

# INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO NA DUREZA DA REGIÃO DE CRESCIMENTO DE GRÃO DA ZTA SIMULADA NA MAQUINA GLEEBLE® DE UM AÇO HTP\*

*Filipe Henrique Andrade Silva<sup>1</sup>*

*Luiz Cláudio Cândido<sup>2</sup>*

*Thompson Ávila Junior dos Reis<sup>3</sup>*

*Ronaldo Antonio Neves Marques Barbosa<sup>4</sup>*

*Kenji Camey<sup>5</sup>*

*Margareth Spangler Andrade<sup>6</sup>*

## Resumo

O efeito do aporte térmico na dureza de juntas soldadas de um aço HTP alto teor de Nb e baixo Mn foi estudado. Os diferentes aportes térmicos aplicados tiveram como intenção simular condições distintas de severidade empregados na soldagem de chapas grossas com aplicação “sour service”. Para isso, foram reproduzidos diferentes ciclos térmicos em diferentes corpos de prova objetivando simular a região de crescimento de grãos da zona termicamente afetada (ZTA) por intermédio de um simulador termomecânico Gleeble®. Após as simulações foi executada análise em microscópios ótico e confocal e ensaio de microdureza Vickers para avaliar alterações microestruturais e influência destas na dureza do material. Os resultados mostraram que a estrutura bainítica obtida foi diferente nos três aportes, com surgimento de ferrita poligonal no maior aporte térmico; O maior valor de dureza medido se deu no menor aporte térmico, no entanto o valor está compreendido na faixa de dureza que classifica o material como tendo boa resistência por trincamento a frio. A dureza tende a diminuir à medida que se aumenta o aporte em virtude do maior tempo de resfriamento, conseqüentemente do surgimento de microconstituintes de dureza inferior.

**Palavras-chave:** Aços ARBL; Baixo Manganês; HTP; Gleeble®;

## EFFECT OF HEAT INPUT ON HARDNESS OF GRAIN COARSENING HEAT AFFECTED ZONE OF HTP STEEL

### Abstract

The effect of the heat input on the hardness of welded joints of HTP high Nb and low Mn steel was studied. Different thermal cycles were reproduced in different samples aiming to simulate the grain-coarsening heat affected zone (ZTA) by Gleeble® thermomechanical simulator. Optical and confocal microscopy analysis and a Vickers microhardness test were performed to evaluate microstructural evolution and their influence on hardness. The results showed that the bainitic structure was different in all of heat inputs, with the appearance of polygonal ferrite in the highest heat input; The greatest value of hardness measured was found on lowest thermal input, however the value is in the range which classifies the material with suitable strength by cold cracking. Hardness tends to decrease as the heat input increases due to the longer cooling time, and consequently presence of constituents of low hardness.

**Keywords:** HSLA; Low Manganese; HTP; Gleeble®.

<sup>1</sup> *Engenheiro Metalurgista, Mestrando em Engenharia de Materiais, REDEMAT, Ouro Preto, Minas Gerais Brasil.*

- <sup>2</sup> *Engenheiro Metalurgista, Doutor, Professor, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais/REDEMAT, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, Minas Gerais Brasil.*
- <sup>3</sup> *Engenheiro da Computação, Mestre em Engenharia de Materiais, Pesquisador em Tecnologia, Instituto Senai de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais, Senai MG, Belo Horizonte, Minas Gerais Brasil*
- <sup>4</sup> *Engenheiro Mecânico, Doutor, Consultor, CBMM, Belo Horizonte, Minas Gerais e Brasil.*
- <sup>5</sup> *Engenheiro Metalurgista, Doutor, cargo/função, setor/departamento, Gerdau estudo, Ouro Branco, Minas Gerais Brasil.*
- <sup>6</sup> *Bacharel em Física, Doutora, Professora, REDEMAT, Belo Horizonte, Minas Gerais Brasil*
- <sup>7</sup>

## 1 INTRODUÇÃO

A composição química confere aos aços uma microestrutura que está diretamente relacionada às propriedades dos aços que requerem desempenho adequado diante das mais diversas aplicações. O desenvolvimento de aços de Alta Resistência Mecânica e Baixa Liga - ARBL (*High Strength Low Alloy* - HSLA) é um exemplo de um produto siderúrgico projetado e aperfeiçoado por intermédio de estudos aprofundados em metalurgia física com intenção de obter boa combinação de alta resistência mecânica e alta tenacidade por de refino de grão, precipitação, solução sólida, etc. Processamentos termomecânicos como a laminação controlada, resfriamento acelerado são a base para a produção desses materiais e que juntamente com certas adições de elementos de liga-chaves estabelecem relações de propriedades mecânicas adequadas diante de aplicações em diferentes condições de temperatura e ambiente corrosivo (serviço ácido ou “*sour service*”) atendendo simultaneamente requisitos de soldabilidade e conformabilidade [1].

Em diversas aplicações o processo de soldagem é aplicado o que implica que esses materiais estarão expostos a alterações microestruturais localizadas que variam de acordo com condições e parâmetros de processo empregados. Essas condições promovem um crescimento de grão em certa região da zona termicamente afetada (adjacente à linha de fusão) que compromete a tenacidade da junta. A adição de elementos de microliga como Nb, Ti, V permite reduzir o carbono equivalente do aço, e ainda inibir o crescimento excessivo de grãos nessa região durante o procedimento de soldagem [2].

Aços microligados HTP (*High Temperature Process*) são ligas processadas em altas temperaturas de tratamento termomecânico com relativo alto teor de Nióbio (na faixa de 0,1% em massa). Esses aços, aliados ao conceito baixo Manganês (0,5%), são considerados de alto desempenho sob condições de ambiente ácido e baixa temperatura, pois apresentam dentre várias vantagens, maior controle de segregação central, evitando inclusões alongadas de MnS, (locais potenciais da nucleação de trincas por hidrogênio [3, 4]), estrutura homogênea e refinada, além do baixo carbono equivalente, importante no que diz respeito à soldabilidade.

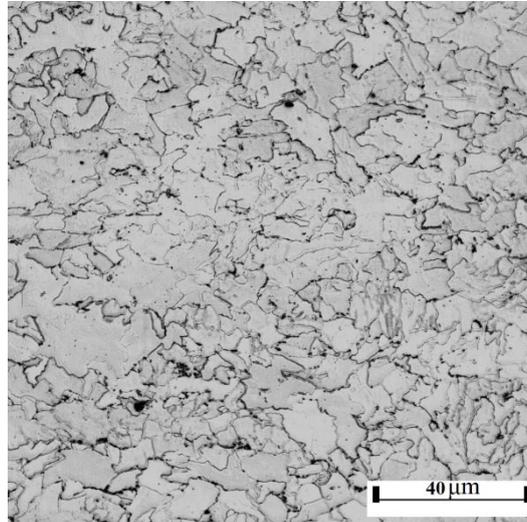
Em juntas soldadas reais, a confecção de entalhe para aferição de propriedades mecânicas como o ensaio de impacto ou CTOD (modo de abertura na ponta de uma trinca, em material com comportamento plástico), por exemplo, é dificultada e pode ser imprecisa em virtude da pequena extensão das regiões que compõem a ZTA. Nesse sentido, a simulação física na máquina Gleeble® se torna uma alternativa interessante, uma vez que permite por meio da escolha da temperatura de pico, obter a microestrutura simulada da região pretendida, em uma extensão consideravelmente maior no corpo de prova, que possibilita condições para análises metalográficas, ensaios mecânicos, dentre outras análises.

Neste contexto, esse trabalho visa (visou) estudar os efeitos de diferentes aportes térmicos de soldagem, via simulação física, em aços microligados HTP com aplicação em chapas grossas utilizadas em “*sour service*”, de maneira a investigar qual o impacto dessas variáveis na microestrutura e dureza de juntas soldadas, parâmetros de essenciais no projeto e seleção de materiais diante da aplicação que se destina.

## 2 DESENVOLVIMENTO

### 2.1 Materiais e Métodos

O material empregado nesse estudo foi um aço microligado com alto Nb e baixo Mn produzido via rota HTP (*High Temperature Process*) cuja composição química está apresentada na Tabela 1. A Figura 1 ilustra a microestrutura do metal base que consiste de ferrita quase-poligonal/acicular, e pequena quantidade de perlita.



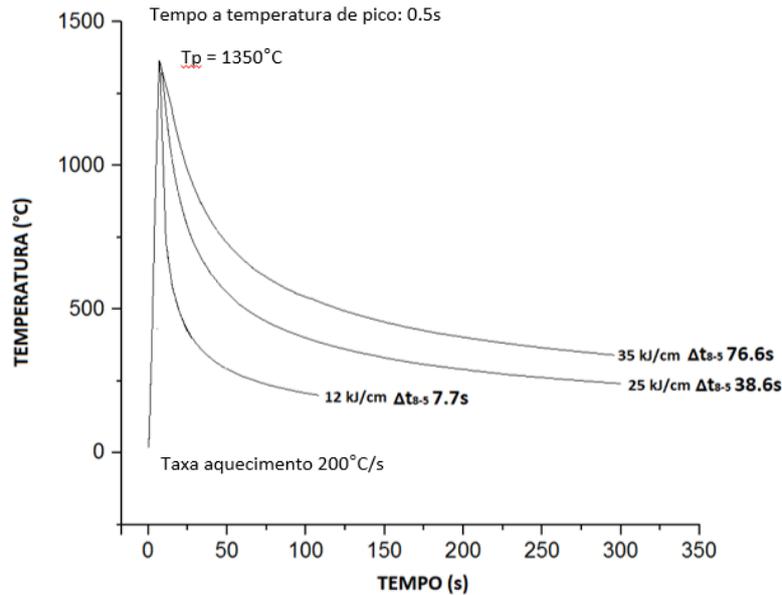
**Figura 1.** Microestrutura do metal base de um aço microligado HTP; reativo: Nital 2%.

**Tabela 1.** Composição química do aço HTP

C	Mn	Si	Nb	Al	N	Adições
0,04	0,54	0,21	0,09	0,03	0,005	Cu, Ni, Ti, Cr

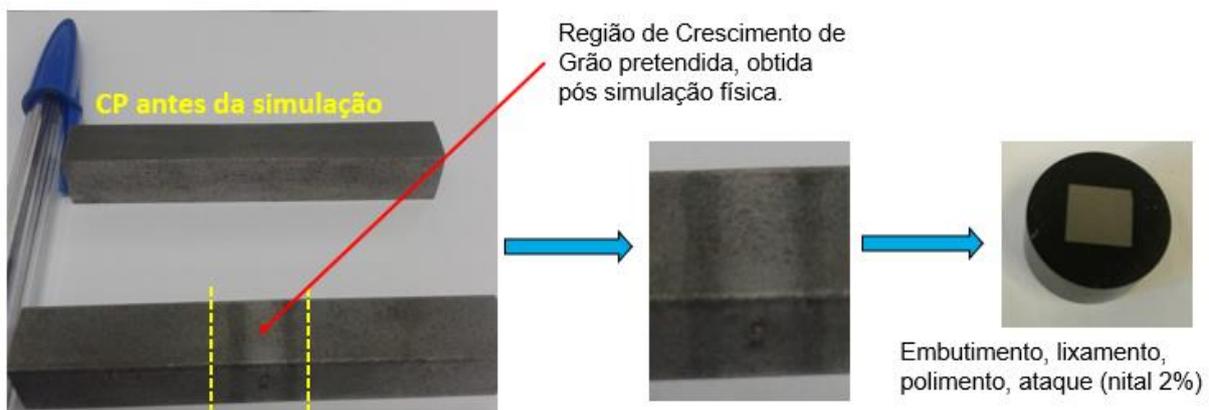
Valores em % massa.

Com intuito de avaliar a influência do aporte térmico na microestrutura da região de crescimento de grão da ZTA desse aço HTP, corpos de prova de dimensões (11x11x71)mm foram retirados de uma chapa de ½" (12,7mm) de espessura e submetidos a três diferentes ciclos térmicos em uma câmara de vácuo de um simulador termomecânico Gleeble® 3800. Os termopares empregados foram do tipo "K" e soldados no centro exato do comprimento de cada corpo de prova. A Figura 2 apresenta os gráficos obtidos do controle de temperatura da Gleeble®, para os 3 ciclos térmicos, na qual se destaca três processos: aquecimento até a temperatura de pico de 1350°C a uma taxa de 200°C/s com tempo de permanência de 0.5s (0,5s). Taxas de resfriamento são especificadas como o tempo de permanência entre 800 e 500°C ( $\Delta t_{8-5}$ ). Para esse estudo, foram selecionados valores de  $\Delta t_{8-5}$  de 7,7, 38,6 e 76,6s de tempos de resfriamento, o que correspondem a 12, 35 e 35kJ/cm, respectivamente. O modelo matemático utilizado foi o Rikalyn -2D [5-7].



**Figura 2.** Parâmetros de simulação física (máquina Gleeble®) e curvas temperatura *versus* tempo dos ciclos térmicos.

Processos de soldagem por arco submerso e arame tubular são geralmente empregados na indústria naval e de petróleo e gás. Os aportes térmicos escolhidos para este trabalho são correspondentes a esses dois processos, sendo o maior aporte de 35kJ/cm usualmente aplicados em processos de soldagem por arco submerso [5]. Os corpos de prova já com a região de crescimento de grão simulada foram cortados na região adjacente à atingida pelo ciclo térmico, conforme a Figura 3 e preparados para análise metalográfica, a fim de verificar os efeitos dos ciclos térmicos na microestrutura. As amostras foram preparadas de acordo com os procedimentos padronizados de metalografia e atacados quimicamente com Nital 2% para revelar a microestrutura.



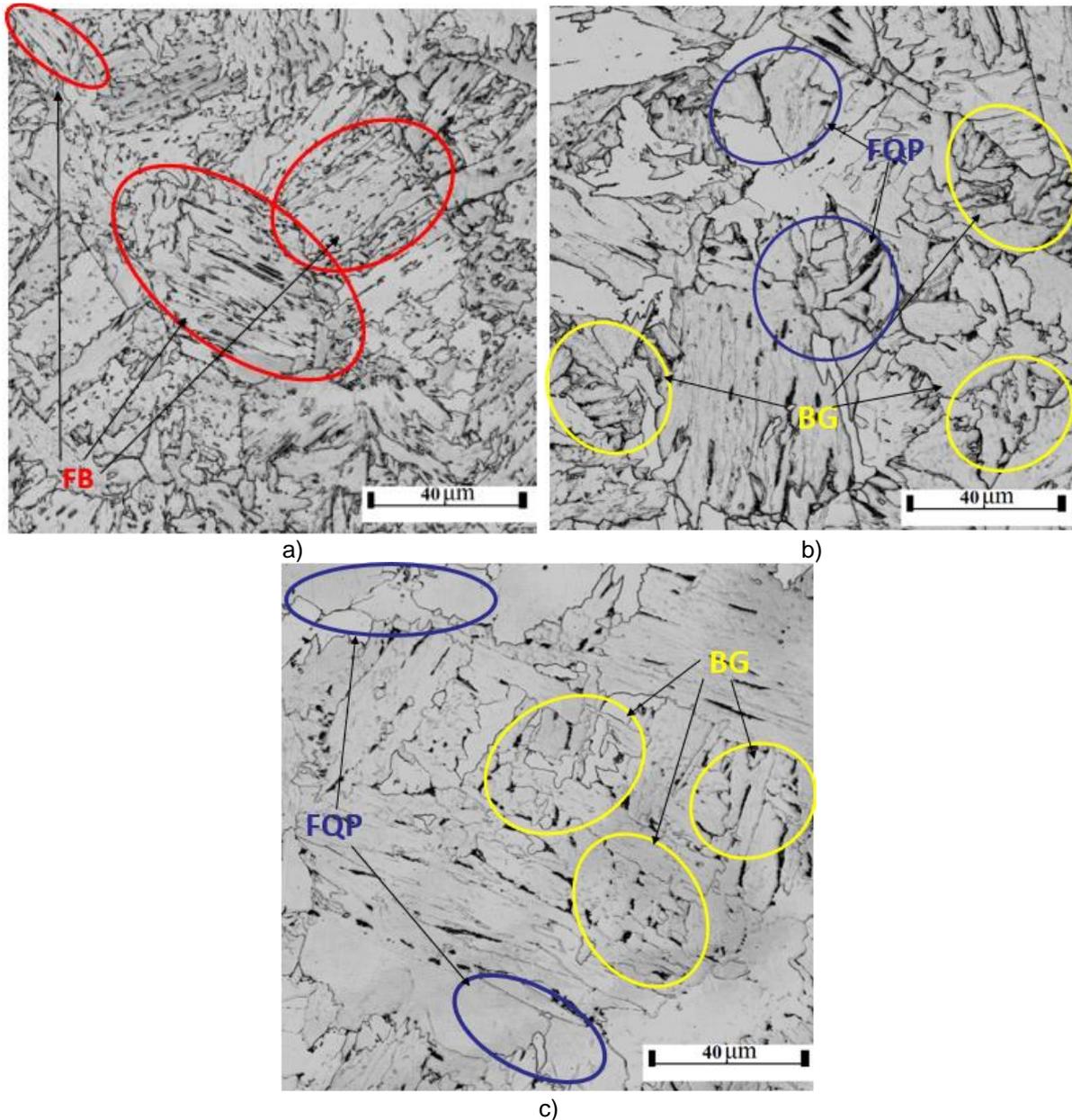
**Figura 3.** Corpos de prova antes e depois da simulação física na Gleeble®; pontilhado amarelo indica a posição dos cortes para preparação metalográfica; aço microligado HTP.

Foi medida microdureza Vickers das amostras em um microdurômetro FM 700 – *Future Tech* utilizando carga de 300gf e tempo de ensaio de 15s. Cinco medidas foram feitas na região do metal base e na região de crescimento de grão simulada de cada aporte. Calculou-se a média e o desvio padrão para cada amostra.

Posteriormente as amostras foram preparadas, polidas novamente, dessa vez, atacadas com reagente Klemm I com intuito de verificar e confirmar a presença de constituintes M-A [8].

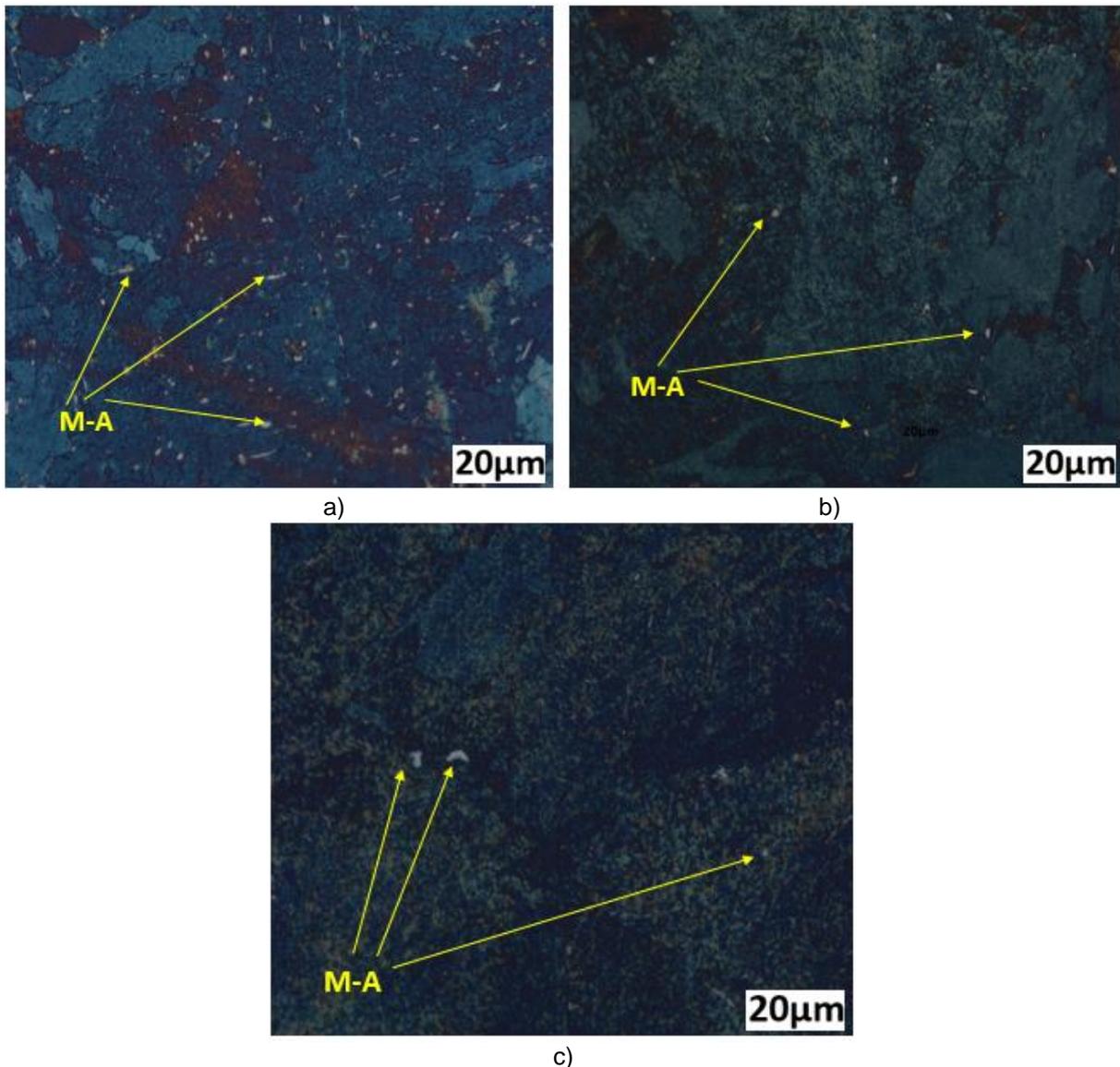
## 2.2 Resultados e Discussão

A Figura 4 ilustra as microestruturas das zonas de crescimento de grãos simuladas obtidas a partir dos ciclos térmicos aplicados. A microestrutura inicial do metal base se transformou e obtiveram-se microestruturas bainíticas diferentes conforme o aporte térmico é alterado.



**Figura 4.** Microestrutura da região de crescimento de grão da ZTA simulada: a) 12kJ/cm; b) 25kJ/cm; c) 35kJ/cm; FB – Ferrita Bainítica; BG – Bainita granular; FQP – Ferrita quase-poligonal; aço microligado HTP; ataque: Nital 2%.

A microestrutura do aço submetido ao aporte térmico menor (12kJ/cm), é constituída por ferrita bainítica, bainita granular e uma fração de constituinte M-A (martensita e austenita retida). Nos aportes térmicos de 25 e 35 kJ/cm, tem-se a presença de bainita granular, ferrita poligonal e também pequena fração de M-A. O Ataque com o reativo Klemm I revela presença do constituinte M-A deixando-o a coloração branca, e a matriz azul [8]. A Figura 5 apresenta as imagens feita em microscópio ótico desse ataque químico colorante. Observa-se a presença de M-A em maior quantidade no aporte térmico de 12 kJ/cm e a quantidade destes visivelmente diminui a medida que se aumenta o aporte térmico.

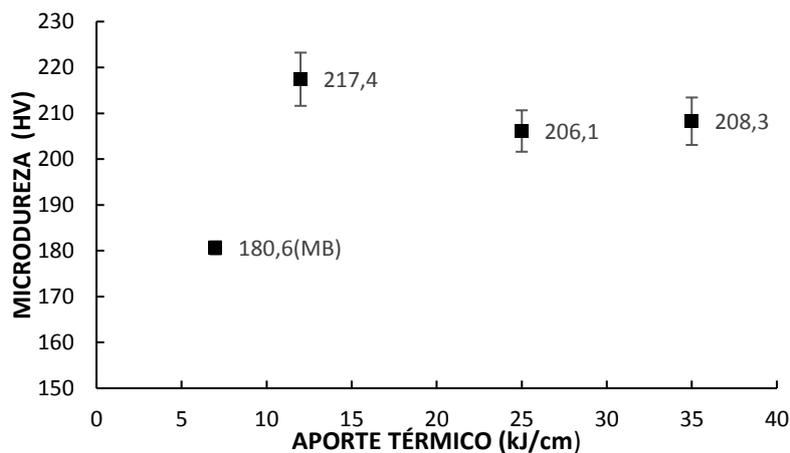


**Figura 5.** Região de crescimento de grão da ZTA. Reativo Klemm I: a) 12kJ/cm; b)25kJ/cm; c)35kJ/cm. Setas amarelas apontam para os Constituinte M-A (Martensita-Austenita).

Krauss et al. [9] reportam que a região austenítica de um aço microligado pode se decompor em diferentes estruturas, a saber: ferrita poligonal, ferrita quase poligonal, ferrita de Widmanstätten, bainita granular, ferrita bainítica, martensita, estruturas essas obtidas da menor para maior taxa de resfriamento. A ferrita bainítica é composta por partículas de constituinte M-A em meio a grupos de ripas de ferrita paralelas. A bainita granular possui mecanismo de formação semelhante ao da ferrita bainítica,

porém a morfologia é distinta, pois a taxa de resfriamento na qual se tem a transformação é um pouco inferior. A morfologia difere na distribuição mais equiaxial e granular da ferrita e dos constituintes M-A.

O gráfico da Figura 6 apresenta valores de microdureza (Vickers) em função do aporte térmico. É também apresentado(a) no gráfico, com fins de comparação a dureza do metal base, antes de passar pela simulação física. Nota-se que os valores de dureza na região de crescimento de grão variam entre 206 e 217HV, em todos os casos, superiores ao metal base. Os valores de dureza no maior aporte térmico é 10HV superior aos demais aportes, sendo que os dois menores aportes (25 e 35 kJ/cm) são bastante próximos.



**Figura 6.** Valores de microdureza Vickers; aço microligado HTP; metal base (MB); demais valores após simulações na máquina Gleeble®.

Obtiveram-se microestruturas diferentes em cada um dos três aportes. As microestruturas são semelhantes às obtidas nos trabalhos de Zhu *et al.*[5] e Barbaro *et al.*[6, 7] que também estudaram aços HTP com alto teor de Nb quanto a constituintes bainíticos diferentes entre si à medida que se varia o aporte.

Zhu *et al.* [5] apontam que valores de dureza de ZTA inferiores a 350HV contribuem significativamente para aumento de resistência ao trincamento a frio, o que mostra que o material empregado nesse estudo nas condições impostas de ciclos térmicos se comporta de maneira desejável.

A microdureza da região simulada teve um aumento em relação ao metal base, antes da simulação, indicando que a aplicação da energia de soldagem teve influência em propriedades mecânicas. A tendência apresentada pelos valores, diminuição ao aporte intermediário, e aumento no maior aporte é condizente com o trabalho de Zhu *et al.* [5]. Porém os valores aqui obtidos para o aporte de 12 kJ/cm é cerca de 20HV menor o que pode estar relacionado a uma menor fração de constituinte M-A em virtude do menor teor de Mn. A variação nos valores de dureza medidos pode ser atribuída às mudanças dos microconstituintes, observadas nas micrografias obtidas. A depender da taxa de resfriamento, tem-se diferenças na formação da estrutura bainítica, logo é possível que propriedades mecânicas sejam alteradas. Zhu *et al.* [5] reportam que em aportes térmicos mais baixos (no presente caso menor que 25 kJ/cm) não há tempo suficiente para difusão de carbono deixando uma austenita supersaturada e que em sua decomposição uma bainita com alto teor de carbono e alta densidade de “defeitos” (descontinuidades) pontuais. E ainda, à medida que se

umenta o aporte térmico, a taxa de resfriamento diminui, o que implica em mais tempo para difusão de carbono, e conseqüentemente menor geração de defeitos (descontinuidades) no produto da reação bainítica, menor dureza (aporte intermediário, 25kJ/cm). Em aportes maiores que 25kJ/cm em função do maior tempo de resfriamento, o produto da decomposição da austenita muda, conforme observado nas micrografias, com maior fração de bainita granular e ferrita poligonal. Ao surgimento da mistura dessas duas fases atribui-se a uma diminuição na dureza, em relação aos valores obtidos no aporte térmico mais baixo, de 12 kJ/cm.

### 3 CONCLUSÕES

- À medida que se aumenta o aporte térmico, a partir da simulação pela máquina Gleeble®, há alteração dos microconstituintes presentes na região de crescimento de grão da ZTA, com a presença de ferrita bainítica e bainita granular no aporte térmico mais baixo, passando a ferrita poligonal e bainita granular no aporte térmico mais elevado;
- Valores de dureza tendem a diminuir à medida que se eleva o aporte térmico na junta simulada;
- Mesmo o valor mais alto de dureza medido na ZTA do material, (no aporte térmico mais baixo) está bem abaixo do valor limite de acordo com a literatura, o que classifica o material como tendo boa resistência ao trincamento a frio;

### Agradecimentos

Os autores agradecem às Empresas CBMM e Gerdau pelo fornecimento do material, ao Instituto de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais – SENAI/FIEMG por fornecer equipamentos e toda infraestrutura necessária nesse estudo; à REDEMAT e a FAPEMIG pela bolsa de estudo e participação neste evento.

### REFERÊNCIAS

- 1 Davis JR. Alloying, understanding the basics. ASM International. Materials Park. 2001; 44073–0002.
- 2 Gorni AA, Reis JSS, Silveira, JHD. Um Panorama do Desenvolvimento Recente de Chapas Grossas e Suas Aplicações. Revista Corte e Conformação de Metais. 2006; volume(número): página inicial e final do artigo.
- 3 Gray JM. Low manganese sour service linepipe steel. Proceedings of the Microalloyed Steels for Sour Service International Seminar. 2012; 20-22 p. 165.
- 4 Nayak SS, Misra RDK, Hartmann J, Siciliano F, Gray JM. Microstructure and properties of low manganese and niobium containing HIC pipeline steel. Materials Science and Engineering A. 2008; 494: 456-463.
- 5 Zhu Z, Han J, Li H. Influence of heat input on microstructure and toughness properties in simulated CGHAZ of x80 steel manufactured using High-Temperature-Process. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International. 2015.
- 6 Barbaro F, Zhu Z, Kuzmikova L, Li H, Gray MJ. Steel Alloy Designs For Control Of Weld Heat Affected Zone Properties. Fundamentals and Applications of Mo And Nb Alloying in High Performance Steels. 2015; CBMM, IMO A.
- 7 Barbaro F, Zhu Z, Kuzmikova L, Li H, Hian H. Weld HAZ Properties In Modern High Strength Nb Pipeline Steels. Microalloying & Offshore Engineering Steels. 2016.

- 8 Ribeiro ACN, Henein H, Ivey DG, Brandi SD. Evaluation of AH36 microalloyed steel welded joint by submerged arc welding process with one and two wires. Materials Research. 2016; vol19 (n01). 143-152p.
- 9 Krauss G, Thompson SW. Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow-carbon Steels. ISIJ International. 1995;35(8).