

DETERMINAÇÃO DE CURVAS DE CONTRAÇÃO TÉRMICA DE CHAPAS GROSSAS PARA O NOVO MEDIDOR DE ESPESSURA DO LAMINADOR DA USIMINAS EM IPATINGA*

Antonio Adel dos Santos¹
Priscila Batista Dias Santos²
Fabrício Mazola da Silva Paiva³

Resumo

O controle da espessura de chapas grossas depende de sua medição a quente durante o processo de laminação, feita por um equipamento instalado na saída do laminador. A espessura a frio é obtida corrigindo-se a espessura a quente pelo coeficiente de contração térmica e pela densidade do aço. Neste contexto, a Usiminas instalará um novo equipamento de medição de espessura por raios-gama na sua Linha de Chapas Grossas em Ipatinga, em 2018. Para garantir alta precisão no cálculo da espessura a frio, considerando o portfólio de aços e condições de processo da Usiminas, foram determinadas curvas do coeficiente de contração térmica de aços considerados representativos da produção de chapas grossas. Este trabalho mostra a determinação de tais curvas por meio de dilatomia. A implantação das curvas no medidor, de forma customizada, aliada ao alto desempenho do sistema de automação existente no laminador, permitirá a obtenção de excelente controle de espessura das chapas grossas produzidas.

Palavras-chave: Chapas grossas; Contração térmica; Transformação de fase.

DETERMINATION OF THERMAL CONTRACTION CURVES OF HEAVY PLATES FOR THE NEW THICKNESS MEASURING EQUIPMENT INSTALLED AT USIMINAS PLATE MILL AT IPATINGA

Abstract

The thickness control of heavy plates depends on hot measurements done by the measuring equipment installed at plate mill exit. The cold thickness is calculated by using the thermal contraction coefficient and steel density. In this context, Usiminas will install a new measuring equipment in its plate mill in Ipatinga, in 2018. In order to guarantee high precision in cold thickness, considering both the steel grades portfolio and the processing conditions of Usiminas, thermal contraction curves for steel grades representative of all production were determined. This paper focuses on the use of dilatometry for such determination. The implementation of such curves in the measuring equipment, together with the high performance of the automation system of the plate mill, will provide a high precision of plate thickness control.

Keywords: Heavy plates; Thermal contraction; Phase transformation.

¹ Engenheiro Metalurgista, DSc., CQE/ASQ, Pesquisador Especialista Sênior, Centro de Pesquisa, Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.

² Engenheira Metalurgista, Engenheira de Processos da Laminação a Quente, Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.

³ Engenheiro de Produção, CQE/ASQ, Engenheiro de Processos da Laminação a Quente, Usiminas, Ipatinga, MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A previsão e o controle da espessura de chapas grossas durante o processo de laminação a quente requerem a medição de sua espessura na saída do laminador pela técnica de raios-gama. Dado que a medição é a quente e a medida de interesse é a frio, o equipamento de medição faz a correção usando densidade e o coeficiente de contração térmica do aço desde a temperatura da medição até a ambiente. Esta correção é bastante trivial, sendo que valores típicos do coeficiente de contração podem ser encontrados em tabelas, por exemplo, nas referências [1,2], ou disponibilizados no próprio equipamento.

No entanto, numa linha específica de laminação, para aumento da precisão da medição e, portanto, do controle de espessura, o coeficiente de contração usado no equipamento precisa ser ajustado para os aços processados nesta linha e para a temperatura de acabamento de laminação. Isto porque o coeficiente de contração depende da composição química do aço e da faixa de temperatura da transformação da austenita no resfriamento, a qual depende da sua microestrutura, em termos de recristalização e deformação acumulada, da temperatura de acabamento e da taxa de resfriamento.

Na Usiminas, em Ipatinga, será trocado o equipamento de medição de espessura por raios-gama na saída do laminador de chapas grossas, em 2018. O equipamento é dotado de uma curva única padrão do coeficiente de contração térmica. Considerando a necessidade da Usiminas de produção de chapas grossas com rigoroso controle de espessura, foram determinadas curvas do coeficiente de contração representativas de grupos de aços produzidos e condições de processo, via ensaios por dilatométrica. Tais curvas serão introduzidas no equipamento em substituição à curva padrão, com o pleno aval do seu fornecedor.

Este trabalho foca no desenvolvimento das curvas de contração térmica obtidas e implementadas no equipamento, e na avaliação da faixa de temperatura de transformação dos aços estudados, durante o resfriamento após a laminação.

2 METODOLOGIA

2.1 Aços analisados

Foram determinadas as curvas do coeficiente de contração térmica em função da temperatura para oito aços, considerados representativos da produção de chapas grossas para esse fim. As amostras foram obtidas de chapas laminadas na linha de chapas grossas. A composição química desses aços é fornecida na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química dos aços (% em massa)

Aço	Elementos					
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Outros
A1	0,15	0,90	0,15			
A2	0,16	1,43	0,21			Nb, Ti
A3	0,18	1,57	0,24			Nb, Ti
A4	0,21	1,19	0,16			Nb, Ti
A5	0,18	1,47	0,26		0,22	Nb, Ti
A6	0,08	1,31	0,19			Nb, Ti
A7	0,07	1,81	0,29	0,17		Nb, V, Ti
A8	0,50	0,66	0,21			

Tabela 2. Condições dos ensaios por dilatometria, conforme esquema da Figura 1. As temperaturas T_{aus} em negrito são consideradas valores padrão dos ensaios

Aço	Sem deformação			Com deformação				
	T_{aus} (°C)	t_{aus} (s)	TR (°C/s)	T_{aus} (°C)	t_{aus} (s)	TR (°C/s)	T1 (°C)	T2 (°C)
A1	900 , 1000, 1100	30	1,0	900	30	1,0	850	750
A2	870, 900 , 950	5, 30, 120	0,2; 1,0; 2,0	Não ensaiado				
A3	870, 900 , 1000	30	1,0	900	30	1,0	850	750
A4	870 , 920, 1000	30	1,0	870	30	1,0	820, 850	750
A5	900	30	1,0	Não ensaiado				
A6	900	30	1,0	900	30	1,0	850, 880	730, 750, 810
A7	860, 900	30	0,2; 1,0; 2,0	900	30	1,0	850	750
A8	860 , 950	30	1,0	860	30	1,0	850	750

2.3 Determinação do coeficiente de contração térmica

Na Figura 2 é mostrada uma curva típica de variação dimensional do CP durante o resfriamento em taxa constante obtida no dilatômetro. As faixas de temperatura correspondendo aos campos austenítico, bifásico e de produtos de transformação são destacadas. O coeficiente de contração térmica, médio, desde uma temperatura qualquer até a ambiente é dado pelo valor da inclinação da reta tracejada dividido pelo comprimento do CP naquela temperatura, conforme equação (1). Nota-se que o coeficiente aumenta quando a temperatura inicial está na região bifásica.

$$\alpha_m = \frac{1}{L_i} \left(\frac{L_f - L_i}{T_f - T_i} \right) \quad (1)$$

α_m : coeficiente médio de contração térmica (°C⁻¹);
 L_i : comprimento do CP na temperatura de medição (mm);
 L_f : comprimento final do CP (mm);
 T_i : temperatura de medição (°C);
 T_f : temperatura final, a ambiente (°C).

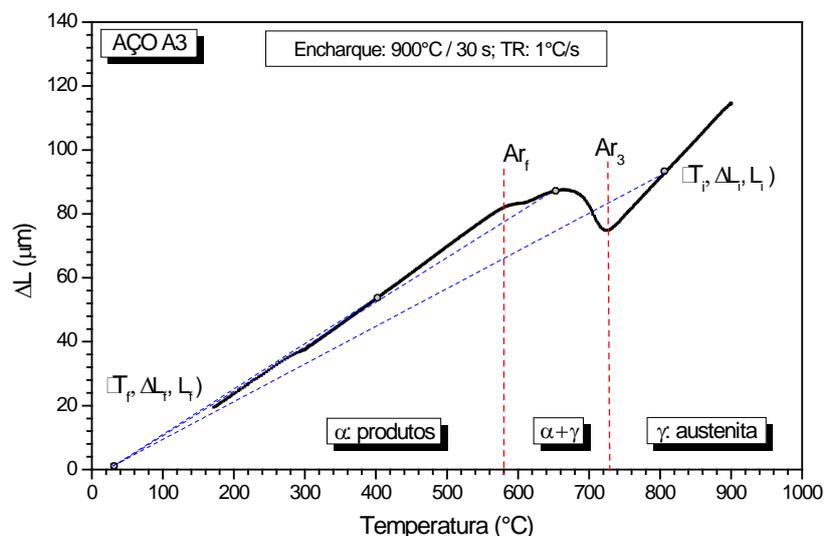


Figura 2. Curva dilatométrica no resfriamento do aço A3, ilustrando o conceito de α_m . Ar_3 e Ar_f são as temperaturas de início e de final de transformação da austenita, respectivamente.

2.4 Temperatura de início de transformação

Uma vez que os valores da temperatura de início de transformação da austenita no resfriamento, Ar_3 , foram determinados nos ensaios sem deformação, fez-se uma comparação dos valores medidos com previsões por equações citadas na literatura [3]. Com isso, foi possível propor uma formulação mais adequada para a previsão dessa temperatura crítica do processo de laminação de chapas grossas, considerando as condições de ensaios e os aços estudados.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Contração térmica a partir da austenita não deformada

Vários parâmetros foram determinados a partir das curvas dilatométricas obtidas, incluindo sua inclinação nas regiões da austenita, m_γ , e dos produtos de transformação, m_α . Estes valores foram, em média geral para todos os aços, $m_\gamma = 0,231 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$ para a austenita e $m_\alpha = 0,162 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$ para os produtos de transformação, basicamente a ferrita. A divisão desta inclinação pelo comprimento do CP, 10 mm, fornece o coeficiente de contração da austenita e dos produtos, respectivamente, $2,31 \cdot 10^{-5} ^\circ\text{C}^{-1}$ e $1,62 \cdot 10^{-5} ^\circ\text{C}^{-1}$, que estão muito próximos de referências para a austenita e a ferrita [4], respectivamente, de $(2,05 \sim 2,25) \cdot 10^{-5} ^\circ\text{C}^{-1}$ e $(1,45 \sim 1,61) \cdot 10^{-5} ^\circ\text{C}^{-1}$.

As curvas do coeficiente de contração obtidas para os oito aços estudados, para a condição padrão de ensaio, estão mostradas na Figura 3. A condição padrão é dada por T_{aus} destacada em negrito na Tabela 2, $t_{\text{aus}} = 30 \text{ s}$ e $TR = 1^\circ\text{C}/\text{s}$. Evidentemente, tais curvas guardam certa semelhança com as curvas dilatométricas. As regiões de transformação da austenita se destacam pela elevação íngreme do coeficiente de contração, cujo início está de acordo com o efeito esperado da composição química, Tabela 1, na faixa de transformação. Ressalta-se que as curvas de contração foram construídas para o intervalo entre 1100°C e 500°C , faixa de operação do medidor de espessura. No trecho acima da temperatura de austenitização até 1100°C , a curva dilatométrica foi extrapolada pela linha reta no campo austenítico.

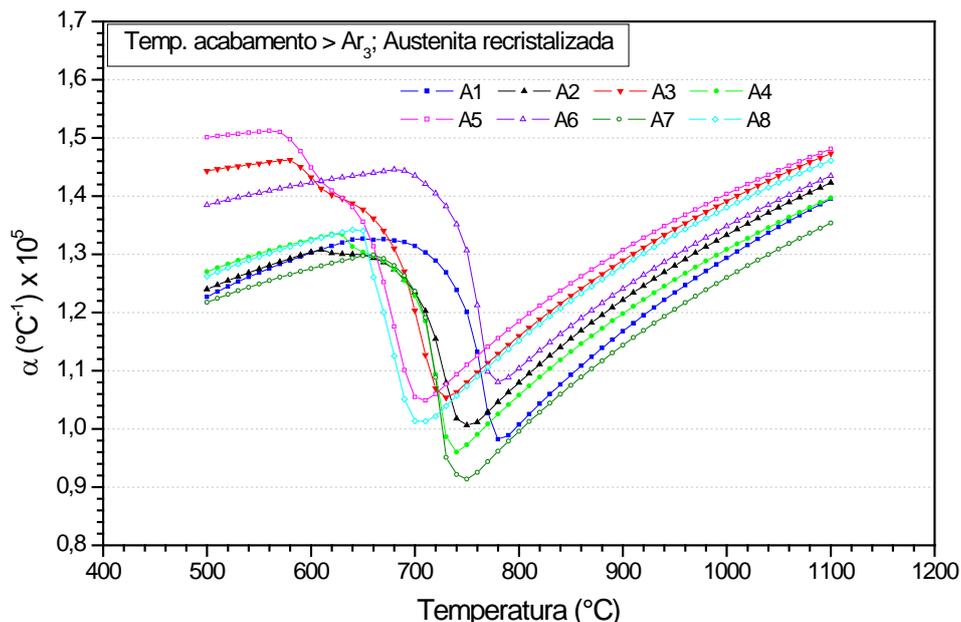


Figura 3. Curvas do coeficiente de contração térmica para os aços estudados para resfriamento em taxa constante a partir da austenita recristalizada.

Se considerar um mesmo grupo de aço, existem variações de temperatura de laminação e, portanto, de medição da espessura pelo equipamento, que são inerentes ao processo. Por exemplo, temperaturas mais altas de acabamento favorecem grão austenítico maior. Além disso, a taxa de resfriamento depende da espessura do laminado, embora variando numa faixa estreita, quando resfriada ao ar. Assim, foi realizada uma análise de sensibilidade do α_m em função das variáveis tamanho de grão austenítico, avaliado por variações de temperatura e de tempo de austenitização, e pela taxa de resfriamento da chapa. Por exemplo, na Figura 4 estão mostradas curvas de α_m obtidas para o aço A2, variando-se a temperatura de encharque e a taxa de resfriamento.

Para este aço, a influência desses parâmetros foi muito pequena, sendo mais acentuada abaixo do início de transformação. Na Tabela 3 é mostrado um extrato dos cálculos feitos da espessura a frio de uma chapa com espessura medida a quente de 30 mm, como exemplo. Se a medição a quente for entre 750°C e 600°C, a diferença de espessura a frio, indicada por Δ , não ultrapassa 16 μm , em relação à condição padrão, considerando o espectro de condições experimentais para este aço. Considerando todos os aços e condições avaliadas, a maior diferença na espessura a frio seria para o aço A1, 45 μm para uma chapa a quente de 30 mm, comparando-se a austenitização a 1100°C em relação a 900°C. Portanto, tais diferenças são pequenas e muito inferiores às tolerâncias mais rígidas de espessura de chapas grossas.

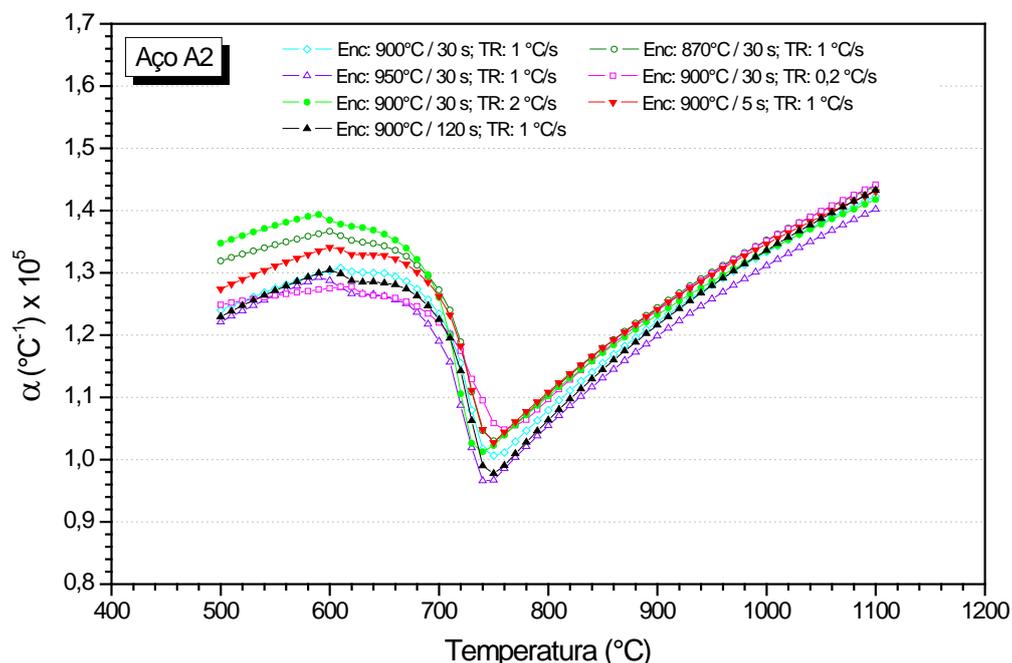


Figura 4. Curvas do coeficiente de contração térmica do aço A2, em função de diferentes condições de austenitização e resfriamento.

Tabela 3. Análise de sensibilidade do coeficiente de contração com as diferentes condições de austenitização e de resfriamento do aço A2. Espessura de chapa de 30 mm, medida na temperatura T entre 750°C e 600°C

T (°C)	Espessura frio (mm)							Variação (μm)					
	900°C	870°C	950°C	0,2 °C/s	2 °C/s	5 s	120 s	$\Delta_{870-900}$	$\Delta_{950-900}$	$\Delta_{0,2-1}$	Δ_{2-1}	Δ_{5-30}	Δ_{120-30}
750	29,78	29,78	29,79	29,77	29,78	29,78	29,79	-5,1	8,5	-11,2	-3,5	-4,5	6,3
740	29,78	29,78	29,79	29,77	29,78	29,78	29,79	-6,2	11,0	-16,5	1,1	-6,5	5,9
730	29,77	29,77	29,79	29,76	29,78	29,77	29,78	-6,1	12,8	-10,5	11,2	-6,6	3,6
720	29,76	29,75	29,78	29,76	29,77	29,76	29,76	-7,0	14,1	-4,0	10,3	-5,7	2,6
710	29,75	29,75	29,76	29,75	29,76	29,75	29,76	-7,7	9,3	0,2	0,8	-6,1	1,5
700	29,75	29,74	29,76	29,75	29,75	29,75	29,75	-7,6	8,9	2,9	-5,2	-5,6	1,9
690	29,75	29,74	29,76	29,76	29,74	29,75	29,75	-7,6	7,9	4,5	-7,9	-5,5	2,0
680	29,75	29,74	29,76	29,76	29,74	29,75	29,75	-7,4	7,3	5,5	-9,3	-5,2	2,2
670	29,75	29,75	29,76	29,76	29,74	29,75	29,76	-7,7	6,9	6,3	-10,2	-5,3	2,4
660	29,76	29,75	29,76	29,76	29,74	29,75	29,76	-8,0	7,0	6,5	-11,1	-5,4	2,4
650	29,76	29,75	29,77	29,77	29,75	29,75	29,76	-8,1	6,8	6,8	-11,7	-5,3	2,9
640	29,76	29,75	29,77	29,77	29,75	29,76	29,76	-8,5	6,3	6,7	-12,5	-5,3	2,7
630	29,77	29,76	29,77	29,77	29,75	29,76	29,77	-8,8	6,2	6,2	-13,0	-5,2	2,7
620	29,77	29,76	29,78	29,77	29,76	29,76	29,77	-8,8	6,3	4,4	-12,9	-4,8	2,5
610	29,77	29,76	29,78	29,78	29,76	29,77	29,77	-9,0	5,4	5,3	-12,2	-5,2	1,6
600	29,78	29,77	29,78	29,78	29,76	29,77	29,78	-10,7	2,8	4,9	-13,8	-6,4	-0,2

3.2 Contração térmica a partir da austenita deformada

A aplicação de deformação ao CP pode causar distorções na curva dilatométrica, dificultando e até inviabilizando a análise direta como feita para os ensaios sem deformação. Detalhes das análises realizadas nas curvas obtidas não são mostrados neste trabalho. Em suma, concluiu-se que a deformação da austenita antecipa o início da transformação em 40°C ~50°C. Este efeito é consistente com a literatura [5]. Para a obtenção das curvas de contração térmica dos aços considerando a deformação em baixa temperatura, próxima da Ar_3 , considerou-se que o efeito da deformação foi somente o de deslocar o intervalo de transformação de fases para temperaturas mais altas, sendo o deslocamento dado pela diferença, ($Ar_3 - Ar_{3_def}$) onde Ar_{3_def} é o valor de Ar_3 avaliado com a aplicação de deformação. Na Figura 5 é mostrado o resultado da translação da curva de coeficiente de contração devido à deformação para o aço A1.

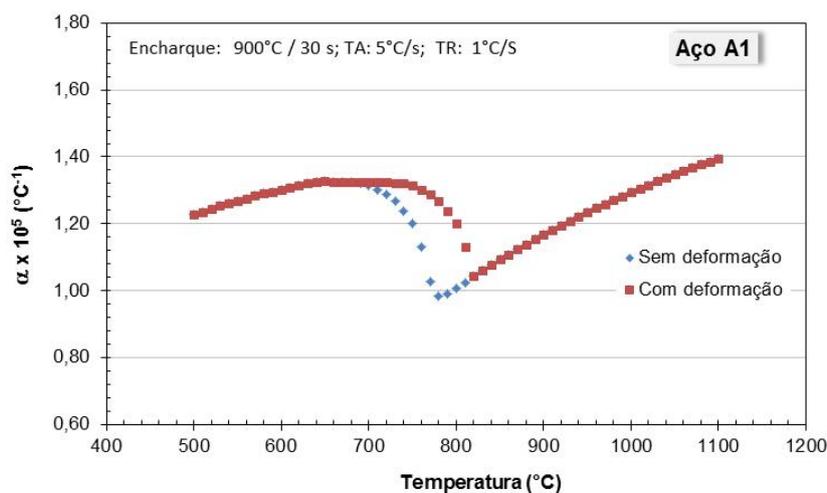


Figura 5. Efeito da deformação da austenita na curva do coeficiente de contração para o aço A1.

Na Figura 6 são mostradas as curvas obtidas para os cinco aços considerados. Três aços não foram analisados na condição de austenita deformada: aço A2, em virtude de possuir temperatura de acabamento acima da Ar_3 ; aço A5, devido à semelhança

com o A3; aço A8, por possuir Ar_3 muito baixa, em torno de 715°C , e, sendo um aço CMn, sua cinética de recristalização é muito rápida [6], não havendo interferência da deformação na transformação.

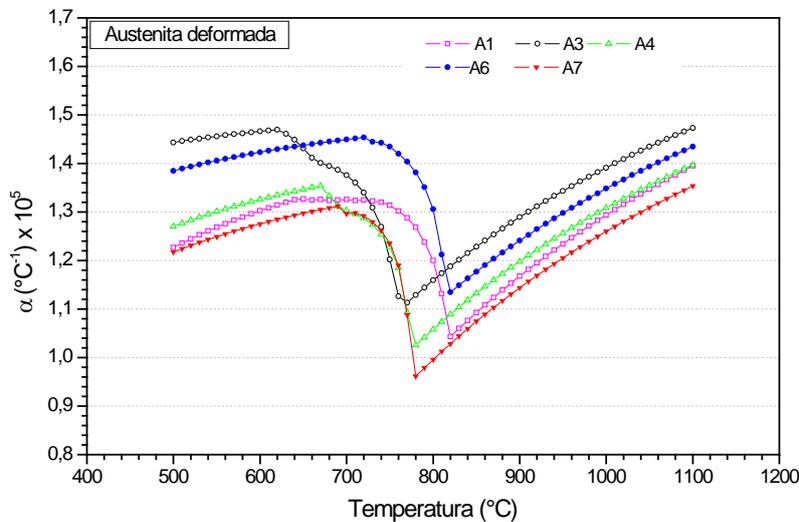


Figura 6. Curvas do coeficiente de contração térmica dos aços no resfriamento após aplicação de deformação na austenita.

3.3 Equações para previsão da Ar_3

Foram aplicadas as equações de cálculo da Ar_3 propostas por Miettinen [7], Ouchi [8], Santos [3] e Choo [9] às condições dos ensaios sem deformação dos aços. As equações de Miettinen e de Santos requerem o tamanho de grão austenítico como entrada. Após austenitização a 900°C , alguns CP foram resfriados rapidamente para formação de martensita e permitir a revelação do contorno de grão austenítico prévio com ataque por solução de ácido pícrico de uma seção transversal do CP. O tamanho de grão medido foi próximo de $15\ \mu\text{m}$. Para estimar o efeito da temperatura de austenitização dos demais ensaios, foi aplicada a equação (2), que é uma versão modificada da equação proposta por Suehiro [10].

$$d\gamma = \exp\{1,61\ln[K + \sqrt{K^2 + 1}] + 5\}; K = (T - 1373)/100 \quad (2)$$

$d\gamma$: tamanho de grão austenítico (μm);

T: temperatura(K).

Os valores calculados foram comparados aos medidos. Embora todas as equações tenham mostrado mesma tendência de comportamento, houve considerável dispersão dos valores calculados em relação aos medidos. Por exemplo, na Figura 7 é mostrado o gráfico comparativo dos valores previstos por Ouchi e por Miettinen, em relação aos medidos, como exemplo dessa dispersão. Em relação à equação de Ouchi, que é frequentemente usada, os resultados aqui mostrados não significam que ela não é adequada, pois o autor considerou somente aços ao Nb processados por laminação controlada com 60% de deformação abaixo da T_{nr} , enquanto que os valores aqui medidos são para transformação da austenita na condição recristalizada.

Nota-se que a equação de Miettinen tende a superestimar a Ar_3 medida de forma constante na faixa de temperatura estudada. Então, foi feito um simples ajuste por

regressão linear da equação original. As equações obtidas, dadas em (3) e (4), podem prever satisfatoriamente bem a Ar_3 durante o resfriamento de aços a partir da austenita recristalizada, conforme gráfico mostrado na Figura 8.

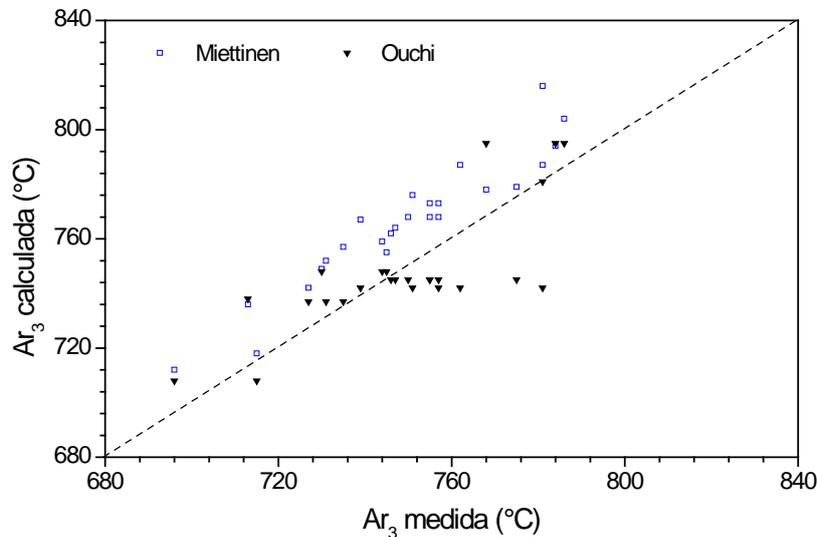


Figura 7. Comparação da Ar_3 medida com a calculada pelas equações de Ouchi e de Miettinen.

Para aços CMnSi:

$$Ar_3 = 910,66 - 596,12\%C + 78,59\%Si - 56,49\%Mn + 567,65(\%C)^2 - 216,33\%C\%Si + 31,92\%C\%Mn + 4,15A - 6,53(TR)^{0,5} - 5,00\ln(TR) \quad (3)$$

Para aços baixa liga:

$$Ar_3 = 914,65 - 536,55\%C + 88,68\%Si - 67,54\%Mn - 47,67\%Cr + 22,37\%Mo - 46,31\%Ni + 415,27(\%C)^2 - 185,09\%C\%Si - 3,74\%C\%Mn + 94,53\%C\%Cr - 71,42\%C\%Mo + 38,45\%C\%Ni + 2,49A - 5,31(TR)^{0,5} - 6,95\ln(TR) - 34,95 \quad (4)$$

$A = -2 \cdot \ln(20d\gamma/10000)/\ln(2)$ é o tamanho de grão austenítico ASTM, sendo $d\gamma$ o valor em μm .

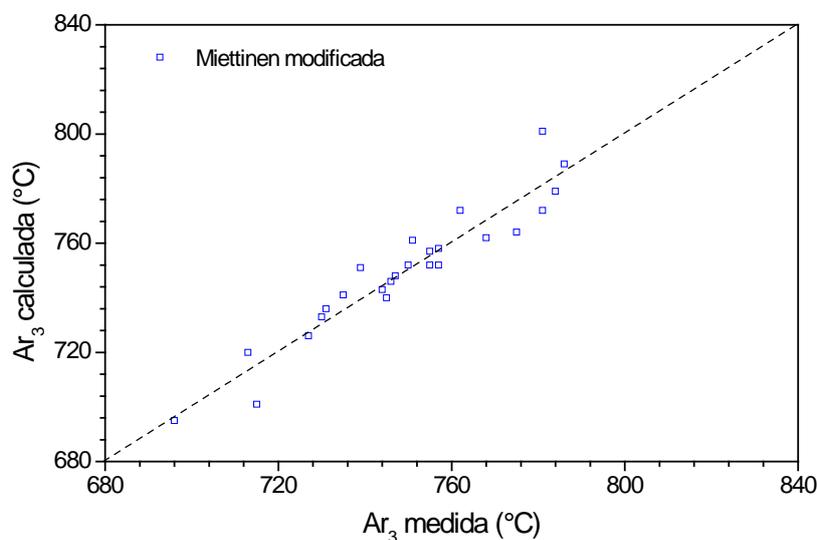


Figura 8. Comparação da Ar_3 medida com a calculada pelas equações propostas (3) e (4).

4 CONCLUSÃO

O coeficiente de contração térmica dos aços, além de depender de sua composição química, é muito sensível à faixa de temperatura de transformação da austenita no resfriamento, a qual depende do condicionamento termomecânico prévio e da taxa de resfriamento. Portanto, é fundamental aplicar condições experimentais nos ensaios de dilatométrica que permitam obter tal transformação em faixa de temperatura compatível com a que ocorre na chapa grossa durante a laminação e resfriamento.

Curvas do coeficiente de contração para oito aços representativos da produção de chapas grossas na Usiminas foram determinadas aplicando-se esses conceitos e, posteriormente, serão introduzidas no novo medidor de espessura do laminador.

As curvas foram determinadas para uma condição considerada padrão, em termos de condicionamento termomecânico da austenita e da taxa de resfriamento. A análise de sensibilidade do coeficiente de contração no caso de variação de tais condições, dentro dos limites de processo, mostrou que a espessura calculada a frio para uma medição a quente de 30 mm não variará mais que 45 μm . Isto contribuirá para a obtenção de chapas grossas na Usiminas com elevado acerto de espessura. Foi proposta uma equação para previsão da A_{r3} em chapas grossas dos aços estudados, resfriadas ao ar a partir da austenita recristalizada, baseada na equação original de Miettinen, com ótima aderência aos pontos experimentais.

REFERÊNCIAS

- 1 The British Iron and Steel Association. Physical constants of some commercial steels at elevated temperatures. London: Butterworths, 1953.
- 2 ASM Handbook, Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys. 1990, v. 1, ASM International.
- 3 Santos AA. 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.
- 4 Hawbolt EB, Chau B, Brimakombe JK. Kinetics of austenite-pearlite transformation in eutectoid carbon steel. Metal. and Mat. Trans. A.1983; September, v.14A: 1803-1815.
- 5 Nakata N, Militzer M. Microstructure evolution of a state-of-the-art Ti-Nb HSLA steel. In: 42nd MWSP CONF. PROC., ISS, 2000; v. XXXVIII: 813-824.
- 6 Santos AA, Melo TM, Alé RM. Mathematical modelling of austenite conditioning during hot strip rolling at Usiminas. In: Materials Science and Technology Conf., ISS/TMS, 2003, Chicago, p. 221-230.
- 7 Miettinen, J. Simple semiempirical model for prediction of austenite decomposition and related heat release during cooling of low alloyed steels. Ironmaking and Steelmaking. 1996; v.23(4): 346-356.
- 8 Ouchi, C, Sampei, T, Kozasu, I. The effect of hot rolling condition and chemical composition on the onset of temperature of γ - α transformation after hot rolling. Trans. ISIJ. 1982; v. 22: 214-222.
- 9 Choo, SD, Choo, WY. An integrated model for microstructural evolution and its application to the properties prediction of plate steels. In: 42nd MWSP CONF. ISS, 2000; v.38: 407-417.
- 10 Suehiro, M. Prediction of microstructural evolution and mechanical properties of hot rolled steels. In: ISIJ 173rd Conference, 2000. Tokyo.