

# Aços inoxidáveis duplex: uma breve visão

*Keli Vanessa Salvador Damin<sup>1</sup>*

*Daniel João Generoso<sup>2</sup>*

*Francisco Cavilha Neto<sup>3</sup>*

## **Resumo**

O desenvolvimento dos aços inoxidáveis significou um grande avanço na fabricação de materiais resistentes à corrosão. Dentre os aços inoxidáveis desenvolvidos, estão os aços inoxidáveis duplex (AID). Os AID são aços de baixo teor de carbono, ligados principalmente ao cromo, níquel e molibdênio que possuem composição balanceada, de modo a se obter uma microestrutura mista, com frações volumétricas aproximadamente iguais de ferrita e austenita. Este artigo apresenta uma visão geral sobre os aços inoxidáveis duplex, começando com um resgate do contexto histórico, dos processos de fabricação, da classificação, passando pelas propriedades mecânicas e metalúrgicas e finalizando com as principais aplicações desse material.

**Palavras-chave:** Aços inoxidáveis duplex. Metalurgia. Propriedades.

## **Abstract**

*The development of stainless steels has meant a major breakthrough in the manufacture of corrosion resistant materials. Among the developed stainless steels, there are the duplex stainless steels (AID). The AID are low carbon steels, mainly related to chromium, nickel and molybdenum, which have a balanced composition, in order to obtain a mixed microstructure with approximately equal volumetric fractions of ferrite and austenite. This paper presents an overview of duplex stainless steels, starting from the historical context, from manufacturing processes, from classification, from mechanical and metallurgical properties and ending with the main applications of this material.*

**Keywords:** Duplex stainless steel. Metallurgy. Properties.

---

1 Mestre em Ciência de Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), Florianópolis, SC, Brasil. Professora do curso técnico em Mecânica do Instituto Federal de Santa Catarina (IFSC), Chapecó, SC. E-mail: keli.salvador@ifsc.edu.br  
2 Mestre em Educação pela Universidade do Extremo Sul Catarinense (UNESC), Criciúma, SC. Professor do curso técnico em Eletromecânica do Instituto Federal de Santa Catarina (IFSC), Araranguá, SC. E-mail: danieljoaogeneroso@gmail.com  
3 Graduando em Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), Florianópolis, SC. E-mail: franciscocavilha@gmail.com

## 1 Introdução

Dentro do setor metalúrgico, uma das principais buscas é o controle da corrosão. A aplicação de revestimentos protetores, como tintas e revestimentos metálicos, é uma alternativa bastante difundida. Entretanto, para algumas situações, a aplicação desses revestimentos não é viável e, em alguns casos, podem não oferecer toda a proteção necessária.

O desenvolvimento dos aços inoxidáveis significou um grande avanço na fabricação de materiais resistentes à corrosão. Os aços inoxidáveis possuem, como base, os sistemas Fe-Cr e Fe-Cr-Ni com, no mínimo, 10,5% de cromo em solução sólida. Quando expostos à atmosfera com oxigênio, formam uma camada passiva de óxidos que impedem o contato do metal base, com a atmosfera agressiva (CARBÓ, 2008).

Diferentemente de outros materiais, nos quais a classificação é feita com base na composição química, nos aços inoxidáveis a classificação é feita de acordo com a microestrutura presente. Dessa forma, os aços inoxidáveis podem ser classificados em cinco famílias: ferríticos, martensíticos, austeníticos, endurecíveis por precipitação e duplex.

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são aços de baixo teor de carbono, ligados principalmente ao cromo (18 a 27%), níquel (4 a 7%) e molibdênio (0 a 4%), que possuem composição balanceada. Essa composição é o que permite obter uma microestrutura mista com frações volumétricas aproximadamente iguais de ferrita e austenita (ZHONG *et al.*, 2012). A microestrutura mista faz com que esse aço apresente uma combinação favorável das propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, conferindo-lhes uma elevada resistência à corrosão sob tensão, se comparados com os aços inoxidáveis austeníticos e uma maior ductilidade, quando comparados aos aços inoxidáveis ferríticos. A sua tenacidade situa-se entre a dos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos, além de apresentar uma elevada tensão de escoamento que permite a

fabricação de componentes com paredes finas e alta resistência mecânica, possibilitando, assim, a redução da quantidade de material (PINEDO; TSCHIPTSCHIN, 2013; SILVA, 2008).

Neste artigo, serão abordadas as características, aplicações e formas de obtenção dos aços inoxidáveis duplex.

## 2 História

A primeira referência sobre aço inoxidável duplex surgiu em 1927, quando Bain e Griffith relataram seus resultados em um sistema Fe-Cr-Ni e mencionaram a existência de um campo, compreendendo duas fases: austenita e ferrita (ALVAREZ-ARMAS, 2008). Na década de 30, na companhia francesa Jacob Holtzer, um erro na adição de elementos de liga, no processo de fabricação de aço inox do tipo 18% Cr – 9% Ni – 2,5% Mo, resultou numa composição química contendo 20% Cr – 8% Ni – 2,5% Mo que promoveu uma alta fração volumétrica de ferrita numa matriz austenítica (ALVAREZ-ARMAS, 2008).

A Suécia realizava pesquisas e produções industriais de aços duplex paralelamente (período entre 1930 – 1940). Registros dessa mesma época foram encontrados nos Estados Unidos, os quais já descreviam aços inoxidáveis austeníticos que continham grandes frações volumétricas de ferrita. Isso indica que essa nova família de aços inoxidáveis foi estudada, patenteada e comercializada simultaneamente na França, Suécia e Estados Unidos (CHARLES; BERNHARDSSON, 1991).

Em 1937, na França, foram patenteados os aços inoxidáveis duplex, sob a denominação de “Novas Ligas Inoxidáveis” que continham cobre como elemento de liga. A adição de cobre melhoraria a resistência à corrosão em muitos meios agressivos (GUNN, 2003).

Já em 1940, os aços inoxidáveis duplex, que continham cobre como elemento de liga, receberam também molibdênio em sua composição. Ocorria então, um novo processo que envolvia

tratamento térmico na faixa de 400 a 500°C e possibilitava o endurecimento do material, sem afetar sua resistência à corrosão ou causar fragilidade (MARTINS; CASTELETTI, 2007).

A *Compagnie des Ateliers et Forges de La Loire* desenvolveu o aço denominado UR50 que possuía estrutura bifásica, tensão de escoamento maior que 400 MPa e excelente resistência à corrosão. O que fez dele o principal material para aplicações em campos tais como: produção de sal, refinamento de petróleo, indústria alimentícia, indústrias de papel e celulose, indústrias farmacêuticas, entre outras (GUNN, 2003).

Em 1947, a marinha francesa adotou, como padrão para fabricação de seus navios, a liga de inox duplex denominada de UR50 que trazia na composição 21% de Cr, 7% de Ni, 2,5% de Mo, 1,5% de Cu e 0,07% de N (ALVAREZ-ARMAS, 2008). Nessa mesma época, foi desenvolvido também um aço inoxidável duplex, de nome comercial URANUS CH, com um teor de nitrogênio em torno de 0,2% em peso e com um limite de escoamento da ordem de 530 MPa na condição solubilizada, devido ao efeito de endurecimento causado pelo nitrogênio e carbono. Como não era possível manter controle preciso sobre teores de oxigênio, enxofre e carbono, o produto final, principalmente os produtos planos, apresentavam quantidades elevadas de trincas (ALVAREZ-ARMAS, 2008; MARTINS; CASTELETTI, 2007).

De 1950 a 1970, foram realizados extensivos estudos sobre a trabalhabilidade a quente, à soldabilidade, resistência à corrosão e à resposta estrutural a tratamentos térmicos e termomecânicos dos aços inoxidáveis duplex.

A introdução dos processos VOD (Vacuum Oxygen Decarburisation) e AOD (Argon Oxygen Decarburisation), nos anos 70, possibilitou o controle dos níveis de elementos residuais, tais como, oxigênio, enxofre, carbono e outros. Esse controle permitiu assegurar faixas composicionais estreitas, dessa forma, ter controle sobre as frações de ferrita e austenita (GUNN, 2003).

Desde então, o desenvolvimento dos duplex evoluiu rapidamente. Os melhoramentos aplicados aos duplex devem-se, essencialmente, à necessidade de melhorar a sua resistência à corrosão, a sua vazabilidade e mesmo a sua soldabilidade.

### 3 Aspectos gerais

#### 3.1 Processos de fabricação

O aço inoxidável duplex é produzido pela fusão da matéria-prima em forno elétrico a arco (FEA). Devido ao fato do FEA ser inapropriado para diminuir o teor de carbono do banho, até o nível exigido pelo aço inoxidável, após a fusão, o aço líquido é vazado para o forno panela. Esse refino, pode ser obtido por meio dos processos AOD e VOD. Ambos os processos têm como objetivo promover a oxidação seletiva do carbono, através da injeção de uma mistura dos gases argônio e oxigênio (processo AOD), ou somente de oxigênio (processo VOD) (LIPPOLD; KOTECKI, 2005; OLIVEIRA, 2009). Essa é a etapa mais crítica no processo de fabricação, porque a descarburização ocorre, por meio da injeção de oxigênio no banho metálico, que reage com o carbono formando CO ( $2C + O_2 \rightarrow 2CO$ ) e sai do líquido, reduzindo o teor de carbono. O oxigênio também pode reagir com o Cr, para formar um óxido estável, através da reação  $4Cr + 3O_2 \rightarrow 2Cr_2O_3$ , o que provoca a perda de cromo para a escória (OLIVEIRA, 2009).

Durante a fabricação dos AID, um processo comumente utilizado para obter aços com elevado grau de pureza é o de desgaseificação por vácuo, do inglês *Vacuum Arc Degassing* (VAD). Existente há mais de 40 anos, a técnica consiste na remoção de gases, a partir da solução no estado líquido, pela redução da pressão dentro do recipiente da solução. Essa queda de pressão faz com que o gás se torne menos solúvel e se separe do material liquefeito. Após esse processo, todo o gás é retirado do recipiente e a pressão volta ao normal (HOLAPPA, 2017). Todo o processo é realizado em câmaras especiais de vácuo, conhecidas como degaseificadores

a vácuo. Esse método tem como objetivo a remoção de gases como hidrogênio e nitrogênio, chegando a níveis abaixo de 2 ppm, para o hidrogênio e abaixo de 20 ppm, para o nitrogênio. O método auxilia também na descarbonização, permitindo a fabricação de aços com baixíssimos teores de carbono.

Além da procura pelo elevado grau de pureza, a busca pelo refino de metais e ligas especiais teve considerada evolução, a partir das necessidades tecnológicas desencadeadas, após os anos 50. No VAR (*Vacuum Arc Remelting*), um arco elétrico é estabelecido entre a extremidade inferior do eletrodo e a lingoteira (MUCSI, 1996) de modo a ocorre a fusão do eletrodo, devido à concentração de calor no pequeno volume distribuído. O comportamento do arco elétrico e a intensa refrigeração na lingoteira causa um alto gradiente térmico no metal fundido. Por consequência disso, somado à rápida velocidade de deslocamento da interface sólido-líquido, grãos do tipo dendríticos colunar surgem, causando, então, elevada anisotropia nas suas propriedades mecânicas. Por conseguinte, a solidificação ininterrupta desfavorece a precipitação de outras fases ou compostos, observada em processos de lingotamentos tradicionais, proporcionando um lingotamento mais homogêneo e distribuído (MUCSI, 1996).

### 3.2 Classificação

A classificação dos aços inoxidáveis duplex (AID) pode ser feita de acordo com a sua composição química (GUNN, 2003; SOLOMON *et al.*, 1982):

- Aços inoxidáveis duplex de média liga: apresentam resistência à corrosão superior aos aços inoxidáveis austeníticos comuns. É a classe mais utilizada dentre os duplex.
- Aços inoxidáveis duplex de alta liga: também são conhecidos como aços inoxidáveis superduplex. Apresentam resistência à corrosão similar aos superausteníticos que possuem entre 5 e 6% de molibdênio.

## 4 Metalurgia dos aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis duplex são baseados no sistema Fe-Ni-Cr. As composições químicas desses aços são ajustadas de tal modo que a microestrutura final do metal consiste em frações volumétricas praticamente iguais de ferrita e austenita (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). A microestrutura duplex pode ser obtida, através do balanceamento dos elementos de liga e de tratamento térmico ou termomecânico. O balanceamento dos elementos de liga, nos aços inoxidáveis duplex, tem por objetivo controlar os teores de elementos estabilizadores de austenita (gamagênicos), tais como, o níquel, o carbono, e o nitrogênio, e de elementos estabilizadores da ferrita (alfagênicos), tais como, cromo, molibdênio e silício.

A figura 1 apresenta uma secção isotérmica do diagrama ternário Fe-Cr-Ni. Basicamente, são encontradas três fases no sistema: austenita ( $\gamma$ ), com estrutura CFC, ferrita  $\alpha'$  (rica em Cr), com estrutura CCC e fase sigma ( $\sigma$ ), fase intermetálica não magnética, com estrutura tetragonal (GUNN, 2003).

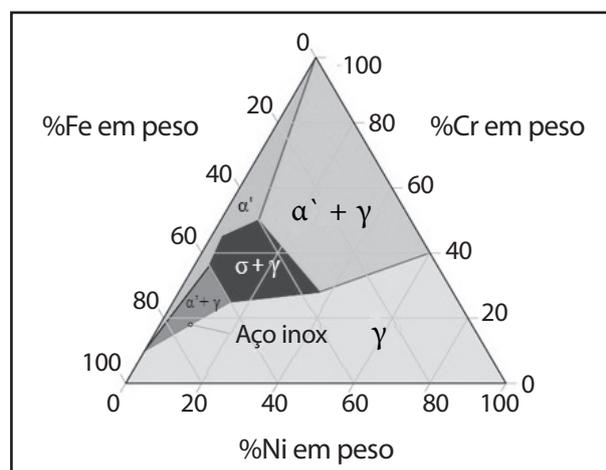


Figura 1 - Isoterma do diagrama Fe-Cr-Ni a 650°C  
Fonte: Adaptado de Feuersänger (2014).

O ajuste da composição química, para obter uma microestrutura bifásica, pode ser feito, a partir dos conceitos de cromo e níquel equivalentes, inicialmente, propostos por Schaeffler e aprimorados por De Long. Na década de 50,

Schaeffler desenvolveu um diagrama (figura 2) que relaciona a composição química do aço inoxidável com a microestrutura obtida. Dessa forma, aplicando os critérios de cromo e níquel equivalente, obtêm-se as estruturas presentes nos aços à temperatura ambiente (GUNN,

2003). Define-se cromo equivalente, o conjunto de elementos que estabilizam a fase ferrita e, de forma análoga, o níquel equivalente, o conjunto de elementos que estabilizam a fase austenítica.

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times Nb$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times (\%C + \%N) + 0,5 \times Mn$$

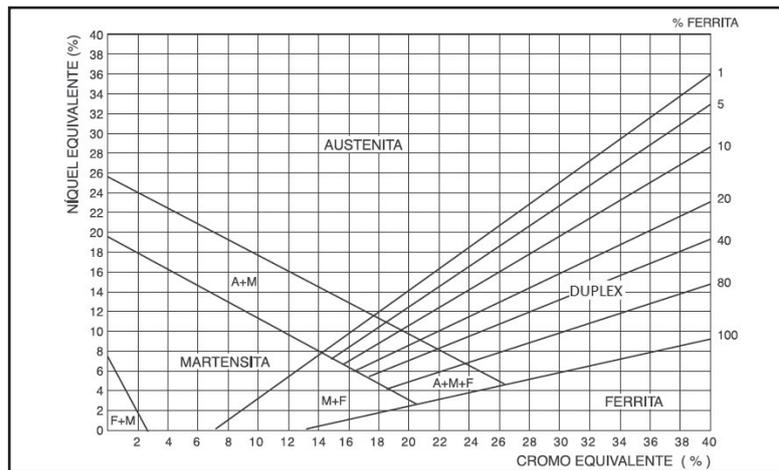


Figura 2 - Diagrama de Schaeffler  
Fonte: Lippold; Kotecki, (2005).

#### 4.1 Efeito dos elementos de liga

A seguir, serão descritas as principais funções dos elementos presentes num aço inoxidável duplex.

O cromo é o principal elemento responsável pela resistência à oxidação, devido à formação de um filme passivante, quando em

contato com a atmosfera. A velocidade, no qual é formado o filme, depende do teor de cromo (SOLOMON *et al.*, 1982). Para se formar um filme passivante estável, o cromo deve estar presente em um percentual mínimo de 10,5% (GUNN, 2003). A figura 3 ilustra a influência do cromo na resistência à corrosão.

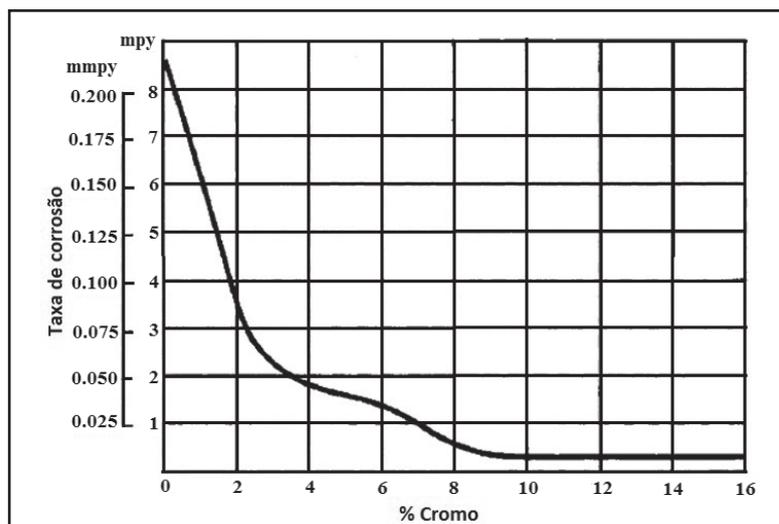


Figura 3 - Efeito do teor de Cr na resistência à corrosão atmosférica de ligas Fe-Cr  
Fonte: Nickel Institute (1993).

A fase sigma se forma no contorno de grão que, ao remover o cromo dessa região, diminui a resistência à corrosão intergranular. A sua transformação, no equilíbrio, ocorre na faixa de temperatura entre 820 e

475°C, conforme apresentado na figura 4. Uma das formas de evitar a formação da fase sigma é por meio do resfriamento rápido pela faixa de temperatura de transformação (ALVAREZ-ARMAS, 2008).

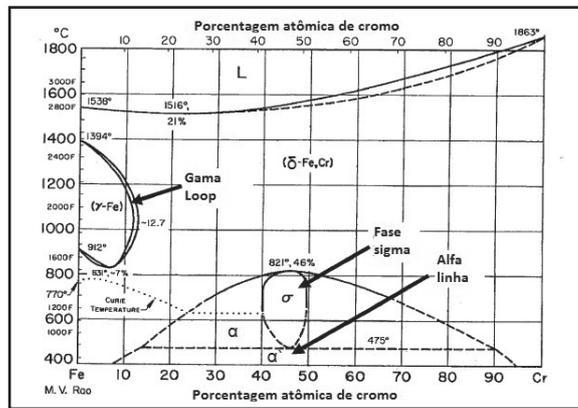


Figura 4 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr  
 Fonte: Adaptado de Lippold; Kotecki, (2005).

O níquel favorece a formação da austenita que, em associação ao cromo, melhora a resistência à corrosão do aço inoxidável. Além disso, o níquel exerce uma importante ação nas ligas com elevados teores de cromo, sobre a zona de estabilidade da fase sigma, que provoca seu deslocamento até regiões com menores quantidades de cromo (LULA, 1983).

O molibdênio age como estabilizador da ferrita e aumenta a passividade e a resistência química dos aços inoxidáveis, sobretudo na presença de cloretos, na qual a passividade do cromo é pouco estável (ALVAREZ-ARMAS, 2008; LULA, 1983). Similar ao cromo, o molibdênio também

é um forte formador da fase sigma. Melhora a resistência à corrosão por pites (ALVAREZ-ARMAS, 2008; LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

O nitrogênio, geralmente, é adicionado como um elemento de liga, a fim de acelerar a formação da austenita e estabilizá-la a altas temperaturas. Além disso, aumenta a resistência à corrosão por pites, a resistência mecânica, a tenacidade e retarda a cinética de precipitação da fase sigma (SENATORE; FINZETTO; PEREA, 2007). Contudo, deve-se tomar cuidado para não ultrapassar a solubilidade do nitrogênio em ligas Fe-Cr-Ni (figura 5), pois pode causar porosidades no material.

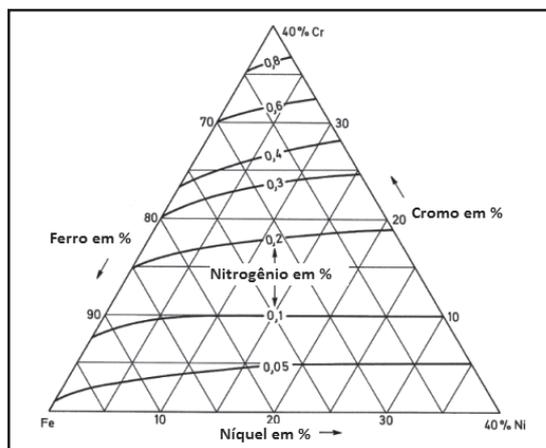


Figura 5 - Solubilidade do N em ligas Fe-Cr-Ni no estado líquido a 1600°C  
 Fonte: Adaptado de Raynor; Rivlin (1988).

O carbono é um elemento estabilizador da fase austenita da mesma forma que o nitrogênio.

A figura 6 mostra o efeito gamagênico de ambos os elementos num diagrama Fe-Cr-Ni.

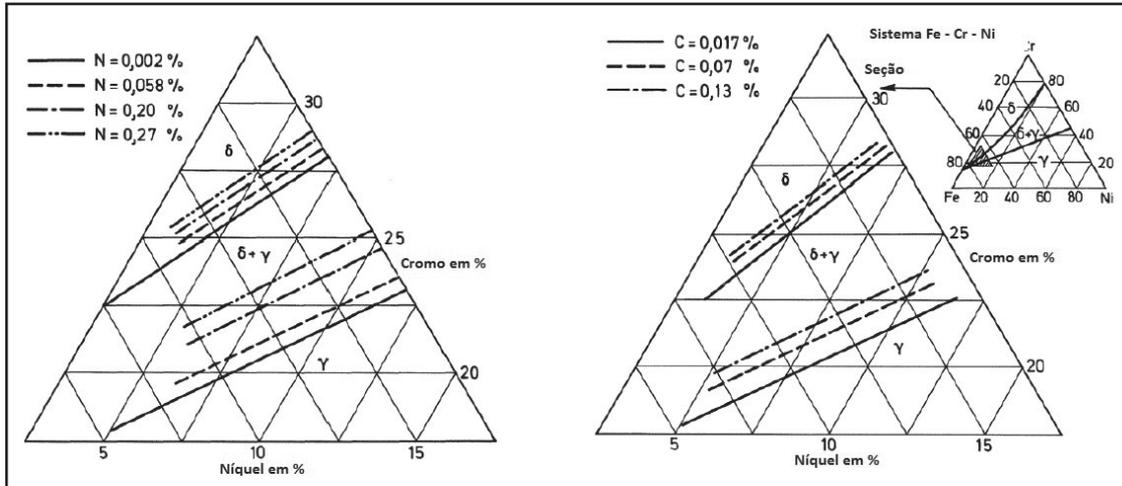


Figura 6 – Efeitos gamagênicos do N e do C através dos diagramas isotérmicos a 1200 °C  
 Fonte: Adaptado de Raynor; Rivlin (1988).

#### 4.2 Microestrutura

Como apresentado anteriormente, os AID apresentam uma microestrutura bifásica, composta de ferrita e austenita. Para os AID, 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. Todavia, é possível minimizar a sua fração volumétrica na microestrutura, através de conceitos metalúrgicos e do conhecimento sobre os efeitos de cada elemento químico na cinética de precipitação desses intermetálicos (MARTINS; CASTELETTI, 2007). A figura 7 mostra a microestrutura típica dos aços inoxidáveis duplex.

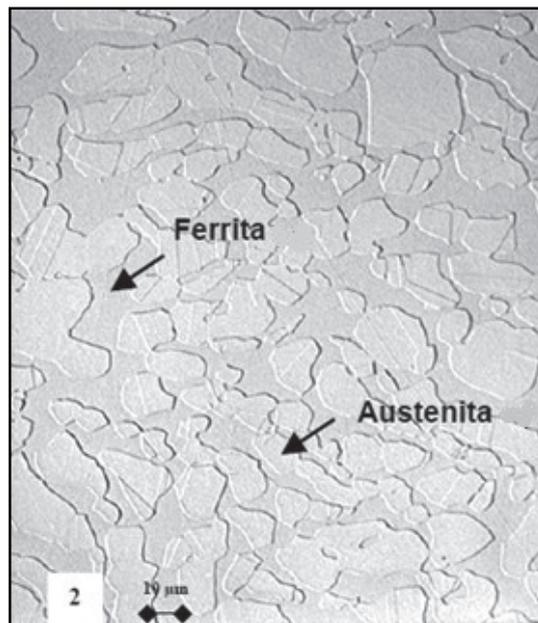


Figura 7 - Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex SAF2205, aumento de 400x  
 Fonte: Senatore; Finzetto; Perea (2007).

O tratamento térmico de solubilização, seguido por resfriamento em água, promove a dissolução da fase sigma e de outros intermetálicos, desde que seja executado adequadamente, pois trata de difusão atômica, em função das variáveis tempo e temperatura (MARTINS; CASTELETTI, 2007). A temperatura de solubilização, para a maior parte dos AID, está dentro da faixa de 1000 a 1150°C (SMITH, 1993).

A maioria dos AID solidifica na forma ferrítica e dependem da transformação de estado sólido para se transformarem parcialmente em austenita. Essa transformação está intimamente ligada à composição química e ao tempo e a temperatura de difusão. A figura 8 evidencia isso num diagrama pseudo-binário, para uma liga Fe-Cr-Ni, com teores fixos de Fe, no qual é possível observar que o primeiro sólido formado é a ferrita delta. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

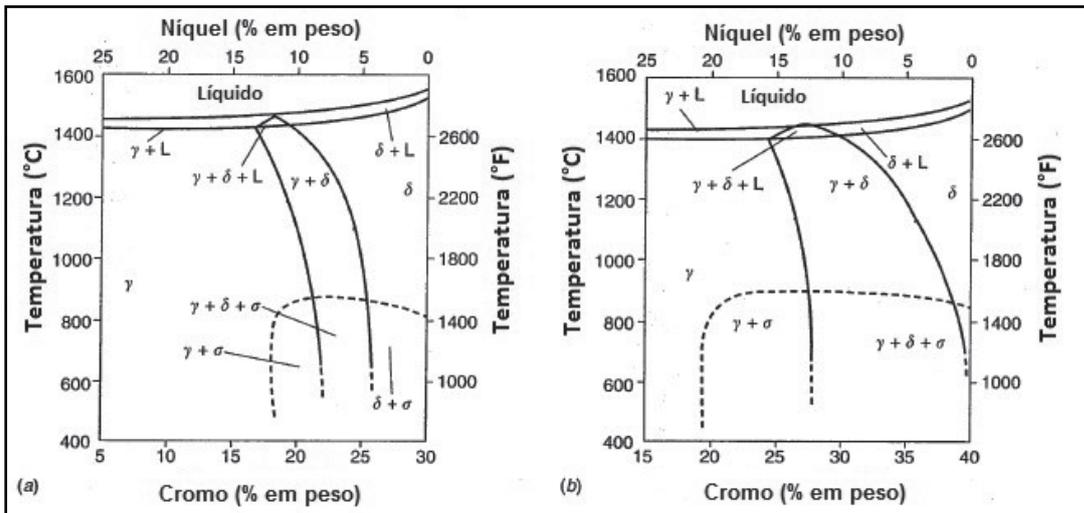


Figura 8 - Secção pseudo-binária do diagrama ternário Fe-Cr-Ni, com (a) 70% de Fe e (b) 60% de Fe  
 Fonte: Adaptado de Lippold; Kotecki (2005).

Em temperaturas abaixo de 1000°C, os aços inoxidáveis duplex não são estáveis e vários compostos podem se formar (SMITH, 1993). Como pode ser observado, na figura 9, as regiões de precipitação estão claramente relacionadas às

adições de molibdênio, de cromo e de tungstênio. Esses elementos tornam os aços mais propensos em transformar a ferrita em fases intermetálicas (sigma-σ e chi-χ), em nitretos, em carbonetos, entre outros (CHARLES; FARIA, 2008).

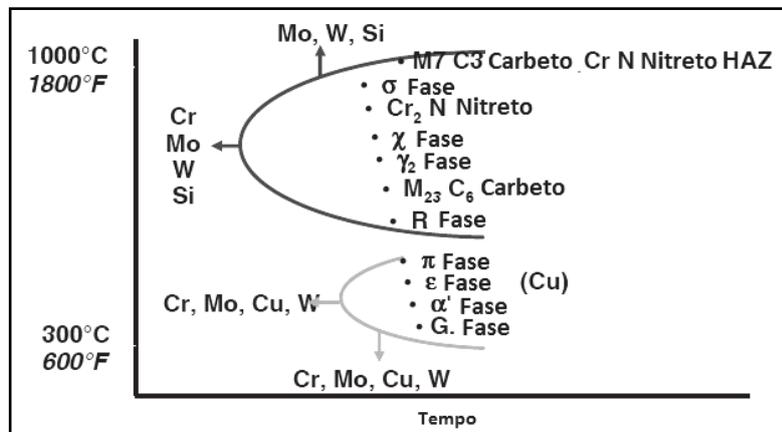


Figura 9 - Precipitações de fases típicas que podem ocorrer em aços duplex  
 Fonte: Adaptado de Charles; Faria (2008).

Uma das transformações mais populares é a decomposição espinoidal da ferrita em  $\alpha'$ . Essa decomposição consiste na separação da ferrita em teores baixo e alto de cromo em uma escala muito pequena. A transformação acontece principalmente entre 475 e 280°C. Observa-se também um endurecimento subsequente e a fragilização da ferrita (CHARLES; FARIA, 2008).

A fase sigma apresenta elevada dureza (chegando a 940HV ou 68HRC) e se forma principalmente, devido a exposições em temperaturas de 700°C a 900°C (ALVAREZ-ARMAS, 2008).

A fase sigma precipita nas interfaces ferrita/austenita e cresce em direção à ferrita, o que fornece elementos de liga (cromo e molibdênio) para sua formação. 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 nas adjacências, desde precipitado (MARTINS; CASTELETTI, 2007). A figura 10 mostra um AID com tratamento térmico de precipitação de fase  $\sigma$  a 700°C, durante aproximadamente 4 horas (SILVA, 2008).

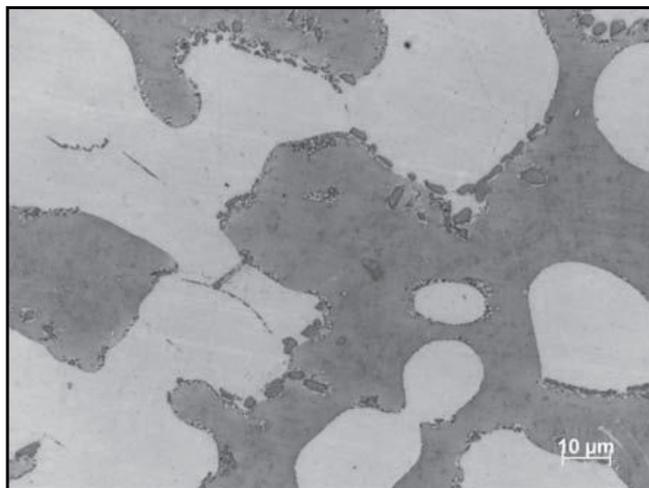


Figura 10 - AID com precipitação de fase sigma na interface austenita-ferrita  
Fonte: Silva (2008).

Outra fase intermetálica é a Chi. Ela é rica em cromo e molibdênio, é considerada uma fase indesejável por ser frágil e apresentar efeitos nocivos sobre as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão (GUNN, 2003).

#### 4.3 Propriedades mecânicas

Os AID apresentam comportamento superplástico, indicado pelas grandes e uniformes deformações, às quais podem ser submetidos, sem a formação de estricção em temperaturas próximas à metade da temperatura de fusão dos mesmos. A superplasticidade estrutural é causada pela presença de uma estrutura muito refinada, obtida, durante a transformação de parte da fase ferrítica para a combinação de estrutura austenítica/ferrítica. A microestrutura de um aço inoxidável duplex está representada na figura 7.

Os aços inoxidáveis duplex apresentam elevados limites de escoamento, na ordem de duas vezes o valor dos aços austeníticos. Além disso, eles apresentam um alongamento mínimo em torno de 25%. O comportamento mecânico dos aços inoxidáveis duplex está intimamente relacionado com a característica de cada fase, por isso o balanceamento entre as frações volumétricas de austenita e ferrita deve estar próximo de 50% para cada uma das fases, a fim de se maximizar as propriedades mecânicas (GUNN, 2003; SENATORE; FINZETTO; PEREA, 2007).

#### 4.4 Soldabilidade

Várias aplicações dos AID, no meio industrial, requerem o uso de soldagem como forma de união. Se essa soldagem não for executada de forma adequada, as propriedades desse material

podem ser comprometidas (LIMA, 2006).

Na junta soldada, a manutenção das duas fases (austenita e ferrita) é dificultada pelo efeito dos ciclos térmicos de soldagem. Nos ciclos térmicos, a temperatura varia desde a zona de fusão, onde ocorrem fenômenos, durante a solidificação, até o metal adjacente à solda na zona afetada pelo calor (ZAF), onde ocorrem transformações no estado sólido. As propriedades da solda dependem da composição química, do procedimento e do processo de soldagem e do balanço entre a austenita e a ferrita na microestrutura. Esse balanço pode ser ajustado pela alteração da composição química do metal de adição e pelo controle da temperatura, durante a soldagem. O principal objetivo, quando aços inoxidáveis são unidos por soldagem é manter sua resistência à corrosão na zona fundida (ZF) e na zona afetada pelo calor (MODENESI, 2001; SINGH, 2012).

Os AID apresentam boa soldabilidade, desde que parâmetros de soldagem e especificação de materiais de adição sejam obedecidos. A escolha do consumível de soldagem influencia na cinética do crescimento de grão e da transformação de austenita em ferrita, aumentando a quantidade de austenita na solda (CANDEL, 2016).

Além do consumível de soldagem, os ajustes dos parâmetros e a determinação dos procedimentos de soldagem também afetam a microestrutura final da solda e da ZAC. Um resfriamento rápido potencializa um teor muito elevado de ferrita e a precipitação de nitretos de cromo na

ZAC e ZF, o que prejudica a tenacidade e a resistência à corrosão da solda. Por outro lado, um resfriamento muito lento e a manutenção, por tempos longos, a temperaturas entre cerca de 1000 e 600°C pode levar à precipitação de compostos intermetálicos que também prejudicam as propriedades mecânicas e químicas da região soldada (MODENESI, 2001).

#### 4.5 Resistência à corrosão

A resistência à corrosão dos AID é promovida pela existência de uma película passivante, muito aderente, que protege a superfície do aço, no ambiente a que estiver exposto. Essa propriedade está relacionada diretamente aos elementos de liga presentes do material (SENATORE; FINZETTO; PEREA, 2007).

Dentre os mecanismos de corrosão mais comuns está a corrosão por pites. Nos aços inoxidáveis a susceptibilidade a corrosão por pites pode ser relacionada com o índice PRE (*Pitting Resistance Equivalent*), baseando-se unicamente na composição química do material de acordo com a equação 1 (GUNN, 2003; ALVAREZ-ARMAS, 2008):

$$PRE = \%Cr + 3.3 \times (\%Mo) + 16 \times (\%N) \quad (1)$$

Outros autores ainda propõem mudanças no cálculo do índice PRE, levando em consideração o efeito de outros elementos sobre a resistência à corrosão. A figura 11 compara os valores típicos de PRE dos AID e dos demais aços inoxidáveis.

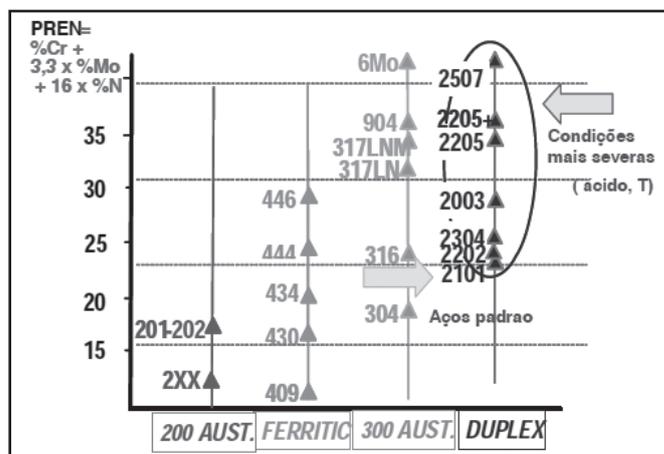


Figura 11 - Valores do índice de PRE para diversos aços inoxidáveis  
 Fonte: Charles; Faria (2008).

Devido ao fato dos AID serem formados por duas fases com composições diferentes, o PRE global desses aços não tem grande significado, devendo-se, então, procurar o PRE de cada fase. A fase que apresentar o menor PRE será a que determinará o comportamento do material (GUNN, 2003).

A corrosão intergranular também pode ocorrer num AID, devido à precipitação da fase sigma que, por ser rica em cromo, empobrece de cromo a região, onde o precipitado se formou (contorno de grão).

## 5 Aplicações

Para atender necessidades da indústria química e petroquímica que necessitam de materiais mais resistentes que os aços inoxidáveis comuns, tanto aos meios corrosivos, quanto às altas temperaturas e pressões, foram então desenvolvidos os aços inoxidáveis duplex (LIMA, 2006). Os aços inoxidáveis duplex atendem, satisfatoriamente, a necessidade de uso em situações onde se exige, além de resistência à corrosão, uma boa resistência mecânica, alta tenacidade e ductilidade, combinando assim as qualidades dos aços ferríticos e austeníticos.

Eles têm larga aplicação nas indústrias química, de óleo e gás, petroquímica, papel e celulose e nuclear. São usados na fabricação de equipamentos e instalações como vasos de pressão, trocadores de calor, reatores, bombas, resfriadores, blocos de pressão, bloco de válvulas, unidades de dessalinização e destilação, carcaças de bombas de dessulfuração, tubulação para meios contendo Cl e HCl, digestores, pré-aquecedores, evaporadores, equipamentos de branqueamento contendo cloretos, dentre outros.

Outra importante área de aplicação dos duplex é a da indústria naval, em que uma grande parte dos navios cisterna é construída para o transporte de produtos químicos variados. Esses produtos são frequentemente corrosivos e exigem uma enorme preocupação na escolha do material de construção a ser empregado (SILVA, 2008).

## 6 Problemas encontrados nos aços inoxidáveis duplex

Nos AID, a fragilização por hidrogênio pode ocorrer, especialmente na fase ferrítica (MORAES; BASTIAN; PONCIANO, 2005; ZAKROCZYMSKI; GLOWACKA; SWIATNICKI, 2005). Essa fragilização, principalmente na fase ferrita, se deve a maior taxa de difusão que o hidrogênio possui nas microestruturas, com estruturas cristalinas CCC, em comparação com estruturas CFC, como é o caso da austenita (COCCO *et al.*, 2008; YOUNG *et al.*, 2005).

A corrosão por pites, causada microbiologicamente, também é uma ocorrência encontrada nos AID. A corrosão induzida por microrganismos/bactérias se deve à adesão de microrganismos à superfície do material, formando um biofilme, que subsequentemente altera a composição da subcamada do mesmo, podendo também dissolver seletivamente as fases ferrita ou a austenita no AID (DAMBORENEA *et al.*, 2007, GEESEY *et al.* 1996).

Outra problemática relacionada à aplicação dos AID é o envelhecimento por deformação dinâmica (DSA) (HERENU; ALVAREZ-ARMAS; ALVAREZ-ARMAS, 2001; WU; LIN, 2005). Esse fenômeno é originado pelo aumento do endurecimento cíclico, efeito que agrava a possibilidade de formação e propagação de trincas (HONG; LEE, 2004; SRINIVASAN *et al.*, 1999). Entretanto, algumas pesquisas investigaram alguns pontos positivos da ocorrência de DSA, como o endurecimento, através de trabalho a frio. Samuel, Ray e Sasikala (2006) constataram recentemente que a resistência à fratura dúctil de um aço inoxidável 15Cr-15Ni Ti-modificado era melhorada, quando observado o DSA (SAMUEL; RAY; SASIKALA, 2006). Além disso, o trabalho a frio, em que ocorre DSA, tem sido mais eficaz no fortalecimento do sistema austenítico do que pelo seu uso tradicional, devido ao aparecimento e à melhor propagação de discordâncias (PENG; QIAN; CHEN, 2004).

Diferentes átomos de soluto substitucionais e intersticiais são capazes de provocar DSA. Nos AID, o DAS pode ser examinado nas duas fases presentes. Embora se tenha a ideia de que o Cr cause DSA nos sistemas de liga de Fe-Cr, tanto para a fase CFC (KIM *et al.*, 1998), quanto para a fase CCC (GUPTA *et al.*, 2000), o efeito só é causado, quando outros elementos estão presentes. Por exemplo, o Al (TJONG; ZHU, 1997), Ti (VENKADESAN *et al.*, 2000), Cu (WU; LIN, 2005), Mo e Ni (ANGLADA; NASARRE; PLANELL, 1987) também são causadores de DSA. Aços com certas impurezas como P e Si também são susceptíveis ao DSA (STEWART; JONAS, 2004).

### 7 Linhas de investigação e perspectivas

As ligas de aço inoxidável duplex são largamente utilizadas em indústrias *offshore*, devido a sua elevada resistência mecânica e índice equivalente de resistência ao pite (PRE), comparando-se com aços inoxidáveis austeníticos convencionais (GUNN, 2003; REICK; POHL; PADILHA, 1992).

Desafios recentes da indústria de pesquisa visam, durante a soldagem dos aços inox duplex, ao aumento de reprodutibilidade, mantendo os níveis de proporção da fase austenítica precipitada entre 30 e 70%, de modo a evitar a formação de fases terciárias como chi ( $\chi$ ) e sigma ( $\sigma$ ) na microestrutura (NORSOK STANDARD, 2004; PARDAL *et al.*, 2011).

O arco submerso (SAW) foi implementado recentemente nos passes de enchimento e acabamento da junta, em construções e montagem de tubulações para a soldagem de tubulações espessas, fazendo-se notar grande aumento da produtividade na pré-montagem de *spools* nas linhas de injeção de água salgada (PARDAL *et al.*, 2011). Porém, em consequência do grande espaço de tempo para a realização de novo passe de solda, o controle de velocidade de resfriamento se torna essencial para o não aparecimento de fases não desejadas. Nesse sentido,

o controle térmico é, em geral, estabilizado na faixa entre 0,5 kJ/mm a 2,5 kJ/mm para o caso, por exemplo, do AID 2205 (INTERNATIONAL MOLYBDENIUM ASSOCIATION, 2009).

Outros métodos atuais para o aprimoramento das propriedades mecânicas e tribológicas dos aços inoxidáveis austeníticos são a nitretação a plasma e o refinamento de grão via deformação plástica. No primeiro caso, uma camada característica é criada via difusão de nitrogênio na superfície do metal, não havendo interação com o interior do material, podendo ainda ser facilmente modificada, variando os parâmetros de processo (ALVES; RODRIGUES, 1991). Liang *et al.* (2000), porém, ressaltam que a crescente dureza com o aumento de temperatura do processo pode causar redução do caráter anticorrosivo do aço, por meio da precipitação de nitreto de cromo (CrN). Essa precipitação, como anteriormente mencionado, pode ser facilmente controlada, através dos parâmetros do processamento, tornando a nitretação a plasma um meio de pesquisa promissor no campo de melhoramento mecânico e corrosivo.

O segundo método consiste na modificação total da microestrutura com o objetivo de reduzir o tamanho de grão, através de altos índices de deformação plástica, formando uma parede de discordâncias com alta densidade e um gradual incremento de contornos de grão desorientados com altos ângulos de contato (HUMPHREYS *et al.*, 1999; VALIEV; ISLAMGALIEV; ALEXANDROV, 2000). Em contraste com a deformação a quente, as consequências da deformação a frio em relação às propriedades mecânicas obtidas, através do refinamento de grão, ainda não são completamente conhecidas pela comunidade acadêmica. As peculiaridades na evolução da microestrutura, durante trabalhos a frio como: moagem, torsões sob altas pressões e pressões angulares, tornam difíceis os estudos desse movimento (SALISHCHEV *et al.*, 1996; SAUNDERS; NUTTING, 1984; SEGAL *et al.*, 1981). Belyakov, Kimura e Tsuzaki (2006) buscaram sanar essas dúvidas. Seus estudos

mostraram que, depois de um rápido aumento de resistência à tração no primeiro estágio de deformação, a mesma se reduz a quase zero a altas tensões, levando ao comportamento padrão, durante deformação a frio. O tamanho de grão transversal da ferrita decresce gradualmente, durante a deformação, chegando a 0,1  $\mu\text{m}$  a altas tensões. Esse decréscimo foi acompanhado de um aumento da desorientação dos contornos, crescendo os ângulos de contato, levando a uma saturação de 70%. Comportamento parecido foi notado na austenita, na qual os grãos se reduziram rapidamente no primeiro estágio de deformação, levando a uma saturação de 50%, não havendo mudanças significativas a altas tensões. Finalmente, sob altas tensões, comportamento similar entre ferrita e austenita foi observado. A micro fluência de recuperação foi considerada o mecanismo operante, durante a alta tensão do trabalho a frio (BELYAKOV; KIMURA; TSUZAKI, 2006).

Nos últimos anos, alguns novos tipos de AID foram adicionados ao mercado. Atualmente, com o objetivo de redução de custos, algumas pesquisas estão direcionadas a mudanças ou reduções de elementos de liga. Para aplicações na área de corrosão, Mo, Cu e W estão sendo testados. O desenvolvimento de um AID mais simples com altos índices de N e Mo, substituindo o Ni pelo Mn podem certamente aprimorar o AID mantendo suas características e reduzindo custos com a redução de Ni. Bergstrom *et al.* (2003) pesquisaram uma alternativa ao caro AID 2205, com menores teores de elementos de liga, Ni e Mo em particular. O AID de Bergstrom, registrado sob a patente US Patent No. 6551420 B1, obteve características mecânicas comparáveis ao 2205 e resistências à corrosão melhores em comparação aos aços 316 e 317.

O AID com 23% de Cr e apenas 4% de Ni estão sendo utilizados em estruturas arquitetônicas, devido a sua alta resistência, boa resistência à corrosão e baixo custo, comparado ao tipo 316, comumente usado (ALVARES-ARMAS, 2008). O manganês é um importante formador

de austenita, o que aumenta a solubilidade do nitrogênio no aço. Na indústria automobilística, foi criada uma patente chamada Armco (DANIELS; DOUTHETT; TACK, 1989) sobre um AID com excelente soldabilidade, boa ductilidade, elevada resistência à corrosão e com boas propriedades mecânicas, além de estabilidade térmica. Esse aço é particularmente adequado para peças fundidas de paredes finas. Contém essencialmente 20% de Cr, 5% de Mn e apenas 1,1% de Ni, além de 0,13% de N, reduzindo substancialmente os custos de obtenção.

Apesar de todas estas aplicações, no entanto, o real impulso no desenvolvimento dos AID depende basicamente dos resultados das pesquisas e da industrialização de paredes mais finas (ALVARES-ARMAS, 2008), área com maior demanda e perspectiva de crescimento.

## 8 Conclusão

Os aços inoxidáveis duplex combinam boa resistência mecânica e elevada resistência à corrosão. Essa característica é obtida em uma microestrutura bifásica, composta de ferrita e austenita e combina as melhores propriedades de ambas as fases como imunidade à corrosão sob tensão e boa soldabilidade.

Os AID foram desenvolvidos como alternativa aos aços inoxidáveis austeníticos, para aplicações, onde eles não obtêm desempenhos satisfatórios como, por exemplo, em meios, contendo cloretos ou em situações que se requerem elevadas propriedades de resistência mecânica e de resistência à corrosão por pites, como na indústria petroquímica.

Por ser um aço que alia características importantes de diferentes microconstituintes, o AID possui ainda enorme potencial de pesquisa, onde a capacidade de variação de sua composição química e microestrutural pode levar a uma gama de estados variados, aumentando as possibilidades de campo para sua aplicação.

A família dos AID é, hoje, consolidada industrialmente e representa em torno de um por

cento (1%) do total de aplicação de aços inoxidáveis no mercado. Um crescimento anual de mais de dez por cento (10%) é esperado.

Com as novas investigações antes citadas, focadas nas limitações do AID em relação ao processamento, pode-se obter a perspectiva de que esse aço se torne, cada vez mais, utilizado em diferentes meios, onde a resistência à corrosão e a rapidez de instalação são solicitadas.

## Referências

ALVAREZ-ARMAS, I. Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys. **Recent Patents on Mechanical Engineering**, v. 1, n. 1, p. 51-57, Jan. 2008. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.2174/2212797610801010051>>. Acesso em: 29 nov. 2016.

ALVES, C. A.; RODRIGUES J. A. Nitretação dos aços assistida por plasma: variabilidade de uso para as indústrias nacional. **Metalurgia**, v. 47, n. 398, p. 354-355-, 1991.

ANGLADA, M.; NASARRE, M.; PLANELL, J. A. High temperature mechanical twinning of two Fe-Cr-Mo-Ni ferritic stainless steels. **Scripta Metallurgica**, v. 21, n. 7, p. 931-936, July 1987. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/0036-9748\(87\)90128-1](http://dx.doi.org/10.1016/0036-9748(87)90128-1)>. Acesso em: 29 nov. 2016.

BELYAKOV, A.; KIMURA, Y.; TSUZAKI, K. Microstructure evolution in dual-phase stainless steel during severe deformation. **Acta Materialia**, v. 54, n. 9, p. 2521-2532, May 2006. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2006.01.035>>. Acesso em: 29 nov. 2016.

BERGSTROM, D. S. *et al.* **A duplex stainless steel**. US n. US6551420 B1, 16 Oct. 2001, 22 Apr. 2003.

CANDEL, E. H. P. **Soldagem de aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 e UNS S32760**. 2016. 137 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2016.

CARBÓ, H. M. **Aços inoxidáveis: aplicações e especificações**. São Paulo: Arcelor Mittal Inox Brasil, 2008. 29 p.

CHARLES J.; BERNHARDSSON, S. Super duplex stainless steels: structure and properties. In: **Duplex stainless steels'91**. Les Ulis: Les Éditions de Physique, 1991. v. 1, p. 3-48.

\_\_\_\_\_; FARIA, R. A. Aços inoxidáveis duplex e aplicações em óleo e gás: uma revisão incluindo a nova oferta de Arcelormittal. In: SEMINÁRIO BRASILEIRO DO AÇO INOXIDÁVEL, 9., 2008, São Paulo. **Anais...** São Paulo: Núcleo Inox, 2008. p. 247 -254.

COCCO, V. D. *et al.* 22 Cr 5 Ni duplex and 25 Cr 7 Ni superduplex stainless steel: hydrogen influence on fatigue crack propagation resistance. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 75, n. 3-4, p. 705-714, Feb. 2008. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2007.01.008>>. Acesso em: 29 nov. 2016.

DAMBORENEA, J. J. *et al.* Selective dissolution of austenite in AISI 304 stainless steel by bacterial activity. **Materials Letters**, v. 61, n. 3, p. 821-823, Feb. 2007. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2006.05.066>>. Acesso em: 29 nov. 2016.

DANIELS, J. A.; DOUTHETT, J. A.; TACK, J. G. **Duplex stainless steel with high manganese**. US n. 4828630 A, 1 Feb. 1988, 9 May 1989.

FEUERSÄNGER, C. **Ternary diagram**. 2014. Disponível em: <<http://pgfplots.net/tikz/examples/author/christian-feuersaenger/>>. Acesso em: 5 maio 2017.

GEESEY, G. G. *et al.* The influence of surface features on bacterial colonization and subsequent substratum chemical changes of 316L stainless steel. **Corrosion Science**, v. 38, n. 1, p. 73-95, Jan. 1996. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/0010-938x\(96\)00105-9](http://dx.doi.org/10.1016/0010-938x(96)00105-9)>. Acesso em: 29 nov. 2016.

GUNN, R. N. **Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications**. Cambridge: Abington, 2003. 204 p.

GUPTA, C. *et al.* Effect of serrated flow on deformation behaviour of AISI 403 stainless steel. **Materials Science And Engineering: A**, v. 292, n. 1, p. 49-55, Nov. 2000. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093\(00\)00992-8](http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093(00)00992-8)>. Acesso em: 29 nov. 2016.

- HERENU, S.; ALVAREZ-ARMAS, I.; ALVAREZ-ARMAS, F. The influence of dynamic strain aging on the low cycle fatigue of duplex stainless steel. **Scripta Materialia**, v. 45, n. 6, p. 739-745, Sept. 2001. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6462\(01\)01088-0](http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6462(01)01088-0)>. Acesso em: 29 nov. 2016.
- HOLAPPA, L. Recent achievements in iron and steel technology. **Journal Of Chemical Technology And Metallurgy**, v. 2, n. 52, p. 159-167, 2017.
- HONG, S.; LEE, S. The tensile and low-cycle fatigue behavior of cold worked 316L stainless steel: influence of dynamic strain aging. **International Journal Of Fatigue**, v. 26, n. 8, p. 899-910, Aug. 2004. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2003.12.002>>. Acesso em: 29 nov. 2016.
- HUMPHREYS, F. J. *et al.* Developing stable fine-grain microstructures by large strain deformation. **Philosophical Transactions Of The Royal Society A: mathematical, physical and engineering sciences**, v. 357, n. 1756, p. 1663-1681, June 1999. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1098/rsta.1999.0395>>. Acesso em: 29 nov. 2016.
- INTERNATIONAL MOLYBDENIUM ASSOCIATION. **Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels**. London, 2009. 63 p.
- KIM, D. W. *et al.* Effect of nitrogen on high temperature low cycle fatigue behaviors in type 316L stainless steel. **Journal Of Nuclear Materials**, v. 254, n. 2-3, p. 226-233, Apr. 1998. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/s0022-3115\(97\)00360-7](http://dx.doi.org/10.1016/s0022-3115(97)00360-7)>. Acesso em: 29 nov. 2016.
- LIANG, W. *et al.* The wear and corrosion properties of stainless steel nitrided by low-pressure plasma-arc source ion nitriding at low temperatures. **Surface And Coatings Technology**, v. 130, n. 2-3, p. 304-308, Aug. 2000. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/s0257-8972\(00\)00713-1](http://dx.doi.org/10.1016/s0257-8972(00)00713-1)>. Acesso em: 29 nov. 2016.
- LIMA, D. B. P. L. **Avaliação da soldabilidade do aço inoxidável superduplex UNS S32750**. 2006. 124 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2006.
- LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. New Jersey: Wiley Interscience, 2005. 357 p.
- LULA, R. A. **Duplex stainless steels**. Ohio: American Society for Metals. 1983. 803 p.
- MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C. Aços inoxidáveis duplex e super duplex – obtenção e caracterização. **Revista Fundação e Serviços**, v. 17, n. 169, 2007.
- MODENESI, P. J. **Soldagem de ligas metálicas**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2001. 28 p.
- MORAES, F. D.; BASTIAN, F. L.; PONCIANO, J. A. Influence of dynamic straining on hydrogen embrittlement of UNS-G41300 and UNS-S31803 steels in a low H<sub>2</sub>S concentration environment. **Corrosion Science**, v. 47, n. 6, p. 1325-1335, June 2005. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2004.07.033>>. Acesso em: 29 nov. 2016.
- MUCSI, C. S. **Estudo sobre o processo V.A.R. (Vacuum Arc Remelting) escala de laboratório**. 1996. 168 f. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1996.
- NICKEL INSTITUTE. **Design guidelines for the selection and use of stainless steel**. Toronto, 1993. 54 p.
- NORSOK STANDARD. **M-601: welding and inspection of piping**. Oslo, 2004.
- OLIVEIRA, R. G. **Produção e reciclagem de aços inoxidáveis**. 2009. 67 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Metalúrgica) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2009.
- PARDAL, J. M. *et al.* Caracterização e avaliação da resistência à corrosão na soldagem de tubulação de aço inoxidável duplex UNS S31803 pelo processo a arco submerso. **Soldagem e Inspeção**, v. 16, n. 4, p. 310-321, 2011.

- PENG, K.; QIAN, K.; CHEN, W. Effect of dynamic strain aging on high temperature properties of austenitic stainless steel. **Materials Science And Engineering: A**, v. 379, n. 1-2, p. 372-377, Aug. 2004. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2004.03.004>>. Acesso em: 29 nov. 2016.
- PINEDO, C. E., TSCHIPTSCHIN, A. P. Low temperature plasma carburizing of AISI 316L austenitic stainless steel and AISI F51 duplex stainless steel. **Escola Minas**, v. 2, n. 66, p. 209-214, 2013.
- RAYNOR, G. V.; RIVLIN, V. G. **Phase equilibria in iron ternary alloys**. Londres: The Institute of Metals, 1988.
- REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A. F. O desenvolvimento dos aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS, 47., 1992, Belo Horizonte. **Anais...** São Paulo: ABM, 1992.
- SALISHCHEV, G. A. *et al.* **Hot workability of steels and light alloys-composites**. Montreal: TMS-CIM; 1996. 217 p.
- SAMUEL, K. G.; RAY, S. K.; SASIKALA, G. Dynamic strain ageing in prior cold worked 15Cr-15Ni titanium modified stainless steel (Alloy D9). **Journal Of Nuclear Materials**, v. 355, n. 1-3, p. 30-37, Sept. 2006. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2006.03.016>>. Acesso em: 29 nov. 2016.
- SAUNDERS, I.; NUTTING, J. Deformation of metals to high strains using combination of torsion and compression. **Metal Science**, v. 18, n. 12, p. 571-576, Dec. 1984. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1179/030634584790419629>>. Acesso em: 29 nov. 2016.
- SEGAL, V. M. *et al.* Plastic treatment of metals by simple shear. **Russian Metallurgy**, v. 1, n. 1, p. 99-105, 1981.
- SENATORE, M., FINZETTO, L., PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. **Escola Minas**, v. 1, n. 60, p. 175-181, 2007.
- SILVA, J.S.C.L. **Influência da precipitação de fase  $\sigma$  na resistência à corrosão e nas propriedades mecânicas de um aço vazado inoxidável duplex GX2CrNiMoCuN25-6-3-3**. 2008. 73 f. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2008.
- SINGH, R. P. **Applied welding engineering: processes, codes and standards**. Amsterdam: Elsevier, 2012. xxiii, 349 p.
- SMITH, W. F. **Structure and properties of engineering alloys**. New York: McGraw-Hill, 1993.
- SOLOMON, H. D. *et al.* **Duplex stainless steels: a tale of two phases**. Ohio: American Society For Metals, 1982. 64 p.
- SRINIVASAN, V. S. *et al.* High temperature time-dependent low cycle fatigue behaviour of a type 316L(N) stainless steel. **International Journal Of Fatigue**, v. 21, n. 1, p. 11-21, Jan. 1999. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/s0142-1123\(98\)00052-8](http://dx.doi.org/10.1016/s0142-1123(98)00052-8)>. Acesso em: 29 nov. 2016.
- STEWART, G. R.; JONAS, J. J. Static and dynamic strain aging at high temperatures in 304 stainless steel. **Isij International**, v. 44, n. 7, p. 1263-1272, 2004. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.44.1263>>. Acesso em: 29 nov. 2016.
- TJONG, S. C.; ZHU, S. M. Creep and low-cycle fatigue behavior of ferritic Fe-24Cr-4Al alloy in the dynamic strain aging regime: effect of aluminum addition. **Metallurgical And Materials Transactions A**, v. 28, n. 6, p. 1347-1355, June 1997. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/s11661-997-0271-7>>. Acesso em: 29 nov. 2016.
- VALIEV, R. Z.; ISLAMGALIEV, R. K.; ALEXANDROV, I. V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. **Progress In Materials Science**, v. 45, n. 2, p. 103-189, Mar. 2000. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/s0079-6425\(99\)00007-9](http://dx.doi.org/10.1016/s0079-6425(99)00007-9)>. Acesso em: 29 nov. 2016.
- VENKADESAN, S. *et al.* Activation energy for serrated flow in a 15Cr-15Ni Ti-modified austenitic stainless steel. **Acta Metall Mater**, v. 40, n. 3, p. 569-580, 2000.

YOUNG, M. C. *et al.* Hydrogen-enhanced cracking of 2205 duplex stainless steel welds. **Materials Chemistry And Physics**, v. 91, n. 1, p. 21-27, 2005. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matchemphys.2004.10.042>>. Acesso em: 29 nov. 2016.

WU, J.; LIN, C. Effect of strain rate on high-temperature low-cycle fatigue of 17-4 PH stainless steels. **Materials Science And Engineering: A**, v. 390, n. 1-2, p. 291-298, Jan. 2005. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2004.08.063>>. Acesso em: 29 nov. 2016.

ZAKROCZYMSKI, T.; GLOWACKA, A.; SWIATNICKI, W. Effect of hydrogen concentration on the embrittlement of a duplex stainless steel. **Corrosion Science**, v. 47, n. 6, p. 1403-1414, June 2005. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2004.07.036>>. Acesso em: 29 nov. 2016.

ZHONG, H. *et al.* Effect of cooling rate on solidification structure and linear contraction of a duplex stainless steel. **Research & Development**, v. 9, n. 3, p. 239 -243, 2012.

