

CADERNO TÉCNICO

CADERNO TÉCNICO



INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE TRATAMENTO TÉRMICO NA MICROESTRUTURA DO AÇO INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX ASTM A890/A890M GRAU 5A.

AUTORES:

MARCELO MARTINS (1)

RICARDO CAVICHIOLLI JULIANO (2)

PALAVRAS CHAVE: MICROESTRUTURA, SUPER DUPLEX, TRATAMENTO TÉRMICO.

Os aços inoxidáveis duplex e os super duplex são ligas ferro-cromo-níquel-molibdênio, contendo até 0,3% em peso de nitrogênio, amplamente utilizadas para aplicações em ambientes contendo íons da família dos halogênios, principalmente o íon cloreto (Cl⁻). Os ambientes mais comuns, onde se utiliza esses materiais são as águas dos oceanos, onde as concentrações de sal variam desde 3,0% até 21%.

A metalurgia desses aços é extremamente complexa, devido à elevada sensibilidade à precipitação de fase sigma que apresentam em função das temperaturas a que são expostos, durante o resfriamento de solidificação.

O objetivo deste trabalho foi verificar a influência de várias temperaturas de tratamentos térmicos na microestrutura e na dureza de um aço inoxidável super duplex do tipo ASTM A890/A890M Gr 5A. O aumento da dureza nesses materiais está diretamente ligado ao aumento na concentração de fase sigma na microestrutura. Observou-se também que, com o aumento da temperatura de solubilização, diminui-se o teor de fase sigma na microestrutura e conseqüentemente diminui-se a dureza do material. Quando a fase sigma é totalmente dissolvida pelo tratamento térmico de solubilização, a dureza do material é ditada pelos teores de ferrita e austenita na microestrutura.

IV – INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis são ligas de FeCrNi com no mínimo 12% de Cr. A inoxidabilidade destes materiais é dada através da formação de um filme passivo, proveniente da reação do cromo com o oxigênio (O₂) do meio, produzindo um fino filme de óxido de cromo (Cr₂O₃). Alguns destes aços são denominados duplex pelo fato de possuírem duas fases: a ferrita (α) e a austenita (γ), podendo haver uma variação nas suas proporções da ordem de 30% a

70% de ferrita. Uma outra categoria de materiais pertencentes a essa família, porém com propriedades mais nobres, são os aços inox super duplex que também possuem uma estrutura ferrítica-austenítica e apresentam uma resistência equivalente à corrosão por pite (PRE, pitting resistance equivalent) maior que 40, com o PRE sendo calculado pela equação 01.

Existem outros elementos, que em conjunto com o Cr e Ni fazem parte da composição destes materiais e cujas conseqüências nas propriedades, podem ser observadas na tabela 01.

$$PRE = \%CR + (3,3)\%MO + (16)\%N \quad 01$$

ELEMENTO	AUMENTA	ESTABILIZA	DIMINUI
Cromo	Ferrita	P.R.E.	Tenacidade
Molibdênio	Ferrita	P.R.E.	Tenacidade
Níquel	Austenita	Tenacidade	
Manganês	Austenita	Solubilidade do Nitrogênio	
Cobre	Austenita	Resistência a Corrosão. Dureza	
Nitrogênio	Austenita	P.R.E. Dureza	
Nióbio	Ferrita	Resistência Mecânica.	Tenacidade

TABELA 01: INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS PROPRIEDADES DOS AÇOS INOX DUPLEX.

Os elementos químicos maiores, com raio atômico próximo ao do ferro, encontram-se em soluções sólidas substitucionais, ou seja, ocupam o lugar de um átomo de ferro na rede cristalina; tais elementos de liga são: Cr, Mo, Mn, Cu e Nb.

Por outro lado, os elementos químicos menores, C e N, com raios atômicos inferiores ao do ferro (Fe), formam soluções sólidas intersticiais, ou seja, ocupam os interstícios tetraedrais, para ferrita (fase a) que apresenta células unitárias CCC (cúbica de corpo centrado) e octaedrais, para a austenita (fase g) que apresenta célula unitária CFC (cúbica de face centrada).

A estabilidade das fases presentes nos aços inoxidáveis duplex pode ser representada esquematicamente pelo diagrama de fases pseudo binário da figura 01. Essas regiões sugerem diferentes mecanismos de transformações de fases da liga Fe-Cr-Ni, onde a concentração de ferro está fixada em 68% em peso e os teores de cromo e níquel variam independentemente [2].

REGIÃO I:

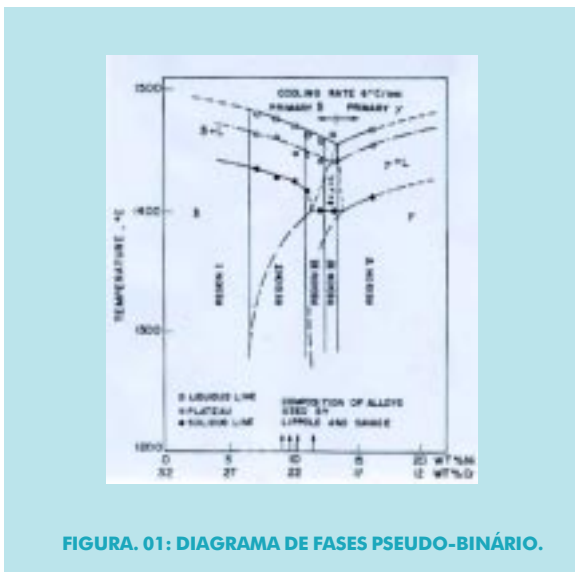


FIGURA. 01: DIAGRAMA DE FASES PSEUDO-BINÁRIO.

Nesta região, ocorre a nucleação e o crescimento dendrítico da fase d, que é a ferrita estável a altas temperaturas, e devido à grande quantidade de Cr, não se forma a austenita, ou seja, no fim do resfriamento será encontrada apenas a fase d. A sequência de transformação é a seguinte $L \rightarrow L + d \rightarrow d \rightarrow a$.

REGIÃO II:

Ligas com composições dentro desta faixa solidificam-se completamente como ferrita, sendo que, no resfriamento transformam-se parcialmente em austenita. A sequência de transformação no resfriamento é expressa da seguinte forma: $L \rightarrow L + d \rightarrow d$, com $d \rightarrow d + g$ no estado sólido. Esta transformação, $d \rightarrow g$ a partir do sólido, ocorre pelo fato do abaixamento de temperatura diminuir a solubilidade da matriz ferrítica, que começa a rejeitar elementos de liga como o Cr e o Ni que se concentram nos contornos de grãos da ferrita. Devido ao fato de ser rejeitado mais Ni do que Cr, a razão Cr/Ni diminui, favorecendo a nucleação e crescimento da austenita. Esse crescimento é intragranular e a morfologia resultante é conhecida como estrutura de Widmanstätten.

REGIÃO III:

A sequência de solidificação de ligas nessa região é predominantemente $L \rightarrow L + d \rightarrow L + d + g \rightarrow d + g$, com d transformando-se em g continuamente no estado sólido. Nesta região a austenita é formada a partir do líquido como uma fase secundária envolvendo a ferrita primária. A formação de austenita a partir do líquido ocorre da seguinte forma: como o crescimento da fase d é dendrítico, ocorre a formação de regiões líquidas, entre os ramos destas dendritas, que são ricos em elementos

de liga como o Ni por exemplo. Essas regiões tornam-se enriquecidas em elementos de liga pelo fato da frente de solidificação ter uma solubilidade baixa. Portanto, vários destes elementos são rejeitados e absorvidos pelo líquido, que possui uma razão Cr/Ni baixa o que promove a nucleação da fase g.

REGIÃO IV:

O modo de resfriamento e a microestrutura resultante na temperatura ambiente, de ligas dentro dessa estreita zona composicional, são influenciadas pelas menores variações na composição química e na taxa de resfriamento. Em alguns casos, a austenita forma-se diretamente do líquido – não apenas como uma fase secundária ao redor da ferrita – mas também como uma fase dendrítica primária. Dessa forma, a seqüência de solidificação será: L à L + d à L + d + g à d + g, com d transformando-se em g continuamente no estado sólido; porém, com um maior intervalo de coexistência das três fases, comparado com a região III.

REGIÃO V:

A única transformação observada nestas composições é a L à g, resultando numa matriz austenítica.

A solubilidade de átomos de soluto numa matriz metálica é diretamente proporcional a temperatura, ou seja, quanto maior a temperatura maior a solubilidade. No caso dos aços de alta liga, como os duplex, durante o processo de solidificação, a matriz metálica vai ficando cada vez mais pobre em elementos de liga, pois a estabilidade destes, a baixas temperaturas é maior na forma de carbonetos e outras fases intermetálicas (precipitados). Esses precipitados podem ser carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ [(Cr,Fe,Mo) $_{23}C_6$], M_6C [(Cr,Mo,Ni) $_6C$] e fases intermetálicas, c (fase Chi), h (Laves ou fase eta), s (fase sigma).

FASES CARBÔNICAS:

O carboneto do tipo $M_{23}C_6$ é comumente observado nos aços inoxidáveis; ele organiza-se numa estrutura cristalina cúbica de face centrada e possui parâmetro de rede $a_0=10,638\text{Å}$. A morfologia e seqüência de precipitação desses carbonetos, em amostras solubilizadas e envelhecidas, ocorre sucessivamente nos contornos de grão, contornos de maclas incoerentes, contornos de maclas coerentes e finalmente intragranularmente. Inclusões não metálicas atuam como “sites” para nucleação, ocorrendo simultaneamente com a precipitação nos contornos de maclas incoerentes.

O M_6C não é muito comum, sendo observado em amostras após um longo tempo de envelhecimento. Ele possui uma estrutura cristalina cúbica com parâmetro de rede $a_0=11,11\text{Å}$.

Por isso, sua presença pode ser detectada e medida através do ensaio de dureza do material, onde quanto maior for a dureza, maior será a quantidade de fase sigma. Sua formação dá-se inicialmente ao longo das interfaces ferrita/austenita e ferrita/ferrita, seguida de decomposição eutetóide: ferrita produzindo fase sigma e austenita. Quando esta cooperação não se estabelece, a fase sigma pode formar-se maciçamente. A decomposição $d \rightarrow s + g$ ocorre, pois o cromo e o molibdênio, em determinadas temperaturas são mais estáveis na forma $(Cr,Mo)_x(Ni,Fe)_y$, do que em solução sólida substitucional. A formação da fase s deixa a matriz ferrítica empobrecida dos seus principais estabilizadores, que são o Cr e o Mo e como há Ni dissolvido, a fase austenítica torna-se mais estável ocorrendo uma transformação isotrópica da matriz de ferro: $d \rightarrow g$.

Mecanismo a temperatura ambiente, ocorre uma certa instabilidade dos elementos de liga dissolvidos na matriz dos aços inoxidáveis duplex. Isto provoca a formação de vários carbonetos e fases intermetálicas. Fases intermetálicas c, h e s são termodinamicamente estáveis em ligas Ni-Cr-Fe-Mo com alta pureza.

O carbono, em solução sólida, evita a formação da fase s devido a incapacidade desta fase em dissolver (solubilizar) carbono, enquanto que as fases c e h são formadas simultaneamente com os carbonetos, pois são capazes de incorporar átomos de carbono em sua rede cristalina, enquanto que o Mo acelera a formação da fase sigma e isso é atribuído ao efeito do molibdênio, que causa um alargamento da estabilidade do campo dessa fase.

Na seqüência de transformação e decomposição, inicialmente, precipita $M_{23}C_6$ abaixo de 900°C como resultado da supersaturação da matriz metálica em carbono. A formação de carbonetos é rápida devido a segregação ao longo dos espaços, onde ocorreram as nucleações iniciais, como por exemplo os contornos de grãos, e também devido à rápida difusão dos átomos de carbono. Além da redução no teor de carbono as fases intermetálicas c e h, provocam um "empobrecimento" da matriz em cromo e molibdênio.

É sabido que a solubilidade do carbono na matriz, aumenta rapidamente com o aumento da temperatura e com o decréscimo dos teores de cromo e molibdênio, contidos na matriz. A diferença de tempo para formação de fases intermetálicas comparadas com a precipitação de carbonetos, é atribuída a baixa taxa de difusão dos elementos substitucionais, requerida para a nucleação e

crescimento de fases intermetálicas, enquanto que, para a precipitação de $M_{23}C_6$, apenas o carbono tem que se difundir para áreas já enriquecidas em átomos de elementos formadores de carbonetos metálicos.

Após certa quantidade das fases c, s e h a solubilidade do carbono na matriz metálica, empobrecida em Cr e Mo aumenta, resultando na dissolução do $M_{23}C_6$. Devido a difusividade baixa dos componentes metálicos dos carbonetos, com o aumento da temperatura, ocorre a formação de sítios ricos em Cr e Mo que funcionam como nucleantes para a formação adicional de partículas c e s.

Em aços com baixo carbono as fases chi e sigma são formadas diretamente da matriz, com alta energia de interface a temperaturas de envelhecimento maiores que 900°C , na qual a concentração de carbono é inferior ao limite de solubilidade. Nos aços com alto teor de carbono é necessário uma temperatura maior para solubilizar os átomos deste elemento, o que resulta numa faixa de temperaturas mais ampla onde os carbonetos permanecem estáveis. Com isso, a formação de fases intermetálicas é retardada, devido ao tempo necessário para que a matriz absorva uma quantidade suficiente de átomos de carbono que viabilize a formação dessas fases, ou seja, a alta concentração de carbono em solução sólida atua como um desacelerador na nucleação de fases intermetálicas. Tratamentos Térmicos:

Nos aços inoxidáveis duplex, os precipitados são extremamente prejudiciais ao desempenho do material, por isso é necessário a utilização de tratamentos térmicos para a adequação da microestrutura.

O tratamento térmico utilizado para estes materiais é o de solubilização seguido de um resfriamento brusco em água. Esse tratamento consiste no aquecimento do material em forno, até uma temperatura constante ideal e durante um tempo adequado (estes parâmetros são normalizados), para que ocorra a dissolução de todas as fases intermetálicas e carbonetos indesejáveis, além da solubilização de todos os elementos de liga. A precisão no tempo de solubilização é muito importante, pois se este não for suficiente, não ocorrerá uma solubilização completa dos átomos de soluto. Se, por outro lado, o tempo for ultrapassado, ocorrerá um crescimento maior dos grãos com perdas nas propriedades mecânicas, além de um gasto desnecessário de energia. O resfriamento brusco é mandatário para "congelar" na temperatura ambiente a estrutura estável em altas temperaturas, e evitar que a difusão atômica ocorra durante

o resfriamento, formando precipitados indesejáveis na microestrutura.

IV - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL:

Os corpos de prova foram retirados da linha de produção (fundição), onde o metal líquido foi vazado em moldes de areia aglomerada com resina fenólica - uretânica, no formato de blocos tipo "quilha", segundo norma ASTM A781/A781M.

A parte útil do bloco foi cortada, ("fatiada") em pastilhas com uma polegada de espessura e nestas pastilhas foram impressas a letra correspondente ao forno em que o material foi fundido e o número da corrida do forno. Particularmente, todas as amostras são provenientes do forno "M" da SULZER BRASIL

– DIVISÃO FUNDINOX, que é um forno a indução a vácuo (VID), capaz de produzir ligas com extra baixo teor de carbono ($< 0,03\%$ em peso).

A importância da diferenciação, entre as amostras, é a composição química, pois cada uma possui pequenas variações nos teores de cada elemento de liga, sendo que estes desvios estão dentro dos limites fixados pela norma e são estes os responsáveis pelo balanço percentual entre as fases: ferrita e austenita, juntamente com os parâmetros determinados para a realização do tratamento térmico.

As amostras estudadas atendem à norma ASTM A890/A890M Grau 5A, cujas respectivas composições químicas estão representadas na tabela 02.

CP	%C	%CR	%NI	%MN	%SI	%MO	%S	%P	%N
01	0,026	24,64	7,1	0,82	0,93	4,14	0,011	0,034	0,20
02	0,03	25,52	7,23	0,71	0,88	4,02	0,010	0,033	0,20
03	0,019	24,62	7,40	0,67	0,61	4,05	0,006	0,033	0,22
04	0,015	24,61	7,38	0,59	0,76	4,05	0,020	0,032	0,19
05	0,028	24,59	7,14	0,64	0,68	4,12	0,013	0,031	0,25
06	0,022	24,59	7,15	0,64	0,69	4,10	0,011	0,031	0,19
07	0,021	24,80	7,63	0,80	0,94	4,30	0,013	0,032	0,19
08	0,027	24,34	7,85	0,89	0,70	4,03	0,011	0,030	0,22
09	0,027	24,13	7,42	0,71	0,79	4,14	0,009	0,032	0,18
10	0,016	24,79	7,13	0,83	0,97	4,11	0,011	0,033	0,15

TABELA 02: COMPOSIÇÕES QUÍMICAS DAS AMOSTRAS.

Os valores acima mostrados foram obtidos através de análise via espectroscopia de emissão óptica, exceto para o Nitrogênio, que foi utilizada a técnica de combustão.

O tratamento térmico recomendado para esse material consiste de uma solubilização a 1120°C (mínimo), de uma manutenção por tempo suficiente para que o calor atinja todo material, de um resfriamento dentro do forno até 1045°C e em seguida um resfriamento em água.

Esse tratamento visa eliminar todos carbonetos secundários e fases intermetálicas da microestrutura.

Para fim deste trabalho, realizou-se vários tratamentos térmicos em temperaturas adequadas para a precipitação da fase sigma, com o objetivo de identificá-la e quantificá-la na microestrutura do material. Isso posto, os tratamentos foram realizados empregando-se um forno elétrico da marca Brasimet do tipo câmara, modelo K -150; capacidade volumétrica de 6,7 litros e temperatura máxima de 1300°C.

Primeiramente, partiu-se de amostras devidamente solubilizadas conforme ciclo de tratamento térmico especificado na norma ASTM A890/A890M, para garantir que todos carbonetos e fases intermetálicas, precipitados durante o resfriamento de solidificação, fossem devidamente dissolvidos. Em seguida, realizou-se vários tratamentos térmicos específicos, com o objetivo de precipitar fase sigma na microestrutura do material, tabela 03.

ToTo.	1	2	3	4	5	6
T(°C)	1000	1020	1040	1060	1080	1100

O tempo de permanência nessas temperaturas foi de 2,5 horas, visto que as amostras tinham menos que uma polegada de espessura.

O forno foi carregado na condição pré-aquecido a uma temperatura de 600 °C e a uma taxa de aquecimento máxima, da ordem de 290 °C por hora, até atingir-se a temperatura de patamar.

PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA METALOGRAFIA:

Após os tratamentos térmicos, iniciou-se a preparação das amostras para análise metalográfica, onde cada uma foi lixada, numa seqüência de lixas d'água com granulometrias: 220; 320; 400 e 600 meshes e polidas com pasta diamantada. As pastas utilizadas tinham as seguintes granulometrias: 4 – 8 mm; 2 – 4 mm e 0 – 1 mm.

Com as amostras devidamente polidas realizou-se o ataque químico. O reagente mais indicado para os aços inoxidáveis super duplex é a solução denominada BEHARA – II. Este ataque revelou uma matriz ferrítica em azul e austenita na forma de agulhas em amarelo; o ataque não foi muito eficaz para amostras que apresentaram grande quantidade de precipitados. Como alternativa foram testados outros reagentes e o que apresentou o melhor desempenho foi o reagente de Murakami. Essa solução foi usada apenas para atacar as interfaces entre as fases, após isto o reagente Behara II foi novamente utilizado para a diferenciação cromática entre elas.

PREPARAÇÃO DAS SOLUÇÕES:

BEHARA – II. Componentes: água (H_2O), ácido clorídrico (HCl) e metabissulfito de potássio ($K_2S_2O_5$).

Primeiramente foi preparada a solução estoque, constituída de uma mistura de 1000ml de água com 200ml 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. Para cada 100ml de solução estoque foram adicionados 0,3g de metabissulfito de potássio.

Por medida de segurança, o ataque químico foi realizado em "capela" com sistema de exaustão, onde a solução química foi depositada num Becker; em seguida, mergulhou-se e agitou-se as amostras nesta solução até que suas superfícies adquirissem uma coloração azul escuro. O tempo necessário para o ataque forçado da área preparada foi bastante variado, mas em média, constatou-se da ordem de 8 a 15 segundos por amostra, e finalmente, as amostras foram lavadas com álcool etílico e secadas em ar quente.

REAGENTE DE MURAKAMI.

Componentes: água (H_2O), ferricianeto de potássio [$K_3Fe(CN)_6$] e hidróxido de potássio (KOH).

A preparação desta solução foi na proporção de 1:1:1, ou seja, foram utilizados: 30 g de água, 30 g de ferricianeto de potássio e 30 g de hidróxido de potássio.

O tempo necessário para este ataque foi em média 20 segundos por amostra e em seguida, todas foram lavadas com álcool etílico e secadas em ar quente.

ANÁLISE MICROESTRUTURAL DAS AMOSTRAS:

Para análise microestrutural foi utilizado um microscópio óptico da marca Unimet modelo Union 7247, equipado com lentes oculares de amplificação 10 vezes e quatro lentes objetivas planares Nikon, nos respectivos aumentos: 5, 10, 20 e 40 vezes .

O registro das microestruturas foi feito através de fotos em filmes de 35mm, que foram obtidas com a utilização de uma câmera fotográfica Nikon, e de um fotômetro da marca Unimet modelo Union Exposure Meter EM – 2, acoplados ao microscópio. Também foram feitas identificações e contagens das fases: ferrita, austenita e sigma, para as amostras estudadas. O método adotado foi o de contagem de pontos e para isso foi utilizada uma rede de 100 pontos e um aumento de 200 vezes (baseada na norma ASTM E-564).

ENSAIO DE DUREZA (HB):

A realização deste teste teve como objetivo a confirmação da presença de fase sigma detectadas anteriormente em análise microestrutural. O aparelho utilizado para o ensaio foi um durômetro portátil Brinella, que por meio de uma esfera de 10 mm de diâmetro transferiu para as amostras uma carga de 3.000 Kgf. Os

diâmetros das impressões de dureza foram medidos utilizando uma luneta com um escalonamento de 0,05 mm o que fornece uma precisão de ± 5 HB e a conversão do diâmetro da impressão de milímetros para dureza Brinell (HB), foi feito segundo uma tabela (Brinell Hardness Numbers).

V - RESULTADOS E DISCUSSÕES:

Os resultados a seguir referem-se as amostras que receberam o tratamento térmico conforme tabela 03.

Todas as amostras submetidas a tratamentos térmicos utilizando temperaturas de patamares para solubilização de 1000°C, 1020°C e 1040°C, apresentaram fase sigma na microestrutura. Para as demais temperaturas de solubilização (1060°C, 1080°C e 1100°C) não foi observado nenhum precipitado via microscopia óptica.

As figuras seguintes mostram as microestruturas do material com as diferentes temperaturas de tratamento térmico.

Foram escolhidas aleatoriamente amostras de várias corridas de forno para representarem a influência das diferentes temperaturas de patamar na microestrutura do material.



Figura 4:
solubilização a 1000°C.
Aumento: 100X
Ataque: Behara II



Figura 5:
solubilização a 1020°C.
Aumento: 200X
Ataque: Behara II



Figura 6:
solubilização a 1040°C.
Aumento: 200X
Ataque: Behara II



Figura 7:
solubilização a 1060°C.
Aumento: 100X
Ataque: Behara II



Figura 8:
solubilização a 1080°C.
Aumento: 100X
Ataque: Behara II



Figura 9:
solubilização a 1080°C.
Aumento: 100X
Ataque: Behara II

Para as amostras solubilizadas a 1000°C, 1020°C e 1040°C, observa-se claramente a presença de fase sigma (regiões de coloração branca), precipitada na interface ferrita/austenita, onde a fase ferrítica aparece com coloração azul e a austenita com coloração amarelada, na forma de "ilhas".

Por outro lado, com temperaturas de solubilização da ordem de 1060°C, 1080°C e 1100°C, as microestruturas são compostas por uma matriz ferrítica contendo austenita precipitada com morfologia alongada. Isso mostra que temperaturas de solubilização de até 1040°C não são suficientes para garantir uma microestrutura totalmente isenta de fase sigma. Porém, temperaturas da ordem de 1060°C, ou superiores, promovem uma estrutura homogênea composta apenas por ferrita e austenita, onde nenhum composto intermetálico foi detectado por microscopia óptica.

O resultado da análise metalográfica quantitativa, para avaliação do teor de fase sigma precipitada em função da temperatura de tratamento térmico, é mostrado na figura 10.

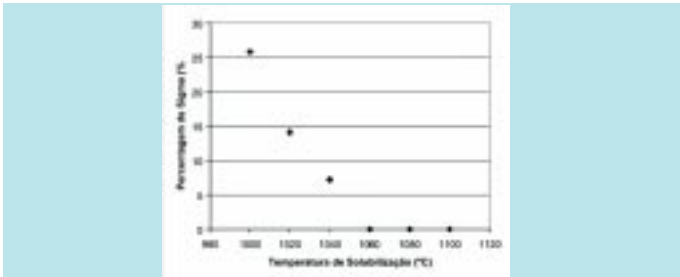


FIGURA 10: TEOR DE FASE SIGMA EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE SOLUBILIZAÇÃO.

Conforme pode ser visto a concentração de fase sigma aumenta à medida que a temperatura de solubilização diminui, chegando a valores da ordem de 26% para uma temperatura de solubilização de 1000°C. Pela análise da figura anterior, verifica-se que a fase sigma é dissolvida a partir de temperaturas de solubilização acima de 1060°C.

Um comportamento similar ocorre com a dureza desse aço, em função da temperatura de solubilização. Pois, sabe-se que a fase sigma é um composto intermetálico extremamente duro. Então, à medida que a concentração dessa fase aumenta, a dureza do material como um todo também eleva-se. A figura 11 exibe esse comportamento.

Conforme pode ser visto, para temperaturas de solubilização de 1000°C a dureza do material atinge valores de 296 Brinell, uma vez que a alta concentração de fase sigma contribui significativamente para o aumento dessa propriedade.

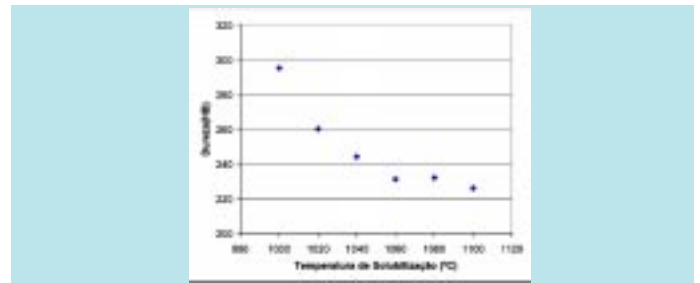


FIGURA 11: VALORES DE DUREZA EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE SOLUBILIZAÇÃO.

Esse comportamento constitui um diagnóstico simples e rápido nas fundições de aços inoxidáveis duplex e super duplex, pois a verificação dessa propriedade informa se a fase sigma está ou não presente na microestrutura do material. Assim, através de dados experimentais, pode-se assegurar que para durezas de até 23HRC em peças fundidas, não se tem a precipitação de fase sigma na microestrutura; porém durezas maiores já dão indícios de precipitação dessa fase intermetálica.

Quando a temperatura de solubilização atinge patamares acima de 1060°C, a dureza do material é dada em função somente dos teores de ferrita e de austenita na microestrutura.

VI - CONCLUSÕES:

A fase sigma precipita preferencialmente nas interfaces entre as fases ferrítica e austenítica.

A fase austenítica precipita com morfologia característica, assemelhando-se a "ilhas" alongadas, conforme mostram as figuras de 04 a 09.

À medida que se diminui a temperatura de solubilização, aumenta-se a quantidade de fase sigma precipitada na microestrutura (figuras de 04 a 10).

O teor máximo para a concentração de fase sigma precipitada foi da ordem de 26%, ocorrido para a temperatura de solubilização de 1000°C.

Para temperaturas de solubilização acima de 1060°C não foi detectada a presença de fase sigma na microestrutura do material (figuras 07 a 10).

À medida que se aumenta a temperatura de solubilização, diminui-se a dureza do material (figura 11).

O valor máximo obtido para a dureza foi de 298 Brinell e ocorreu para um teor de fase sigma associado da ordem de 26%.

Para temperaturas de solubilização da ordem de 1060°C e maiores, a dureza do material é influenciada apenas pelos teores de ferrita e austenita na microestrutura do material.

VII - Referências bibliográficas

- 1 - WEBER, J. *Materials for Seawater Pumps and Related Systems*. SULZER Brothers Limited; Winterthur; Switzerland , p. 1-12.
- 2 - LEONE, G.L.; KERR, H.W. *The Ferrite to Austenite Transformation in Stainlees Steels*. *Welding Research Supplement*, p. 13-s – 21-s, January, 1982.
- 3 - ROSSITTI, S.M. *Efeito do Nióbio na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas do Aço Inoxidável Super Duplex Fundido SEW 410 W*. Nr. 1.4517. *Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo, Interunidades EESC-IFSC-IQSC*, p. 49-53, (2000).
- 4 - WEISS, B.; STICKLER, R. *Phase Instabilities High Temperature Exposure of 316 Austenitic*. *Metallurgical Transaction v.3*, p 851-864, april 1972.
- 5 - POHL, M. *The Ferrite/Austenite Ratio of Duplex Stainless Steels*. *Z. Metallkd.* 86, 2, p. 97-101, may, 1995.
- 6 - SIEWERT, T.A.; McCOWAN, C.N.; OLSON, D.L. *Ferrite Number Prediction to 100 FN in Stainlees Steel Weld Metal*. *Welding Research Supplement*, p. 289-s – 297-s, december 1988.
- 7 - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS ASTM A781/A781M – 91. *Standart Practice for Casting, Steel and Alloy, Common Requirements, for General Industrial Use*. *Annual book of ASTM standartds*. Easton. V.01.02. *Ferrous Castings; Ferroalloys*. p. 440-443 (1999).
- 8 - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS ASTM A370 – 97a. *Standart Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*. *Annual Book of ASTM Standartds*. Easton. V.01.02. *Ferrous Castings; Ferroalloys*. p. 148-200 (2001).
- 9 - MAEHARA, Y.; OHMORI, Y.; MURAYAMA, J.; FUJINO, N.; KUNITAKE, T. *Effects of Alloying Elements on σ Phase Precipitation in δ -g Duplex Phase Stainlees Steels*. *Metal Science*, v. 17, p. 541-547, November, 1983.
- 10 - VITEK, J.M.; DAVID, S.A. *The Sigma Phase Transformation in Austenitic Stainlees Steels*. *Welding Reserch Supplement*, p. 106-s – 110-s, april, 1986.
- 11 - SOUTHWICK, P.D.; HONEYCOMBE, R.W.K. *Decomposition of Ferrite to Austenite in 26%Cr-5%Ni Stainlees Steels*. *Metal Science*, p. 253-261, july, 1980.
- 12 - BARCIK, J. *Mechanism of σ Phase Precipitation in Cr-Ni Austenitic Steels*. *Materials Science and Technology*, v. 4, p. 5-15, January (1988).

VIII - AGRADECIMENTOS:

Agradeço a SULZER BRASIL S/A pelo material doado e pelo incentivo que recebo para desenvolver pesquisas com aços inoxidáveis super duplex, os quais são amplamente empregados em seus equipamentos rotativos, expostos a meios corrosivos e abrasivos de alto compromisso.