

MUDANÇAS MICROESTRUTURAIS NA SOLDAGEM DE CHAPAS DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX¹

Bruno Henrique Dias Guimarães²
Carlos Roberto Xavier³
Célio de Jesus Marcelo⁴
José Adilson de Castro⁵
Marcos Flávio de Campos⁵

Resumo

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são aços baseados no sistema Fe-Cr-Ni, e possuem microestrutura bifásica com frações semelhantes de ferrita e austenita. A soldagem inadequada destes materiais pode provocar a precipitação de fases indesejáveis que acarretam perda de tenacidade e de resistência à corrosão. A principal delas é a fase sigma, por ser a fase que mais facilmente surge no aço inoxidável e por ser a mais degradante às suas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. O presente trabalho tem como objetivo avaliar quais as condições de soldagem que levam ao aparecimento da fase sigma. Uma amostra de AID SAF 2205 foi submetida a um tratamento térmico para propositalmente precipitar a fase sigma para base de comparação. Quatro chapas de AID SAF 2205 com 10 mm e 20 mm de espessura foram soldadas pelo processo *Gas Metal Arc Welding* (GMAW), com energias de 0,66 kJ/mm e 2,57 kJ/mm. A caracterização microestrutural foi realizada com microscopia óptica e difração de raios X. Não foi constatada a presença de fase sigma nas duas energias de soldagem investigadas.

Palavras-chave: Aços inox duplex; Soldagem; Fase sigma; Tratamento térmico.

MICROSTRUCTURAL CHANGES IN THE WELDING OF STAINLESS STEEL SHEETS

Abstract

Duplex stainless steels are based on the Fe-Cr-Ni system, and exhibit a dual phase microstructure, with similar volume fractions of ferrite and austenite. These steels present high resistance for corrosion under tension, and intergranular corrosion, excellent mechanical resistance and weldability. However, some welding conditions may produce undesirable phases, leading to loss of toughness and corrosion resistance. This study investigates welding conditions that avoid formation of sigma phase. One sample of SAF 2205 steel was heat treated to provoke precipitation of sigma phase, for comparison. Four sheets of SAF 2205 with 10 mm and 20 mm of thickness were welded by the Gas Metal Arc Welding (GMAW) process, with energies of 0,66 kJ/mm and 2,57 kJ/mm. Microstructural characterization was done with optical microscope and X-ray Diffraction. Sigma phase was not found for the two welding energies investigated.

Key words: Duplex stainless steels; Welding; Sigma phase; Heat treatment.

¹ Contribuição técnica ao 48º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 24 a 27 de outubro de 2011, Santos, SP.

² Engenheiro, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda RJ.

³ Engenheiro, Petrobras e Professor UNIFOA Volta Redonda RJ.

⁴ Técnico, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda RJ.

⁵ Professor, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda RJ.

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são materiais baseados no sistema Fe-Cr-Ni. Sua composição química e o processamento termomecânico conferem-lhes uma microestrutura bifásica com proporções aproximadamente iguais de ferrita e austenita. Tipicamente, contém cerca de 20% a 30% de cromo, 5% a 10% de níquel e 1,5% a 5% de molibdênio, com teores muito baixo de carbono (geralmente menor que 0,03%) e podem ter adições de nitrogênio, cobre e tungstênio.⁽¹⁾

Na Figura 1⁽²⁾ é mostrado esquematicamente em um diagrama pseudo binário 70%Fe-Cr-Ni, que a solidificação de um AID é completamente ferrítica. A laminação a quente é realizada na região bifásica α/γ , em temperaturas entre 1.000°C a 1.200°C, o limite inferior da temperatura de trabalho a quente é limitada pela precipitação de fases deletérias. Posteriormente é realizado um tratamento térmico de solubilização entre 1.050°C a 1.150°C, seguido de um resfriamento rápido até a temperatura ambiente.⁽¹⁾ Com este processamento obtém-se uma microestrutura duplex α/γ nos AIDs modernos, onde a fração volumétrica típica de ferrita varia de 45% a 50%. Qualquer alteração posterior nessas frações volumétricas, causadas pelo processamento do material, pode reduzir muito as propriedades desses aços.

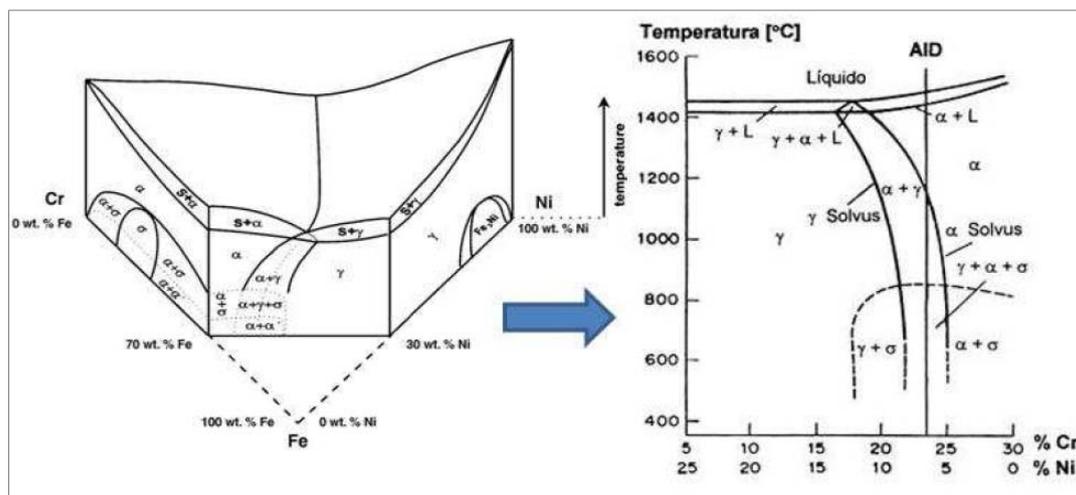


Figura 1. Seção vertical com ferro constante (70%) do diagrama ternário Fe-Cr-Ni.⁽²⁾

Os aços duplex apresentam várias vantagens sobre os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. A resistência mecânica é aproximadamente o dobro da dos aços austeníticos, combinada com uma boa tenacidade.

Na soldagem destes materiais, para garantir as excelentes propriedades químicas e mecânicas é muito importante a obtenção de uma junta com fração de fases o mais balanceada possível, e isenta de precipitados. Isso envolve, basicamente, o controle da composição química na poça de fusão e dos ciclos térmicos. Com o intuito de facilitar a formação da austenita na Zona Fundida (ZF), geralmente são usados metais de adição com um teor de Ni de 2,5% a 3,5% acima do metal de base. O ciclo térmico, entretanto, é controlado pela energia de soldagem. Uma energia de soldagem elevada tende a produzir uma velocidade de resfriamento menor na junta, favorecendo a precipitação de austenita, e assim equilibrando a microestrutura. Da mesma maneira pode favorecer a precipitação de fases intermetálicas e o crescimento de grão, dependendo da temperatura máxima atingida. Uma energia de soldagem baixa acarreta em uma velocidade de resfriamento elevada. Assim, a

precipitação de austenita é dificultada, produzindo uma fração elevada de ferrita. Neste caso ocorre a precipitação de nitretos de cromo na ferrita. Em ambos os casos têm-se uma severa diminuição na tenacidade e na resistência à corrosão do material.⁽³⁾

As energias de soldagem utilizadas devem ser então altas o suficiente para promover a formação de austenita e baixas o suficiente para se prevenir a precipitação de fases deletérias.⁽⁴⁾ Na prática, um tempo de resfriamento entre 4 s e 15 s na faixa entre 1.200°C e 800°C (Δt_{12-8}) têm sido recomendados. Este tempo de resfriamento é normalmente obtido, dependendo da espessura do metal de base e geometria da junta, com energia de soldagem entre 0,5 kJ/mm e 2,0 kJ/mm.⁽⁵⁾

O presente trabalho tem como objetivo analisar quais as condições de soldagem que levam ao aparecimento da fase sigma, utilizando microscopia óptica (MO) e difração de raios X.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Os materiais para estudo foram chapas laminadas de aço inoxidável duplex SAF 2205, sua composição química é dada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do AID SAF 2205 (% em peso)

C	Mn	P	S	Si	Cu	Cr	Mo	Ni	N
0,023	1,85	0,32	0,001	0,32	0,03	22,50	2,90	5,3	0,166

2.1 Tratamento Térmico

Segundo Romana⁽⁶⁾ após 10 minutos de exposição na temperatura de 850°C já há presença de fase sigma. Com pouco tempo de exposição do aço à temperatura de envelhecimento já é possível identificar quantidade razoável de sigma no aço.

Foi realizado o tratamento térmico de envelhecimento em uma amostra de AID SAF 2205 na temperatura de 850°C por 5 horas, para se ter a fase sigma para base de comparação na análise metalográfica e na difração de raios X.

2.2 Soldagem

As soldagens foram realizadas através do processo GMAW (MIG/MAG), em simples deposição sem utilização de chanfro, sobre chapas laminadas de aço inoxidável duplex SAF 2205 com espessura de 10 mm e 20 mm. Foram usadas duas espessuras diferentes para ter diferentes velocidades de resfriamento. Como metal de adição foi empregado o eletrodo da marca ESAB. A composição química do metal de adição utilizado é dada na Tabela 2.

Tabela 2. Composição química do metal de adição (% em peso)

C	Mn	P	S	Si	Cu	Cr	Mo	Ni	N
0,01	1,60	0,01	0,01	0,60	0,03	23,00	3,03	9,00	0,10

A composição do gás utilizado é dada na Tabela 3. Para todos os casos foi utilizada a vazão de 15 l/min.

Tabela 3. Composição do gás utilizado

Gás	Composição (%)
1	95% Ar – 3% CO ₂ - 2% N ₂

**Composição química e aplicação patenteadas pela White Martins/Praxair*

Os parâmetros de soldagem utilizados são dados na Tabela 4.

Tabela 4. Parâmetros de soldagem utilizados

CP	Gás	Espessura (mm)	Energia kJ/mm
1	Ar-CO ₂ -N ₂	10	0,66
2	Ar-CO ₂ -N ₂	10	2,57
3	Ar-CO ₂ -N ₂	20	0,66
4	Ar-CO ₂ -N ₂	20	2,57

2.3 Preparação das Amostras para Metalografia

No lixamento foram utilizadas lixas de Carbetto de Silício (SiC) com resfriamento e lubrificação por água, com granulometrias: 220, 320, 400, 600, 800, 1.000, 1.200 e 1.500. Em seguida foi realizado o polimento das amostras com pasta de diamante na sequência: 6, 3, 1 e ¼ µm de tamanho médio de partícula. Para realizar o polimento das amostras foram utilizadas as politrizes rotativas, da marca Struers.

Com as amostras devidamente polidas realizou-se o ataque químico com a solução Behara II. Os componentes desta solução são: água (H₂O), ácido clorídrico (HCl) e metabissulfito de potássio (K₂S₂O₅). Inicialmente foi preparada a solução estoque, constituída de uma mistura de 1.000 ml de água com 200 ml de ácido clorídrico. Esta solução pode ser armazenada por até dois anos, já o metabissulfito de potássio deve ser adicionado somente no momento do ataque, pois seu período de atuação na solução é bastante curto.⁽⁷⁾

Para cada 100 ml de solução estoque foram adicionados 0,3 g de metabissulfito de potássio. As amostras foram atacadas até que suas superfícies adquirissem uma coloração azul escuro. Feito isso, as amostras foram tiradas da solução e imediatamente lavadas com álcool etílico absoluto e secadas em ar quente com o auxílio de um secador.

A análise metalográfica foi feita em um microscópio óptico com lentes objetivas de ampliações de 50x, 100x, 200x, 500x e 1.000x.

2.4 Difração de Raios X

Ensaio de difração de raios X foi realizado em todas as amostras soldadas, com o intuito de verificar se houve precipitação da fase sigma. Os corpos de prova para a difração de raios X foram preparados com a mesma sequência de lixas usadas na preparação para análise metalográfica, porém sem polimento e sem ataque. O equipamento utilizado foi o Difrátômetro Shimadzu XRD-6000.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Material Como Recebido

Inicialmente foi feita a preparação e análise do material como recebido. Na Figura 2 é mostrada a microestrutura do material como recebido consistindo em grãos lamelares de ferrita (fase escura) e austenita (fase clara) dispostos alternadamente.

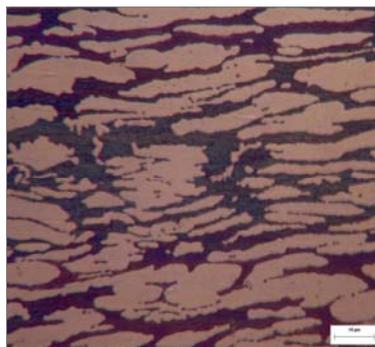


Figura 2. Microestrutura do material como recebido.

3.2 Tratamento Térmico

Na Figura 3 apresenta-se a micrografia da amostra que foi submetida a um tratamento térmico de envelhecimento à 850°C durante 5 horas. A fase branca é a fase sigma, a fase escura é a ferrita e a fase amarela é a austenita. Verifica-se que houve intensa precipitação da fase sigma (branca). Observa-se também que a ferrita (escura) tem sua fração volumétrica reduzida. De fato, a ferrita possui teor mais elevado dos elementos formadores da fase sigma (Cr e Mo), dessa maneira, a precipitação da fase sigma dá-se principalmente pela decomposição da ferrita.⁽³⁾

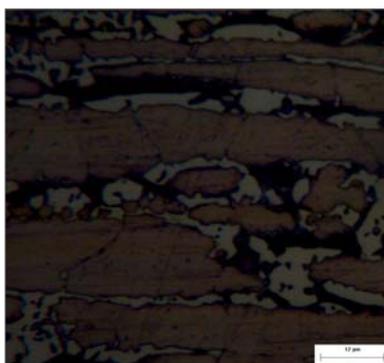
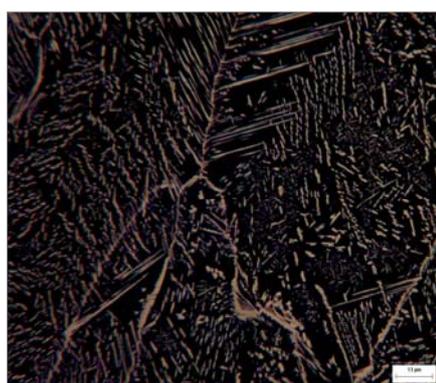


Figura 3. Micrografia da amostra envelhecida a 850°C durante 5 horas.

3.3 Soldagem

3.3.1 Metalografia

Na Figura 4 são mostradas as micrografias da Zona fundida das amostras de 10 mm soldadas com energia de soldagem de 0,66 kJ/mm e 2,57 kJ/mm.



(a)



(b)

Figura 4. Micrografia da zona fundida das amostras de 10 mm de espessura soldadas com energia de soldagem de: (a) 0,66 kJ/mm; e (b) 2,57 kJ/mm.

Tabela 5. Quantificação das fases na zona fundida

Energia de soldagem (kJ/mm)	Fração de austenita (%)	Fração de ferrita (%)
0,66	48,74	51,26
2,57	75,29	24,71

De acordo com a Figura 4 e a Tabela 5, observa-se um aumento da fração volumétrica de austenita na Zona Fundida quando se aumenta a energia de soldagem. De fato, segundo Londoño⁽³⁾ uma energia de soldagem elevada tende a produzir uma velocidade de resfriamento menor na junta. Como consequência, favorece a precipitação de austenita, equilibrando a microestrutura.

Na Figura 5 são mostradas as micrografias da ZAC das amostras soldadas. Verifica-se que não houve indício de precipitação da fase sigma com as energias utilizadas. As velocidades de resfriamento foram tais que não houve tempo para a fase sigma se formar.

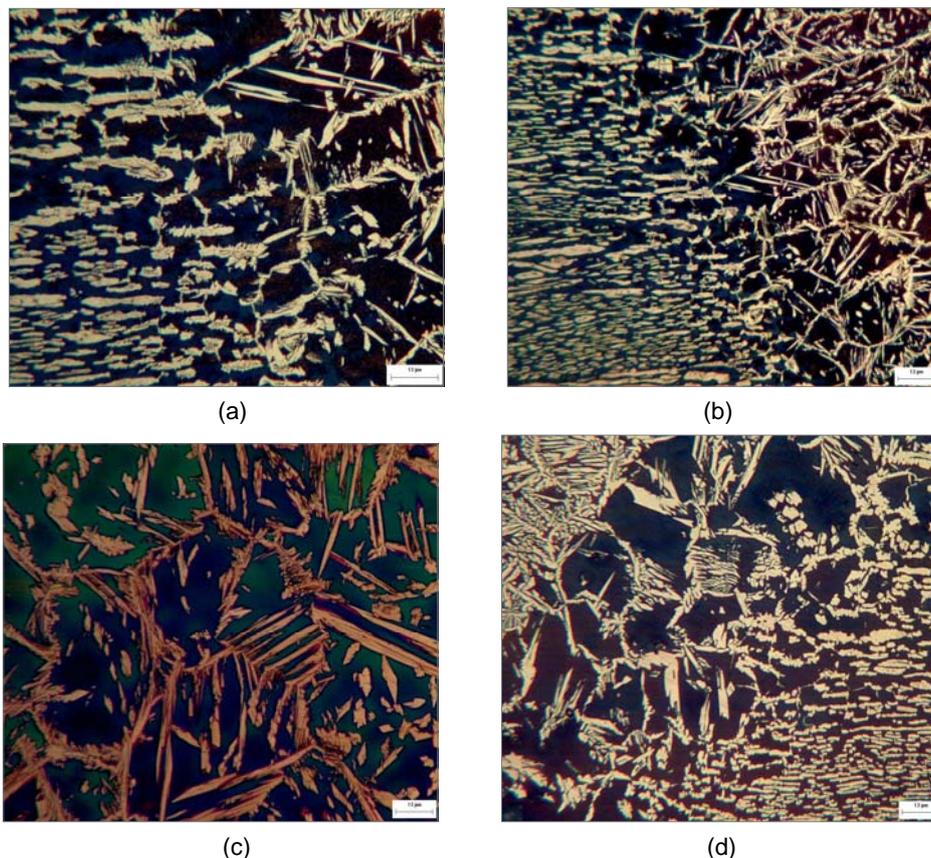


Figura 5. Micrografias da ZAC das amostras soldadas: (a) espessura: 10 mm, energia: 0,66 kJ/mm; (b) 20 mm, energia: 0,66 kJ/mm; (c) espessura: 10 mm, energia: 2,57 kJ/mm; e (d) espessura: 20 mm, energia: 2,57 kJ/mm.

Na Figura 5 podemos observar também que a quantidade de ferrita e austenita foram alteradas na ZAC. Durante o processo de soldagem em um AID, no decorrer do aquecimento e do resfriamento, ocorrem mudanças microestruturais do material. Estas mudanças devem ser controladas de modo que as propriedades da junta soldada sejam as melhores possíveis. O controle da microestrutura da ZAC dos AIDs é determinada pela repartição térmica e pelos ciclos térmicos nesta região. A repartição térmica determina as temperaturas máximas nos diversos locais da ZAC e também a extensão da ZAC. Os ciclos térmicos de soldagem estão associados às temperaturas máximas e às velocidades de resfriamento.⁽³⁾

O crescimento de grão acontecido na ZAC pode levar à diminuição da austenita formada durante o resfriamento. Isto, porque para grandes tamanhos de grão ferrítico, será menor a área de contornos de grão para a nucleação da austenita, para um dado volume de material.⁽⁸⁾

3.2.2 Difração de raios X

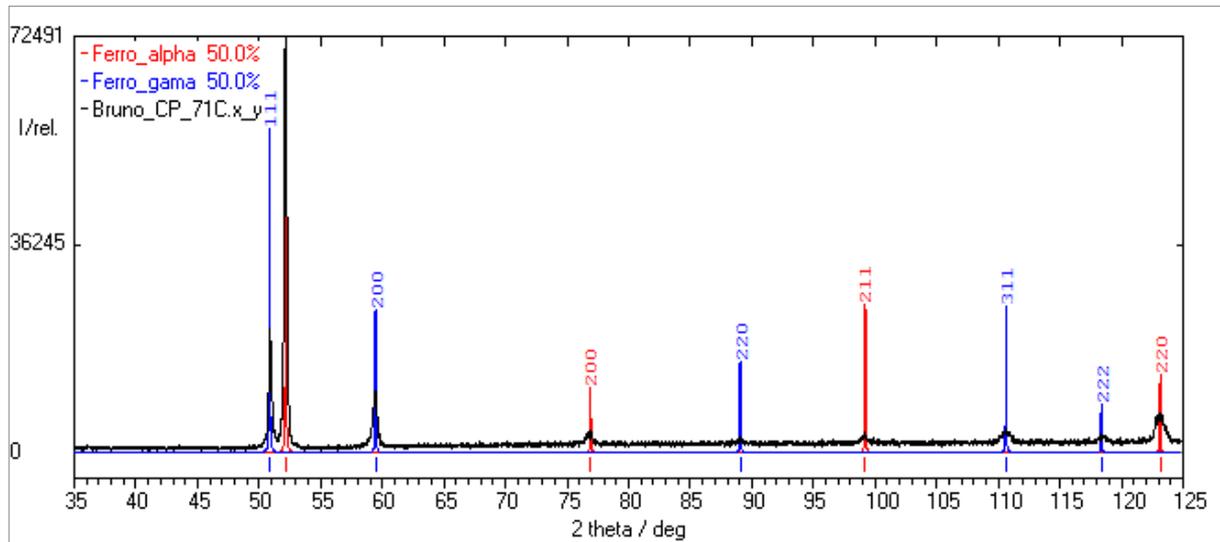


Figura 6. Difração de raios x para a amostra de 10 mm soldada com energia de 2,57 kJ/mm. Ferro alpha= ferrita. Ferro gama = austenita.

A condição onde talvez aparecesse fase sigma é a de menor espessura e maior energia. Porém mesmo neste caso, não há presença dessa fase (Figura 6). Nenhuma amostra soldada apresentou evidência de fase sigma por Difração de raios X. A técnica Difração de Raios-x permitiu estimar em torno de 50% (+-10%) as frações de austenita e ferrita. Neste caso, as amostras apresentam textura cristalográfica, por isso a determinação por Microscopia Óptica é mais precisa.

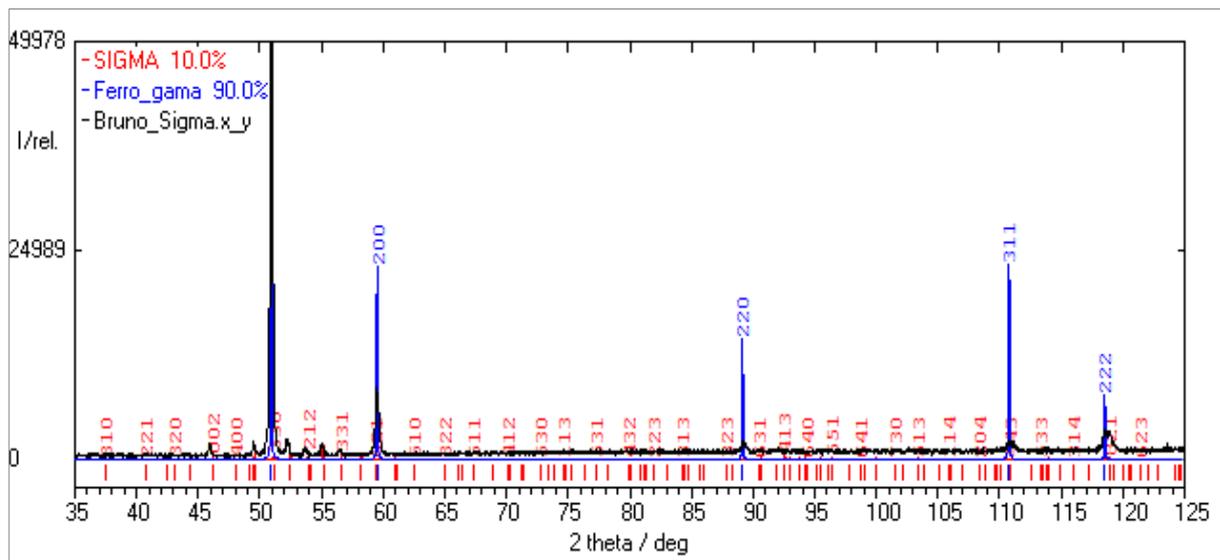


Figura 7. Difração de raios x para amostra tratada termicamente (800°C a 5 horas). A presença de fase sigma é claramente observada. Ferro alpha= ferrita. SIGMA=fase sigma.

Após o tratamento térmico (Figura 7), nota-se em torno de 10% de sigma, e 90% de austenita, e um pouco apenas de ferrita (ferro-alpha) (menor que 2-3%). Aqui também os dados de microscopia e difração de raios X estão em concordância.

4 CONCLUSÃO

Não foi constatada a presença de fase sigma nas condições de soldagem investigadas, ou seja, para as duas energias e as duas espessuras diferentes. A fase sigma surgiu após o tratamento térmico (850°C por 5 h), na amostra apenas tratada termicamente (sem solda). A fração de austenita aumentou na zona fundida (ZF) com o aumento da energia de soldagem.

Agradecimentos

CNPq, FAPERJ. Às empresas Aperam South America, ESAB e White Martins pelo fornecimento dos recursos materiais para estudo e pela presteza em fornecer as informações necessárias sempre que requisitadas.

REFERÊNCIAS

- 1 SOLOMON, HD.; DEVINE, T.M. "A tale of two phases", In: Conference Duplex Stainless Steels'82, St. Louis-ESA, pp 693-756, Ohio, American Society of Metals, 1983.
- 2 ATAMERT, S.; KING, J.E. Elemental partitioning and microestrutural development in duplex stainless steel weld metal. *Acta Metall. Mater.* v.39, n.3, p. 273-285, 1991.
- 3 RAMIREZ LONDOÑO, A.J. Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex. Dissertação de M. Sc., Escola Politécnica/USP, São Paulo, SP, Brasil, 1997.
- 4 GUNN, R.N. (ed.) Duplex Stainless Steels: Microstructures, Properties and Applications. Cambridge: Abington Publishing. 204p, 1997.
- 5 LILJAS, M. The welding metallurgy of duplex stainless steels. In: Conference DUPLEX STAINLESS STEELS'94, Glasgow-Scotland, 1994. Proceedings. Escócia: TWI, paper KV.
- 6 ROMANA R., Cinética de formação de fase sigma entre 700°C e 900°C no aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF 2507). Dissertação de M. Sc., Centro Universitário da F.E.I., São Bernardo do Campo, SP, Brasil, 2009.
- 7 MARTINS, M., JULIANO, R. C., "Influência da Temperatura de Tratamento Térmico na Microestrutura do aço Inoxidável Super Duplex ASTM A890/A890M Grau 5A", *Revista Fundição e Matérias Primas*, pp. 74-75, Maio/Junho, 2004.
- 8 VAROL, I. Microstructure/Property Relationships in the Weld Heat Affected Zone of Duplex stainless steels. Columbus-Ohio, 1992, p. 261. Dissertation (Doctorate) – Department of Welding Engineering, The Ohio State University.