



Laboratório de Materiais do Centro Universitário da FEI
<http://www.fei.edu.br/mecanica/me541/LabMat.htm>

Projeto de iniciação científica

Formação de fase sigma em aço inoxidável dúplex SAF 2205 – efeito de rápido aquecimento entre 700 e 900°C

Relatório final

Bolsista: Maurício Magalhães

e-mail: maumagalhaes@yahoo.com.br

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco
Departamento de Engenharia Mecânica - FEI

e-mail: rodrmagn@fei.edu.br

20 de fevereiro de 2004



Sumário

Resumo	1
1-Objetivo	3
2-Revisão Bibliográfica	4
2.1-Aços inoxidáveis	4
2.1.1-Aços inoxidáveis austeníticos	5
2.1.2-Aços inoxidáveis ferríticos	5
2.2-O sistema Fe-Cr-Ni	6
2.3-Elemento de liga nos aços	10
2.4-Aços inoxidáveis dúplex	12
2.5-Fase sigma	16
2.6-Outras fases presentes em aços inoxidáveis dúplex	18
2-7-Cinética de precipitação no aço SAF 2205	20
3-Materiais e métodos	25
3.1-Material em estudo	25
3.2-Tratamentos térmicos	25
3.3-Preparação dos corpos-de-prova	26
3.4-Characterização microestrutural	26
3.5-Análise quantitativa da microestrutura	30
3.5.1-Fração volumétrica de sigma	30
3.5.2-Fração volumétrica de ferrita e austenita	30
3.6-Evolução de microdureza	31
4-Resultados experimentais	33
4.1-Characterização microestrutural	33



4.1.1-Amostra solubilizada	33
4.1.2-Amostras envelhecidas	34
4.2-Análise quantitativa da microestrutura	51
4.2.1-Amostra solubilizada	51
4.2.1.1-Fração volumétrica de ferrita e austenita	51
4.2.2-Amostras envelhecidas	52
4.2.2.1-Fração volumétrica de sigma	52
4.2.2.2-Fração volumétrica de ferrita e austenita	59
4.3-Evolução da microdureza	64
4.3.1-Amostra solubilizada	64
4.3.2-Amostras envelhecidas	64
5-Discussão dos resultados	84
6-Conclusão	86
Referências bibliográficas	87
Apêndice 1	90

RESUMO

O projeto de pesquisa visa o estudo da formação de fase sigma em aço inoxidável dúplex SAF 2205 após aquecimento entre 700 e 900°C por tempos de 1 a 10 minutos, descrevendo as reações de formação e crescimento de fase sigma e o desenvolvimento das microestruturas. A fase sigma, além do grande endurecimento que causa no material, acaba por comprometer tanto as propriedades mecânicas como a resistência a corrosão, impedindo muitas vezes a utilização de aços inoxidáveis dúplex. O material em estudo foi adquirido como chapa laminada a quente de 3 mm de espessura, solubilizada a 1120°C por 30 minutos, atingindo 256 HB. Foram produzidas cinco séries de amostras, envelhecidas isotermicamente a 700, 750, 800, 850 e 900°C. Os tratamentos foram conduzidos em amostras de tamanho reduzido imersas em banho de alumínio fundido visando o rápido aquecimento. A fração volumétrica de sigma foi determinada por estereologia quantitativa após ataque eletrolítico em solução 10% de KOH a 2 Vcc durante um minuto, através de análise de imagem através do software *Qmetals*. Já a fração volumétrica de ferrita foi obtida com o auxílio de um ferritoscópio, tendo como limite de detecção 0,1% de ferrita. A dureza das amostras foi medida utilizando escala Vickers com carga de 0,01 e 0,5 kgf. Para a revelação da microestrutura foi utilizado o reativo de Behara modificado. Nas amostras tratadas a 700°C e 750°C constatou-se que a formação de fase sigma se dá a partir de 5 minutos de envelhecimento. Nestas temperaturas não foi possível medir a fração volumétrica de fase sigma, pois a precipitação foi mínima, se concentrando apenas nas bandas de ferrita, não se espalhando pela peça em geral. Na amostra de 800°C notou-se a precipitação de fase sigma a partir de 3 minutos de envelhecimento. A máxima fração volumétrica de fase sigma foi alcançada em 10 minutos de envelhecimento atingindo



uma média de 2% de fase sigma. Em 850°C observa-se que em um minuto de envelhecimento já há fase sigma, causando assim a diminuição de ferrita e o aumento da dureza. Nesta temperatura a fase sigma cresceu com o tempo de tratamento, e em 10 minutos de envelhecimento atingiu uma média de 9% de fração volumétrica. As amostras de 900°C também apresentaram formação de fase sigma a partir de 1 minuto de tratamento térmico, mas não apresentou uma cinética de precipitação tão alta quanto as amostras de 850°C, que apresentaram cinética máxima de precipitação de fase sigma.

Palavras-chave:

1. Aços inoxidáveis dúplex.
2. Tratamentos térmicos.
3. Caracterização microestrutural.
4. Transformação de fases.
5. Fase sigma.



1-OBJETIVO

O presente trabalho procurou definir os mecanismos que governam a formação de fase sigma no aço inoxidável dúplex SAF 2205 em temperaturas variando de 700°C a 900°C, por tempos de 1 a 10 minutos, descrevendo as reações de formação, o crescimento de fase sigma e o desenvolvimento das microestruturas associadas a esta fase. O trabalho de caracterização microestrutural se mostra de grande importância uma vez que a formação de fase sigma neste aço é prejudicial tanto as propriedades mecânicas como a resistência a corrosão.

2-REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1-Aços inoxidáveis

Aços com teores de cromo livre na matriz superiores a 11% tem a capacidade de formar película superficial aderente, não porosa e auto regenerativa, chamada de película passiva; tal película, protegendo o aço da ação de agentes corrosivos (atmosfera, meios aquosos ou orgânicos), confere grande resistência a corrosão: estes aços, deste modo, recebem a denominação inoxidáveis **(SEDRIKS, 1996)**.

A chamada película passiva é uma camada extremamente fina, contínua, estável e resistente formada instantaneamente sobre a superfície do aço inoxidável pela combinação do oxigênio do ar com o cromo do aço. **(SEDRIKS, 1996)**.

Além do cromo, existem outros compostos de liga que podem aumentar ainda mais a resistência à corrosão. São eles o níquel, o nitrogênio e o molibdênio. Além disso, para que se consiga manter os índices de resistência à corrosão, deve-se reduzir a presença de carbono a no máximo 0,03%, para que este não se combine com o cromo disponível, reduzindo localmente a concentração desse elemento e permitindo maior ataque corrosivo, comprometendo a inoxidabilidade, um fenômeno conhecido como sensitização **(SEDRIKS, 1996)**.

A sensitização está ligada diretamente à precipitação de fases ricas em cromo nos contornos de grão ou de interfase da fase matriz, fato que causa a propagação dessa corrosão intergranular. Diz-se sensitizadas as estruturas nas quais está presente este fenômeno. Pode-se aplicar tratamentos térmicos ao material para redifundir o cromo para as regiões sensitizadas, ou ainda adicionar a aços com %C superior a 0,03% titânio ou nióbio (ou ainda tântalo), os quais agem positivamente contra a sensitização, já que

geram carbonetos mais estáveis que os de cromo, impedindo a formação de regiões empobrecidas deste elemento (**SEDRIKS, 1996**).

2.1.1-Aços inoxidáveis austeníticos

Aços que apresentam estrutura cristalina cúbica de face centrada e possuem altos teores de elementos estabilizadores da austenita (ou com alto níquel equivalente, segundo a formulação de *Schaeffler* ou *DeLong* (**SOLOMON e DEVINE, 1982**)). São chamados de austeníticos, por apresentar esta fase estável em temperaturas até mesmo inferiores à ambiente. Tais aços apresentam grande ductilidade e tenacidade, além de boa soldabilidade (**ECKENROD e PINNOW, 1984**), mas no entanto apresentam elevado custo principalmente devido ao níquel adicionado, e são muito susceptíveis à corrosão sob tensão (**POTGIETER e CORTIE, 1991**).

2.1.2-Aços inoxidáveis ferríticos

Aços que apresentam estrutura cristalina cúbica de corpo centrado e possuem altos teores de elementos estabilizadores da ferrita (ou de alto cromo equivalente) por analogia são chamados de ferríticos. Os aços que recebem esta denominação, tendo a ferrita como fase predominante, apresentam ductilidade e tenacidade menores que as apresentadas pelos austeníticos, além de transição de fratura dúctil-frágil, sendo no entanto imunes à corrosão sob tensão. Além disso, possuem normalmente baixo custo (**POTGIETER e CORTIE, 1991**).

Surge então a necessidade de se obter um aço inoxidável que combine as qualidades de aços ferríticos e austeníticos, particularmente grande resistência à corrosão aliada a altas resistência mecânica e tenacidade. Como resposta à essa necessidade surgem os aços inoxidáveis dúplex.

2.2-O sistema Fe-Cr-Ni.

O estudo da metalurgia física dos aços inoxidáveis dúplex pode ter início com a análise do sistema ternário Fe-Cr-Ni, uma vez que estes aços são compostos basicamente por ferro, cromo e níquel, além de elementos com comportamento semelhante a estes dois últimos, gerando o conceito de cromo e níquel equivalente (**SOLOMON e DEVINE, 1982**).

Basicamente quatro fases sólidas são encontradas neste ternário. Três são soluções sólidas: austenita (γ), de estrutura cristalina cúbica de faces centradas; ferrita (α), cúbica de corpo centrado e α' , também cúbica de corpo centrado, porém rica em cromo. A quarta fase sólida é um intermetálico denominado sigma (σ), de estrutura tetragonal, extremamente duro, frágil e não magnético (**RAYNOR e RIVLIN 1988**).

Nas seções isotérmicas a 1200°C, 1100°C e 1000°C (Figuras 3.1, 3.2 e 3.3 respectivamente), pode-se notar a existência de composições onde a presença de ferrita e austenita é possível. Assim, o desenvolvimento de estrutura dúplex ferrita-austenita pode se dar pela correta escolha de composição, e da execução de tratamento de solubilização, seguido de resfriamento rápido. Nota-se também que o campo de equilíbrio entre as duas fases aumenta com a redução de temperatura.

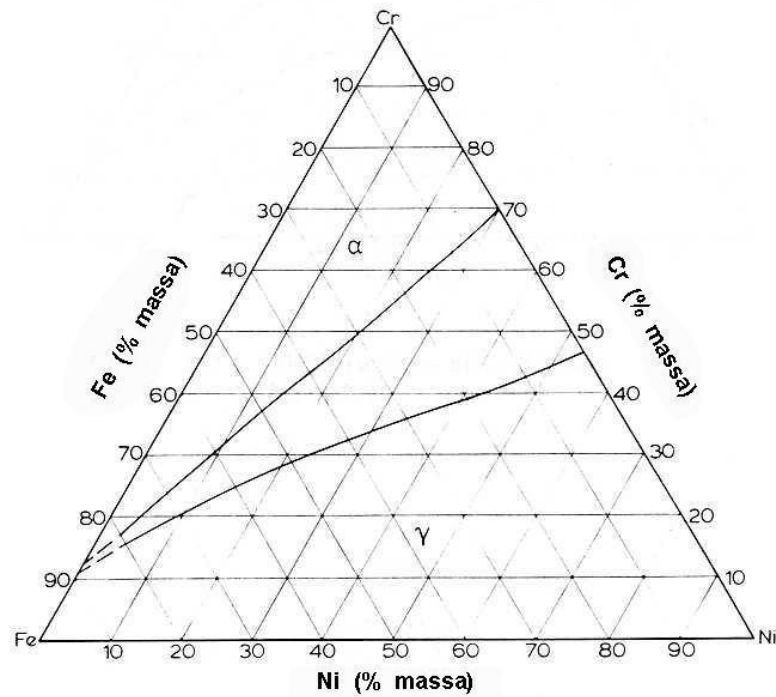


Figura 2.1: Seção isotérmica a 1200°C do ternário Fe-Cr-Ni (RAYNOR e RIVLIN, 1988).

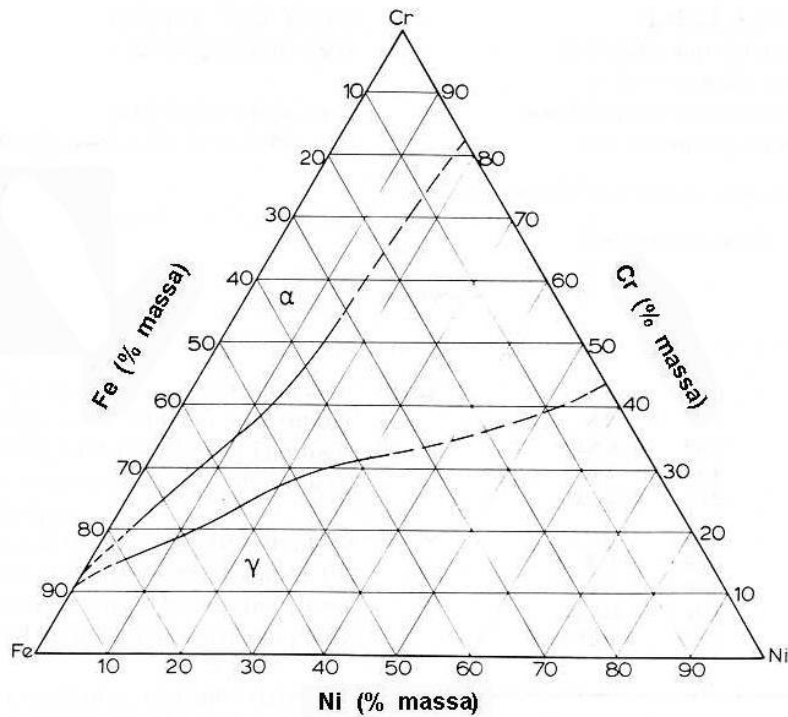


Figura 2.2: Seção isotérmica a 1100°C do ternário Fe-Cr-Ni (RAYNOR e RIVLIN, 1988).

Adotando-se os critérios de cromo e níquel equivalentes propostos por *DeLong*, encontrados no trabalho de **SOLOMON e DEVINE (1982)**:

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

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

e considerando como composição química média do aço SAF 2205 22,0% Cr – 5,5% Ni – 3,0% Mo – 1,7% Mn – 0,8% Si – 0,14% N – 0,03% C (SEDRIKS, 1989), assumindo que os elementos estão todos em solução sólida, teria-se como valor de cromo equivalente 26,2%, e níquel equivalente 11,5%. Adotando-se estes fatos, e traçando-se sobre a Figura 3.2 as linhas que definem o equilíbrio entre α e γ (“*tie-lines*”) fornecidas por **RAYNOR e RIVLIN (1988)** e a composição “equivalente” de cromo e níquel do aço SAF 2205 obtém-se a Figura 3.4, onde nota-se que o tratamento isotérmico deste aço a aproximadamente 1100°C, seguido de resfriamento rápido, é capaz de formar a estrutura dúplex ferrita-austenita. Se a “*tie-line*” que passa pelo ponto A da Figura 3.4 for paralela a traçada a direita deste, tem-se que o aço SAF 2205 solubilizado a 1100°C e resfriado rapidamente deve apresentar estrutura contendo aproximadamente 39% em peso de ferrita e 61% de austenita.

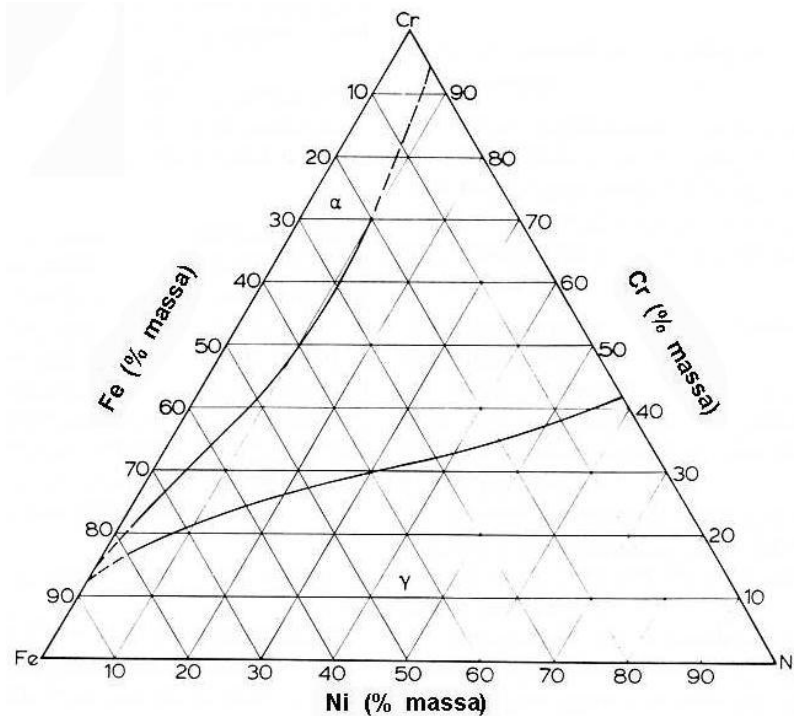


Figura 2.3: Seção isotérmica a 1000°C do ternário Fe-Cr-Ni (RAYNOR e RIVLIN, 1988).

Os dados anteriormente apresentados explicam o modo de processamento mais comum dos aços inoxidáveis dúplex trabalhados: conformação a quente entre 1200°C e 900°C, obtendo uma estrutura de bandas alternadas de ferrita e austenita (**POTGIETER et alli., 1991**), seguido de tratamento isotérmico de solubilização entre 1020°C e 1120°C, seguido de resfriamento em água (**VAROL e BAESLACK III, 1989**), para obter-se o balanço volumétrico desejado entre as fases.

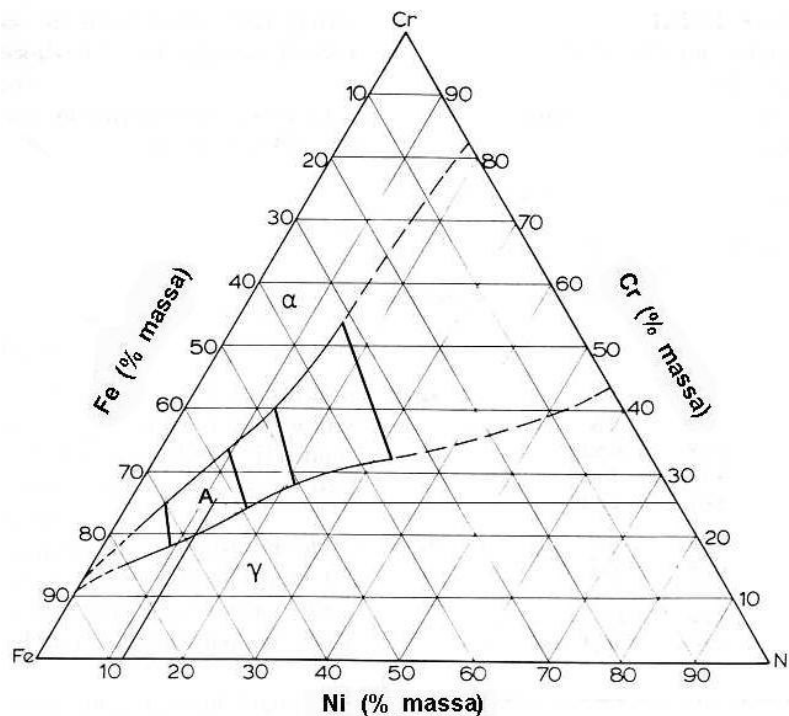


Figura 2.4: Seção isotérmica a 1100°C do ternário Fe-Cr-Ni, mostrando as

“*tié-lines*” no campo α/γ . O ponto representa a composição (em cromo e níquel equivalentes) do aço SAF 2205 (RAYNOR e RIVLIN, 1988).

O limite superior de temperatura para o surgimento de fase sigma encontra-se entre 950°C e 960°C, se considerada uma seção do ternário a 50% Fe (RAYNOR e RIVLIN, 1988).

2.3-Elementos de liga nos aços.

Os elementos de ligas nos aços podem alterar as propriedades físicas e mecânicas das fases presentes. A seguir estão alguns elementos normalmente adicionados e suas respectivas conseqüências.

- **Cr (cromo):** A resistência à corrosão possui uma dependência direta com o teor presente deste elemento. Quanto maior o teor de cromo contido na liga, maior é a resistência à corrosão do aço. O cromo livre em solução sólida na matriz do material vai se combinar com o oxigênio do ar possibilitando a formação da película passiva, protegendo o material contra os agentes corrosivos (SEDRICKS, 1996).

- **Ni (níquel):** O níquel altera a estrutura cristalográfica da liga, conferindo maior ductilidade, resistência mecânica, soldabilidade, e tornando o aço não magnético. Além disso, associado ao cromo, favorece o aumento da resistência à corrosão (**SEDRIKS, 1996**).
- **Mo (molibdênio):** Aumenta a passividade e a resistência química dos aços inoxidáveis. Sua ação é especialmente importante no aumento da resistência à corrosão por pite e em frestas, mas sempre associado ao cromo (**HIGGINS, 1982**).
- **Mn (manganês):** Sua principal função é de anular o efeito de impurezas perniciosas nos aços, como exemplo, o oxigênio e o enxofre. Pequenas quantidades deste elemento, associadas a presença de níquel, melhoram substancialmente a resistência mecânica (**HIGGINS, 1982**).
- **Si (silício):** melhora a resistência à oxidação a altas temperaturas; atua de maneira análoga ao cromo (**HIGGINS, 1982**).
- **N (nitrogênio):** Juntamente com o cromo e molibdênio, é usado para dar maior resistência à corrosão. Adições de nitrogênio (0,1 a 0,3%) aumentam significativamente a resistência à corrosão por pite (**SEDRIKS, 1996**).
- **C (carbono):** causa endurecimento e aumento na resistência mecânica da liga. Porém, associado ao cromo prejudica a resistência à corrosão (**SEDRIKS, 1996**).
- **P (fósforo):** fornece aos aços inoxidáveis boa usinabilidade (**HIGGINS, 1982**).
- **Ti (titânio) e Nb (nióbio):** Apresentam uma importante função na manutenção da inoxidabilidade. Evitam a ocorrência da combinação do carbono com o cromo, evitando assim perda de resistência à corrosão. Além disso, pelo mesmo motivo, a soldabilidade é favorecida com a adição desses elementos (**SEDRIKS, 1996**).
- **Al (alumínio):** melhora a resistência à oxidação a altas temperaturas; seu comportamento é semelhante ao silício, porém o excesso deste elemento dissolvido na ferrita fragiliza o material (**HIGGINS, 1982**).
- **Cu (cobre):** Apresenta boa condutividade térmica, elétrica e boa usinabilidade. Sua presença aumenta a resistência à corrosão por via úmida; no entanto, provoca aumento na cinética de precipitação da fase sigma (**SEDRIKS, 1996**).

2.4-Aços inoxidáveis dúplex

Os aços inoxidáveis dúplex são constituídos normalmente por frações volumétricas iguais de austenita e ferrita, através do correto balanço entre os elementos

(**POTGIETER e CORTIE, 1991**). A estrutura típica é composta em média por 40 a 45% de ferrita e 55 a 60% de austenita, obtidas após solubilização entre 1000°C e 1200°C e resfriamento brusco (**NILSSON, 1992**). Caso a proporção dessas duas fases fuja dessa ordem de valores, os materiais recebem a denominação “*dual phase*”, ou bifásicos.

Produzidos através de sistema AOD (descarburização por sopro combinado de oxigênio e argônio), apresentam muito baixo teor de carbono, e portanto são praticamente imunes a sensitização; além disso, desenvolvimentos recentes tornaram possível o aumento do teor de nitrogênio nos aços inoxidáveis, e particularmente nos dúplex, levando a aumentos consideráveis de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão (**ECKENROD e PINNOW, 1984**).

Dentre os aços inoxidáveis dúplex o aço UNS S31803, ou mais conhecido como SAF 2205, é frequentemente utilizado em aplicações “*offshore*”, como evaporadores de água e tubos de circuitos hidráulicos (**ERBING e GROTH, 1993**); na indústria de óleo e gás como tubos para transporte de dióxido de carbono seco e úmido, nas indústrias químicas em geral e de geração de eletricidade (**ECKENROD e PINNOW, 1984**); na indústria de papel e celulose, como evaporadores e torres para estocagem de pasta de papel (**NORDSTROM e RUNG, 1995**); e tanques para transporte marítimo de produtos químicos corrosivos, de até 800 toneladas (**LEFFLER, 1990**). Apresentando composição química típica 22% Cr – 5%Ni – 3% Mo – 0,15% Ni – 0,02%C (**ECKENROD e PINNOW, 1984**), tem limite de resistência a tração de 770 MPa, limite de escoamento próximo de 515 MPa (praticamente o dobro do encontrado em aços inoxidáveis austeníticos como os AISI 304 e 316 (**ECKENROD e PINNOW, 1984**) e alongamento em 50 mm superior a 32% (**AGARWAL, 1988**). Além disso, sua

resistência à corrosão supera a dos aços austeníticos, mesmo os de baixo teor de carbono **(ECKENROD e PINNOW, 1984; NORDSTROM e RUNG, 1995)**.

Com relação à fadiga, os aços dúplex apresentam limites bem definidos. O aço SAF 2205 apresenta limite de fadiga da ordem de 285 MPa, ou 63% do limite de escoamento **(MAGNABOSCO, 2001)**.

Em aços trabalhados mecanicamente, como é caso do SAF 2205, observa-se estrutura altamente refinada (a espessura média das lamelas é de 3 μm), o que leva aos consideráveis valores de resistência mecânica citados. Isso ocorre pois quanto maior é a deformação imposta, as áreas de austenita e ferrita tornam-se alongadas e finas, aumentando o bandejamento e levando à formação de estruturas cada vez mais refinadas. A resistência mecânica é proporcional a espessura das bandas de ferrita e austenita por uma relação do tipo Hall-Petch **(MAGNABOSCO, 2001)**.

A alta tenacidade deste aço é resultado não somente do pequeno tamanho de grão, mas também da forte presença de austenita em sua estrutura. Estudos revelaram que amostras contendo 57% de ferrita apresentaram temperatura de transição dúctil-frágil 149°C menor que amostras com mesma composição química e tamanho de grão, porém contendo 80% de ferrita. Tal fato é resultado do impedimento, por parte da austenita, da propagação das trincas de clivagem originadas na ferrita. Apesar de se observar, com o aumento da fração volumétrica de ferrita, aumentos consideráveis de dureza e limite de escoamento, não houve alteração significativa no limite de resistência, havendo no entanto severas reduções no alongamento total e na tenacidade **(MAGNABOSCO, 2001)**. Já **AGARWAL (1988)** associa também a excelente resistência mecânica à presença de nitrogênio, que se encontra em sua maioria em solução sólida intersticial na austenita.

Estas propriedades dos aços inoxidáveis dúplex permitem construções onde se atinge grande economia de material e mão-de-obra (tanto fabril quanto de manutenção). **NORDSTROM e RUNG (1995)** calculam que na construção de torre para estocagem de pasta de papel com 1500 m^3 , se for utilizado somente aço inoxidável dúplex ao invés da usual combinação de aço carbono e aço inoxidável austenítico, a economia total na fabricação é no mínimo de 8%.

No entanto, durante envelhecimento isotérmico, ou determinadas seqüências de tratamento térmico ou soldagem, pode ocorrer a precipitação de fases indesejáveis, que causam tanto redução de propriedades mecânicas quanto afetam a resistência à corrosão. Particularmente entre 700 e 900°C , pode ocorrer a precipitação de nitretos de cromo e fase sigma, esta última ou como produto da decomposição eutetóide da ferrita original, gerando austenita secundária, ou através da precipitação a partir da austenita e ferrita presentes (**NILSSON, 1992**).

A figura 2.5 demonstra o efeito dos elementos de liga num aço inoxidável dúplex; observando-se a formação de outras fases que não austenita e nem ferrita.

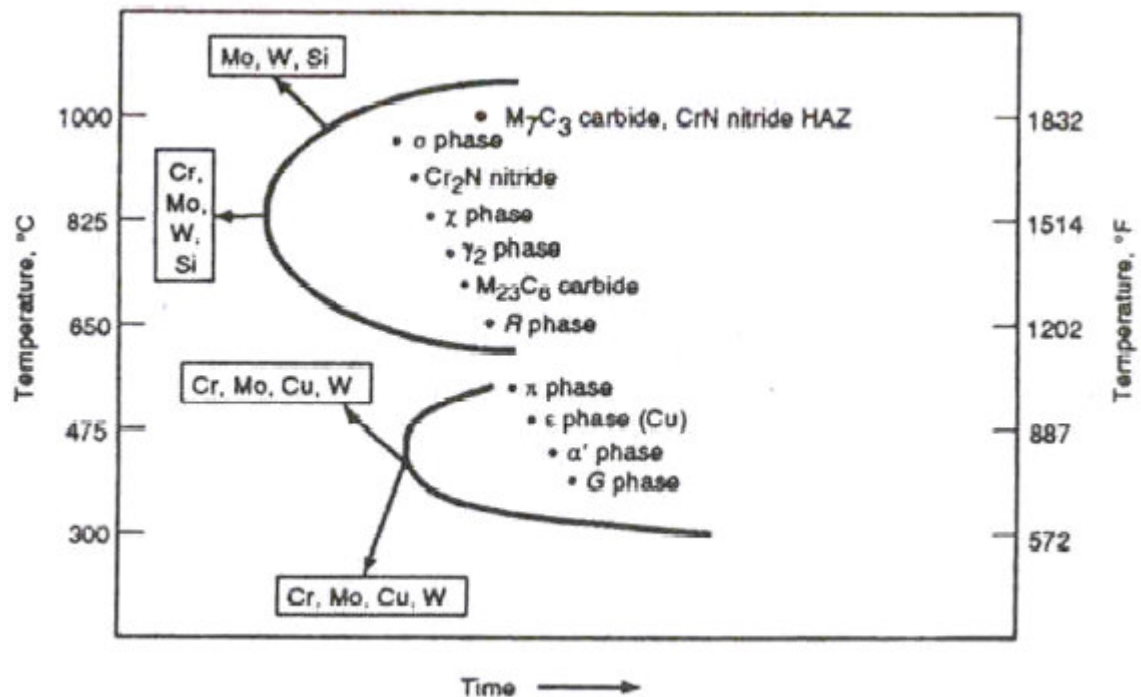


Figura 2.5: Diagrama Esquemático Tempo-Temperatura-Transformação para um aço inoxidável dúplex. (DAVIS, 1994).

Estudos recentes mostraram que a fratura frágil em aços inoxidáveis dúplex ocorre para frações volumétricas de fase sigma superiores a 5% e que frações volumétricas inferiores a 2% não impedem a ocorrência de fratura dúctil em ensaio Charpy (MAGNABOSCO, 2001).

Contudo, citando SOLOMON e DEVINE (1982), é possível afirmar que o uso inteligente dos aços dúplex, tomando cuidado em se evitar os numerosos acidentes que a complexidade de estruturas possíveis pode ocasionar, pode torná-los os melhores materiais que já conhecemos.

2..5- Fase sigma

A fase sigma apresenta elevada dureza (equivalente em alguns casos a 940 HV ou 68 HRC) e grande fragilidade (**RAYNOR e RIVLIN, 1985**). Sua estrutura cristalina apresenta trinta átomos por célula unitária de sua estrutura tetragonal, de relação c/a próxima de 0,52, e à temperatura ambiente não é magnética (**DAVIS, 1994**). Sua presença é indesejável nos aços dúplex por comprometer tanto a resistência à corrosão quanto a tenacidade (**BRANDI e PADILHA, 1990**). O comprometimento da resistência à corrosão se deve ao empobrecimento do cromo e do molibdênio presentes ao redor da fase sigma formada na matriz. A presença de sigma, além do grande endurecimento que causa no material, acaba por comprometer também a ductilidade, impedindo muitas vezes a aplicação convencional do aço (**SEDRIKS, 1996**). No entanto, no trabalho de **GILMAN (1951)** é destacada a possibilidade de utilização de aços de alto cromo endurecidos pela presença de fase sigma, uma vez que esta se forma a temperaturas elevadas e é estável a altas temperaturas, contribuindo para a manutenção de dureza a quente de materiais que a possuem.

A sigma é uma fase rica em elementos estabilizadores de ferrita (basicamente cromo, molibdênio e silício), fazendo com que a formação da mesma nos aços dúplex solubilizados se dê basicamente a partir da ferrita. Além disso, a difusão de elementos formadores de sigma, particularmente cromo, é 100 vezes mais rápida na ferrita que na austenita (**LANGEBOG, 1991**), facilitando sua formação. Adições de tungstênio, vanádio, titânio e nióbio também promovem a formação de sigma (**DAVIS, 1994**).

A precipitação de sigma se inicia nos contornos de grão ou de interfase e é intensificada por diversas horas de exposição à temperaturas da ordem de 700 a 900°C (**SEDRIKS, 1996**).

No trabalho de **BRANDI e PADILHA (1990)** pode-se listar quatro tipos de reações de decomposição de ferrita para a formação de fase sigma nos aços inoxidáveis dúplex ferrita-austenita, a saber:

1. precipitação contínua ($\alpha \rightarrow \sigma + \alpha$ empobrecida em cromo e molibdênio);
2. precipitação descontínua ($\alpha \rightarrow \sigma + \alpha$ empobrecida em cromo e molibdênio);
3. eutetóide lamelar ($\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_{nova}$);
4. eutetóide divorciado ($\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_{nova}$).

A reação 3 descrita anteriormente gera como produto microestruturas típicas de crescimento cooperativo (por exemplo, lamelares), enquanto as reações 1, 2 e 4 provocam surgimento de sigma com morfologia de partículas isoladas. **BARBOSA et alli (1976)** comprovaram que esta morfologia (a de partículas isoladas) se dá quando o envelhecimento de aços dúplex solubilizados ocorre próximo a 900°C, enquanto que a 700 e 800°C há formação de eutetóide lamelar composto de sigma e austenita “nova”, chamada também de secundária, por apresentar composição química diferente da austenita solubilizada e ser produto da decomposição eutetóide (**WAGNER e ZWILLING, 1984**).

A principal reação que leva a formação de sigma nos aços inoxidáveis dúplex é a decomposição eutetóide da ferrita, gerando ainda austenita secundária, uma vez que a fração volumétrica de ferrita diminui com o avanço do envelhecimento, mostrando o seu consumo (**MAEHARA et alli, 1983; THORVALDSSON et alli, 1984; BRANDI e PADILHA, 1990**).

Mesmo após a precipitação da fase sigma no material, ela pode ser dissolvida com procedimentos de intenso aquecimento do material. O período de tratamento e a temperatura utilizada vão ser determinados de acordo com o material a ser tratado. Isso

também serve para dissolução de outras fases que aparecem nesses tipos de material (SEDRIKS, 1996).

2.6-Outras fases presentes nos aços inoxidáveis dúplex

Além da fase sigma discutida anteriormente, nos aços inoxidáveis dúplex podem estar presentes outras fases e as de maior interesse são:

- **Carbonetos:** quando em temperaturas elevadas (entre 1050 e 950°C) carbonetos do tipo M_7C_3 precipitam preferencialmente nas interfaces α/γ ; tal precipitação pode ser evitada se o resfriamento for conduzido nesta região em menos de 10 minutos, via de regra. Quando abaixo de 950°C, o carboneto que precipita é o $M_{23}C_6$, necessitando de menos de 1 minuto para precipitar-se a 800°C. Sua ocorrência também é mais comum nas interfaces α/γ , mas também pode ser encontrado nas interfaces α/α e γ/γ , e ainda com menor incidência no interior dos grãos (SOLOMON E DEVINE, 1982). No entanto, com as novas técnicas de descarburização empregadas, os teores de carbono encontrados nos aços inoxidáveis dúplex são diminutos, diminuindo a importância deste tipo de precipitado no estudo destes materiais (NILSSON, 1992).

- **Chi:** de estrutura cúbica ordenada, com composição Fe – 25%Cr – 2%Ni – 15-20%Mo – 1%Mn (JACKSON *et alli*, 1993), a fase chi (χ), como sigma é também frágil e indesejável num aço inoxidável dúplex por comprometer tanto a tenacidade quanto a resistência à corrosão. Sua presença é sempre associada à presença de fase sigma, particularmente no envelhecimento entre 600 e 700°C por períodos de 6 a 10 horas. THORVALDSSON e outros (1984) afirmam no entanto que apesar da fase chi formar-se tanto nas interfaces α/γ como na ferrita, esta se transforma rapidamente em sigma.

- **Fases R e π :** indesejáveis pelos mesmos motivos que são sigma e chi. A fase R (Fe_2Mo , conhecida como *Laves*) é rica em molibdênio, precipitando na maioria dos aços inoxidáveis dúplex entre 550 e 700°C. Na mesma faixa de temperatura pode se encontrar a fase π , composta por 28%Fe – 35%Cr – 3%Ni – 34%Mo (NILSSON, 1992).

- **Nitretos de cromo:** Principalmente no intervalo de 700°C e 900°C ou durante o resfriamento da temperatura de solubilização, devido ao aumento do teor de nitrogênio como elemento de liga nos aços inoxidáveis dúplex a precipitação de Cr_2N torna-se mais importante. Isso se dá devido à supersaturação de nitrogênio na ferrita durante o resfriamento, levando a precipitação intragranular na ferrita. Para tratamentos isotérmicos, as partículas de nitreto se formam preferencialmente nas interfaces α/α ou particularmente nas interfaces α/γ , usufruindo da maior mobilidade do cromo na ferrita, e do fornecimento de nitrogênio propiciado pela austenita (NILSSON, 1992).

- **Austenita secundária ou nova:** pode se formar basicamente de duas maneiras distintas (SOLOMON E DEVINE, 1982; NILSSON, 1992). Uma delas é através da redução da fração volumétrica de ferrita quando o envelhecimento ocorre entre 600 e 800°C, buscando o equilíbrio entre ferrita e austenita nessa temperatura. A outra maneira é a formação de fases ricas em cromo, como na precipitação de carbonetos, nitretos e fases chi, R e π ou na decomposição eutetóide da ferrita, gerando sigma e austenita nova.