

Projeto de iniciação científica

Microdureza de fase sigma em aço inoxidável dúplex SAF 2205

Relatório final

27/02/2003

Bolsista: **Luciane Emi Oiye**

e-mail: luciane_oie@hotmail.com

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

e-mail: rodrmagn@fei.edu.br



RESUMO

O estudo da formação da fase sigma no aço inoxidável dúplex SAF 2205 foi inicialmente desenvolvido por Rodrigo Magnabosco, autor deste projeto, em sua tese de doutorado, de caracterização do aço SAF 2205 a 850°C. A fase sigma é uma fase dura e quebradiça, prejudicial tanto às propriedades mecânicas do material (pois causa redução da ductilidade e principalmente da tenacidade) quanto à resistência a corrosão, por isto a grande importância do trabalho de caracterização microestrutural. O presente projeto visa estender este estudo analisando a formação da fase sigma em temperaturas variando de 700°C a 900°C, por períodos de até 1032 horas, descrevendo as reações de formação e crescimento da fase sigma e o desenvolvimento das microestruturas. O projeto tem como objetivo obter o diagrama de cinética de formação da fase sigma entre 700°C e 900°C, permitindo o estudo das transformações de fase que ocorrem nestas condições.



1. OBJETIVOS

Este trabalho visa definir os mecanismos que governam a formação de fase sigma no aço inoxidável a temperaturas de 700°C, 750°C, 800°C e 900°C durante períodos de até 1032 horas, descrevendo as reações de formação e crescimento da fase sigma e o desenvolvimento das microestruturas. Estende-se portanto, o trabalho desenvolvido pelo autor deste projeto em sua tese de doutorado (**MAGNABOSCO, 2001**) de caracterização do aço SAF 2205 a 850°C, criando-se o diagrama de cinética de formação da fase sigma entre 700°C e 900°C por até 1032 horas, permitindo o estudo das transformações de fase que ocorrem nestas condições. Esta etapa do trabalho visa caracterizar a fase sigma formada através da determinação da dureza desta nas diferentes condições de formação.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Aços Inoxidáveis Dúplex

2.1.1. Definição

Aços inoxidáveis dúplex são aços de baixo teor de carbono, ligados principalmente ao cromo, níquel e molibdênio, e que têm sua composição balanceada de modo a se obter uma microestrutura mista de austenita e ferrita. A presença das duas fases aumenta a resistência mecânica, se comparada a de aços unifásicos, além de refinar o grão austenítico, aumentando ainda mais a resistência mecânica ^[1, 2].

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis se deve principalmente a presença de cromo, que a partir de 11%, e em contato com oxigênio, permite a formação de uma película finíssima de óxido de cromo sobre a superfície do aço, que é impermeável e insolúvel em meios corrosivos usuais, denominada película passiva ^[3].

Há alguns elementos que possuem capacidade de aumentar o campo de estabilidade da ferrita (estrutura cristalina cúbica de corpo centrado) no diagrama de fases Fe-C (Fig. 2.1), como o silício, o molibdênio e o próprio cromo; outros elementos atuam como estabilizadores da fase austenita (estrutura cúbica de face centrada), como níquel, nitrogênio, manganês, cobre e carbono; da correta adição destes elementos é possível aumentar a resistência à corrosão, levando ainda a estabilização de uma certa fase, proporcionando diferentes comportamentos mecânicos ^[4].

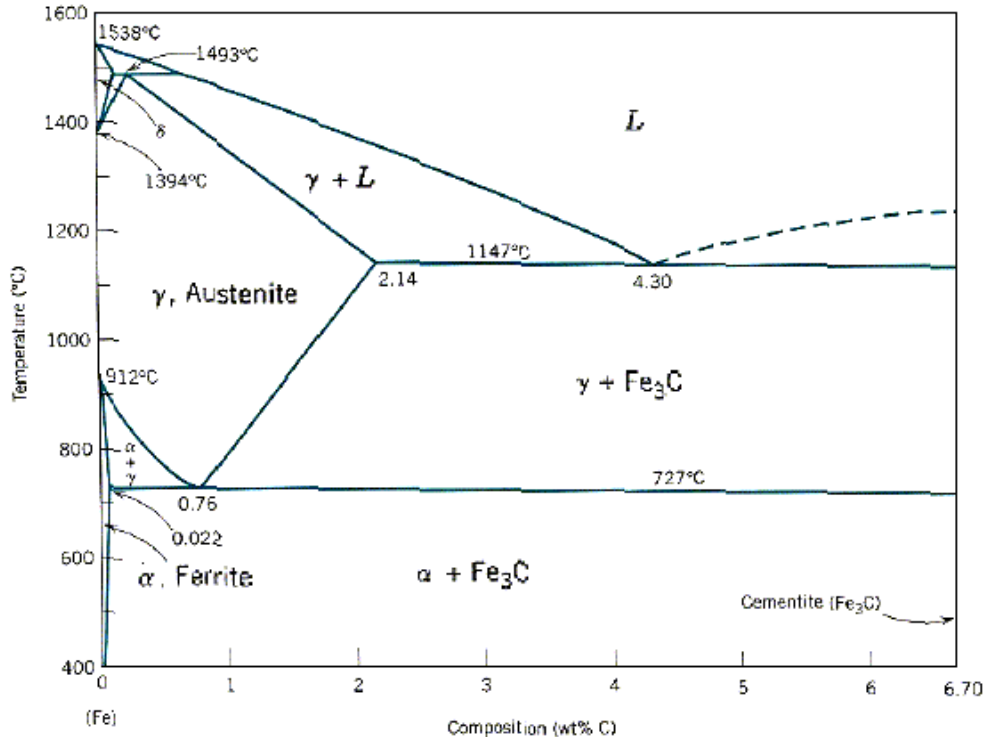


Figura 2.1. Diagrama de fases Fe-C^[5]

Os aços inoxidáveis que possuem altos teores de elementos estabilizadores da austenita (γ) são chamados de austeníticos, por apresentar esta fase estável em temperaturas até mesmo inferiores à ambiente. Estes aços apresentam grande ductilidade e tenacidade, além de boa soldabilidade; no entanto, contém geralmente teor mínimo de 8% de níquel, uma das razões de seu elevado custo^[4, 6]

Já os aços que apresentam altos teores de elementos estabilizadores da ferrita (ou de alto cromo equivalente), por analogia, são chamados de ferríticos. Sendo a ferrita (α) a fase predominante nestes aços, apresentam ductilidade e tenacidade menores que as apresentadas pelos austeníticos, além de transição de fratura dúctil-frágil. No entanto, geralmente são imunes à corrosão sob tensão. Além disso, possuem normalmente baixo custo quando comparados aos austeníticos^[4].

Os aços inoxidáveis dúplex surgem da necessidade de uso em situações onde exige-se, além de resistência à corrosão, uma boa resistência mecânica, alta tenacidade e ductilidade, combinando assim as qualidades dos aços ferríticos e austeníticos^[4].

2.1.2. Efeito do cromo

Como já descrito anteriormente, o cromo é o elemento fundamental dos aços inoxidáveis. Este elemento, em quantidades relativamente pequenas somente aumenta a resistência mecânica; no entanto, em aços com teores de cromo superiores a 11% forma-se uma película superficial aderente, não porosa e auto regenerativa, chamada de película passiva, protegendo-os de agentes corrosivos, e lhes proporcionando grande resistência à corrosão. Criam-se assim os aços inoxidáveis^[3, 7]. As Figuras 2.2 e 2.3 ilustram a influência do cromo na resistência a corrosão.

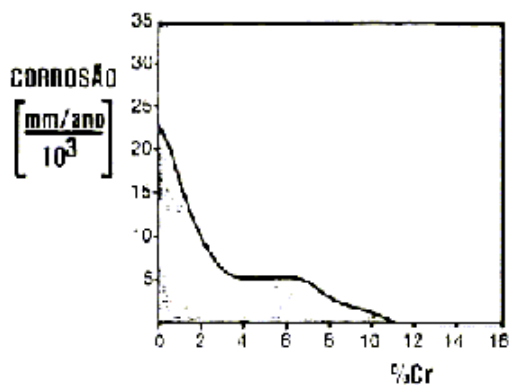


Figura 2.2. Efeito do teor crescente de Cr na resistência à corrosão atmosférica de ligas Fe-Cr^[8]

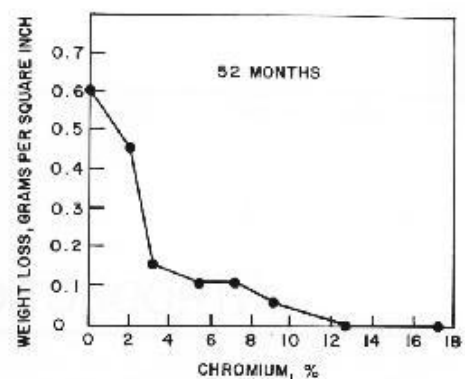


Figura 2.3. Influência do cromo na corrosão do aço de baixo carbono em meio atmosférico^[7]

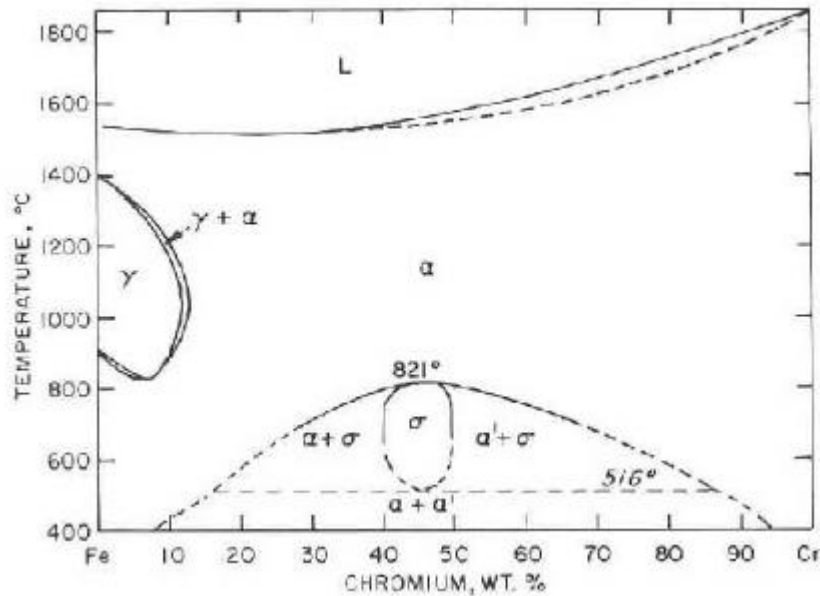


Figura 2.4. Diagrama de equilíbrio Fe-Cr^[7]

Pode-se observar no diagrama de equilíbrio Fe-Cr (Fig. 2.4) que em aços com teores de aproximadamente 42% a 48% de cromo, é notável a presença de uma fase quebradiça composta de ferro e cromo, denominada “fase sigma”. A esquerda do campo em que se encontra apenas a fase sigma, observa-se duas fases: α (ferrita) e σ (sigma), e a direita do campo de fase sigma, nota-se a existência de σ (sigma) e α' , rica em cromo. Nota-se que a fase sigma se dissolve, acima de aproximadamente 815°C, na forma de ferrita (α)^[9].

2.1.3. Efeito do Níquel

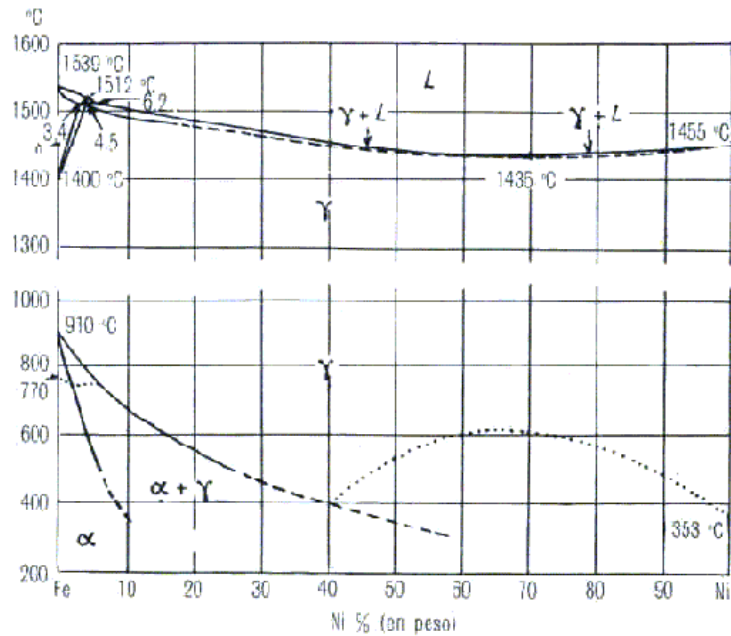


Figura 2.5. Diagrama de equilíbrio Fe-Ni ^[3]

O níquel também é um elemento característico dos aços inoxidáveis e que favorece a formação da austenita, aumentando o campo de existência desta fase no diagrama de equilíbrio Fe-Ni, se estendendo a temperatura ambiente em aços que apresentam teores maiores de 24% deste elemento, como mostra a Figura 2.5 ^[10].

A adição de níquel aumenta a ductilidade, a resistência mecânica e a soldabilidade; e, em associação ao cromo, melhora a resistência à corrosão do aço inoxidável ^[3].

Além disso, o níquel exerce uma importante ação nas ligas com elevados teores de cromo, sobre a zona de estabilidade da fase sigma, provocando seu deslocamento até regiões com menores quantidades de cromo ^[3].

2.1.4. O efeito do Molibdênio

O molibdênio é um elemento que atua como estabilizador da fase ferrita e possui grande influência na passividade e na resistência química dos aços inoxidáveis sobretudo na presença de cloretos, à qual a passividade do cromo é pouco estável. Sendo assim, o molibdênio, em associação ao cromo, executa uma grande ação na estabilidade do filme de passivação na presença de cloretos. Sua ação é especialmente importante no aumento da resistência à corrosão por pite e em frestas^[3,6, 11,14].

2.1.5. Outros elementos

↳ Silício: melhora a resistência à oxidação a altas temperaturas; atua de maneira análoga ao cromo^[3].

↳ 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^[3, 12].

↳ Titânio e nióbio: elementos estabilizadores nos aços austeníticos, impedindo o empobrecimento de cromo da matriz via precipitação em forma de carbonetos durante aquecimento e/ou resfriamento lento em torno de 700°C, que provocaria uma diminuição da resistência local à corrosão^[3]. Não apenas o nióbio e o titânio, como também o tântalo, são elementos que em associação ao carbono, formam carbonetos mais estáveis que o carboneto de cromo; de forma que aços inoxidáveis que contêm estes elementos são denominados aços estabilizados. A função destes elementos é justamente formar esses carbonetos, diminuindo a quantidade de carbono disponível para reagir com o cromo, o que dificulta a sensitização e, conseqüentemente, diminui a ocorrência de corrosão intergranular^[10].



- ↪ Cobre: elemento estabilizador da austenita, apresenta boa condutividade térmica e elétrica e boa usinabilidade. Sua presença aumenta a resistência à corrosão por via úmida; no entanto, provoca aumento na cinética de formação da fase sigma ^[3, 4, 10].

- ↪ Fósforo: fornece aos aços inoxidáveis boa usinabilidade ^[3].

- ↪ Nitrogênio: elemento estabilizador da austenita, é geralmente acrescido em ligas contendo molibdênio aumentando assim a resistência à corrosão em cloretos. O nitrogênio ainda aumenta a resistência à corrosão por pite e reduz o índice de precipitação de carbonetos de cromo, e portanto a susceptibilidade de sensitização. A adição do nitrogênio nos aços inoxidáveis, e particularmente nos dúplex, leva a aumentos consideráveis de resistência à corrosão, resistência mecânica e, devido ao alto teor de austenita, tenacidade; além de reduzir a segregação de elementos de liga (cromo e molibdênio) na ferrita ^[1,4, 6, 13].

- ↪ Manganês: pequenas quantidades deste elemento, associadas à presença de níquel, melhoram substancialmente as funções atribuídas a este último, como por exemplo o aumento da resistência mecânica. Seu efeito aumenta a solubilização do nitrogênio na austenita, como mostra a Figura 2.6; porém deve-se lembrar que o excesso de nitrogênio solubilizado resulta na precipitação de nitretos de cromo, podendo ocorrer sensitização ^[6, 7,12,14].

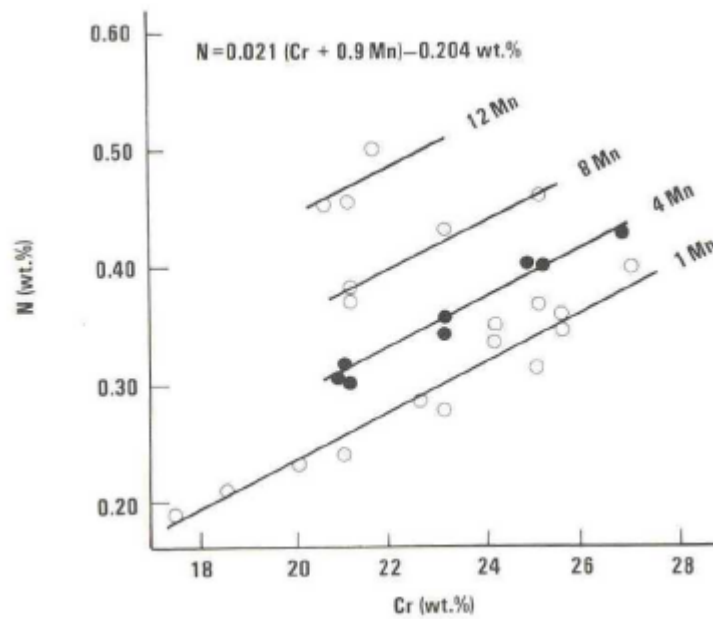


Figura 2.6. Solubilização do nitrogênio em aço inoxidável austenítico 14% Ni em função de teores de Cr e Mn^[7]

O manganês reage com o enxofre, formando sulfeto de manganês. A morfologia e composição destes sulfetos exercem grande influência na resistência a corrosão, especialmente na corrosão por pite, reduzindo a resistência a este tipo de corrosão^[6].

2.1.6. O sistema Fe-Cr-Ni

A maioria dos aços inoxidáveis é composta por pelo menos três componentes, e a relação de composição em função da temperatura é representada pelo diagrama ternário. Os aços inoxidáveis dúplex são compostos basicamente por ferro, cromo e níquel, podendo no entanto ser acrescidos por elementos que apresentam comportamento semelhante a estes dois últimos. Gera-se assim o conceito de cromo e níquel equivalentes ^[4].

A relação de equilíbrio de fase em função da temperatura e composição química é, portanto, representada pelo sistema ternário Fe-Cr-Ni. Então, pode-se estudar a metalurgia física destes aços através de diagramas binários e análise de seções isotérmicas do diagrama ternário ^[2,4]. Na Figura 2.7, pode-se observar um prisma reto de base triangular representando o sistema ternário, sendo assim as seções isotérmicas representadas por triângulos.

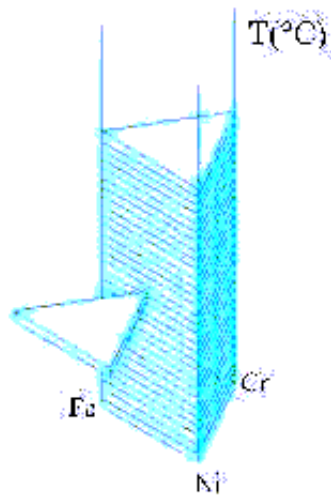


Figura 2.7. Figura representativa do sistema ternário Fe-Cr-Ni mostrando o significado de uma isoterma particular

As fases sólidas que basicamente são encontradas no ternário são: a austenita (γ), estrutura cristalina cúbica de faces centradas; a ferrita (α), estrutura cúbica de corpo centrado; α' , também cúbica de corpo centrado, porém rica em cromo, e por isso, muitas vezes é denominada ferrita cromada; e finalmente a fase sigma (σ), de estrutura tetragonal, extremamente dura e frágil^[3,4].

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. Utilizam-se as seções isotérmicas para determinar a temperatura de solubilização. Assim, desenvolvendo este raciocínio para as seções isotérmicas a 1200°C, 1100°C e 1000°C (Fig. 2.8, 2.9 e 2.10 respectivamente), nota-se que o campo de equilíbrio entre as duas fases aumenta com a redução de temperatura^[4].

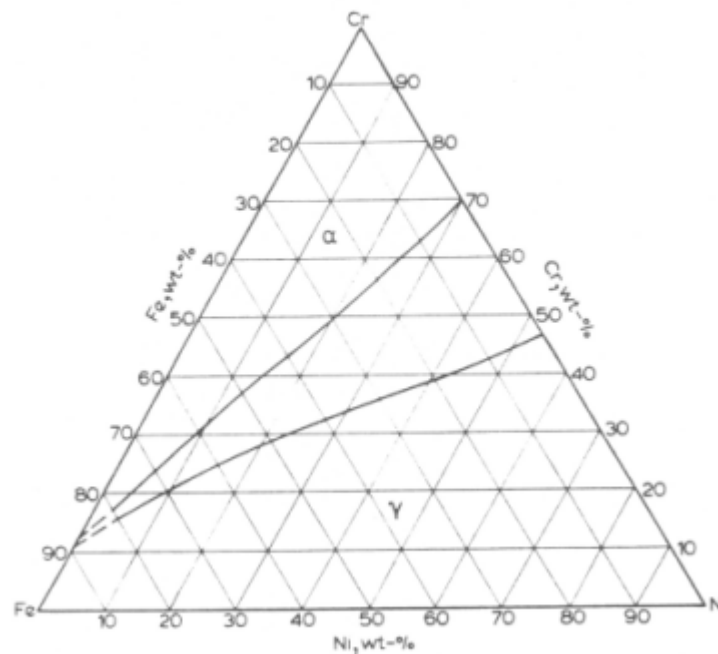


Figura 2.8. Seção isotérmica a 1200°C do ternário Fe-Cr-Ni^[12]

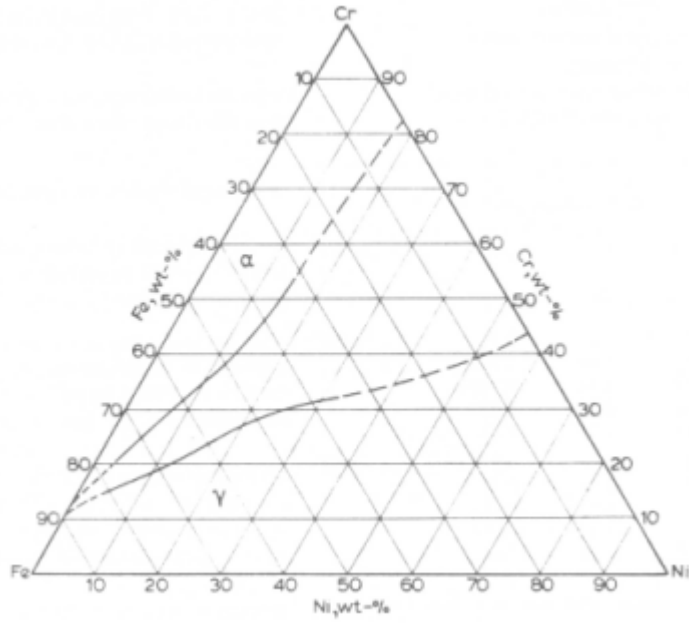


Figura 2.9. Seção isotérmica a 1100°C do ternário Fe-Cr-Ni^[15].

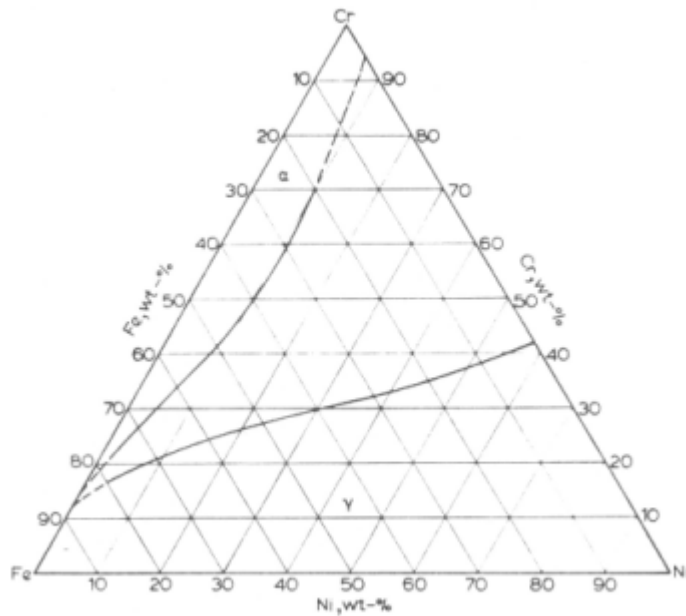


Figura 2.10. Seção isotérmica a 1000°C do ternário Fe-Cr-Ni^[15]

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. Na seção isotérmica a 900°C do ternário Fe-Cr-Ni (Fig.2.11), pode-se observar presença das fases sigma e α' , esta apresentando teores consideráveis de cromo. A separação da ferrita em α (rica em ferro) e α' (rica em cromo) se dá entre 900°C e 800°C, e fica evidenciada na isoterma a 800°C do ternário Fe-Cr-Ni (Fig.2.12). A separação de α e α' se dá tanto por nucleação e crescimento quanto por decomposição espinodal, sendo a natureza da transformação dependente da composição química e da temperatura^[4,15].

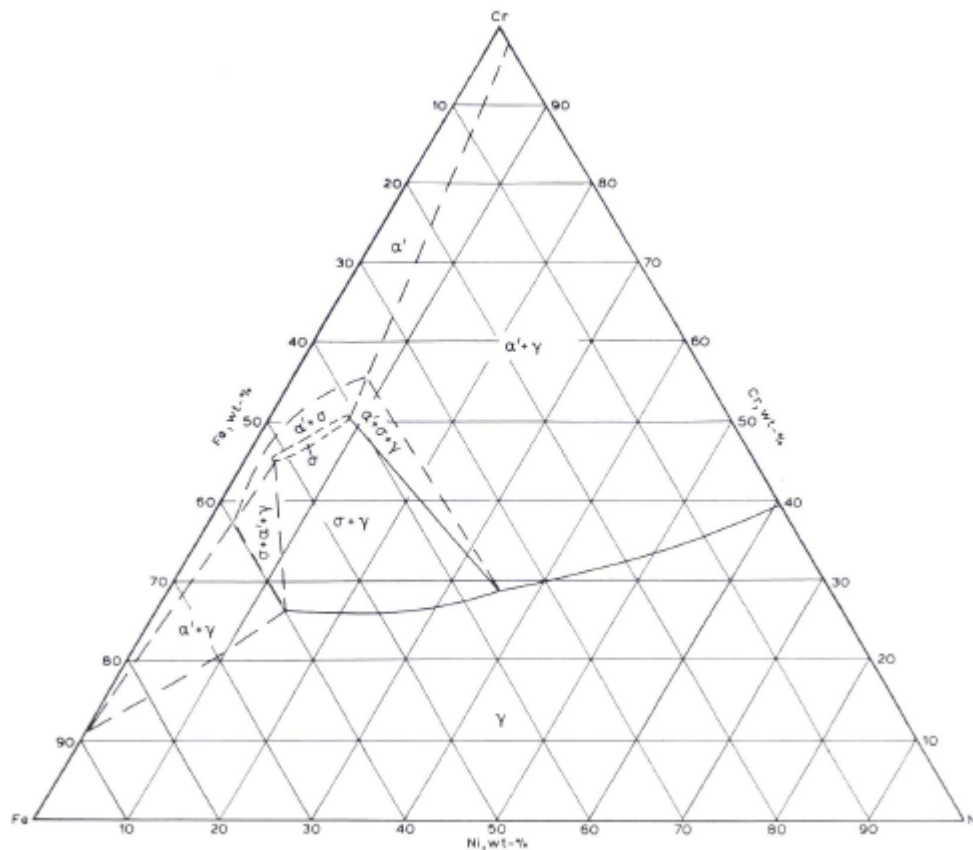


Figura 2.11. Seção isotérmica a 900°C do ternário Fe-Cr-Ni^[15]

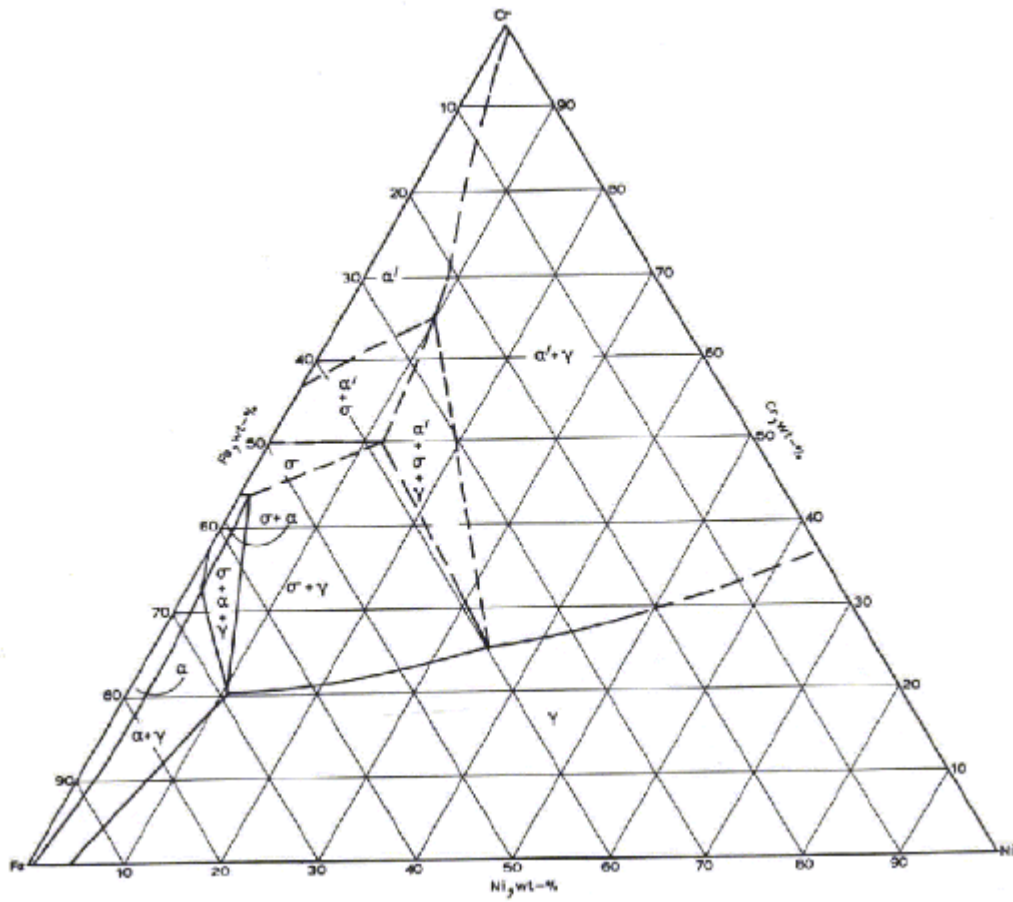


Figura 2.12. Seção isotérmica a 800°C do ternário Fe-Cr-Ni^[15]

2.1.6.1 Cromo e níquel equivalentes

Define-se cromo equivalente como o conjunto de elementos que estabilizam a fase ferrita em uma liga (como silício e molibdênio); sendo assim os elementos que estabilizam a fase austenita compõem o níquel equivalente (como manganês, nitrogênio e carbono)^[16].

Inicialmente os conceitos de cromo e níquel equivalentes foram desenvolvidos por Schaeffler:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times Nb \quad (\text{eq. 2.1})$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times Mn \quad (\text{eq. 2.2})$$

Na década de 50, Schaeffler desenvolveu um diagrama que relaciona a composição química do aço inoxidável com a microestrutura obtida. Desta forma, aplicando os critérios de cromo e níquel equivalentes obtêm-se as estruturas desenvolvidas nos aços a temperatura ambiente^[16].

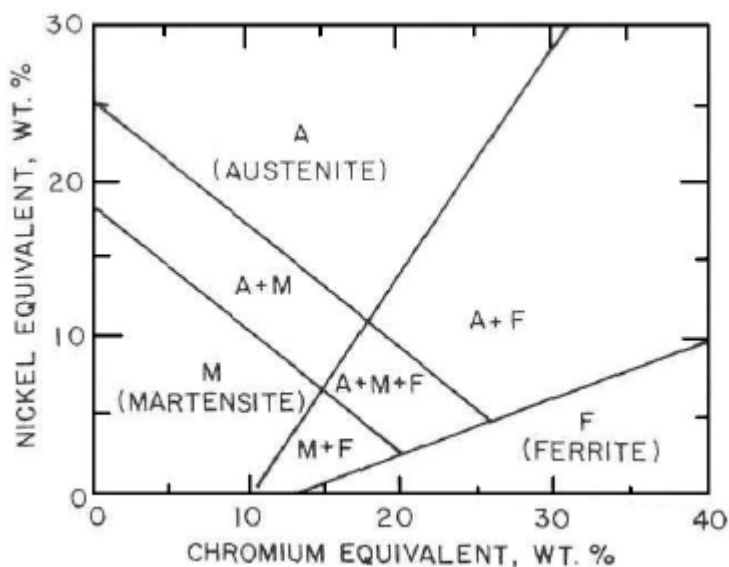


Figura 2.13. Diagrama de Schaeffler^[7]

Na década de 70, o diagrama de Schaeffler foi corrigido para considerar a presença de nitrogênio. *De Long* então modificou estes critérios desenvolvidos por Schaeffler para acrescentar a importante influência do nitrogênio ^[16].

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times Nb \quad (\text{eq. 2.3})$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times (\%C + \%N) + 0,5 \times Mn \quad (\text{eq. 2.4})$$

Desta maneira, aplica-se os critérios de *DeLong* considerando a composição química média do aço SAF 2205 apresentada na Tabela 1 ^[4].

Tabela 1: Composição química média do aço SAF 2205 ^[4]

Elemento	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	C
% em peso	22	5,5	3	1,7	0,8	0,14	0,03

$$\Rightarrow Cr_{eq} = 22 + 3,00 + 1,5 \times 0,8 = \mathbf{26,2\%}$$

$$\Rightarrow Ni_{eq} = 5,5 + 0,5 \times 1,7 + 30 \times (0,14 + 0,03) = \mathbf{11,45\%}$$

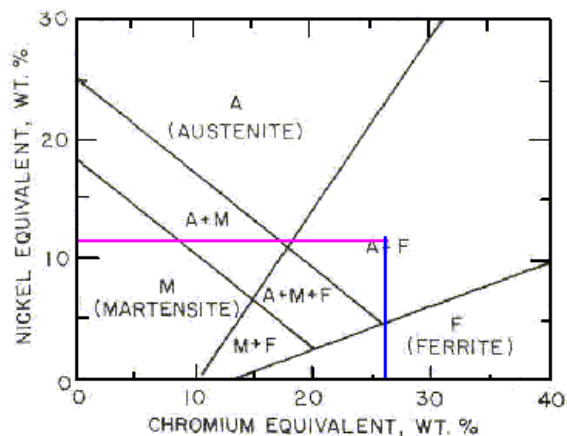


Figura 2.14. Diagrama de Schaeffler, mostrando a intersecção de duas retas que indicam a composição (cromo e níquel equivalentes) e as estruturas desenvolvidas no aço SAF 2205 a temperatura ambiente ^[4]

Sendo assim, à temperatura ambiente, é encontrada estrutura austenítica-ferrítica, comprovando que o material estudado é um aço dúplex.

Uma vez definidos os valores para cromo e níquel equivalentes, pode-se estudar o material, sobretudo o desenvolvimento da estrutura dúplex ferrita-austenita analisando as seções isotérmicas do ternário Fe-Cr-Ni. Admitindo que o material é submetido a um tratamento isotérmico a aproximadamente 1100°C, por exemplo, traça-se na seção isotérmica (Fig. 2.9) linhas que definem o equilíbrio entre as fases ferrita (α) e austenita (γ), que são as “tie-lines”^[4].

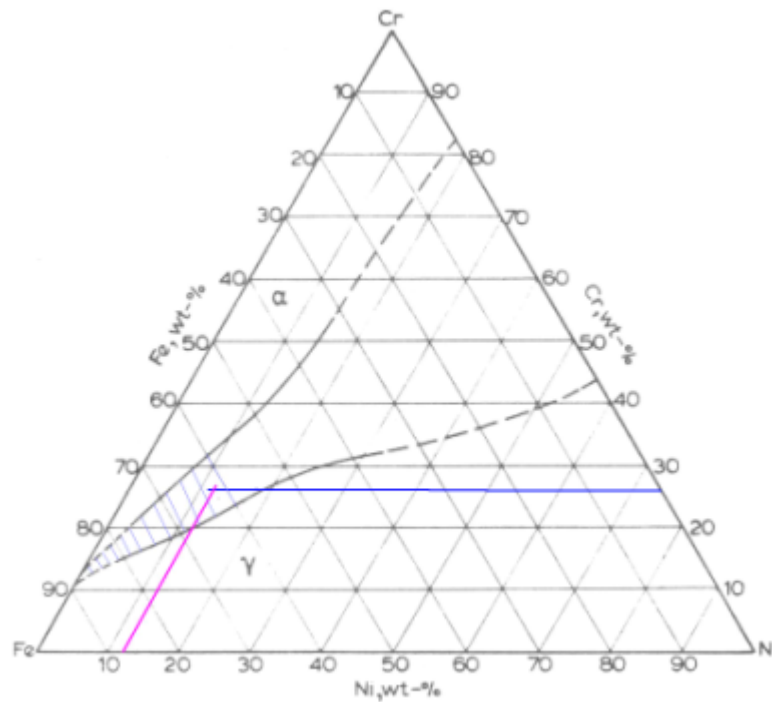


Figura 2.15. Seção isotérmica a 1100°C do ternário Fe-Cr-Ni, mostrando as “tie-lines” no campo α/γ . A intersecção representa a composição (cromo e níquel equivalentes) do aço SAF2205^[4]

Através da “tie-line” que passa pela intersecção das duas retas (cromo e níquel equivalentes) na Figura 2.15, pode-se concluir que o aço SAF 2205 solubilizado a 1100°C e resfriado rapidamente deve apresentar aproximadamente 37% em peso de ferrita e 63% de austenita em sua estrutura [4].

Admite-se agora que o material exemplificado (aço SAF 2205) é solubilizado a 800°C e esfriado rapidamente, considerando os valores para cromo e níquel equivalentes - $Cr_{eq} = 26,2\%$, $Ni_{eq} = 11,45\%$, e utilizando os mesmos conceitos observa-se na Figura 2.16 a presença de fase sigma e austenita [11].

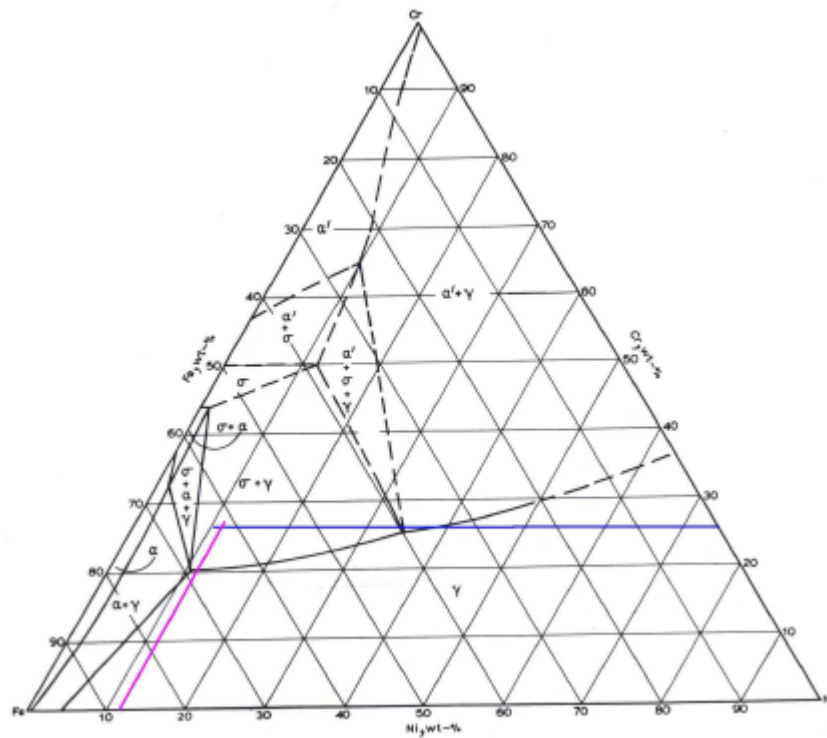


Figura 2.16. Seção isotérmica a 800°C do ternário Fe-Cr-Ni. A intersecção das duas retas representa a composição (cromo e níquel equivalentes) do aço SAF 2205 [4]

2.1.7. Fragilização pelo envelhecimento

Na Figura 2.17. observa-se as fases que podem ser formadas num aço inoxidável dúplex, levando a fragilização do mesmo.

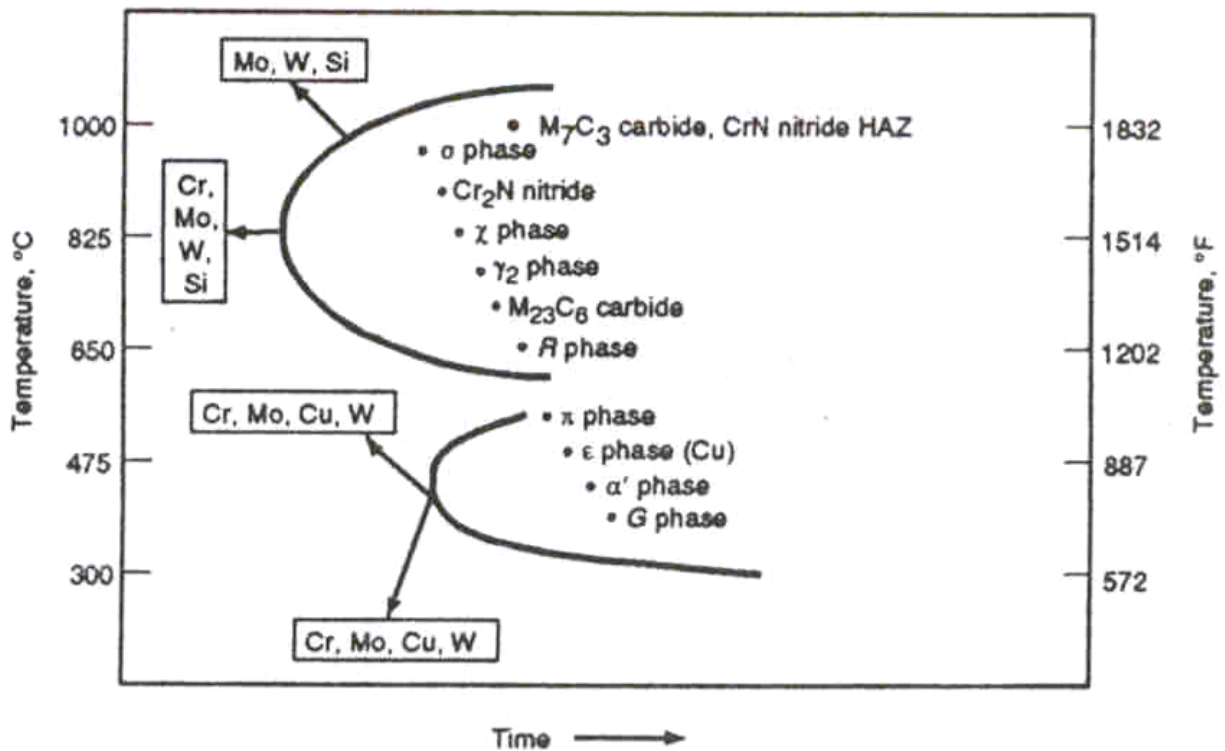


Figura 2.17. Diagrama Esquemático Tempo-Temperatura-Transformação mostrando o efeito dos elementos de liga nas reações de precipitação num aço inoxidável dúplex^[1]

Os aços inoxidáveis dúplex são susceptíveis a pelo menos três tipos de fragilização^[18]:

- fragilidade causada pela presença de carbonetos , em ligas contendo alto teor de carbono (entre 700°C e 900°C), o que não é o caso do aço SAF 2205;
- fragilidade devido a precipitação de α' (entre 420°C e 540°C);
- fragilidade devido à precipitação da fase sigma (entre 700°C e 900°C)

A Figura 2.18. mostra a curva que ilustra o aumento da dureza devido a formação de α' num aço inoxidável ferrítico Fe-30Cr. Na Figura 2.19. observa-se o aumento da dureza conforme o teor de cromo e o tempo de envelhecimento a 475°C, onde também ocorre a formação de α' .

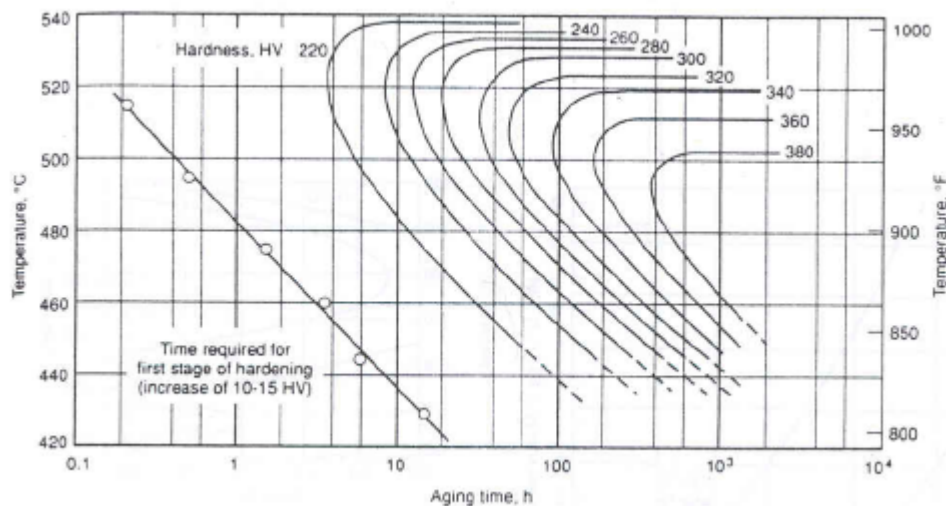


Figura 2.18. Curvas Tempo-Temperatura com dureza constante num aço inoxidável ferrítico Fe-30Cr submetido a envelhecimentos entre 430°C e 540°C^[1]

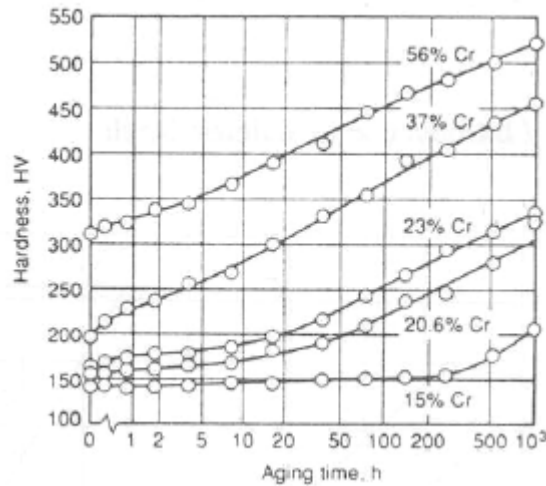


Figura 2.19. Influência do envelhecimento a 475°C por tempos de até 1000h na dureza de ligas Fe-Cr^[1]

A fase sigma foi detectada primeiramente nos estudos sobre o ternário Fe-Cr-Ni realizados por Bain e Griffiths. Eles constataram que a fase apresenta dureza elevada, chegando a 68HRC, ou 940HV, em alguns casos; e grande fragilidade, tanto que pesquisadores denominaram o constituinte metalográfico formado por sigma de “B” (lembrando “*brittleness*”, fragilidade). Sua presença portanto é indesejável nos aços inoxidáveis dúplex pois apresenta grande influência nas propriedades mecânicas do aço e sua resistência à corrosão; sendo uma fase dura e quebradiça, esta tende a reduzir a ductilidade e principalmente a tenacidade do aço. Sigma é um intermetálico não magnético de estrutura tetragonal, rica em elementos estabilizadores da ferrita. A formação de sigma nos aços dúplex solubilizados se dá basicamente a partir da ferrita, já que, a difusão de elementos formadores de sigma, particularmente cromo, é 100 vezes mais rápida na ferrita que na austenita, facilitando sua formação. Adições de tungstênio, cobre, vanádio, titânio, silício e nióbio também promovem a formação de sigma^[1, 4, 9, 17, 18].

A Figura 2.20. mostra a influência do envelhecimento na energia absorvida no impacto num aço inoxidável ferrítico 29Cr-4Mo^[1]

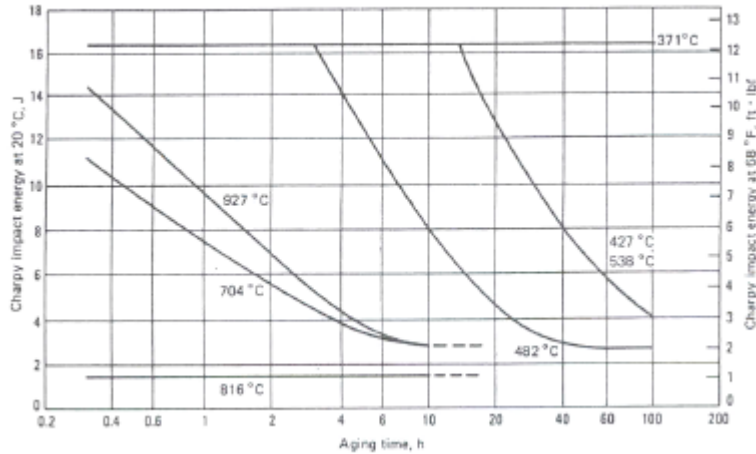


Figura 2.20. Influência do envelhecimento na energia absorvida no impacto num aço inoxidável ferrítico 29Cr-4Mo^[1]

No trabalho de Dulis e Smith pode-se observar a grande dureza da fase sigma através da diferença de tamanho das impressões em um aço 18-8 Mo apresentada na Figura 2.21. Neste caso, a dureza encontrada na fase sigma tem valor de aproximadamente 750HV^[19].

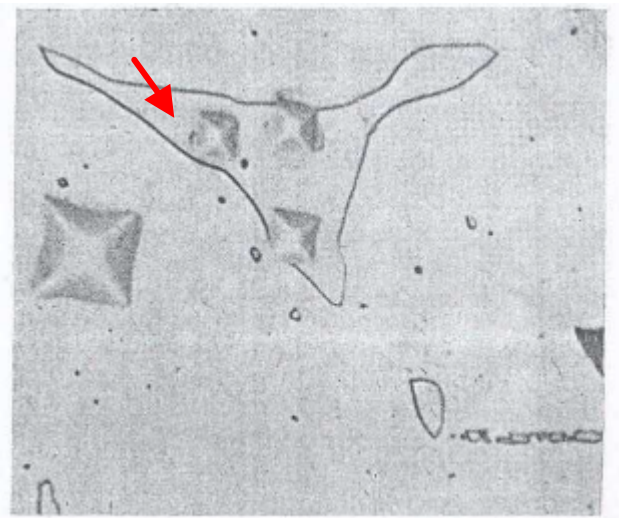


Figura 2.21. Impressões de microdureza na austenita e sigma (região indicada) em aço 18-8 Mo atacado com ácidos pícrico e clorídrico em álcool^[9]

A princípio, a formação de fase sigma se dá por quatro tipos de reações, todas envolvendo a decomposição da ferrita ^[4,18]:

1. precipitação comum: $\alpha \Rightarrow \sigma + \alpha$ (empobrecida em Cr e Mo)
2. precipitação descontínua: $\alpha \Rightarrow \sigma + \alpha$ (empobrecida em Cr e Mo)
3. eutetóide lamelar: $\alpha \Rightarrow \sigma + \gamma_{NOVA}$
4. eutetóide divorciado: $\alpha \Rightarrow \sigma + \gamma_{NOVA}$

De fato, nos aços dúplex a formação de sigma se dá principalmente a partir da ferrita e não da austenita, uma vez que a ferrita tem composição mais próxima de sigma (ambas são ricas em Cr e Mo e pobres em Ni), e a difusão na ferrita é muito mais rápida que na austenita. A nucleação da fase sigma ocorre preferencialmente nas interfaces ferrita-austenita e seu crescimento ocorre no lado ferrítico. As reações 1, 2 e 4 levam a formação de sigma com morfologia maciça; e a reação 3 gera como produto microestruturas típicas de crescimento cooperativo, como por exemplo microestruturas lamelares ^[4,18].

Barbosa em seu trabalho que estuda um aço inoxidável composto por 0,12%C-31%Cr- 9%Ni constatou que em temperaturas mais altas, como 900°C, a fase sigma apresenta morfologia maciça; enquanto em temperaturas mais baixas, como 700°C, microestruturas lamelares são dominantes. Na temperatura de 700°C foi observado que inicialmente (em 15 minutos de tratamento, por exemplo) a precipitação da fase sigma provém de uma reação eutetóide de característica lamelar; no entanto em tempos maiores de tratamento (2 horas de tratamento, por exemplo), a precipitação da fase sigma ocorre através de uma reação eutetóide de característica divorciada. Já a 850°C, a precipitação de sigma ocorre inicialmente por reação eutetóide divorciado, e evolui para uma fase sigma de morfologia maciça ^[9, 18].

Ainda no trabalho de Barbosa, observou-se que a 600°C há um crescimento muito lento, porém perceptível da dureza. A 700°C a dureza atinge o máximo. Já a 800°C atinge-se a dureza ainda elevada, porém em tempo mais curto. A 900°C o tempo para atingir o máximo de dureza é mais longo; o máximo porém é menor que os máximos de dureza atingidos a 700°C e 800°C. E em tratamentos a 1000°C, não há grandes variações de dureza. Todas estas observações podem ser comprovadas no gráfico de evolução de dureza em função do tempo de tratamento, na Figura 2.22.^[9]

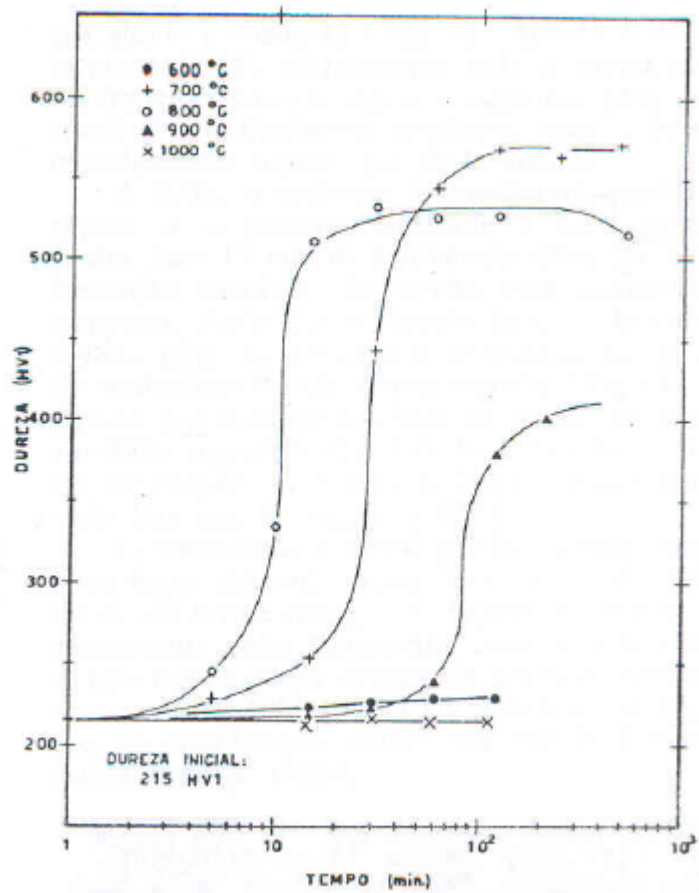


Figura 2.22. Evolução da dureza de aço inoxidável (31%Cr-9%Ni) em função do tempo de tratamento a diversas temperaturas^[9]

Este mesmo gráfico foi traçado para envelhecimento a 850°C no trabalho de Magnabosco^[4] (Figura 2.23.).

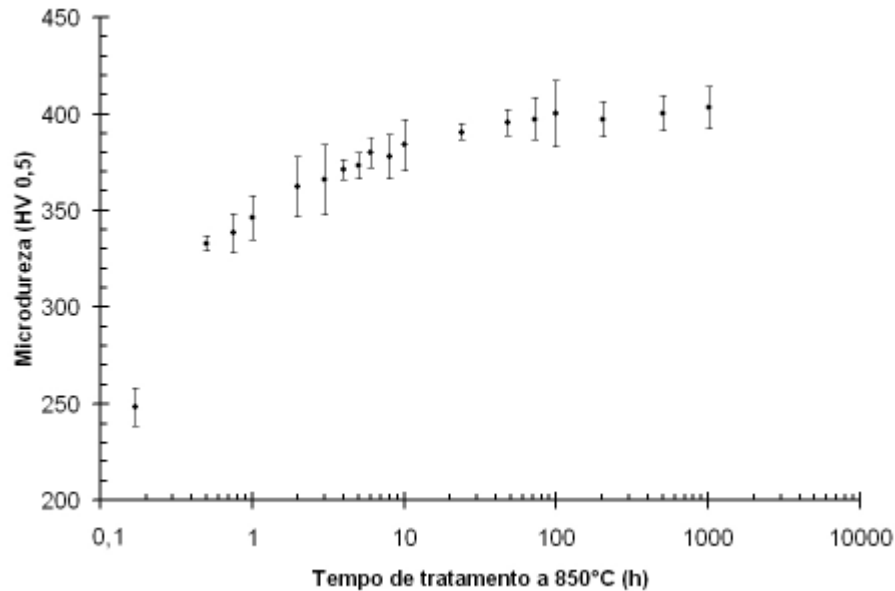


Figura 2.23. Evolução da dureza do aço SAF 2205 em função do tempo de tratamento a 850°C^[4]

No trabalho de Magnabosco^[4] constatou-se que durante o envelhecimento do aço inoxidável dúplex SAF2205 a 850°C, em tempos de até 10 minutos ocorre a formação de fase sigma através de precipitação a partir da ferrita, gerando sigma de morfologia maciça e ferrita secundária. O envelhecimento a 850°C no entanto se dá por tempos superiores a 30 minutos quando a formação de fase sigma ocorre tanto pela decomposição eutetóide da ferrita (gerando austenita secundária) quanto pela precipitação direta da ferrita presente, havendo também crescimento de sigma a partir da austenita e ferrita presentes. Em períodos superiores a 5 horas, além dos mecanismos já descritos pode ocorrer a nucleação e crescimento de sigma a partir da austenita. Após 100 horas de envelhecimento a 850°C as únicas fases presentes no aço SAF 2205 são austenita e sigma, e após 1008 horas de

envelhecimento a 850°C, há também presença de nitreto de cromo do tipo Cr₂N no aço SAF 2205. A Figura 2.24. mostra a variação da fração volumétrica de fase sigma em função do tempo de envelhecimento a 850°C^[4].

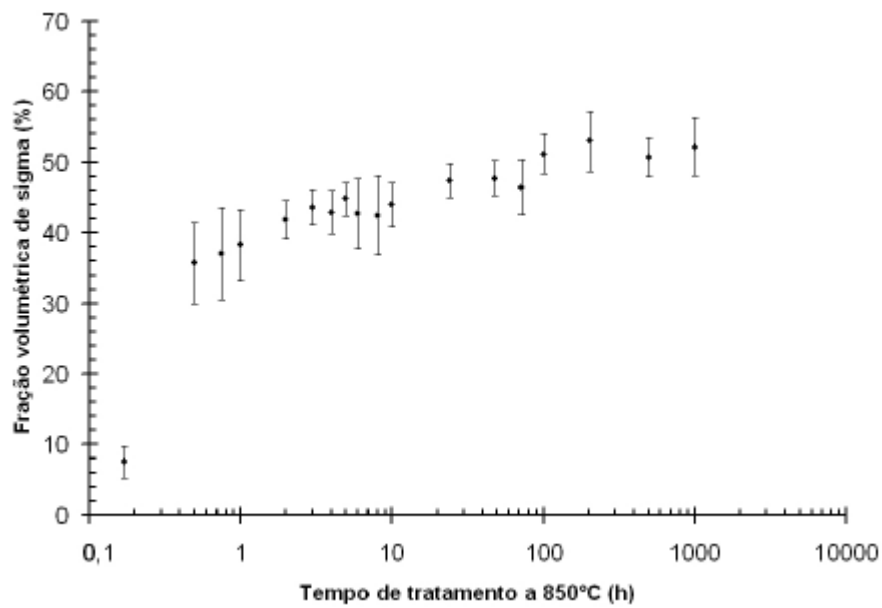


Figura 2.24. Fração volumétrica de fase sigma no aço SAF 2205 em função do tempo de envelhecimento a 850°C^[4]