

Avaliação da Aplicação de um Atlas de Soldagem de um Aço Bainítico Microligado ao Nióbio

Thiago de Souza Amaral¹, Marcelo Carboneri Carboni², Américo Scotti^{3,4}

¹ CBMM, Araxá, MG, Brasil.

² CBMM, São Paulo, SP, Brasil.

³ Universidade Federal de Uberlândia – UFU, Uberlândia, MG, Brasil.

⁴ University West, Trollhättan, Suécia.

Recebido: 17 Abr., 2017

Aceito: 28 Jun., 2017

E-mails: thiago.amaral@cbmm.com.br
(TSA), marcelo.carboni@cbmm.com.br
(MCC), americo.scotti@hv.se, ascotti@
ufu.br (AS)

Resumo: Os aços de alta resistência microligados ao nióbio têm mostrado ser uma boa opção para fabricação de perfis estruturais, utilizando os conceitos já desenvolvidos para a indústria de gás e óleo. Entretanto, a definição das reais necessidades em termos de soldagem desta família de aços não está bem descrita nas normas de soldagem mais utilizadas pelo setor. Este trabalho demonstra a construção e avaliação de um Atlas de Soldagem produzido através de simulações físicas (Gleeble e dilatométrica) e ensaios mecânicos de amostras simuladas. O objetivo é que o atlas de soldagem seja uma ferramenta orientativa para melhor definição das faixas de parâmetros para soldagem desta classe de material. A metodologia proposta foi aplicada a um aço ARBL bainítico da classe 65 ksi. Foi possível determinar com mais segurança a faixa de energia de soldagem recomendada, inclusive quanto à necessidade ou não do uso de pré-aquecimento, e evidenciar que as simulações são comparáveis a soldas reais. Esta abordagem mostrou trazer benefícios, como redução de custos com processo de pré-aquecimento desnecessário.

Palavras-chave: Aço ARBL; Nióbio; Simulação térmica; Soldagem; Otimização de processo.

Application Assessment of a Welding Atlas of a Niobium Microalloyed Bainitic Steel

Abstract: Niobium microalloyed steels have shown to be an excellent solution for fabrication of structural beams, employing concepts already developed for the oil and gas industry. However, the definition of the actual welding related needs of this family of bainite steels is not well described in the welding standards mostly used in the structural construction sector. This paper demonstrates the construction and assessment of a Welding Atlas, built from using physical simulations (Gleeble and dilatometry) and mechanical tests of the simulated specimens. The objective is to have the Atlas as a guiding tool to improve the parametrization for welding this class of steels. The proposal methodology was applied to a HSLA bainitic steel class 65 ksi. It was possible to determine with more accuracy the recommended energy range of the weld, including the need or not of preheating, and show that they were comparable with actual welds. The methodology shows benefits including a safer parametrization and cost savings resulting from unnecessary preheating elimination.

Key-words: HSLA steel; Niobium; Thermal simulation; Welding; Process optimization.

1. Introdução

Uma nova geração de aços estruturais de alta resistência e baixa liga (ARBL) e aços para tubulações produzidos por conformação termomecânica (TMCP) já estão disponíveis [1,2]. Esses aços, que foram inicialmente desenvolvidos para atender as necessidades das indústrias de petróleo e gás, apresentam aumento de aplicação em outras estruturas. Eles são caracterizados por apresentar alta resistência à tração e tenacidade, conjuntamente com baixo carbono equivalente. Assim, custos de construção podem ficar mais em conta, pois menores espessuras são requeridas no projeto (menores custos com o transporte e montagem e menos tempo e volume de soldagem). Devido ao baixo carbono equivalente, essa nova geração de aços demandaria, a princípio, requisitos nulos ou menores em termos de temperatura de pré-aquecimento e interpasse durante a soldagem, além de melhorar sua conformabilidade, estando em linha com a tendência de redução de custos.



Assim, para o aproveitamento completo dos benefícios associados à utilização de aços de nova geração, é necessário desenvolver procedimentos de soldagem adequados e que garantam que todas as regiões das juntas (metal de base, zona afetada pelo calor, zona fundida) atendam às propriedades requeridas e estejam livres de defeito. As normas atuais de soldagem, como por exemplo a norma AWS D1.1, mantêm em suas tabelas de pré-qualificação procedimentos de soldagem (EPS) relacionados a aços com rota de processamento antigos, como, por exemplo, para o aço ASTM A572 Grau 65, com carbono máximo de 0,26% (chapas com espessura menores do que 13 mm) e 0,23% (chapas entre 13 e 32 mm de espessura).

O processo convencional de elaboração de uma Especificação de Procedimento de Soldagem (EPS), por outro lado, é quase um processo de tentativa e erro, pois, baseado nas melhores práticas e orientações de normas, é realizado a soldagem de placas de testes, das quais são retiradas amostras para ensaios mecânicos. O resultado é apenas avaliado como aprovado ou não, para uma faixa muitas vezes bastante extensa de parâmetros. Não há garantias, desta forma, de que as propriedades da junta sejam as mais robustas e estáveis em termos de características metalúrgicas e menos ainda em termos econômicos. Alguns softwares como o NIPPON STEEL Weldability Calculation [3] podem ser utilizados para este fim, baseando-se principalmente na composição química da liga e velocidade de resfriamento. Porém, como demonstrado por Scotti et al. [4], o uso de um rendimento térmico em modelos de fluxo de calor, como feito no citado software, leva a resultados de velocidade de resfriamento com grande divergência, uma vez que não há ainda uma técnica preditiva de rendimento térmico com grande precisão e robustez.

Lan et al. [5] citam que o excelente balanço entre resistência à tração e tenacidade obtidos com os aços de laminação controlada podem ser afetados pelos ciclos térmicos de soldagem, que se caracterizam por rápido aquecimento, alto pico de temperatura e resfriamento descontrolado. A variação de microestrutura na zona afetada pelo calor (ZAC) pode produzir regiões (subzonas) com baixa tenacidade local, como, por exemplo, nas regiões de grãos grosseiros e intercrista. Ainda segundo Lan et al. [5], as propriedades destas regiões tem se deteriorado mais nitidamente com a aplicação de procedimentos de soldagem com elevada energia imposta em aços bainíticos convencionais de alta resistência. Além disto, a ZAC desenvolvida por um processo de soldagem, como descrito por Adonyi [6], apresenta uma mistura complexa de microestruturas em um volume muito pequeno, gerando dificuldades na interpretação das propriedades resultantes de diferentes microestruturas em cada região da ZAC e a correlação delas com o desempenho real da junta soldada como um todo. Assim, o uso de simulações físicas (submissão de uma amostra do material a ser soldagem a ciclos térmicos similares ao de soldagens reais) é uma alternativa, por recriar e possibilitar o estudo das distintas regiões da ZAC com tamanho desejado.

Uma solução proposta pela equipe do Laprosolda (Centro para Pesquisa e Desenvolvimento de Processos de Soldagem da Universidade Federal de Uberlândia) foi se prever, a partir de resultados reais advindos de simulações físicas e expressos em Atlas de Soldagem (como a ser definido adiante), as propriedades de cada região da ZAC de um dado aço, como forma de facilitar e tornar mais robusta a elaboração de EPS. Desta forma, o objetivo deste trabalho é estabelecer uma metodologia de criação de Atlas de Soldagem, usando como estudo de caso um aço bainítico microligado ao nióbio da classe 65 ksi (aço Sincron da USIMINAS) aplicado na construção de uma estrutura metálica recém-construída. A partir de um Atlas de Soldagem, é possível comparar micrografias de soldas reais obtidas em estudo de pré-qualificação da EPS com microestruturas e respectivas propriedades mecânicas constantes no Atlas. Como cada microestrutura do Atlas é obtida para o dado aço sob controle dos ciclos térmicos, varrendo-se toda a faixa típica de velocidades de resfriamento em soldagem, acredita-se ser possível, assim, por comparação, prever a resistência à tração, tenacidade e dureza na zona de região de grãos grosseiros das regiões desejadas da solda real, sem a necessidade de estimar o ciclo térmico reais (ação limitada pelas imprecisões dos cálculos). Caso não sejam adequadas, mudanças na parametrização da soldagem real, independentemente do processo e parâmetros de soldagem, podem ser implementadas ainda antes do processo de Qualificação da EPS, até que resultem em microestruturas com conformidade. A estimativa da adequação e otimização de procedimentos de soldagem passa a ser uma potencial realidade com ganhos técnicos e econômicos.

1.1. Influência da composição na soldabilidade dos aços modernos

Um dos principais aspectos da soldabilidade de um aço estrutural é a caracterização metalúrgica (microestrutura e tamanho de grão) da região de grãos grosseiros (GG) da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) após soldagem. Segundo Scotti et al. [7], a temperabilidade de uma ZAC GG é intrinsecamente dependente da composição do aço

(em geral, quanto mais elementos de liga, mais dura e frágil é esta região do aço) e granulometria da microestrutura. A tenacidade da ZAC, ainda segundo esses autores, é dependente da temperabilidade e formação de precipitados e micro-fases. E que o resultado desta complexa intercorrelação é governada pelo ciclo térmico imposto pelo processo de soldagem na ZAC GG. Barbaro et al. [8] citam que o controle das propriedades da ZAC pode ser realizado através do controle químico da composição do aço; uma relação estequiométrica entre titânio e nitrogênio (Ti/N) provê uma boa homogeneidade e uma grande quantidade de precipitados de nitretos de titânio (TiN) de pequena dimensão, condição ótima para o efeito de “pinning” que evita o crescimento do grão austenítico. Esses autores citam ainda sobre o papel do nióbio como elemento de liga, a saber:

- Refinamento de grão;
- Redução da temperatura de transformação austenita-ferrita;
- Endurecimento por precipitação;
- Retardamento da recristalização da austenita.

Barbaro et al. [8] citam também que nos aços microligados ao nióbio e titânio existem precipitados complexos de (Ti,Nb)(C,N), alguns com núcleos ricos em titânio e camadas externas ricas em nióbio e outros como precipitados isolados. Mesmo sendo conhecido que os precipitados de nióbio nesses aços dissolvem-se a temperaturas mais baixas do que os TiN, percebe-se um melhor controle do crescimento dos grãos austeníticos à 1350 °C nos aços com alto teor de Nb. Os mecanismos para tal podem estar relacionados, mas não limitado, a:

- Efeito de dragagem do Nb em solução sólida, provindo da dissolução de NbC e NbCN;
- Existência de camadas ricas de Nb em torno de TiN, evitando o crescimento dos precipitados de titânio;
- Segregação de Nb nos contornos dos grãos austeníticos e/ou redução de energia no contorno, o que pode retardar o crescimento do grão.

Ainda, na descrição de Barbaro et al. [8], o molibdênio também tem efeitos benéficos, mas que ainda não foram completamente mensurados ou estudados. Porém, Stalheim e Muralidharan [9] demonstram por simulação de diferentes curvas para levantamento de diagramas de resfriamento contínuo (CCT – Continuous Cooling Transformation) que os diferentes elementos afetam as transformações de fase de maneira diferente nos aços para tubulações de petróleo e gás. Como exemplo, um aumento do teor de carbono move o campo ferrítico, perlítico e bainítico para a direita (aumentando o tempo necessário para a transformação) permitindo a formação da fase martensítica. Já a adição de elementos como molibdênio, níquel e nióbio reduzem a cinética de formação da ferrita e perlita permitindo desta forma uma maior formação de bainita. Cada elemento afeta o diagrama CCT diferentemente, seja na natureza ou na magnitude.

1.2. Simulações térmicas

Stalheim e Muralidharan [9] citam que as propriedades mecânicas de um aço são função das frações volumétricas das fases na microestrutura e sua respectiva morfologia e que curvas CCT têm sido utilizadas como forma de selecionar composições e rotas de processo apropriadas, de forma a obter uma microestrutura específica desejável de maneira também efetiva em custos. Normalmente, os diagramas CCT são desenvolvidos em condições laboratoriais, requerendo um extenso tempo e esforço técnico. Uma das formas mais simples de obter esses diagramas de forma experimental é através de simulações físicas (conhecidas também como simulações térmicas), nas quais pequenas amostras são submetidas a ciclos térmicos similares aos experimentados pelo material. Normalmente os diagramas CCT são levantados usando-se dilatométrica. O mesmo se aplica, por exemplo, no estudo do efeito da soldagem sobre as propriedades dos aços.

Scotti et al. [7] mostram que simulações físicas têm sido amplamente utilizadas para a avaliação da ZAC de aços, mas que parâmetros chaves vêm sendo adotados de forma independente e desiguais, pela falta de literatura comparativa ou por resultados disponibilizados pelos autores de forma incompleta. Outra diferenciação é devido a limitações dos equipamentos. Inconsistências na terminologia dos microconstituintes foram também apontadas. Eles concluíram, entretanto, que as microestruturas não foram significativamente diferentes entre as abordagens de simulações usadas, apesar de diferenças terem sido encontradas nas temperaturas de transformação determinadas e nas microdurezas medidas. Dispersão de resultados mostram que mais estudos devem ser feitos visando

umentar a acurácia da técnica. Adonyi [6] ressalta ainda que uma questão fundamental em simulações físicas é a correlação entre as microestruturas e propriedades simuladas com os resultados reais, sendo responsável por cerca de 70 a 80% do tempo consumido nestes projetos. Porém, uma vez encontrada esta correlação, o processo se torna confiável, fácil de usar, com boa repetitividade e eficiente em termos de custo. A tentativa de aplicação direta de uma curva CCT ao processo de soldagem precisa ser cautelosa e comparada com soldas reais.

Os tempos de cada etapa do ciclo para simulação são também de grande importância, Alexandrov e Lippold [10] apontam que mais longos tempos no campo de austenitização levam a grãos maiores, menores temperaturas de transformação e, conseqüentemente, maior quantidade de produtos de baixa transformação resultados da decomposição da austenita, e maiores durezas nas amostras simuladas do que em soldas reais.

2. Materiais e Métodos

2.1. Caracterização do aço usado no estudo de caso

O aço Sincron (nome comercial) trata-se de um aço ARBL (alta resistência baixa liga) produzido pela USIMINAS pela técnica TMCP (Thermo-Mechanically Controlled Processed), com estrutura basicamente composta de bainita (majoritariamente), perlita fina e ferrita poligonal (Figura 1). Esse aço bainítico tem como base o uso otimizado de microligantes, uma rota termomecânica durante a laminação e um resfriamento rápido após último passe. A obtenção de uma microestrutura bainítica refinada garante as boas propriedades mecânicas. As suas características químicas e mecânicas estão descritas nas Tabelas 1 e 2.

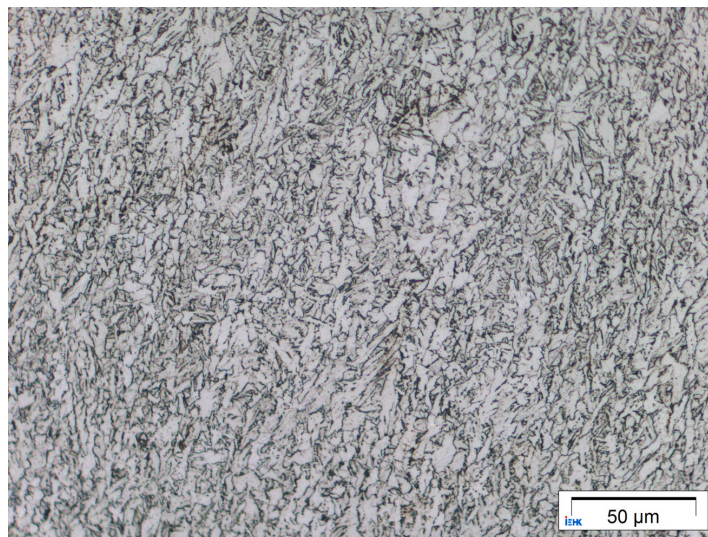


Figura 1. Microestrutura do aço Sincron usado neste trabalho (ataque com Nital 4%).

Tabela 1. Composição química de certificado do aço Sincron (% em peso) utilizado neste trabalho.

C	Si	Mn	P	S	Nb	Cu	N	Ti	Ceq
0,09	0,25	1,50	0,014	0,002	0,030	0,143	0,004	0,013	0,35

Ceq=carbono equivalente segundo equação do IIW.

Tabela 2. Propriedades mecânicas de certificado do aço Sincron utilizado neste trabalho.

LE (MPa)	LR (MPa)	ϵ (%)	CV à -50 °C (J)
503	615	22	215

LE=Limite de escoamento; LR=Limite de Ruptura; ϵ =alongamento; CV=Energia absorvida em Charpy V.

2.2. Simulação física da ZAC

Neste trabalho diferentes ciclos térmicos foram impostos sobre amostras do aço Sincon, para simular os efeitos térmicos sobre o aço causados por soldagem. Para tal, foram utilizados um dilatômetro de altas taxas de resfriamento (DIL805A/D, da TA Instruments) e um simulador termomecânico (Gleeble 3500, da Dynamic Systems Inc.). Foi utilizada a simulação em dilatômetro para maior precisão e faixa de simulação. O uso do Gleeble (que também se utiliza do princípio de dilatometria) se deveu à necessidade de se correlacionar as microestruturas dos ciclos térmicos com características mecânicas do aço (tenacidade e resistência a tração, por exemplo), o que não é possível na simulação por dilatômetro, devido às reduzidas dimensões das amostras possíveis de serem ensaiadas. A Tabela 3 apresenta os parâmetros principais que caracterizam os ciclos térmicos utilizados. Os ciclos foram escolhidos de forma a caracterizar a região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor (ZAC GG) de uma solda de passe único. Após as simulações com dilatometria sob diferentes ciclos térmicos impostos, as amostras foram caracterizadas quanto à microestrutura e dureza, enquanto as simuladas na Gleeble tiveram caracterizadas adicionalmente a tenacidade (temperatura de transição dúctil-frágil a 27 J, determinada em ensaio charpy V) e resistência a tração.

Tabela 3. Ciclos térmicos simulados para caracterização da ZAC GG do aço Sincron.

ID	Taxa de aquecimento (°C/s)	Temperatura de pico (°C)	Tempo de manutenção na temperatura de pico (s)	Tempo de resfriamento t8/5 (s)	Equipamento de simulação
1	90	1300	2	0,6	Dilatômetro
2	90	1300	2	1,8	Dilatômetro
3	90	1300	2	2,6	Dilatômetro
4	90	1300	2	4,6	Gleeble
5	90	1300	2	6,4	Dilatômetro
6	90	1300	2	10,8	Gleeble
7	90	1300	2	13,3	Dilatômetro
8	90	1300	2	26,1	Dilatômetro
9	90	1300	2	27,0	Gleeble
10	90	1300	2	52,0	Dilatômetro
11	90	1300	2	72,0	Gleeble
12	90	1300	2	104,0	Dilatômetro
13	90	1300	2	208,0	Dilatômetro
14	90	1300	2	416,0	Dilatômetro
15	90	1300	2	832,0	Dilatômetro
16	90	1300	2	1680,0	Dilatômetro

3. Resultados e Discussão

Primeiramente, foi realizada uma comparação entre microestruturas e durezas, a partir das simulações em Dilatômetro e Gleeble, de forma a avaliar a coerência dos resultados. Figura 2 e Tabela 4 demonstram que não houve influência do método de simulação no resultado final das amostras simuladas.

Em seguida, através dos ensaios dilatométricos (dilatometria e Gleeble) foram estabelecidas as curvas de transformação e levantado o diagrama CCT para o aço em estudo. Com as características microestruturais e dureza, obtidas sobre as amostras das simulações físicas em ambos ensaios, e outras características mecânicas (resistência a tração, tenacidade e temperatura de transição dúctil-frágil) adicionalmente obtidas com amostras simuladas na Gleeble, se compôs o atlas objeto deste artigo, como ilustrado na Figura 3 e Tabela 5. É importante ressaltar que esse Atlas não é completo, principalmente pela faixa de velocidade de resfriamento coberta pelos ensaios de tração e tenacidade, uma vez que o objetivo era apenas avaliar a metodologia. Também se ressalta que uma maior similaridade entre os ciclos térmicos simulados com ciclos térmicos reais devem ser perseguidos e implementados no futuro. Por exemplo, neste estudo, todas as velocidades de aquecimento foram iguais (Tabela 4) indiferentemente

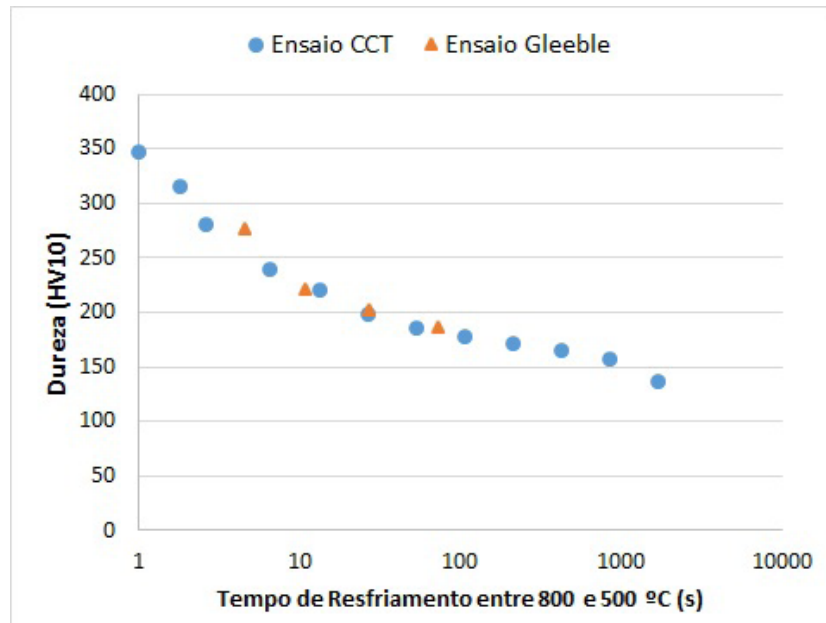


Figura 2. Comparativo de dureza entre as amostras simuladas em dilatômetro e Gleeble.

Tabela 4. Similaridade entre microestruturas obtidas em equipamentos diferentes.

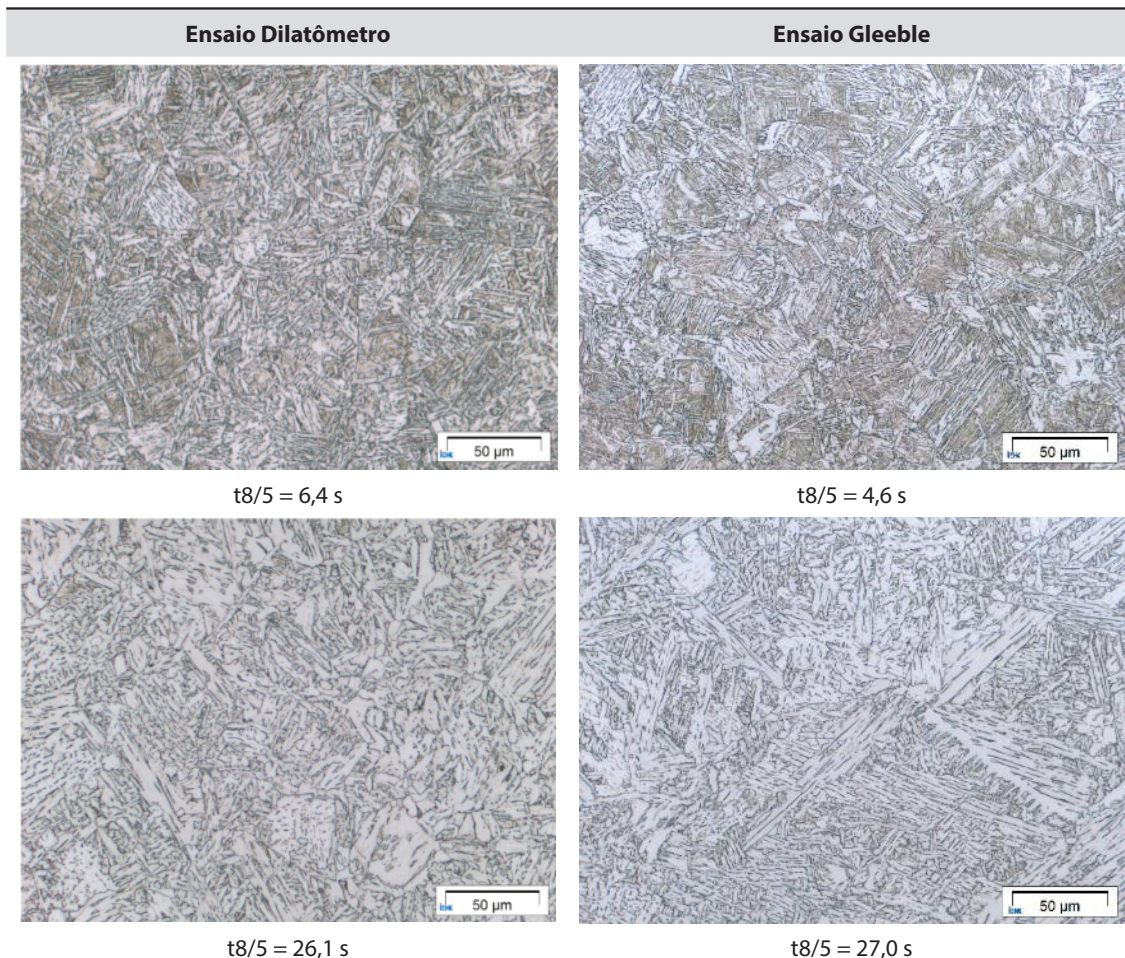
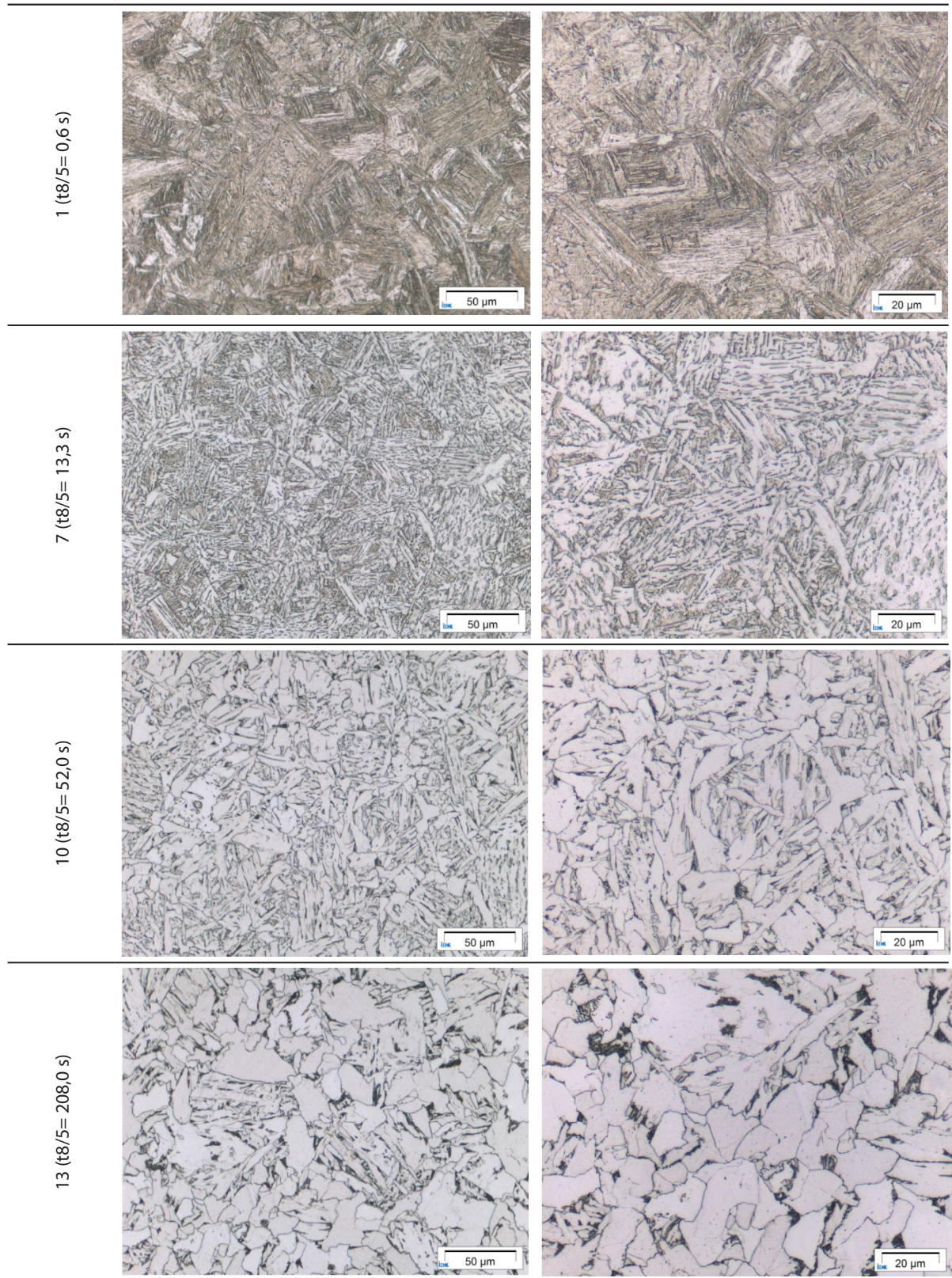


Tabela 5. Microestruturas do Atlas de Soldagem do Aço Sincron (apenas algumas microestruturas selecionadas para exemplificação).



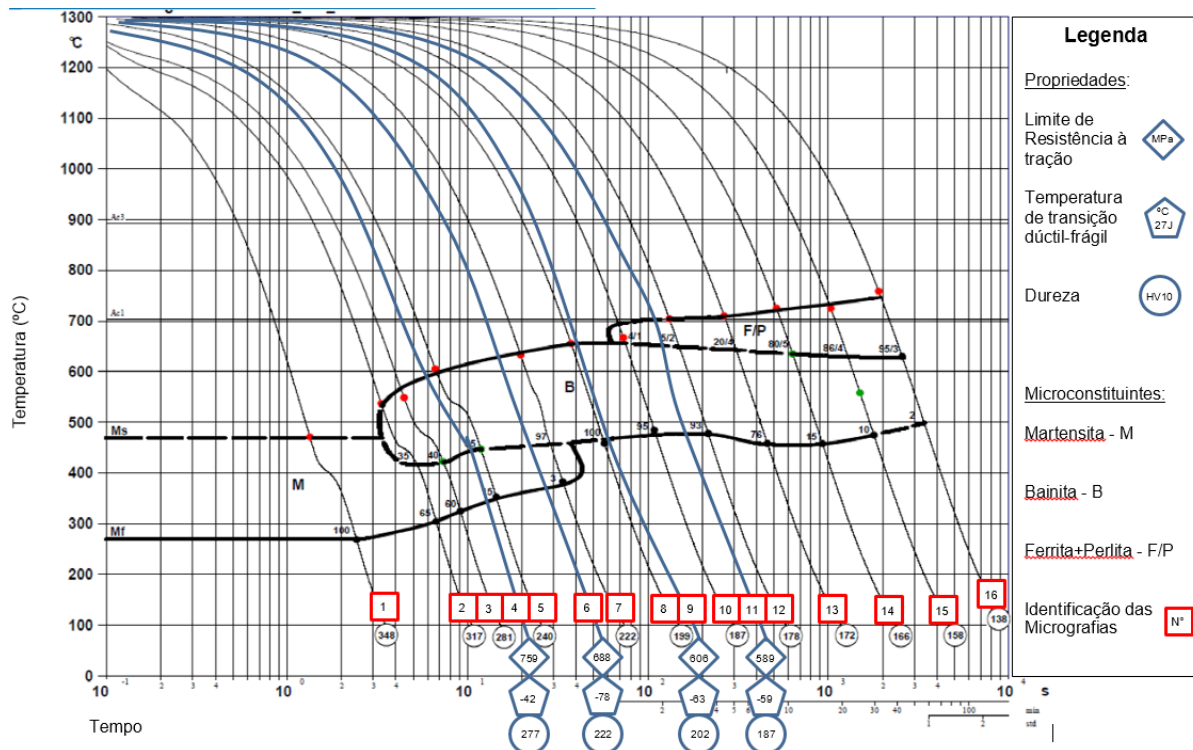


Figura 3. Atlas de Soldagem do aço Sincron.

do ciclo térmico, o que não é de se esperar em soldagens reais (o tempo de aquecimento é função da energia de soldagem, que por sua vez governa também a velocidade de resfriamento). Também foi aplicado em todos os casos 2 s como tempo de manutenção na temperatura de pico, o que também não se espera em soldagens reais. A razão para tais desvios se deve ainda ao caráter exploratório da técnica, usando-se condições aplicadas pelos laboratórios onde os ensaios foram realizados. Em um futuro aprimoramento da técnica, cuidado especial vai ser dedicado a este e outros detalhes.

4. Validação do Atlas de Soldagem por Comparação com uma Solda Real

A Tabela 6 apresenta as microestruturas correspondentes entre duas soldas realizadas pelo processo SAW, com e sem pré-aquecimento, a as microestruturas do Atlas. A Tabela 7 apresenta os parâmetros de soldagem utilizados. Estima-se pela comparação com o atlas que o $t_{8/5}$ passou de cerca de 100 s, quando soldado sem pré-aquecimento, para cerca de 200 s, quando soldado com pré-aquecimento, mostrando o efeito do pré-aquecimento na redução da velocidade de resfriamento da ZAC GG, como esperado, mas agora quantificado. Desta correspondência microestrutural, podem-se avaliar as durezas esperadas na ZAC GG, sendo que a diferença de cargas se refere a necessidade de realização de microdureza para a caracterização da microestrutura na solda real enquanto que no corpo de prova simulado, por apresentar homogeneidade na microestrutura, pode ser utilizado macrodureza com cargas mais elevadas. Percebe-se boa comparabilidade entre as soldas reais e simulada, tanto em dureza quanto em microestrutura, passando a ser possível a estimativa de propriedades.

Assim, pode-se esperar que a resistência a tração da solda real na ZAC GG seja menor que 589 MPa, uma vez que com $t_{8/5} = 70$ s tem-se este valor e que o atlas mostra a tendência de perda de resistência com a perda da dureza. No caso da temperatura de transição dúctil-frágil, a correspondência é a mesma, esperando-se uma temperatura de transição inferior a -59 °C, devido ao aumento do grão austenítico e consequente perda de tenacidade. Os resultados obtidos nas soldas reais corroboram com os resultados do mapa.

Para avaliar a necessidade de pré-aquecimento e as consequências em termos estruturais da não utilização deste procedimento, é possível verificar pelo Atlas que a mudança do $t_{8/5}$ tem pequenas consequências em termos

Tabela 6. Correspondência microestrutural entre soldas reais e o Atlas de Soldagem do aço Sincron.

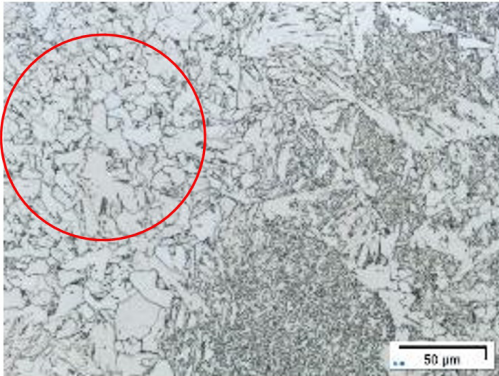
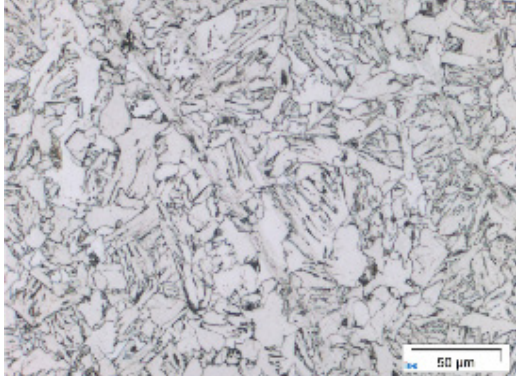

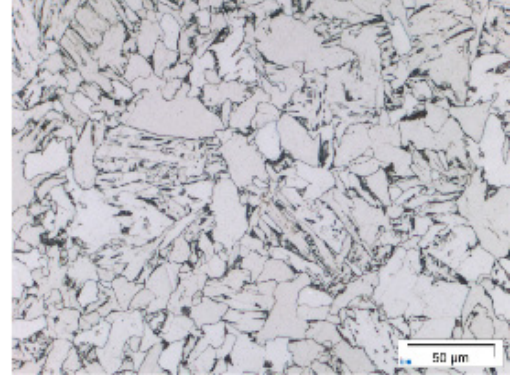
	Microestrutura da solda real	Microestrutura equivalente do Atlas
Sem pré-aquecimento	 <p>HV_{0,7} = 170 Charpy V à 25 °C = 160 J; T_{27J} = - 52 °C Resistência à tração: 565 MPa</p>	 <p>HV₁₀ = 178; t_{8/5} = 104,0 s T_{27J} > - 59 °C Resistência a tração: <589 Mpa</p>
Com pré-aquecimento	 <p>HV_{0,7} = 180 Charpy V à 25 °C = 150 J; T_{27J} = - 33 °C Resistência à tração: 575 MPa</p>	 <p>HV₁₀ = 172; t_{8/5} = 208,0 s T_{27J} > - 59 °C Resistência a tração: <589 Mpa</p>

Tabela 7. Parâmetros da soldagem SAW com e sem pré-aquecimento utilizados.

Placa de teste	Número de passes	Temperatura Interpasse máx. (°C)	I (A)	U (V)	Veloc. de soldagem (cm/min)	Energia de soldagem (kJ/cm)
Com pré-aquecimento de 110 °C	Raiz = 3	170	447 ± 46	30,0 ± 0	25,1 ± 1,7	32,1
	Preenchimento = 3	240	410 ± 10	29,7 ± 0,6	21,4 ± 2,2	34,0
	Acabamento = 3	250	400 ± 0	30,0 ± 0	29,9 ± 2,6	24,1
Sem pré-aquecimento	Raiz = 2	160	440 ± 0	29,5 ± 0,7	24,8 ± 0,4	31,5
	Preenchimento = 3	210	457 ± 6	29,7 ± 0,6	21,0 ± 1,5	41,4
	Acabamento = 3	195	433 ± 15	29,7 ± 0,6	27,8 ± 2,1	27,8

de alteração de dureza, mas importante alteração na tenacidade devido ao maior tempo dado ao crescimento do grão austenítico, com consequências principalmente a baixas temperaturas. Verifica-se também que as durezas para a condição sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento foram equivalentes sem alteração quanto aos riscos de trinca por aparecimento de fases frágeis ou por amaciamento excessivo da ZAC. Além disto, quanto às propriedades mecânicas, observou-se também que tanto a energia absorvida no impacto em charpy V, como a temperatura de transição e a resistência a tração (mesmo que na solda real seja influenciada por uma variedade de

microestruturas diferenciadas das demais regiões da ZAC) e, se mostraram equivalentes, o que pode ser associado a um envelope de soldabilidade que resulta em estrutura majoritariamente bainítica, não afetando novamente o atendimento as propriedades requeridas para o material. Desta forma, o uso do pré-aquecimento para este aço parece ser desnecessário, apesar de indicado pela norma AWS D1.1 em suas tabelas de procedimentos pré-aprovados.

Através da eliminação do procedimento pré-aquecimento em soldagem, foi realizada a estimativa de economia em um projeto de prédio de estrutura metálica com cerca de 21850 metros de solda linear pelo processo SAW. Houve uma redução de custo de fabricação de aproximadamente 233.030 m³ em oxigênio e 146 toneladas de GLP, além de uma economia de 6,77 TJ (tera joule) de energia e uma redução de emissão de gases de efeito estufa de 427,6 toneladas de carbono equivalente. Estes valores foram calculados com base nos consumos de uma fábrica de produção de estruturas metálicas e dados do IPCC.

5. Conclusões

A aplicação do Atlas no caso do aço Sincron (ASTM A572 Grau 65) mostrou ser possível correlacionar microestruturas simuladas (Atlas) como microestrutura reais (soldas) e, a partir desta correlação, estimar as taxas de resfriamento e propriedades mecânicas (dureza, resistência a tração e tenacidade) de soldas reais. Pelo estudo de caso, foi possível verificar que o tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C aumentou de cerca de 100 para 200 segundos quando o pré-aquecimento foi usado. As propriedades mecânicas das simulações mostram-se bem similares com as obtidas na qualificação dos procedimentos de soldagem.

Conclui-se também que não haveria necessidade do uso de pré-aquecimento para evitar microestruturas frágeis e susceptíveis a trincas de hidrogênio para este tipo de aço (baixo carbono, mas alta resistência, atingida por um design de liga ao nióbio otimizado e processo de resfriamento acelerado). Mostrou-se ainda que no caso de se desejar maiores tenacidades na região de grãos grosseiros da ZAC, outros parâmetros de soldagem poderiam ter sido especificados para se obter velocidades de resfriamento maiores (menores tempos de resfriamento entre 800 e 500 °C), já que o Atlas mostrou que o aço em estudo tem um amplo envelope de soldabilidade. A economia por aplicar o Atlas e, portanto, eliminar o pré-aquecimento, mostrou-se significativa, cobrindo com folga o custo da elaboração de um Atlas que poderia ser utilizado por vários fabricantes de estrutura.

Desta forma, é possível, pelo uso do atlas, aumentar a confiabilidade da resposta metalúrgica dos parâmetros de soldagem selecionados em elaboração de EPS (Especificação de Procedimento de Soldagem) para aços estruturais e, assim, tornar as EPS menos conservativas e mais econômicas. É importante destacar que o tamanho de grãos e as propriedades da ZAC são afetadas de forma importante pelos parâmetros da simulação térmica e que a falta de uma padronização torna a comparabilidade entre trabalhos bastante prejudicada. É de extrema importância que seja discutido um padrão para este tipo de metodologia para tornar possível o uso em diferentes aços mantendo sua correlação com as soldas reais.

Agradecimentos

Agradecemos as empresas CODEME, USIMINAS, IWT e ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFU pela parceria neste projeto.

Referências

- [1] Meester B. The weldability of modern structural TMCP steels. *ISIJ International*. 1997;37(6):537-551. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.37.537>.
- [2] Fluess P, Valentin R, Schwinn V, Hanus F. Application of Nb in TMCP structural steel plates with thickness up to 120 mm. *Niobium Bearing Structural Steels*. 2010; 89-103.
- [3] Yurioka N. NIPPON STEEL Weldability Calculation. Tokyo: Nifty Corporation [acesso em 29 ago. 2015]. Disponível em: <http://homepage3.nifty.com/yurioka/exp.html>
- [4] Scotti A, Reis RP, Liskevych O. Modelo descritivo do fluxo de calor em soldagem a arco visando o conceito de calor imposto efetivo. *Soldagem & Inspeção*. 2012;17(2):166-172. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242012000200010>.
- [5] Lan L, Qiu C, Zhao D, Gao X, Du L. Microstructural characteristics and toughness of the simulated coarse grained heat affected zone of high strength low carbon bainitic steel. *Materials Science and Engineering*. 2011;529:192-200. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2011.09.017>.
- [6] Adonyi Y. Heat-affected zone characterization by physical simulations: an overview on the use of the Gleeble discusses the advantages and disadvantages of thermomechanical simulation. *Welding Journal*. 2006;85(10):42-47.
- [7] Scotti A, Li H, Miranda RM. A Round-Robin Test with Thermal Simulation of the Welding HAZ to draw CCT diagrams: a need for harmonized procedures and microconstituent terminologies.

- Soldagem e Inspeção. 2014;19(3):279-290. <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/SI1903.11>.
- [8] Barbaro FJ, Zhu Z, Kuzmikova L, Li H, Gray JM. Towards improved steel alloy designs for control of weld heat affected zone properties. In: Proceedings of the 2nd International Symposium on Nb and Mo Alloying in High Performance Steels; 2013; Jeju Island. Coreia do Sul: Steel Committee of The Korean Institute of Metals and Materials; 2013. p. 1-13.
- [9] Stalheim DG, Muralidharan G. The role of continuous cooling transformation diagrams in material design for high strength oil and gas transmission pipeline steels. In: Proceedings of the IPC 2006, 6th International Pipeline Conference; 2006; Calgary. Canadá: ASME; 2006.
- [10] Alexandrov BT, Lippold JC. Methodology for insitu investigation of phase transformations in welded joints. France: IIW; 2004. (IIW Doc. IX-2114-04).