

I. TÍTULO:

AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E SUPER DUPLEX – OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO.

Prof. Dr. Marcelo Martins⁽¹⁾

Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti⁽²⁾

(1) Gerente Industrial da SULZER BRASIL S/A e Professor do Centro Universitário Salesiano de São Paulo (UNISAL) – Divisão de Americana – SP.

(2) Professor Associado do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC) da Universidade de São Paulo - USP.

II. INTRODUÇÃO.

Os aços inoxidáveis tradicionais não apresentam a combinação adequada de resistências mecânica e à corrosão por pite, necessárias em uma série de aplicações, principalmente na presença de água do mar, como é o caso de equipamentos utilizados nas plataformas "offshore".

Uma categoria de aços inoxidáveis, relativamente nova, denominada duplex e super duplex reúne essas características de forma satisfatória. Esses materiais surgiram na década de 70 nos Estados Unidos e na Europa e somente a partir da década de 90 vem sendo utilizada no Brasil.

Apesar desses aços apresentarem um bom desempenho em serviço, o processo de obtenção de uma peça por meio de fundição é bastante difícil, devido ao fato da metalurgia física desses sistemas ser muito complexa.

O sucesso na obtenção de componentes fundidos em aço inox duplex e super duplex, está relacionado principalmente, em exercer um controle eficaz sobre a precipitação da fase sigma durante o resfriamento de solidificação, pois esse intermetálico reduz de forma acentuada a tenacidade do material.

Componentes obtidos pelo processo de fundição, que possuam paredes relativamente espessas (acima de 5 polegadas), resfriam-se, durante a solidificação, de forma muito lenta favorecendo com isso a precipitação em grande escala (acima de 15% em volume) da fase sigma.

A fase sigma não é o único intermetálico que precipita na microestrutura dessas ligas; outras fases tais como: fase "Chi" (χ), fase "R", fase "G", fase "Tau" (τ), Nitretos de cromo com estequiometrias CrN e Cr₂N, carbonetos complexos dos tipos: Cr₂₃C₆ e Cr₇C₃, dentre outros, formam-se durante a exposição ao calor [1].

Os aços inoxidáveis duplex e super duplex constituem sistemas termodinamicamente metaestáveis na condição solubilizada e resfriada em água, uma vez que a estrutura estável em altas temperaturas passou a ser metaestável à temperatura ambiente, e para qualquer insumo de energia na forma de calor que receberem, sempre haverá uma forte tendência termodinâmica de "buscar" uma condição de equilíbrio mais estável, e isso implica em precipitações de fases secundárias.

A Figura 01 ilustra esquematicamente as condições termodinâmicas para um sistema mecânico, cuja analogia pode ser estendida aos aços inox super duplex após tratamento térmico de solubilização e resfriamento em água.

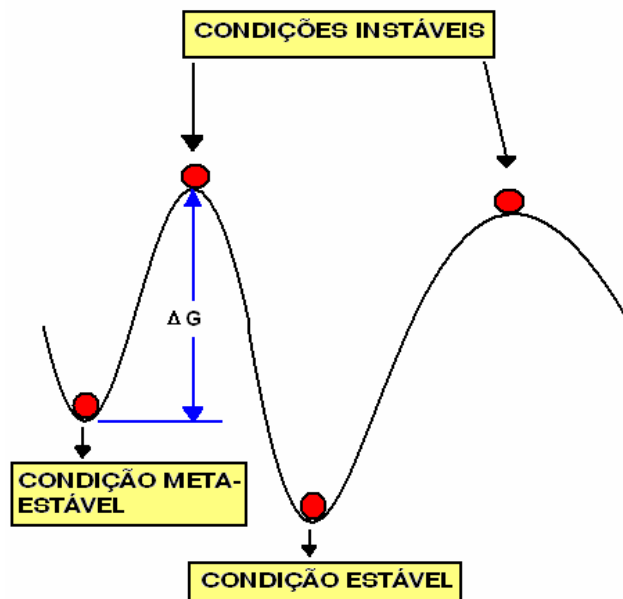


Figura 01: Representação esquemática das condições termodinâmicas para um sistema mecânico.

Após a solubilização e o resfriamento rápido em água, a estrutura que era estável em altas temperaturas, normalmente acima de 1100°C, torna-se metaestável à temperatura ambiente. Isso significa que, espontaneamente, o material não irá atingir a condição de estabilidade termodinâmica por si só, uma vez que existe um "gap" de energia (ΔG) a ser vencido para alcançar o equilíbrio.

A disponibilização de informações metalúrgicas a respeito dessa categoria de material é de grande importância para sua fabricação, bem como para sua utilização em campo, visando sempre a durabilidade dos equipamentos e também a integridade física dos mesmos durante o uso.

Os aços inoxidáveis duplex são ligas Fe-Cr-Ni-Mo, contendo até 0,30% em peso de nitrogênio na forma atômica, que apresentam microestruturas bifásicas compostas por uma matriz ferrítica e pela fase austenítica precipitada com morfologia arredondada e alongada.

A diferença básica entre os aços inoxidáveis duplex e super duplex consiste principalmente nas concentrações de cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio que essas ligas apresentam, sendo que alguns desses elementos interferem diretamente na resistência à corrosão por pite, que é uma forma de ataque químico em ambientes contendo íons halogênios, dentre eles destaca-se o íon cloreto (Cl⁻).

Uma maneira de quantificar empiricamente essa propriedade química é através da resistência equivalente à corrosão por pite, ou PRE_N (Pitting Resistance Equivalent). De acordo com a norma ASTM A890/A890M [2], essa grandeza pode ser calculada de acordo com a expressão:

$$PRE_N = \%Cr + [(3,3) \times (\%Mo)] + [(16) \times (\%N)]. \quad (1)$$

Assim, os aços inoxidáveis bifásicos (ferrítico/austenítico) cujos valores do PRE_N forem da ordem de 35 a 40, constituem a família dos aços inoxidáveis duplex e aqueles cujos PRE_N forem superiores a 40, constituem a família dos inoxidáveis super duplex.

Com relação à microestrutura, a concentração volumétrica de ferrita deve aproximar-se de $50\% \pm 5\%$ para um material corretamente balanceado do ponto de vista microestrutural.

A ferrita, considerada como sendo a matriz para um aço inox duplex e super duplex, consiste de uma fase cristalina composta por uma célula unitária cúbica de corpo centrado (CCC) e a austenita, a fase que precipita normalmente no estado sólido, apresenta uma célula unitária cúbica de face centrada (CFC), conforme Figura 02.

Os átomos são representados pelo modelo de esferas rígidas e nesses modelos foram considerados apenas os átomos de ferro, que é o elemento predominante nos aços inoxidáveis. É evidente que num aço inox duplex ou super duplex, formam-se soluções sólidas substitucionais tanto na ferrita quanto na austenita, devido às concentrações de cromo, níquel e molibdênio principalmente, bem como soluções sólidas intersticiais, devido às concentrações de carbono e nitrogênio.

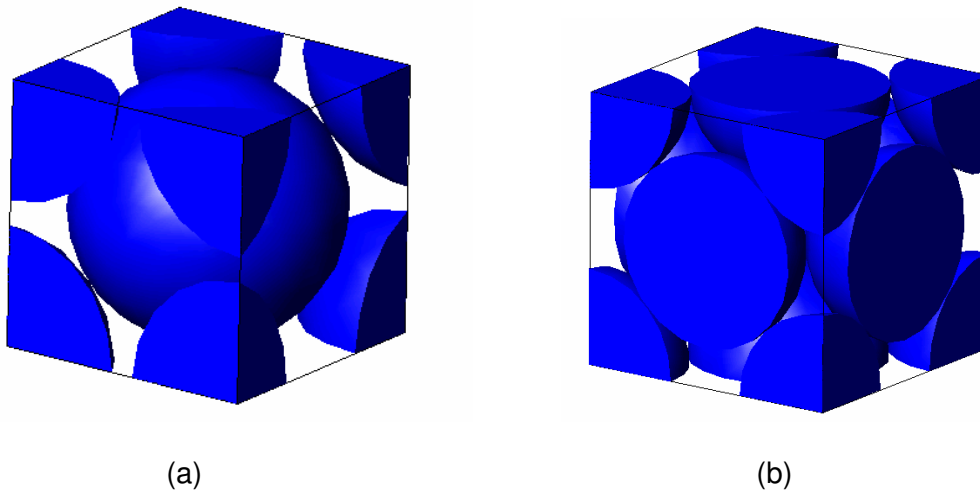
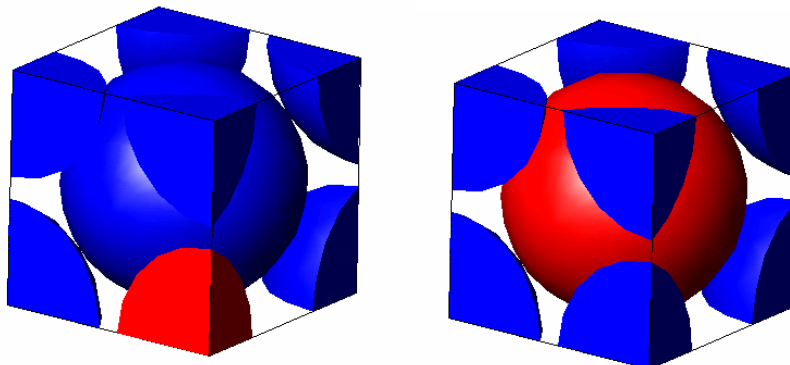


FIGURA02: Representação esquemática das células unitárias: (a) CCC e (b) CFC, somente com átomos de ferro.

Alguns exemplos esquemáticos de soluções sólidas substitucionais, na ferrita e na austenita podem ser vistos nas Figuras 03 e 04.



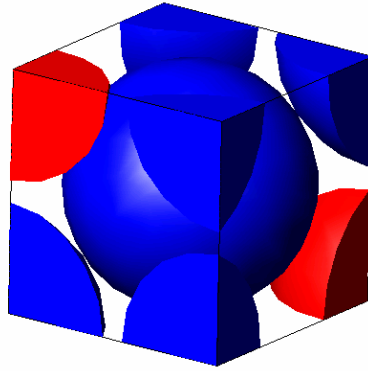


FIGURA 03: Representação esquemática de algumas substituições de átomos de ferro (azul) por átomos de cromo (vermelho) que podem ocorrer numa célula CCC.

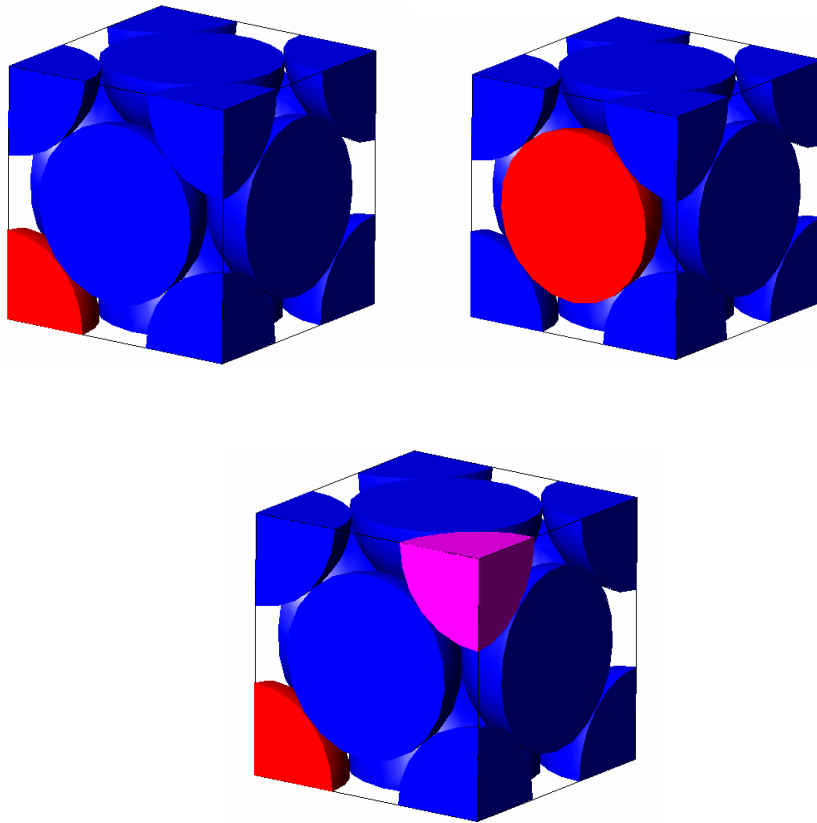


FIGURA 04: Representação esquemática de algumas substituições de átomos de ferro (azul) por átomos de cromo (vermelho) e por átomos de níquel (pink) que podem ocorrer numa célula CFC.

Esses dois cristais (CCC e CFC), formando soluções sólidas substitucionais e intersticiais coexistem em equilíbrio meta-estável na microestrutura dos aços inoxidáveis duplex e super duplex, evidentemente após tratamento térmico de solubilização e resfriamento em água.

Atualmente, essa categoria de aços inoxidáveis vem sendo utilizada com sucesso em aplicações nas quais as concentrações de íons cloreto chegam a atingir até 80000ppm,

com as temperaturas na faixa de 40°C a 80°C, em soluções contendo CO₂, oxigênio e gás sulfídrico (H₂S) dissolvidos.

A grande vantagem da utilização desses materiais é que a combinação de elementos como cromo, molibdênio e nitrogênio confere uma boa estabilidade química em ambientes salinos como a água do mar, que antigamente (décadas de 70 e 80) só era possível de se obter usando-se materiais com altas concentrações de cobre, como por exemplo os bronzes, e materiais com altas concentrações de níquel, como os Hastelloys, os Inconéis e os Monéis.

Essa categoria de material (aços inox duplex) é muito utilizada na fabricação de equipamentos rotativos como as bombas centrífugas, equipamentos estáticos, como as válvulas reguladoras de fluxo e até em partes estruturais para aplicações marinhas, particularmente na indústria de extração de petróleo, tanto em países tropicais quanto em países nórdicos.

As temperaturas nas quais esses materiais "trabalham" influenciam de forma significativa no processo de corrosão por pite, pois alteram a estabilidade do filme passivo de óxido de cromo formado na superfície do material.

III. HISTÓRICO DO DESENVOLVIMENTO DOS AÇOS DUPLEX E SUPER DUPLEX

A origem dos aços inoxidáveis austeno-ferríticos ocorreu na França por volta de 1933, quando um erro de adição de elementos de liga durante a fusão de um aço inox do tipo 18%Cr – 9%Ni – 2,5%Mo, na Companhia Jacob Holtzer, resultou numa composição química contendo 20%Cr – 8%Ni – 2,5%Mo, que promoveu uma alta fração volumétrica de ferrita numa matriz austenítica. A descoberta foi patenteada em 1935 como Ets JACOB HOLTZER – brevets Français, com a referência 803-361 [3].

Em 1937 foram patenteados os aços inoxidáveis duplex contendo cobre como elemento de liga, para melhorar a resistência à corrosão em muitos meios agressivos. Esses materiais foram denominados "Novas Ligas Inoxidáveis", referência 49.211[3]. Já em 1940, outra patente (referência 866-685)[3] foi registrada, dessa vez referente a aços inoxidáveis duplex contendo cobre e molibdênio, descrevendo também um novo processo, envolvendo tratamento térmico na faixa de 400°C a 500°C, possibilitando o endurecimento desses materiais, sem afetar sua resistência à corrosão ou causar fragilidade [3].

Durante o mesmo período (1930 – 1940), as pesquisas e as produções industriais de aços inoxidáveis duplex foram realizadas paralelamente na Suécia, com os antecessores do material patenteado como 3 RE 60 SANDVICK [3].

Nos Estados Unidos, foram encontrados registros da mesma época sobre aços inoxidáveis austeníticos contendo grandes frações volumétricas de ferrita. Assim, essa nova família de aços inoxidáveis foi estudada, patenteada e comercializada simultaneamente na França, Suécia e Estados Unidos. A "Compagnie des Ateliers et Forges de la Loire" desenvolveu o aço de grau UR 50, com uma estrutura bifásica α/γ , cujo alto valor para o limite de escoamento (maior que 400MPa) e excelente resistência à corrosão fez dele o principal candidato para aplicações em campos tais como: produção de sal, refinamento de petróleo, indústria alimentícia, indústrias de papel e celulose, indústrias farmacêuticas, etc. Naquela época já era possível produzir componentes forjados, fundidos e estruturas soldadas nesses aços.

Em 1947 o grau UR 50 foi padronizado pela marinha francesa como: IT 47 cat. 16b para a condição endurecida e o grau cat. 28b para a condição solubilizada. Nessa mesma época, foi desenvolvido também um aço inoxidável duplex, de nome comercial URANUS

CH, com um teor de nitrogênio da ordem de 0,2% em peso e com um limite de escoamento da ordem de 530MPa na condição solubilizada, devido ao efeito de endurecimento causado pelas adições de nitrogênio e de carbono.

Esses aços foram produzidos em fornos a indução de alta frequência (1200Hz), os quais serviam somente para fundir as matérias-primas, sem um refinamento adequado. Um vácuo parcial era usado para promover a remoção de carbono e uma desoxidação rudimentar, evitando que o "banho" fosse contaminado pelo oxigênio e nitrogênio da atmosfera.

Naquela época, não era possível respeitar faixas analíticas estreitas e teores muito baixos de oxigênio, enxofre e carbono. Os aços inoxidáveis duplex, principalmente na forma de produtos planos, poderiam ser facilmente identificados por suas quantidades elevadas de trincas. O efeito da adição de nitrogênio na estabilidade estrutural dos aços austeno-ferríticos também era ainda desconhecido.

De 1950 a 1970, foram realizados extensivos estudos sobre trabalhabilidade a quente, soldabilidade e resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex, e sobre a resposta estrutural a tratamentos térmicos e termomecânicos. Entretanto, as aplicações industriais permaneceram, a princípio, limitadas e foi a crise do níquel no início dos anos 50 que os conduziu novamente à posição de interesse. O desconhecimento da metalurgia dos aços inoxidáveis duplex, especialmente com relação à necessidade de resfriamentos rápidos, ou mesmo, solubilização seguida de resfriamento em água, explica a baixa ductilidade e baixa tenacidade das peças produzidas na época.

No final da década de 1950 foi desenvolvido nos Estados Unidos o grau CD4MCu (25%Cr-5%Ni-2%Mo-3%Cu) pelo ACI (Alloy Casting Institute). Entretanto, devido à fragilidade dos fundidos obtidos, o teor de cromo foi reduzido para a faixa de 22% até 23%, e o tratamento térmico de solubilização seguido por resfriamento em água foi adotado para melhorar a ductilidade. Todavia, as aplicações práticas desses materiais ocorreram na França, com o primeiro sino de mergulho submarino, construído com o material UR50 em 1964 [3].

Os três primeiros navios para transporte de produtos químicos, chamados: Zambeze, Zelande e Zeebrugge, construídos no estaleiro Dunkerque em 1970, foram confeccionados com o aço UR50 [3]. Nessa mesma época, uma nova escassez de níquel serviu como incentivo para a produção dos aços inoxidáveis duplex em escala industrial, que pelas suas excelentes características mecânicas e pela resistência à corrosão tornaram-se bem conhecidos.

A introdução dos processos de refinamento VOD e AOD nos anos 70, e o desenvolvimento contínuo até os dias de hoje, levaram a uma melhoria significativa nas propriedades desses materiais. De fato, tornou-se possível obter reduções consideráveis nos níveis de elementos residuais tais como: oxigênio, enxofre, carbono, etc., e ao mesmo tempo assegurar faixas composicionais estreitas, incluindo a do nitrogênio.

A precisão e a reprodutibilidade na composição química possibilitaram que as quantidades de fases α e γ fossem precisamente ajustadas. Além disso, o controle efetivo dos níveis de nitrogênio permitiu aumentar a resistência à corrosão e a estabilidade em altas temperaturas da estrutura duplex, particularmente nas Zonas Termicamente Afetadas (ZTA's) pelos processos de soldagem.

Finalmente, a redução nos níveis de residuais resultou numa grande melhoria na trabalhabilidade a quente, tornando possível a produção de chapas de inoxidável duplex, e mais recentemente, na produção de bobinas. Atualmente, várias fundições estão equipadas com modernas unidades de refino a vácuo e/ou argônio (VOD/AOD) com capacidades de processamento entre 1 e 20 toneladas. Mesmo para pequenas tonelagens, é possível obter aços com composições químicas precisas e baixos níveis de residuais, que são de extrema importância para as propriedades funcionais dos aços inoxidáveis duplex.

IV. METALURGIA DOS AÇOS DUPLEX E SUPER DUPLEX

Uma preocupação básica durante o processo de aciaria desses aços é com relação à solubilidade do nitrogênio na forma atômica, que é monitorado baseando-se nas equações de Wagner [4]. Esse controle é realizado ainda quando o metal está no estado líquido e garantirá a sanidade do material após sua solidificação. Essas equações resumem-se em conceitos termodinâmicos e são escritas da seguinte forma:

$$\log(\%)N_{T,P_{N_2}}^{liga} = \frac{1}{2} \log P_{N_2} + \left[\frac{-322}{T} - 1,182 \right] - \left[\sum_{j=2}^m e_{N_{Fe}}^j x(\%j) + \frac{1}{2} \sum_{j=2}^m r_{N_{Fe}}^j x(\%j)^2 \right]_{T,P_{N_2}} \quad (2)$$

onde o estado de referência é o Ferro puro no estado líquido, e

$$\log((\%)N_{T,P_{N_2}}^{liga}) = \frac{1}{2} \log P_{N_2} + \left[\frac{1467,6}{T} - 1,28 \right] - \left[e_{N_{Fe20Cr}}^{Cr} x(\%Cr - 20) + \sum_{j=1, j \neq Cr}^n e_{N_{Fe20Cr}}^j x(\%j) \right]_{T,P_{N_2}} \quad (3)$$

onde o estado de referência é uma liga Fe-20%Cr, também no estado líquido.

Os parâmetros de interação e_N^j e r_N^j são dados termodinâmicos e que levam em consideração as concentrações de cromo, níquel, molibdênio, manganês, silício e outros elementos de liga que esses aços contêm.

Outra premissa que deve ser considerada, também durante a fase de fusão, é o balanceamento microestrutural que o aço terá após sua solidificação. Em outras palavras, isso resume-se nas concentrações de ferrita e austenita na microestrutura final após tratamento térmico de solubilização e resfriamento em água.

Uma estimativa da fração volumétrica de ferrita na microestrutura pode ser feita através do quociente entre os elementos estabilizadores da ferrita, chamados de $Cr_{equivalente}$ e os elementos estabilizadores da austenita, chamados de $Ni_{equivalente}$. Existem várias maneiras de se calcular esses valores, mas a mais usada baseia-se na norma ASTM A800/A800M [5].

Paralelamente ao balanço microestrutural, também se controla a resistência equivalente à corrosão por pite (PRE_N), que indica quão resistente à formação de pite, em meios contendo íons cloreto, esses materiais são. A maneira de calcular esse índice também é muito discutível, pois alguns autores sugerem a inclusão dos elementos tungstênio e cobre [6].

Também é possível estimar-se as características mecânicas tais como: Limite de Escoamento (L.E.), Limite de Resistência (L.R.) e Alongamento (AL), baseando-se nas frações volumétricas de ferrita [7]. Apesar de serem equações experimentais, elas têm uma boa aproximação da realidade, mostrando desvios inferiores a 8%.

Todos esses controles descritos anteriormente devem ser adotados na fase de aciaria, isto é, com o metal no estado líquido, onde ainda é possível ajustar a composição química para se ter um material otimizado do ponto de vista metalúrgico.

As normas internacionais que padronizam esses materiais: ASTM e DIN principalmente, apresentam faixas muito grandes para as concentrações dos elementos químicos. Cabe ao metalurgista adequá-las de tal forma a obter-se as melhores

características mecânicas, em termos de resistência e tenacidade ao impacto, e químicas, em termos de resistência à corrosão.

Nos aços inoxidáveis duplex e super duplex, obtidos pelo processo de fundição em moldes de areia, torna-se praticamente impossível evitar a precipitação da fase sigma durante a solidificação, devido à baixa velocidade de resfriamento, mas é possível minimizar a sua concentração volumétrica na microestrutura através de conceitos metalúrgicos e do conhecimento sobre os efeitos de cada elemento químico na cinética de precipitação desse intermetálico.

O tratamento térmico de solubilização, seguido por resfriamento em água, promove a completa dissolução da fase sigma e de outros intermetálicos e fases carbônicas, que precipitam durante a solidificação, desde que seja executado adequadamente, pois trata-se de difusão atômica, que é uma função de duas variáveis: tempo e temperatura, e os átomos que devem se mobilizar (cromo e molibdênio) são relativamente grandes quando comparados ao átomo de ferro.

As fases presentes na microestrutura bruta de fundição possuem coeficientes de expansão térmica diferentes e isso pode causar um estado de tensões residuais tão elevado que muitas vezes o fundido trinca por completo, sendo impossível sua recuperação. Em alguns casos, esse estado de tensões não chega a ultrapassar o limite de resistência do material e ele não se rompe, porém, microfissuras são nucleadas na microestrutura e quando agravadas pelo estado de tensões internas começam a se propagar com o tempo, levando a uma falha (ruptura) do componente em operação, principalmente quando ele estiver sujeito a pressões de trabalho. Face a essa problemática, o controle total sobre a microestrutura bruta de fundição tem sido o grande desafio dos fabricantes de aços inox duplex e super duplex fundidos.

A Figura 05 ilustra a microestrutura de um aço inox super duplex no estado bruto de fundição, contendo três fase cristalinas diferentes: ferrita (matriz), austenita e fase sigma.

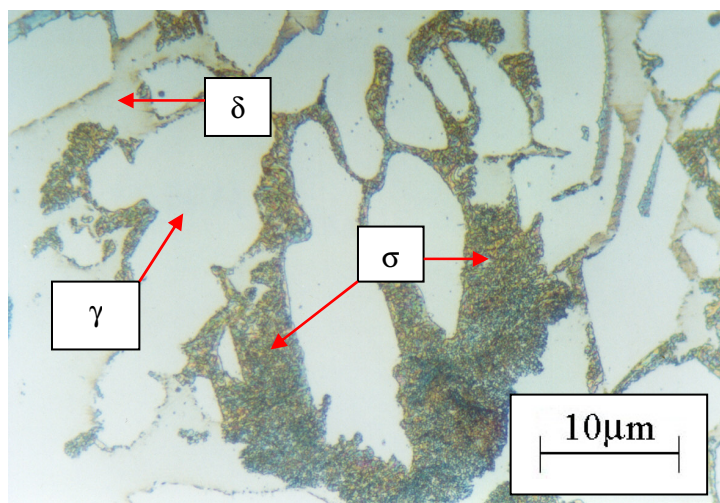


FIGURA 05: Material ASTM A890 Grau 6A. Estado bruto de fundição.
Reagente: Murakami.

A fase sigma precipita nas interfaces ferrita/austenita e cresce em direção à ferrita, que fornece elementos de liga (cromo e molibdênio) para sua formação. Esse processo ocorre no estado sólido através de uma reação eutetóide do tipo:



Pode-se visualizar a fase sigma com maior resolução por meio de microscopia eletrônica de varredura usando-se elétrons secundários, conforme mostrado na Figura 06, para o mesmo material, porém solubilizado a 1130°C e envelhecido a 920°C.

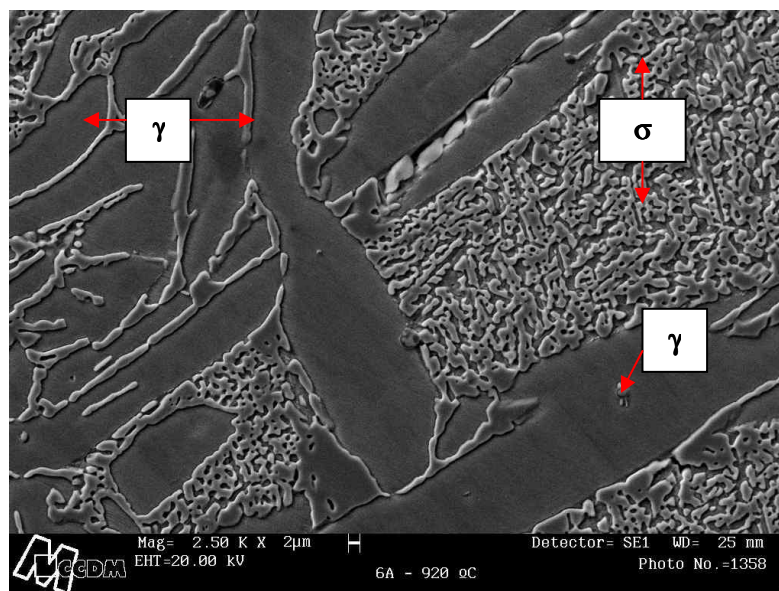


FIGURA 06: Micrografia eletrônica de varredura do material envelhecido a 920°C.

Observa-se que a fase sigma apresenta-se na forma rendilhada e contínua, consumindo praticamente toda matriz ferrítica adjacente a ela. A presença dessa fase deteriora a tenacidade ao impacto e por ser rica em cromo (30% em peso) e molibdênio (8% em peso) diminui a resistência à corrosão do material como um todo e principalmente da ferrita, onde a concentração de nitrogênio é bem baixa (0,02% em peso) [8,9].

A caracterização microestrutural para esses materiais não deve ser feita apenas por meio de microscopias óptica e eletrônica de varredura. Ensaio de difração de raios-x constituem uma técnica eficaz e rápida para detectar-se as fases presentes na microestrutura. Difractogramas, numa faixa de ângulos de difração que varia entre 40° até 60°, são muito comuns de se encontrar em trabalhos publicados na literatura técnica.

A Figura 07 ilustra um espectro de difração de raios-X para o aço inoxidável super duplex ASTM A890 grau 6A, na condição solubilizado, resfriado em água e envelhecido a 920°C por duas horas.

A radiação utilizada foi a do cobre ($\text{CuK}\alpha_1$) com comprimento de onda de 1,5406Å, uma fonte de 50KV, 100mA e uma velocidade de varredura de 1°/min. Os picos representam reflexões de planos atômicos posicionados de tal forma em relação ao feixe, que a Lei de Bragg seja plenamente satisfeita.

O difratograma, devidamente indexado, mostra em cada pico uma letra do alfabeto grego seguida por um conjunto de números entre parêntesis, contendo três algarismos, onde as letras representam as fases cristalinas presentes e os números representam os índices de Müller dos planos atômicos refletoraes.

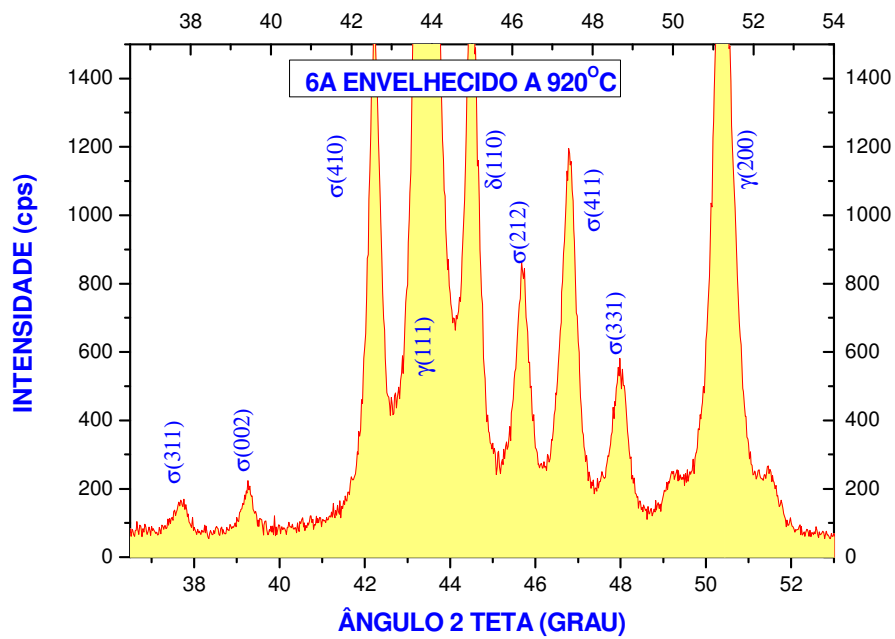


FIGURA 07: Difratoograma do material após envelhecimento a 920°C.

A análise da figura anterior mostra uma microestrutura composta por três tipos de estruturas cristalinas: a cúbica de corpo centrada (CCC) ou fase ferrítica, a cúbica de faces centradas (CFC) ou fase austenítica e a tetragonal de corpo centrado (TCC) ou fase sigma.

A limitação desse ensaio está vinculada à quantidade de microconstituintes e fases precipitadas, os quais devem apresentarem-se em concentrações superiores a 3% em volume na microestrutura. No difratograma da Figura 07 existem picos da fase sigma que foram encobertos pelas reflexões dos picos da austenita e da ferrita, que são muito mais intensas nessa faixa do espectro.

O comportamento da tenacidade ao impacto, medido por meio de ensaio Charpy, em função da concentração volumétrica da fase sigma é mostrado na Figura 08.

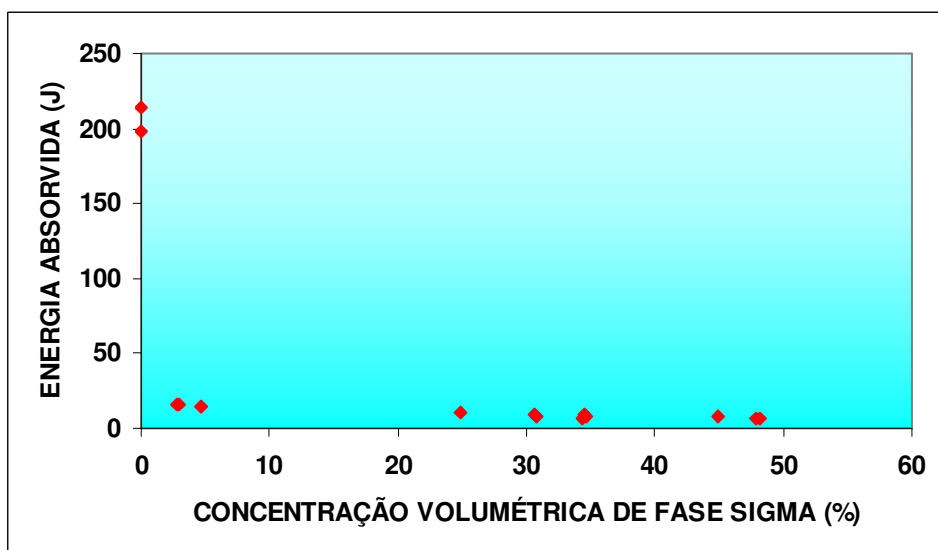


FIGURA 08: Valores da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy versus concentração volumétrica da fase sigma.

A presença de apenas 3% em volume da fase sigma na microestrutura faz com que a energia absorvida reduza de 200J, ou 220J para próximo de 15J à temperatura ambiente. O efeito fragilizante desse intermetálico é bastante pronunciado, pois trata-se de um microconstituente duro (próximo de 800HV) e precipita normalmente na forma de rede contínua, principalmente em temperaturas até 940°C [8].

Após tratamento térmico de solubilização e resfriamento em água a microestrutura torna-se totalmente bifásica, dissolvendo completamente a fase sigma e outros componentes secundários que aparecem em menores proporções, conforme pode ser visto na Figura 09.

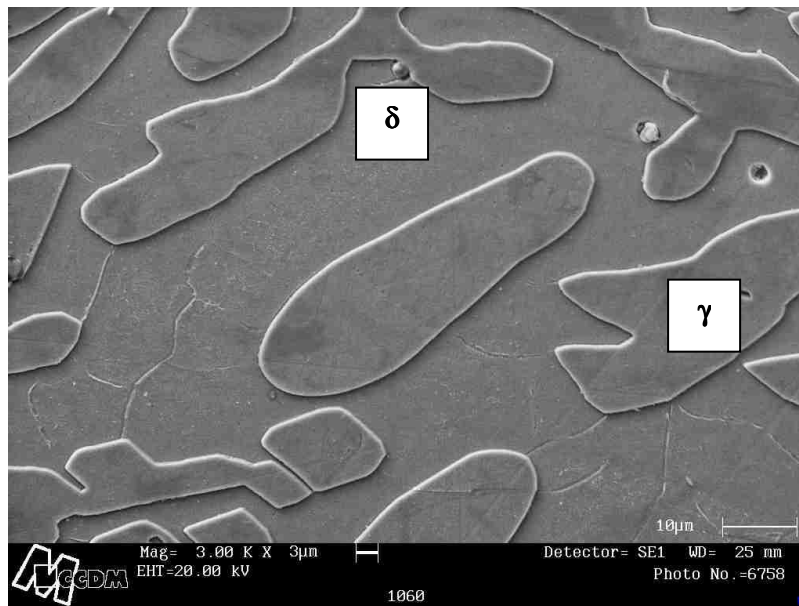


FIGURA 09: Micrografia eletrônica de varredura do material após solubilização a 1060°C.

A micrografia eletrônica mostra apenas a presença de duas fases na microestrutura e que não foram encontradas fases secundárias, bem como compostos intermetálicos, precipitados nas interfaces ferrita/austenita e tampouco nos contornos de grãos da ferrita.

A microestrutura correta desse tipo de aço, após tratamento térmico de solubilização e resfriamento em água, não deve conter precipitados secundários, sejam eles fases carbônicas ou compostos intermetálicos. Metalurgicamente, espera-se apenas duas fases: a ferrita e a austenita, apresentando um balanceamento quantitativo proporcionalmente equilibrado.

V. CONSIDERAÇÕES.

- Aços inoxidáveis duplex e super duplex são sistemas complexos, do ponto de vista de metalurgia física e requerem muitos conhecimentos teóricos principalmente para a produção de peças de grande porte.

- Esses materiais apresentam uma condição termodinâmica metaestável após tratamento térmico de solubilização e resfriamento em água, e quando submetidos a aquecimentos prolongados podem precipitar produtos secundários, comprometendo suas aplicações.
- Apesar de terem sido desenvolvidos na década de 70 na Europa e nos Estados Unidos, somente a partir da década de 90 vem sendo aplicados aqui no Brasil.
- Atualmente, essa categoria de material proporciona uma opção eficiente para aplicações em ambientes contendo altas concentrações (até 80000ppm) de íons cloreto e em temperaturas de até 80°C.
- Técnicas de fundição e de tratamentos térmicos adequadas estão intimamente relacionadas com a produção bem sucedida desses materiais.

VI. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] LEE, K. M.; CHO, H.S. and CHOI, D.C., *Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of δ/γ interface boundary and growth of austenite*, Journal of Alloys and Compounds 285, p. 156 – 161, 1999.
- [2] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM A890/A890M-91. *Standard practice for castings, iron-chromium-nickel-molybdenum corrosion resistant, duplex (austenitic/ferritic) for general application*. Annual Book of ASTM Standards. Easton. V.01.02. Ferrous Castings; Ferroalloys. p.556-569, 1999.
- [3] CHARLES J.; BERNHARDSSON, S. *Super duplex stainless steels: structure and properties*. In: DUPLEX STAINLESS STEELS'91, Beaune, Proceedings. Ed: Charles, J.; Bernhardsson, S. Les Ulis, France, Les Éditions de physique, v.1, p.3-48, 1991.
- [4] ANSON, D. R.; POMFRET, R. J.; HENDRY, A. *Prediction of the solubility of nitrogen in molten duplex stainless steel*. ISIJ International, Vol.36, No.7, p.750-758, 1996.
- [5] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM A800/A800M-91. *Standards practice for steel casting, austenitic alloy, estimating ferrite content thereof*. Annual Book of ASTM Standards. Easton. V.01.02. Ferrous Castings; Ferroalloys. p.458-463, 1999.
- [6] WEBER, J. SCHLAPFER, H.W. *Austenitic-Ferritic Duplex Steels*. SULZER Brothers Limited, Wintertur – Switzerland, p. 1 – 10, 1986.
- [7] PARK, Y.H. & LEE, Z.H. *The effect of nitrogen and heat treatment on the microstructure and tensile properties of 25Cr – 7Ni – 1,5Mo – 3W – xN duplex stainless steel castings*; Materials Science & Engineering A297, p. 78 – 84, 2001.

- [8] MARTINS, M. *Caracterização microestrutural-mecânica e resistência à corrosão do aço inoxidável super duplex ASTM A890 / A890M Grau 6A*, Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo, Interunidades EESC-IFSC-IQSC, 2006.
- [9] BATISTA, SILVIO ROGÉRIO de FREITAS. *Resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex fundidos, em ambientes contendo ions cloretos e CO₂*. Tese de Doutorado – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, 2002.