferentes teores de Nb.

3.2 Equação Desenvolvida

Levando-se em conta as análises dos efeitos das variáveis em estudo sobre o valor de Ar_3 , optou-se por ajustar os dados experimentais obtidos a uma equação por regressão múltipla, da forma mostrada na equação (1). Ae_3 é a temperatura de equilíbrio termodinâmico entre austenita e ferrita para o aço em questão; a_0 , m , n e p são constantes ajustadas empiricamente. O valor de Ae_3 foi obtido por cálculos termodinâmicos desenvolvidos em outro trabalho.⁽¹⁰⁾ No caso dos aços estudados este valor foi de 822°C, independente do teor de Nb, na faixa estudada.

$$Ar_3 = Ae_3 - a_0 TR^m (\varepsilon_2)^n (\varepsilon_1)^p \quad (1)$$

A análise foi conduzida no programa estatístico Statgraphics Plus 5.1. Os coeficientes obtidos foram: $a_0=69,805$; $m=0,1712$; $n=-0,1054$ e $p=-0,0294$, e o coeficiente de determinação r^2 foi de 0,93. A Tabela 2 apresenta uma comparação entre valores medidos e calculados pela equação proposta, considerando-se as diversas condições de ensaio. Nesta tabela, foi atribuído o valor de 0,01 às deformações nulas, para viabilizar o cálculo da função exponencial. Mostra-se também na tabela a Ar_3 calculada pelas equações de Ouchi,⁽¹⁾ Blas⁽⁵⁾ e Majta et al.⁽⁷⁾ Em relação aos valores medidos, a Ar_3 calculada pela equação de Majta et al.⁽⁷⁾ ficou superestimada, da mesma forma que pela equação de Ouchi⁽¹⁾, porém esta última independe da condição de ensaio. A equação proposta por Blas⁽⁵⁾ foi a que forneceu Ar_3 mais próxima dos valores medidos, contudo, ela tem a limitação de não considerar o efeito da deformação.

Tabela 2. Ar_3 medida e calculada em várias condições de ensaio (d_γ é o tamanho de grão austenítico recristalizado).

ε_1	ε_2	TR (°C/s)	d_γ (μm)	Ar_3 me- dida (°C)	Ar_3 calculada (°C)			
					Modelo	Blas	Ouchi	Majta
0,01	0,22	5	59	691	698	711	754	775
0,01	0,50	5	59	717	708	711	754	780
0,25	0,01	5	48	670	665	711	754	771
0,25	0,22	0,5	48	741	746	715	754	805
0,25	0,22	2	48	729	726	713	754	792
0,25	0,22	5	48	709	709	711	754	777
0,25	0,22	7,3	48	701	701	708	754	769
0,25	0,22	7,8	48	693	700	708	754	767
0,25	0,22	10	48	687	694	706	754	761
0,25	0,22	24	48	676	673	693	754	731
0,25	0,36	2	48	741	731	713	754	794
0,25	0,36	5	48	717	715	711	754	780
0,25	0,36	8,6	48	709	704	707	754	767
0,25	0,36	10	48	699	701	706	754	763
0,25	0,36	20	48	691	685	697	754	741
0,25	0,36	24	48	688	681	693	754	733
0,36	0,22	5	40	710	710	711	754	778

A Figura 6 mostra o gráfico comparativo entre valores medidos e calculados pela expressão (1). Observa-se que a aproximação dos cálculos aos valores medidos foi satisfatória, a maioria dos pontos experimentais ficando dentro da faixa de erro de $\pm 5^\circ\text{C}$. Por ser uma equação estatística, e não derivada de princípios físicos, a equação (1) fica estritamente válida dentro das condições de seu ajuste, que foram: taxa de resfriamento entre 0,5 e 24°C/s; deformação acima de T_{nr} entre 0 e 0,36 e deformação abaixo de T_{nr} entre 0 e 0,36. Entretanto, mesmo para uma deformação ε_2 de 0,50, o erro no cálculo de Ar_3 foi de 9°C (Tabela 2). Considerando-se todas as condições experimentais, o erro máximo foi de 10°C, que fica plenamente dentro da expectativa de acerto para um modelo de transformação de fases e também dentro da faixa de erro experimental.

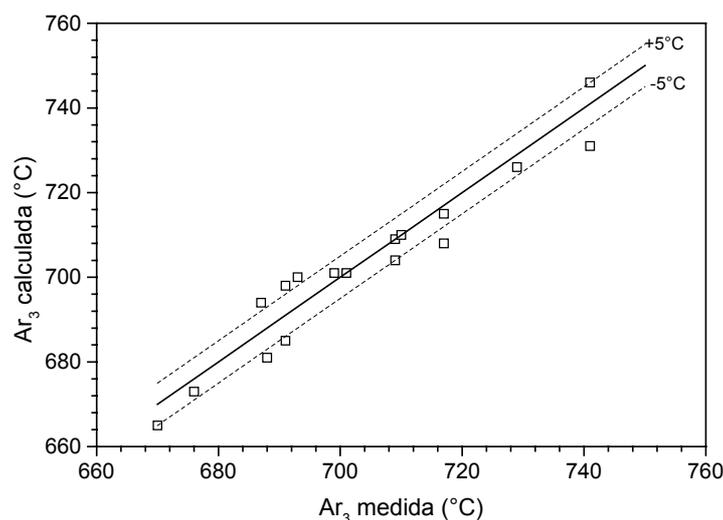


Figura 6. Valores calculados e medidos de Ar_3 .

Se forem utilizados no modelamento os valores de tamanho de grão austenítico recristalizado, d_γ , tabela 2, ao invés da deformação ε_1 , obtém-se, também, um ajuste satisfatório de equação para previsão da Ar_3 . Os coeficientes, neste caso, são: $a_0=22,24$; $m=0,1617$; $n=-0,1027$ e $p=0,31$. O coeficiente de determinação, $r^2=0,91$, foi ligeiramente menor que no caso do ajuste com ε_1 .

4 CONCLUSÕES

As deformações aplicadas ao aço acima e abaixo da T_{nr} tiveram o efeito de elevar a Ar_3 . O aumento da taxa de resfriamento, ao contrário, reduziu a Ar_3 . Estes efeitos foram justificados de acordo com a literatura, em função da taxa de nucleação da ferrita. Por outro lado, não houve efeito significativo do teor de Nb, na faixa estudada, na Ar_3 .

Foi deduzida uma equação empírica para previsão da Ar_3 em função dessas variáveis. Obteve-se uma boa aproximação entre valores medidos e calculados, sendo o coeficiente de determinação $r^2=0,93$. Embora não seja originada de conceitos fundamentais de nucleação, a equação deduzida apresenta interesse prático para o processo de laminação de tiras a quente pela sua simplicidade.

REFERÊNCIAS

- 1 TAMURA, I.; OUCHI, C.; TANAKA, T.; SEKINE, H. Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels. London, Butterworths, 1988, p.162.
- 2 SANTOS, A. A. Previsão das Temperaturas Críticas de Decomposição da Austenita em Ferrita e Perlita durante Resfriamento Contínuo. In: 41º SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO ABM, v. 41, 2004, Joinville/SC, p.293-302.
- 3 MIETTINEN, J. Simple Semiempirical Model for Prediction of Austenite Decomposition and Related Heat Release During Cooling of Low Alloyed Steels. **Ironmaking and Steelmaking**, v. 23, n. 4, p.346-356, 1996.
- 4 CHOO, S. D.; CHOO, W. Y. An Integrated Model for Microstructural Evolution and its Application to the Properties Prediction of Plate Steels. In: 42nd MWSP CONF. ISS, v. 38, 2000, p.407-417.
- 5 De BLAS, J. C. G. Influência da Composição Química e da Velocidade de Resfriamento após Laminação sobre a Temperatura de Início de Transformação Austenita-Ferrita em Aços de Baixo Carbono Microligados ao Nióbio. In: 44º CONGRESSO ANUAL DA ABM, v. 44, 1989.
- 6 YUAN, X. Q.; LIU, Z. Y.; JIAO, S. H.; MA, L. Q.; WANG, G. D. The Onset Temperatures of γ to α -Phase Transformation in Hot Deformed and Non-deformed Nb Micro-alloyed Steels. **ISIJ Int.**, v.46, n. 4, p.579-585, 2006.
- 7 MAJTA, J.; ZUREK, A. K.; COLA, M.; HOCHANDEL, P.; PIETRZYK, M. An Integrated Computer Model with Applications for Austenite-to-Ferrite Transformation during Hot Deformation of Nb-Microalloyed Steels. **Metal. and Mat. Trans. A**, v. 33A, p.1509-1520, May/2002.
- 8 MANOHAR, P. A.; CHANDRA, T.; KILLMORE, C. R. Effect of Cooling and Deformation on the Austenite Decomposition Kinetics. **ISIJ Int.**, v. 36, n. 12, p. 1486-1493, 1996.
- 9 TAMURA, I. A Role of Thermomechanical Processing of Austenite on Ferrite Grain Refinement. In: INT. CONF. ON PHYSICAL METALLURGY OF THERMO-MECHANICAL PROCESSING OF STEELS AND OTHERS METALS - THERMEC 88, p.1-10.
- 10 SANTOS, A. A. Modelamento da Transformação de Fases de Aços de Alta Resistência Microligados ao Nb durante Resfriamento após Laminação em Tiras a Quente. **Tese de Doutorado**, UFMG, outubro/2007. 360 p.