

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROJETO DE GRADUAÇÃO**

**LEANDRO BASTOS BERGAMI
SUELEN MACHADO CRETON**

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DO AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 SUBMETIDO A DIFERENTES
TRATAMENTOS TÉRMICOS**

**VITÓRIA
2017**

**LEANDRO BASTOS BERGAMI
SUELEN MACHADO CRETON**

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DO AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 SUBMETIDO A DIFERENTES
TRATAMENTOS TÉRMICOS**

Projeto de graduação apresentado ao
Corpo Docente do Departamento de
Engenharia Mecânica do Centro
Tecnológico da Universidade Federal do
Espírito Santo, como requisito parcial
para obtenção do grau de Engenheiro
Mecânico.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Camargo
Severo de Macêdo

VITÓRIA

2014

LEANDRO BASTOS BERGAMI

SUELEN MACHADO CRETON

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DO AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 SUBMETIDO A DIFERENTES
TRATAMENTOS TÉRMICOS**

Projeto de graduação apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para obtenção do grau de Engenheiro Mecânico.

Aprovado em 11 de junho de 2014.

COMISSÃO EXAMINADORA:

Prof. Dr. Marcelo Camargo Severo de Macêdo
UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
Orientador

Eng. Christiano Honorato Pereira e Silva
UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
Examinador

Eng. Filipe Luppi Moreira
UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
Examinador

AGRADECIMENTOS

Agradecemos primeiramente a Deus, pela saúde e força para superar as dificuldades.

Aos nossos pais pelo apoio e torcida.

Aos irmãos pela cumplicidade.

Ao Prof. Dr. Marcelo Camargo Severo de Macêdo, pela orientação, apoio e confiança.

A Prof.^a Dr.^a Geilma Lima Vieira por contribuir na realização deste trabalho.

Aos amigos do mestrado pelo auxílio na parte experimental deste projeto.

A Sérgio Balbino pelo apoio na obtenção das amostras.

A empresa Technip pelo fornecimento do material estudado.

A todos que direta ou indiretamente fizeram parte deste projeto.

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex possuem excelentes propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Nos dias atuais, eles vêm sendo cada vez mais utilizados, principalmente nas indústrias nuclear, petroquímica, naval, química, entre outras. Em vista desse crescente interesse industrial, estudos estão sendo realizados para compreensão de como as propriedades deste aço se alteram com determinados tempos de exposição a temperaturas específicas. Portanto, este trabalho visa avaliar a influência do tempo de exposição a determinadas temperaturas nas propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex UNS S31803. Foram realizados ensaios de dureza e análise metalográfica, os quais permitiram avaliar se a proporção de microconstituintes variou ao longo do tempo e de acordo com a temperatura de tratamento. O material ensaiado foi recebido em forma de fita, foi preparado e tratado nas temperaturas de 475°C, 570°C, 645°C, 820°C, 914°C e 960°C. Para cada temperatura, três amostras foram tratadas termicamente em tempos distintos, de 4, 8 e 12 horas respectivamente. Uma amostra “como recebido” também foi estudada para fins de comparação, resultando em um total de dezenove amostras. Os resultados experimentais obtidos demonstraram que fases secundárias surgem em diferentes temperaturas de tratamento e apresentam influência direta no aumento de dureza do aço.

Palavras-Chave: Aço Inoxidável Duplex UNS S31803, Dureza, Tratamento Térmico, Fases Secundárias.

ABSTRACT

Duplex stainless steels have excellent mechanical proprieties and corrosion resistance. Nowadays, they are being increasingly used, especially in nuclear, petrochemical, naval, chemical industries, among others. Seen this growing industrial interest, studies are being performed to a better understanding about how steel's properties change with exposure times to certain temperatures. Therefore, this work aims to evaluate the influence of exposure time to certain temperatures in duplex stainless steel UNS S31803 mechanical proprieties. Hardness tests and metallographic analysis were carried out, in order to evaluate if the microstructures proportion changed over time and according to the treatment's temperature. The test material was prepared and treated at temperatures of 475°C, 570° C, 645° C, 820° C, 914°C and 960°C. For each temperature, three samples were heat treated in different times of 4, 8 and 12 hours respectively. A sample "as received" was also studied for comparison purposes, resulting in a total of nineteen samples. The experimental results showed that secondary phases appear at different treatment temperatures and have a direct influence on the hardness increase of the steel.

Keywords: Duplex Stainless Steel UNS S31803, Hardness, Thermal Treatment, Secondary Phases.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e 316L [30].	18
Figura 2 – Microestrutura típica na condição comercial do aço duplex [27].	21
Figura 3 - Diagramas pseudo-binários para o sistema Fe-Cr-Ni, representando os campos de estabilidade das fases, para teores fixos de Fe [33].	23
Figura 4 – Digrama do tipo Schaeffler [19].	25
Figura 5 – Digrama de Schoefer, utilizado para estimar o teor de ferrita em aços inoxidáveis fundidos [28].	26
Figura 6 – Diagrama TTT esquemático, mostrando as fases decorrentes em AIDs [33].	28
Figura 7 – Curva de transformação isotérmica de precipitação em DIN – W.Nr. 1.4462 (2205 / UNS S31803) após solubilização a 1050°C. [21]	29
Figura 8 – Microestrutura do aço inoxidável duplex após trabalho a quente [30].	30
Figura 9 – Microestrutura típica após tratamento térmico a 1300°C. A fase escura representa a fase ferrita enquanto que as ilhas claras representam a fase austenita. [19].	31
Figura 10 – (a) Diagrama de equilíbrio para soluções sólidas; (b) Diagrama da variação da energia livre de Gibbs em função da composição, para determinadas temperaturas [4].	32
Figura 11 – Esquema explicativo da decomposição espinoidal da liga [9]	33
Figura 12 – Esquema explicativo da decomposição por nucleação e crescimento [10].	35
Figura 13 - Principais características cristalográficas das fases presentes em AID e AISD [10]	36
Figura 14 – Material como recebido	42
Figura 15 – Amostras após serem cortadas	43
Figura 16 – Bancada de Corte Labotom-3.	43
Figura 17 – Mufla com capacidade térmica de até 1400°C	44
Figura 18 – Fases secundárias aço duplex UNS S31803	45
Figura 19 – Embutidora PRE 30Mi	46
Figura 20 – Politriz DP-10.	46
Figura 21 – Amostras após embutimento, lixamento e polimento.	47

Figura 22 – Microscópio Nikon Eclipse MA200	48
Figura 23 – Equipamento utilizado para ataque eletrolítico.	48
Figura 24 – Microdurômetro HXD-1000TM.....	49
Figura 25 – Metalografia da amostra como recebido. Ataque: Behara.....	50
Figura 26 - Metalografia da amostra tratada termicamente a 475°C. (a) Durante 4 horas; (b) Durante 12 horas. Ataque: Behara.	51
Figura 27 - Metalografia da amostra tratada termicamente a 570°C. (a) Durante 4 horas; (b) Durante 12 horas. Ataque: Behara.	51
Figura 28 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 4 horas a 645°C. (a) Fases intermetálicas (escura), ferrita (cinza clara) e austenita (branca). Ataque: Behara; (b) Fases intermetálicas (escura) associadas principalmente a ferrita. Ataque: KOH.	52
Figura 29 - Metalografia da amostra tratadas termicamente durante 8 horas a 645°C. (a) Fases intermetálicas (escura), ferrita (cinza clara) e austenita (branca). Ataque: Behara; (b) Fases intermetálicas (escura) associadas principalmente a ferrita. Ataque: KOH.	53
Figura 30 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 12 horas a 645°C. (a) Fases intermetálicas (escura), ferrita (cinza clara) e austenita (branca). Ataque: Behara; (b) Fases intermetálicas (escura) associadas principalmente a ferrita. Ataque: KOH.	53
Figura 31 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 4 horas a 820°C. Fases intermetálicas (escura) enquanto a matriz permanece sem ataque. (a) Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.....	54
Figura 32 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 8 horas a 820°C. Fases intermetálicas (escura) enquanto a matriz permanece sem ataque. (a) Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.....	54
Figura 33 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 12 horas a 820°C. Fases intermetálicas (escura) enquanto a matriz permanece sem ataque. (a) Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.....	55
Figura 34 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 4 horas a 914°C. Fases intermetálicas (escura) enquanto a matriz permanece sem ataque. (a) Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.....	55

Figura 35 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 8 horas a 914°C. Fases intermetálicas (escura) enquanto a matriz permanece sem ataque. (a) Ataque: Behara; (b) Ataque:.....	56
Figura 36 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 12 horas a 914°C. Fases intermetálicas (escura) enquanto a matriz permanece sem ataque. (a) Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.	56
Figura 37 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 4 horas a 960°C. (a) Fase intermetálica (escura), ferrita (cinza escura) e austenita (clara). Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.	57
Figura 38 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 8 horas a 960°C. (a) Fase intermetálica (escura), ferrita (cinza escura) e austenita (clara). Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.	57
Figura 39 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 12 horas a 960°C. (a) Fase intermetálica (escura), ferrita (cinza escura) e austenita (clara). Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.	58
Figura 40 - Comparação entre as metalografias com um aumento de 1000x. (a) 820°C durante 12 horas (b) 914°C durante 12 horas. Ataque: KOH.	59
Figura 41 - Amostra como recebida após processamento de imagem no ImageJ.	60
Figura 42 - Proporção de ferrita para as amostras tratadas a 475°C, através do software ImageJ.	61
Figura 43 - Proporção de ferrita para as amostras tratadas termicamente a 570°C, através do software ImageJ.....	62
Figura 44 - Proporção de fase intermetálica para as amostras tratadas termicamente a 820°C, através do software ImageJ.	63
Figura 45 - Proporção de fases intermetálicas para as amostras tratadas termicamente a 914°C, através do software ImageJ,	64
Figura 46 - Proporção de fases intermetálicas para as amostras tratadas termicamente a 960°C, através do software ImageJ.	64
Figura 47 – Comparação dos valores de dureza.....	66

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química dos principais aços inoxidáveis [4, 30]	17
Tabela 2 – Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis [30].	19
Tabela 3 - Composição (% em peso) dos principais elementos de liga em vários AIs e AIDs [16]	20
Tabela 4 – Temperaturas mínimas de solubilização para AID e AISD [10].	30
Tabela 5 – Composição química do aço UNS S31803.....	42
Tabela 6 – Identificação das amostras com suas respectivas temperaturas e tempo de exposição	45
Tabela 7 - Medidas para proporção volumétrica ferrita/austenita nas amostras tratadas a 475°C, obtidas através do software Image J.	61
Tabela 8 - Medidas para proporção volumétrica ferrita/austenita nas amostras tratadas a 570°C, obtidas através do software Image J.	61
Tabela 9 - Medidas para proporção volumétrica das fases intermetálicas nas amostras tratadas a 820°C, obtidas através do software Image J.....	62
Tabela 10 - Medidas para proporção volumétrica das fases intermetálicas nas amostras tratadas a 914°C, obtidas através do software Image J.....	63
Tabela 11 - Medidas para proporção volumétrica das fases intermetálicas nas amostras tratadas a 960°C, obtidas através do software Image J.....	64
Tabela 12 - Valores obtidos no ensaio de dureza das amostras tratadas a 475 °C.	65
Tabela 13 - Valores obtidos no ensaio de dureza das amostras tratadas a 570°C.	65
Tabela 14 - Valores obtidos no ensaio de dureza das amostras tratadas a 645°C.	65
Tabela 15 - Valores obtidos no ensaio de dureza das amostras tratadas a 820°C.	65
Tabela 16 - Valores obtidos no ensaio de dureza das amostras tratadas a 914°C.	65
Tabela 17 - Valores obtidos no ensaio de dureza das amostras tratadas a 960°C.	66

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AIA	Aço Inoxidável Austenítico
AID	Aço Inoxidável Duplex
AIF	Aço Inoxidável Ferrítico
AIHD	Aço Inoxidável Hiperduplex
AIM	Inoxidável Martensítico
AI SD	Aço Inoxidável Super Duplex Aço
AISI	American Iron and Steel Institute
Al	Alumínio
ASTM	American Society for Testing and Materials
C	Carbono
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
Co	Cobalto
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Fe	Ferro
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
SAE	Society of Automotive Engineers
Si	Silício
Ta	Tântalo
Ti	Titânio
UNS	Unified Numbering System
V	Vanádio
W	Tungstênio

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	12
2 OBJETIVO	13
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS	14
3.1.1 Aço Inoxidável Austenítico (AIA)	15
3.1.2 Aço Inoxidável Ferrítico (AIF).....	15
3.1.3 Aço Inoxidável Martensítico (AIM)	16
3.2 AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX, SUPERDUPLEX E HYPERDUPLEX	16
3.2.1 Número de Resistência à Corrosão por Pites (<i>Pitting Resistance Equivalent Number – PREn</i>).....	19
3.2.2 Microestrutura	21
3.2.3 Tratamentos Térmicos	26
3.2.4 Precipitação de Fases Intermediárias	31
3.2.5 Formação de Fases Secundárias.....	35
4 MATERIAIS E MÉTODOS	42
4.1 MATERIAL COMO RECEBIDO.....	42
4.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	42
4.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS	43
4.4 METALOGRAFIA	46
4.5 ENSAIO DE DUREZA	49
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	50
5.1 METALOGRAFIA	50
5.1.1 Caracterização Microestrutural.....	50
5.2 QUANTIFICAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DOS MICROCONSTITUINTES	60
5.2.1 Quantificação da Fração Volumétrica das fases ferrita e austenita	60
5.2.2 Quantificação da Fração Volumétrica das fases intermetálicas	62
5.3 MICRODUREZA.....	64

6 CONCLUSÃO	67
7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	68
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	69

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD) são materiais que aliam alta resistência mecânica com elevada resistência à corrosão por pites. Estas características são devidas à sua fina microestrutura bifásica composta por quantidades similares de austenita (γ) e ferrita (δ) e aos elementos de liga Cr, Mo e N. Os AID se diferenciam dos AISD pelo maior índice de resistência à corrosão por pites determinado por alguns elementos de liga. Nos dias atuais os AID e os AISD estão sendo muito empregados no Brasil em setores industriais tais como, petroquímico, naval, químico, entre outros.

Estudos estão sendo realizados para verificar o comportamento destas ligas quando submetidas à diversas situações, pois as suas propriedades originais podem ser alteradas devido à precipitação de fases secundárias, as quais podem ser benéficas ou deletérias para elas. Algumas fases secundárias formadas tendem a fragilizar o material, aumentando a dureza e diminuindo a tenacidade. O estudo do mecanismo de precipitação é importante para permitir uma seleção mais adequada do aço.

Normas e especificações de fabricantes definem a utilização de aços duplex. A especificação UNS (Unified Numbering System) foi criada em cooperação entre a SAE e a ASTM pra facilitar a identificação e comercialização de metais e ligas nos Estados Unidos. Segundo essa especificação, os aços devem ser identificados pela letra S a frente de 5 dígitos, como por exemplo, UNS S31803, UNS S32750 [3].

2 OBJETIVO

O objetivo deste trabalho, o qual faz parte de um estudo conduzido na Universidade Federal do Espírito Santo, é caracterizar mecânica e microestruturalmente o aço inoxidável duplex UNS S31803 quando exposto às temperaturas de 475°C, 570°C, 645°C, 820°C, 914°C e 960°C durante 4, 8 e 12 horas. A motivação deste estudo guiou o trabalho aos seguintes objetivos específicos:

- Análise comparativa dos aços que sofreram tratamento térmico com o aço “como recebido”;
- Avaliar as alterações na proporção volumétrica dos microconstituintes;
- Verificar alterações na dureza.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Aços inoxidáveis são aços resistentes à corrosão e ao calor contendo uma quantidade significativa de cromo, o qual reage com o oxigênio presente no meio e gera uma película aderente e impermeável que protege o material do meio corrosivo. Enquanto há uma variedade de aços carbono estrutural e de engenharia atendendo a diferentes requisitos de resistência mecânica, soldabilidade e tenacidade há também uma grande variedade de aços inoxidáveis com níveis progressivamente maiores de resistência à corrosão e resistência mecânica. Isso é resultado da adição controlada de elementos de liga, cada um deles originando atributos específicos com relação a resistência mecânica e possibilidade de resistir a diferentes meios ambientes.

Os tipos de aços inoxidáveis mais comuns são: ferrítico, martensítico, austenítico, porém os aços inoxidáveis duplex vêm adquirindo grande representatividade diante dos aços inoxidáveis, os quais trabalham em atividades bem específicas, como em indústrias nucleares, petroquímicas, de papel e celulose e etc. Além dos aços já citados, existe uma ampla faixa de aços inoxidáveis. Aços especiais com composições químicas melhoradas têm sido desenvolvidos, estes incluem:

- Endurecíveis por precipitação;
- Super ferríticos;
- Super austeníticos;
- Superduplex;
- Hiperduplex;
- Martensíticos soldáveis de baixo carbono;
- Aços austeníticos endurecíveis por precipitação.

3.1.1 Aço Inoxidável Austenítico (AIA)

Os aços inoxidáveis austeníticos são essencialmente ligas ternárias ferro-cromo-níquel, contendo cerca de 16 a 25% Cr e 7 a 20% Ni.

Dá-se o nome de ligas austeníticas devido ao fato de sua estrutura permanecer austenítica (CFC, γ) numa ampla faixa de temperaturas. O níquel é o grande responsável por essa mudança significativa em relação ao aço inoxidável ferrítico por possuir uma estrutura cristalina CFC, estabilizando esta estrutura do ferro. Isso proporciona uma capacidade de se deformar a frio maior do que a encontrada em outros aços inoxidáveis, em outras palavras, ele poderá ser mais dúctil e tenaz.

Essa liga possui normalmente melhor resistência à corrosão do que os aços inoxidáveis ferríticos, porém se for posteriormente trabalhada através de soldagem ou tratamentos térmicos com resfriamentos lentos num intervalo de temperatura entre 870°C e 600°C, podem tornar-se susceptíveis de corrosão intergranular, porque há precipitação de carbono com cromo formando carbonetos de cromo nos contornos do grão austenítico.

3.1.2 Aço Inoxidável Ferrítico (AIF)

Essencialmente ligas binárias ferro-cromo, contendo cerca de 12% a 30% Cr, são denominados ferríticos porque sua estrutura mantém-se essencialmente ferrítica (CCC, do tipo ferro- α).

Os aços inoxidáveis ferríticos são relativamente mais baratos em relação aos demais tipos de aços inoxidáveis, porque não contêm níquel. São usados principalmente como materiais gerais de construção, em que se requer boa resistência à corrosão e ao calor. A presença de carbono nesse aço reduz um pouco a resistência à corrosão. Recentemente, têm sido desenvolvidos novos aços ferríticos, com baixos teores de carbono, de maneira a solucionar esse problema.

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam níveis de ductilidade e tenacidade menores do que os encontrados nos aços inoxidáveis austeníticos além de serem imunes a corrosão sob tensão.

3.1.3 Aço Inoxidável Martensítico (AIM)

Esses aços são essencialmente ligas de cromo e carbono que possuem uma estrutura distorcida cúbica de corpo centrado. São ferromagnéticos, endurecíveis por tratamentos térmicos e geralmente são resistentes a corrosão. O teor de cromo é geralmente na faixa de 10,55% a 18% e o teor de carbono pode exceder 1,2%. Essas quantidades são balanceadas para garantir uma estrutura martensítica após endurecimento. O excesso de carbonetos pode estar presente para aumentar a resistência ao desgaste ou para manter arestas cortantes, como no caso das lâminas de faca.

Elementos como nióbio, silício, tungstênio e vanádio podem ser adicionados para modificar a resposta da têmpera após endurecimento. Pequenas quantidades de níquel podem ser adicionadas para melhorar a resistência à corrosão e à tenacidade. Enxofre ou selênio podem ser adicionados para melhorar a usinabilidade.

3.2 AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX, SUPERDUPLEX E HYPERDUPLEX

O aço inoxidável duplex surgiu para reunir as vantagens dos ferríticos e dos austeníticos em um só, ou seja, boa resistência mecânica, dureza, ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão sob tensão.

A primeira referência sobre o 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.

Os aços duplex apresentam alto percentual de elementos de liga, como cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio, que devem ser balanceados de forma apropriada a

fim de possuírem frações volumétricas similares de todas as fases e conceder a ferrita e a austenita resistência à corrosão. [1, 5, 13, 14]

Alguns autores [4, 30] montaram a tabela 1 mostrando a composição química dos principais tipos de aços inoxidáveis.

Tabela 1 – Composição química dos principais aços inoxidáveis [4, 30]

UNS	C%	Si%	Mn%	Cr%	Ni%	Mo%	N%
S 32304	0.03	0.05	1.00	23	4.50	-	0.10
S 31803	0.03	1.00	2.00	22	5.50	3.20	0.18
S 32750	0.03	0.80	1.20	25	7.00	4.00	0.30

Com relação a composição química, alguns autores [30] separam os AIDs em três grupos:

- a) Aços inoxidáveis duplex de baixa liga: devido ao menor teor de elemento de liga e não possuem molibdênio na composição química. Ex.: UNS S32304.
- b) Aços inoxidáveis duplex de média liga: se enquadram os duplex mais utilizados, pois apresentam resistência a corrosão intermediária. Ex.: UNS S31803.
- c) Aços inoxidáveis de alta liga: são designados por superduplex, pois apresentam elevada resistência a corrosão comparável aos superausteníticos que possui entre 5% e 6% de molibdênio. Ex.: UNS S32750.

A elasticidade desses aços é superior a duas vezes a elasticidade em aços de única fase, como aços ferríticos ou austeníticos. Eles possuem também alta tenacidade e ductilidade se comparados com aços ferríticos e martensíticos, e alta resistência a corrosão sob tensão e corrosão intergranular, se comparado a aços austeníticos [5, 13, 32, 35]. Possuem também limite de escoamento duas vezes maior que para o aço inoxidável austenítico [5, 30]. Eles possuem a vantagem de ter menos teor de níquel, dando ao aço duplex resistência à corrosão similar a dos aços austeníticos. A combinação de alta resistência e baixo teor de níquel torna o aço duplex uma alternativa bastante atraente em contraste com os tipos austeníticos, especialmente quando o custo do níquel for alto [5].

Os aços inoxidáveis duplex apresentam alta resistência ao impacto na temperatura ambiente. Resultados de ensaios de impacto demonstram que os aços duplex apresentam boa tenacidade. Porém essa tenacidade está limitada a fração volumétrica e a distribuição da ferrita. A figura 1 mostra os resultados obtidos por SENATORE et al. [30] no ensaio de impacto (Charpy) para aços inoxidáveis duplex em comparação a liga inoxidável austenítica 316L. Observa-se que a temperatura de transição dúctil-frágil para os aços duplex está em torno de 50°C enquanto que a liga 316L não apresenta este fenômeno, pois esta transição é típica da fase ferrítica de impacto demonstram que os aços duplex apresentam boa tenacidade.

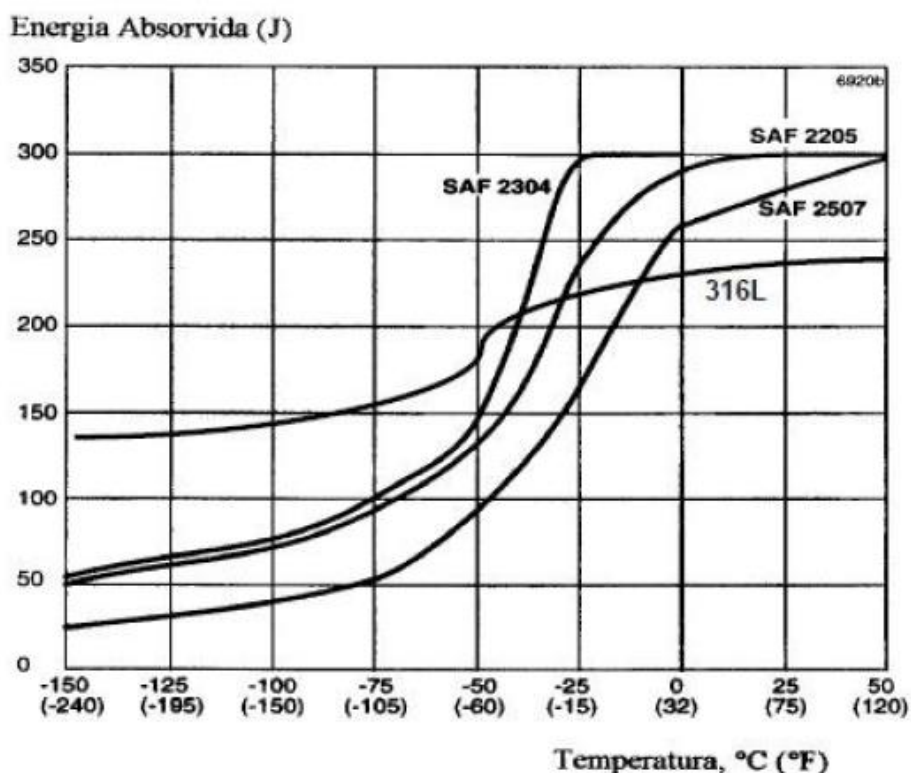


Figura 1 – Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e 316L [30].

As principais propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis estão apresentadas na tabela 2, segundo SENATORE et al. [30].

Tabela 2 – Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis [30].

AISI / UNS	Resistência ao escoamento (Mpa)	Resistência à tração (Mpa)	Alongamento mínimo (%)	Dureza Vickers	Microestrutura
304L	210	515-680	45	155	Austenita
316L	220	515-690	40	160	Austenita
S 32304	400	600-820	25	230	Duplex
S 31803	450	680-880	25	260	Duplex
S 32750	550	800-1000	25	290	Duplex

Os aços duplex apresentam comportamento intermediário entre os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. A condutibilidade térmica dos aços inoxidáveis duplex é maior do que a dos aços inoxidáveis austeníticos. Devido a presença da fase ferrítica, os aços inoxidáveis duplex possuem menor coeficiente de expansão térmica que os austeníticos, fazendo com que estas ligas apresentem comportamento próximo as dos aços carbono [30].

A alta resistência mecânica e a dilatação térmica próxima à dos aços carbono colocam os AIDs em posição privilegiada do ponto de vista de projeto, pois permitem a utilização de equipamentos mais leves, mais seguros, isento de manutenção, além de propiciar aumento da vida útil [30].

Esse aço está sujeito a sofrer precipitações de algumas fases devido a tratamentos térmicos, o que gera alterações na sua estrutura, assim como das suas características.

3.2.1 Número de Resistência à Corrosão por Pites (*Pitting Resistance Equivalent Number – PREn*)

Uma forma de avaliar o desempenho dos AIDs foi proposta por NILSSON (1992) [8], levando em consideração a resistência à corrosão por pites. O cálculo do Pitting Resistance Equivalent Number (PREn) considera os percentuais de Cr, Mo e N em peso, como é mostrado na Equação 1 [11]:

$$\text{PREn} = \% \text{Cr} + 3,3[\% \text{Mo}] + 16[\% \text{N}] \text{ [Equação 1]}$$

Essa soma deve ultrapassar o valor 31 para garantir boa resistência à corrosão [12]. Quando o valor do PREn é maior do que 40, os aços inoxidáveis são chamados de superduplex (AISD), pois apresentam propriedades mais nobres e resistência à corrosão por pites, superior [16].

A diferença básica entre os aços inoxidáveis duplex e superduplex consiste principalmente nas concentrações de cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio que essas ligas apresentam, sendo que alguns desses elementos interferem na resistência a corrosão por pite.

A Tabela 3 mostra a composição dos principais elementos de liga em vários tipos de aços inoxidáveis austeníticos e duplex, e também, o valor de PREn referente à cada um dos aços.

Tabela 3 - Composição (% em peso) dos principais elementos de liga em vários AIAs e AIDs [16]

Stainless Steel Grades	Ni	Cr	Mo	N	PREn
AISI 316L	11.5	17.0	2.0	—	> 23
AISI 316LN	11.5	17.0	2.2	0.12	> 26
AISI 317L	13.0	18.5	3.2	0.08	> 30
AISI 317LN	13.0	18.5	3.2	0.12	> 30
Duplex 32304 - UR 35N	4.2	23.0	0.2	0.10	> 24
Duplex 32205 - UR 45N Mo	5.8	22.0	3.1	0.17	> 36
Duplex 322750 - CLI/SAF2507	7.0	25.0	3.5	0.25	> 40
Duplex 32550/32520 - UR52N+ (+1.5Cu)	7.0	25.0	3.5	0.25	> 40
Duplex 32760 - UR76N(+0.7Cu, +0.8W)	7.0	25.0	3.5	0.22	> 40

Recentemente foi lançado no mercado o aço inoxidável hyperduplex (AIHD), caracterizado por possuir um índice de PREn maior que 49. Esses aços podem ter uso potencial em trocadores de calor e umbilicais. Destacam-se pelos maiores teores de Cr e N, além da presença de 1% de cobalto (Co) na designação UNS32307.

3.2.2 Microestrutura

Os AIDs são caracterizados por uma microestrutura composta de duas fases, contendo aproximadamente 50% de ilhas de austenita, denotada por γ , de estrutura cúbica de face centrada (CFC) em uma matriz ferrítica denotada por α , de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), porém essa proporção poderá variar.

A figura 2 mostra uma microestrutura típica do aço inoxidável duplex na condição comercial mostrando a fase ferrita (cinza escuro) e a fase austenita (cinza claro).

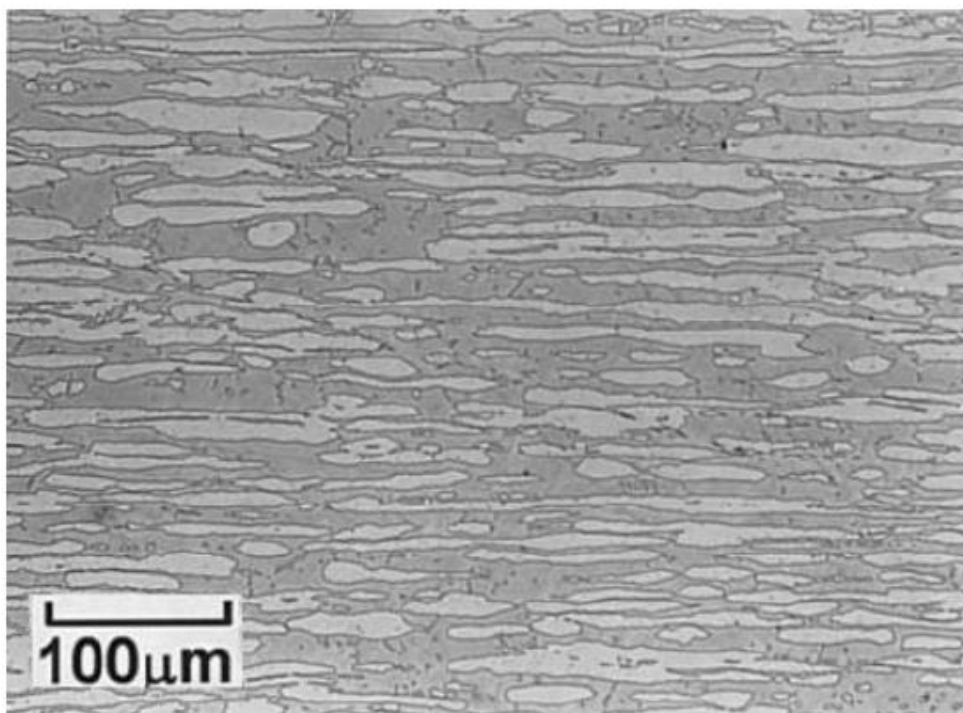


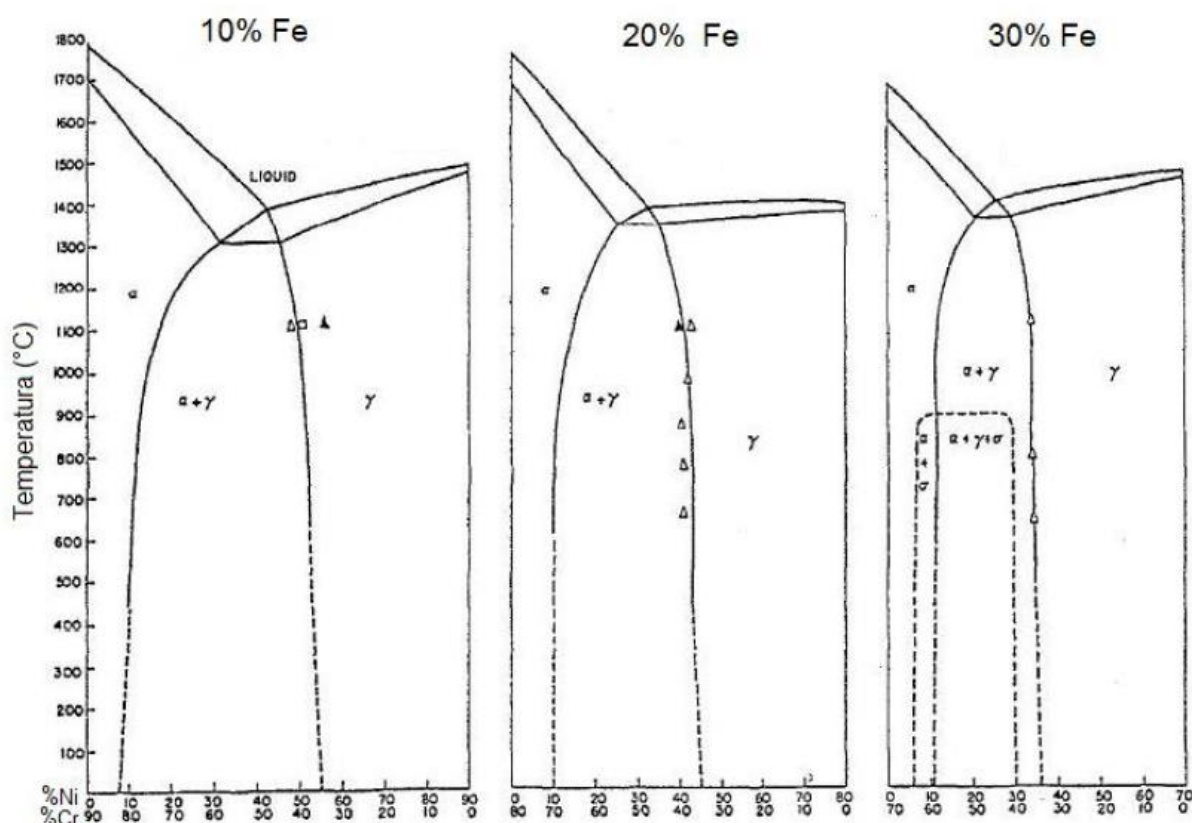
Figura 2 – Microestrutura típica na condição comercial do aço duplex [27].

Alguns autores [22] definiram como α , a ferrita formada nos AIDs por um processo controlado de difusão. Essa definição é necessária para distingui-la da ferrita formada por um processo de cisalhamento sem difusão, chamada de martensita. Ainda segundo esses autores, a austenita é instável em baixas temperaturas, podendo se transformar, também, em martensita. É importante ressaltar que a martensita difere da formada em aços carbono, pois a porcentagem de carbono encontrada em AIDs é muito menor (0,03-0,008%C em aços inoxidáveis e de 0,1% - 1,0%C nos aços carbono). A baixa porcentagem de carbono faz com que a

martensita formada não seja tão dura e frágil como nos aços carbono, mesmo a natureza da transformação sendo a mesma.

As fases presentes em ligas fundidas são definidas pelos diagramas pseudo-binários de sistema Fe-Cr-Ni. Considerando um processo de solidificação em equilíbrio, as estruturas duplex só poderiam ser solidificadas caso a composição da liga estivesse dentro do campo $\alpha + \gamma$. Porém a maioria das ligas duplex fundidas possui composição fora desta faixa, o que é explicado pelo caráter de não equilíbrio na solidificação [17].

Os AIDs possuem composições no campo $\alpha + \gamma$, com porcentagem de Fe, normalmente em torno de 70% [17]. Os diagramas pseudo-binários podem ser observados na figura 3.



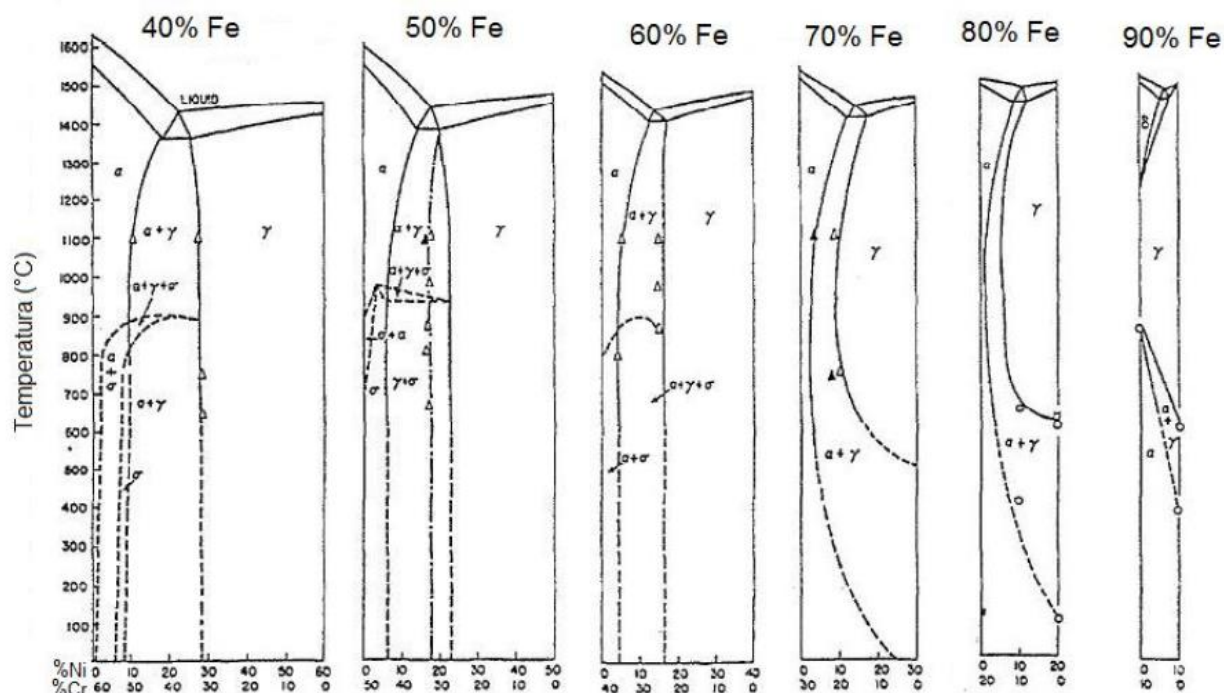


Figura 3 - Diagramas pseudo-binários para o sistema Fe-Cr-Ni, representando os campos de estabilidade das fases, para teores fixos de Fe [33].

Dependendo da composição da liga em relação ao ponto pseudo-eutético, o primeiro sólido a se formar a partir do metal líquido poderá ser ferrita ou austenita. A ferrita será a primeira a solidificar se a liga possuir composição anterior ao ponto pseudo-eutético. Neste caso o cromo será absorvido pelo sólido em formação e o níquel será rejeitado para o líquido, fazendo com que essa ferrita seja uma estrutura rica em Cr e pobre em Ni. A composição química do líquido remanescente irá se aproximando da composição do pseudo-eutético. Da mesma forma, se a liga possuir composição posterior ao ponto pseudo-eutético, a austenita será a primeira a se formar. Ao contrário da ferrita, essa austenita será uma estrutura rica em Ni e pobre em Cr, resultando em um líquido remanescente de composição química se aproximando da composição pseudo-eutética. Em ambos os casos, a estrutura duplex se formará a partir da solidificação da última porção líquida, a qual terá composição pseudo-eutética. Essa natureza “fora de equilíbrio” da solidificação possibilita a criação de uma estrutura duplex em ligas com composições químicas fora da região $\alpha + \gamma$ na temperatura de fusão [31].

A composição exata de ferrita formada não pode ser prevista pelos diagramas pseudo-binários, pois eles não consideram a influência de outros elementos de liga

além de Fe, Cr e Ni. Todos os aços inoxidáveis contêm elementos de liga que irão influenciar na porcentagem de α e γ formada. Para isso, são introduzidos os conceitos de Cr equivalente e Ni equivalente, que se referem à capacidade dos elementos de liga em estabilizar ferrita e austenita, respectivamente. Cromo (Cr), Molibdênio (Mo), Silício (Si), Nióbio (Nb), Vanádio (V), Tungstênio (W), Titânio (Ti), Tântalo (Ta) e Alumínio (Al) são estabilizadores de ferrita, enquanto Níquel (Ni), Carbono (C), Nitrogênio (N), Cobre (Cu), Manganês (Mn) e Cobalto (Co) são estabilizadores da austenita [22].

Através de observações experimentais, a quantidade de ferrita presente no material é relacionada com a composição do aço, tornando possível o levantamento de um diagrama que mostra a estrutura como função do Cr e Ni equivalente [22]. O cálculo do Cr e Ni equivalentes são realizados através das seguintes equações:

$$Cr_{\text{equivalente}} = Cr + 2Si + 1,5Mo + 0,5Nb \text{ [Equação 2]}$$

$$Ni_{\text{equivalente}} = Ni + Co + 0,5Mn + 30C + 7,5N \text{ [Equação 3]}$$

SOLOMON; DEVINE (1983) atribuem o primeiro diagrama à SCHAEFFLER (1949), sendo aplicável somente a ligas fundidas e resfriadas rapidamente, tais como as obtidas em soldagens. A figura 4 apresenta um diagrama do tipo Schaeffler, mostrando os campos de ferrita (F), austenita (A), martensita (M) e suas combinações.

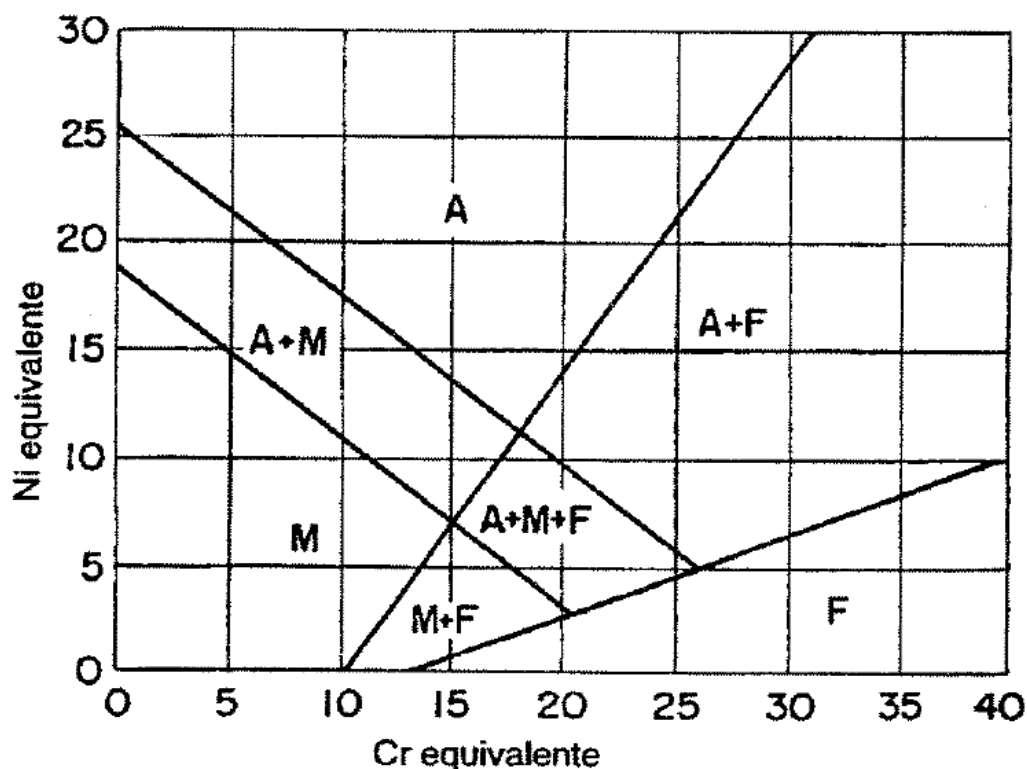


Figura 4 – Digrama do tipo Schaeffler [19].

Esse diagrama foi posteriormente modificado por De Long em 1974, para considerar a influência do nitrogênio como estabilizador da austenita [22].

A norma A800/A800M – 91 da ASTM (1995) [28] recomenda a utilização do diagrama de SCHOEFLER (1974) [19] - Figura 5 - para determinar o teor de ferrita em aços inoxidáveis fundidos com composição química na faixa de 16% a 26%Cr, 6% a 14%Ni, 0% a 4%Mo, 0% a 1%Nb, até 0,3%C, até 0,15%N, até 2,0%Mn e até 2,0%Si. As linhas tracejadas representam uma margem de erro referente à determinação do teor de ferrita para uma dada composição química.

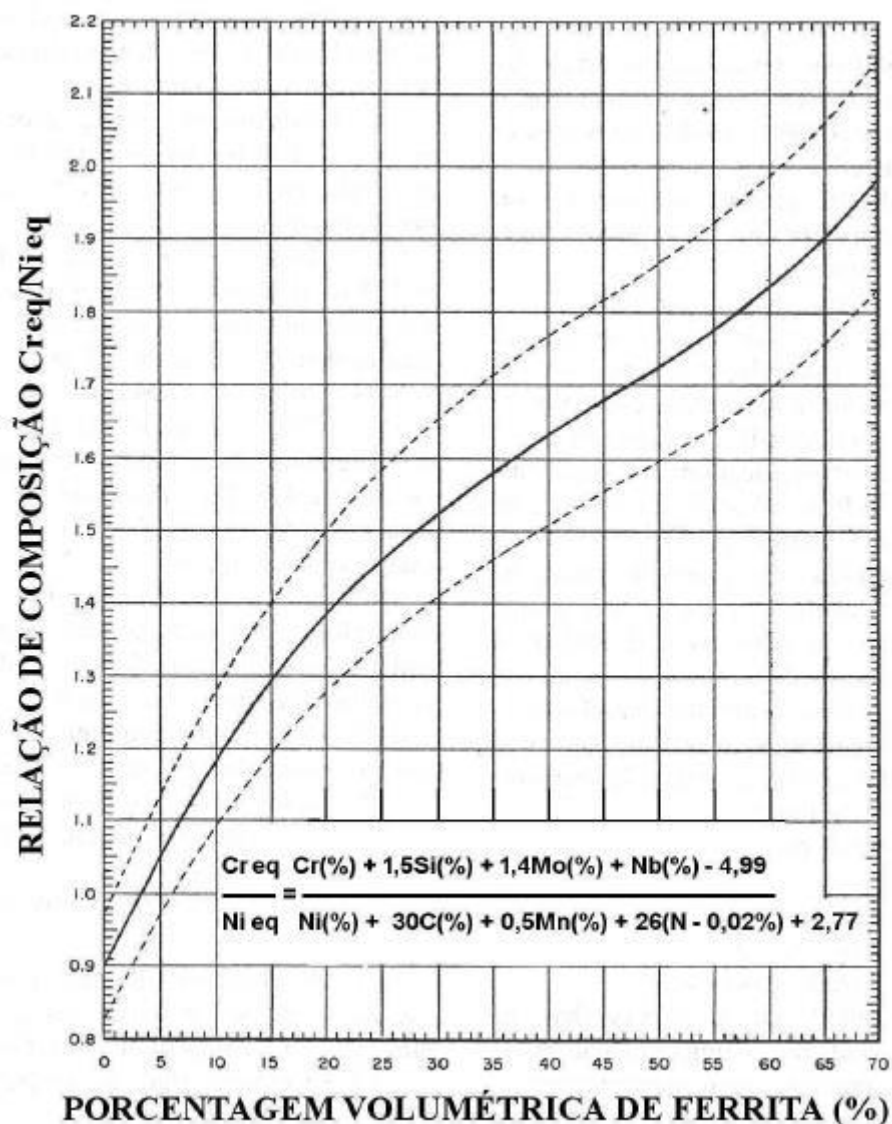


Figura 5 – Digrama de Schoefer, utilizado para estimar o teor de ferrita em aços inoxidáveis fundidos [28].

Com isso, a combinação favorável de propriedades no aço duplex é obtida através da mudança na microestrutura da liga. A mudança na microestrutura e na fração volumétrica de cada fase na liga é função da composição química e do tratamento térmico [13, 30, 34].

3.2.3 Tratamentos Térmicos

Numerosas mudanças estruturais podem acontecer em AIDs durante tratamentos isotérmicos. A maioria dessas transformações está relacionada à ferrita, pois a taxa de difusão nesta fase é aproximadamente 100 vezes mais rápida do que na

austenita, o que se deve, principalmente, ao menor parâmetro de rede da estrutura cristalina CCC. Além disso, a ferrita é enriquecida em Cr e Mo, que são conhecidos por promover a precipitação de fases intermetálicas. A solubilidade destes elementos diminui na ferrita conforme o decréscimo da temperatura, aumentando a probabilidade de precipitação destes compostos durante tratamento térmico [5].

Os diagramas tempo-temperatura-transformação (TTT), produzidos por tratamentos térmicos isotérmicos seguidos de solubilização, são frequentemente empregados para descrever a susceptibilidade dos diferentes graus de fragilização. Em geral, no intervalo de temperaturas entre 600°C e 1050°C a construção destes diagramas é baseada basicamente em observações por microscopia, ao passo que no intervalo entre 300°C e 600°C, a construção das curvas é frequentemente feita por medições de dureza [5].

A figura 6 apresenta um diagrama TTT esquematizando os domínios de temperatura e tempo de ocorrência dos fenômenos de precipitação, além dos diversos tipos de precipitados existente em AIDs devido a variedade e aos altos níveis de elementos de liga nele contido. Esta figura também mostra como os níveis dos elementos de liga interagem modificando a extensão do domínio da precipitação desses compostos indesejáveis. Muitos desses precipitados fragilizam a liga e deverão ser evitados [26].

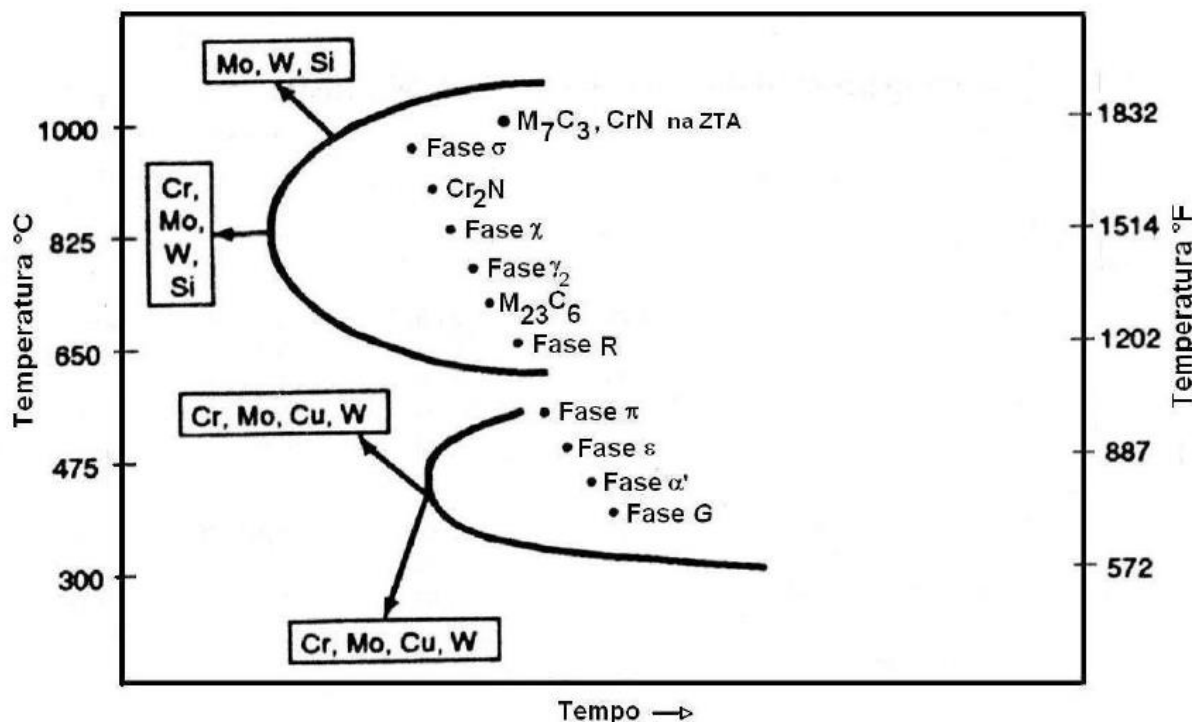


Figura 6 – Diagrama TTT esquemático, mostrando as fases decorrentes em AIDs [33].

Ligas como UNS S32205/S31803 são mais propensas à precipitação de compostos intermetálicos, certamente devido a adição de Cr e Mo. Estes elementos não somente aumentam a taxa de precipitação de compostos intermetálicos, mas também estendem o intervalo ou campo de estabilidade da formação destes compostos em altas temperaturas. Por esse motivo são necessárias temperaturas de solubilização acima de 1000°C [5].

Na figura 7 estão representadas as curvas temperatura, tempo e transformação (TTT) do aço duplex UNS S31803, objeto de estudo deste trabalho.

As curvas indicam o tempo necessário, a cada temperatura, para o início da precipitação da fase indicada (carbonetos, sigma chi ou α'). As linhas pontilhadas indicam o início da precipitação de intermetálicos em duas outras composições típicas de aços duplex (2507/UNS S31803 e 2304/UNS S32304) [21]. Como comentado anteriormente a precipitação é mais rápida no aço com teores de Cr e Mo mais altos.

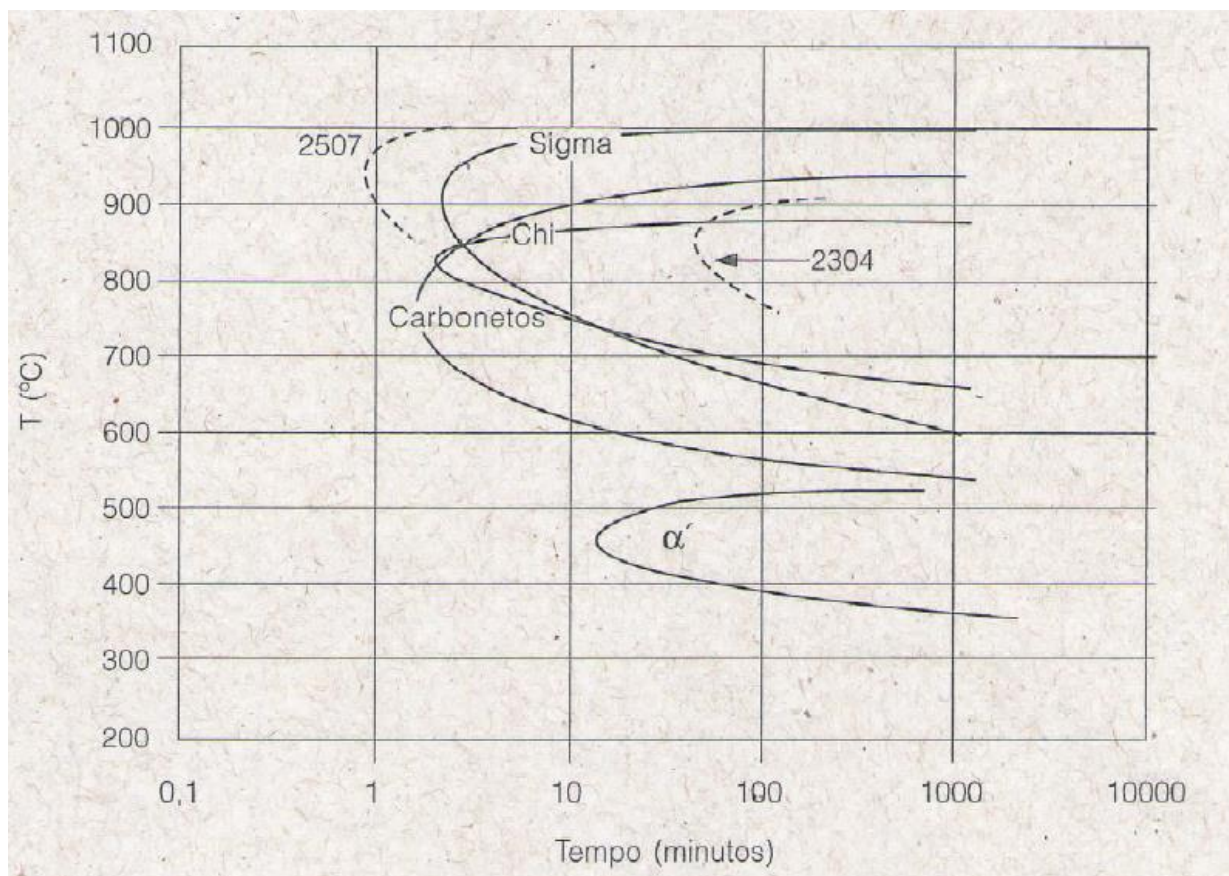


Figura 7 – Curva de transformação isotérmica de precipitação em DIN – W.Nr. 1.4462 (2205 / UNS S31803) após solubilização a 1050°C. [21]

Aços inoxidáveis duplex com concentração de cromo de 13% a 90% estão sujeitas a fragilização quando são tratados ou resfriados lentamente em temperaturas entre 400°C e 550°C. Esse fenômeno é chamado fragilização a 475°C e causa mudanças no comportamento a tração, fratura e fadiga deste aço [25]. Essa fragilização produz aumento na resistência a tração e dureza e uma diminuição na ductilidade, resistência ao impacto e resistência a corrosão [6].

Durante um trabalho a quente, entre 900°C e 1200°C, a microestrutura do aço duplex apresenta um comportamento muito próximo do equilíbrio estável e metaestável, produzindo uma estrutura formada por lamelas, com grãos alongados na direção de laminação e composta por uma matriz ferrítica com ilhas de austenita, como mostra a figura 8 [30]. Essa microestrutura se deve ao fato de que a energia de interface ferrita-austenita é menor que a energia do contorno de grão ferrita-ferrita ou austenita-austenita [13].

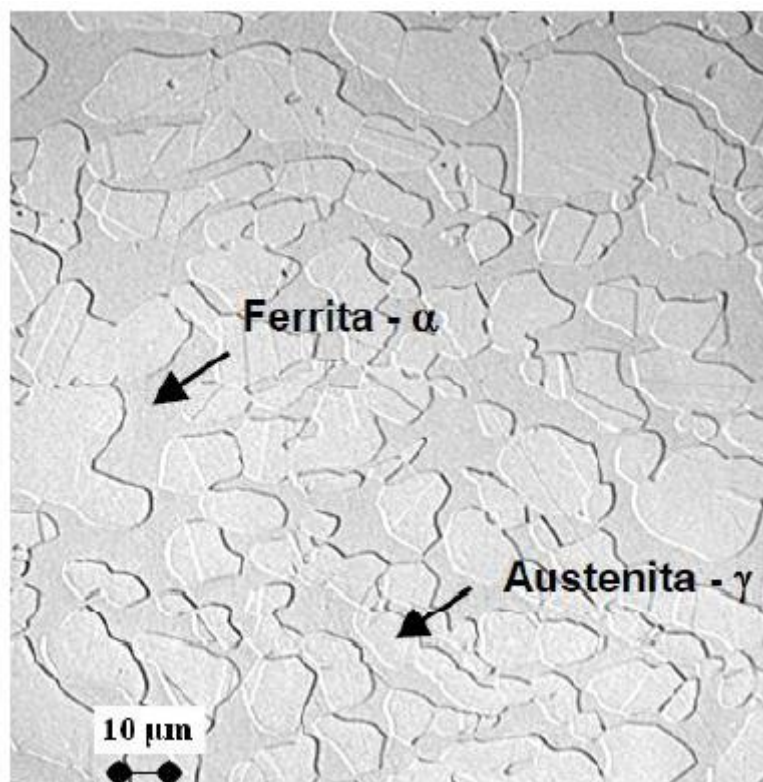


Figura 8 – Microestrutura do aço inoxidável duplex após trabalho a quente [30].

Tratamento de solubilização no aço é feito a fim de obter quantidades iguais de ferrita e austenita, que lhe confere melhores propriedades [13, 30]. Esse tratamento é feito levando o aço a temperaturas em torno 1050°C e após, um resfriamento rápido para que não haja precipitação de fases intermetálicas [13].

A temperatura de solubilização é uma variável fundamental em termos da microestrutura resultante de AID e AISD. A tabela 4 apresenta um resumo dos valores mínimos de temperatura de solubilização para alguns AID e AISD a partir da especificação ASTM A-480, referente aos requerimentos gerais para bobinas de chapas, lâminas e tiras de aços inoxidáveis e resistentes ao calor [10].

Tabela 4 – Temperaturas mínimas de solubilização para AID e AISD [10].

Grau	Temperatura Mínima de Solubilização	
	°C	°F
Lean Duplex (2304)	980	1800
SAF 2205	1040	1900
25Cr Duplex	1040	1900
Superduplex (Dependendo do grau)	1050 a 1100	1925 a 2010

Segundo alguns autores [19, 20], a austenita começa a nuclear em temperaturas de 1300°C e cresce primeiramente nos grãos de ferrita. A figura 9 mostra uma micrografia do aço duplex UNS S31803 após um tratamento térmico a 1300°C seguido de um resfriamento rápido.

A austenita é nucleada no contorno de grão, mas em baixa taxas de resfriamento, ela pode precipitar no interior do grão ferrítico, segundo alguns autores [23].

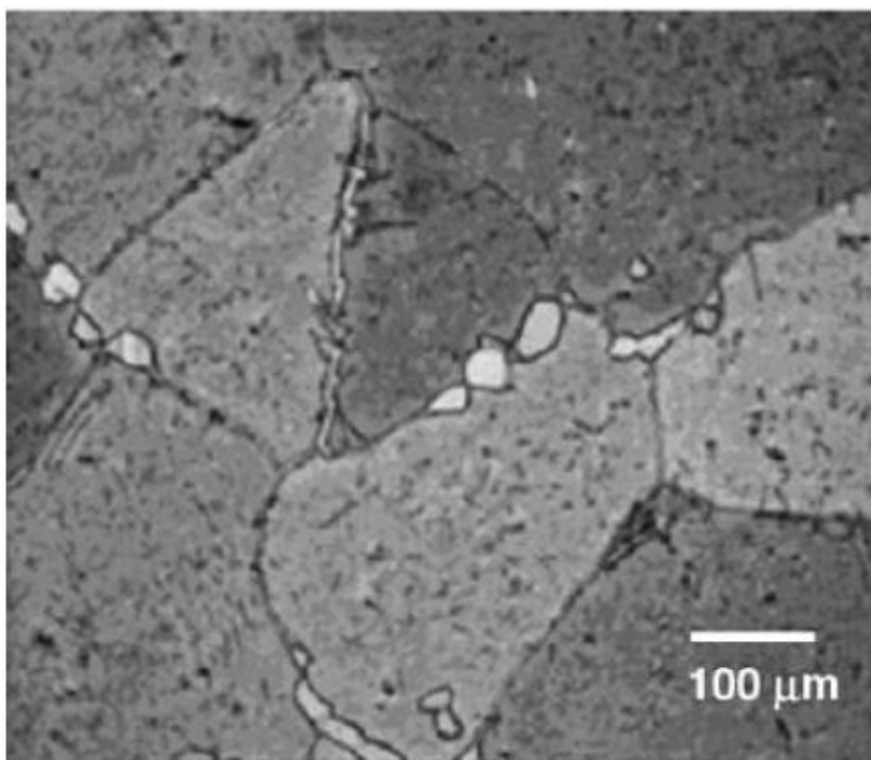


Figura 9 – Microestrutura típica após tratamento térmico a 1300°C. A fase escura representa a fase ferrita enquanto que as ilhas claras representam a fase austenita. [19].

O processo mais importante no aço duplex é a decomposição eutetóide de ferrita delta (δ) em fase sigma (σ) e a fragilização a 475°C, que acontecem por causa dos tratamentos térmicos [9, 34].

3.2.4 Precipitação de Fases Intermediárias

A precipitação de segundas fases em AIDs pode ocorrer por dois mecanismos: nucleação e crescimento e decomposição espinoidal. Para compreensão desses

mecanismos é importante abordar os fundamentos termodinâmicos que regem os processos.

3.2.4.1 Termodinâmica dos Processos de Precipitação

Na Figura 10a está representado o diagrama de equilíbrio de soluções sólidas a elevadas temperaturas. O limite de solubilidade da solução sólida é dado pela curva MKN, também chamada de curva de estratificação. Quando há o resfriamento do metal até que esta curva seja transpassada, uma nova fase de composição química diferente, mas de mesma rede cristalina, será precipitada [4].

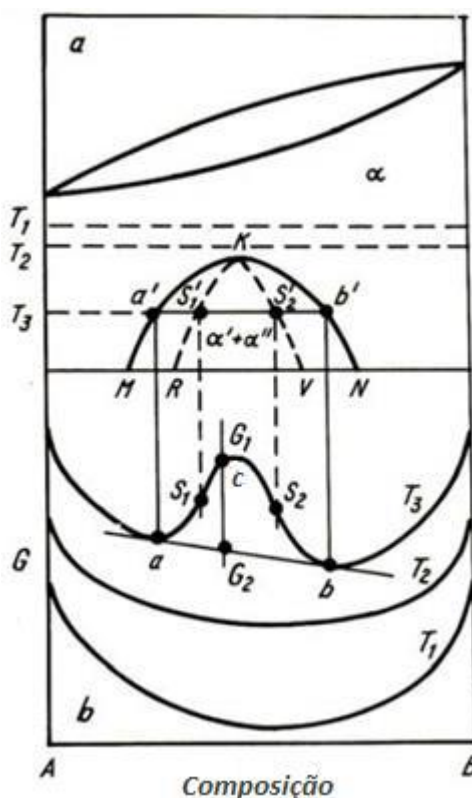


Figura 10 – (a) Diagrama de equilíbrio para soluções sólidas; (b) Diagrama da variação da energia livre de Gibbs em função da composição, para determinadas temperaturas [4]

Na região acima do ponto K, a solução sólida é estável, monofásica e independente da concentração.

Na Figura 10b, têm-se o diagrama de variação da energia livre de Gibbs em função da composição, para determinadas temperaturas. Nota-se que em T_1 , a curva

(retas da Figura 11), a solução finalmente atinge o equilíbrio entre as concentrações C_a e C_b [10].

A decomposição espinoidal ocorre entre os pontos de inflexão S_1 e S_2 da Figura 12, onde a concavidade está virada para baixo ($\partial^2 G / \partial C^2 < 0$). Estes pontos tendem a se aproximar com o aumento da temperatura, até chegarem ao valor crítico, localizado no ponto K (Figura 10a), a partir do qual a curva que relaciona a energia de Gibbs com a composição da liga a uma dada temperatura (Figura 10b) passa a ter concavidade virada para cima ($\partial^2 G / \partial C^2 > 0$) ao longo de toda a sua extensão, ou seja, ela deixa de ter pontos de inflexão [43].

No diagrama de equilíbrio (Figura 10a), para diferentes temperaturas, tem-se os pontos espinoidais S'_1 e S'_2 . Unindo-os, obtemos a curva espinoidal RKV. Portanto a solução sólida que for resfriada passando por essa curva, sofrerá decomposição espinoidal [10].

3.2.4.3 Decomposição por Nucleação e Crescimento

Este tipo de precipitação será explicado através do esquema contido na Figura 12. Analisando a solução sólida que possui energia de Gibbs igual a G_1 , quando ela inicia a precipitação, devido a flutuações da composição, e atinge as composições C_f e C_g , próximas a C_0 , ela adquire a energia G_3 , a qual é maior do que G_1 . A energia da solução só será menor do que G_1 quando a diferença de composições for muito grande, assim como em C_m e C_p (Figura 12), onde $G_4 < G_1$ [10].

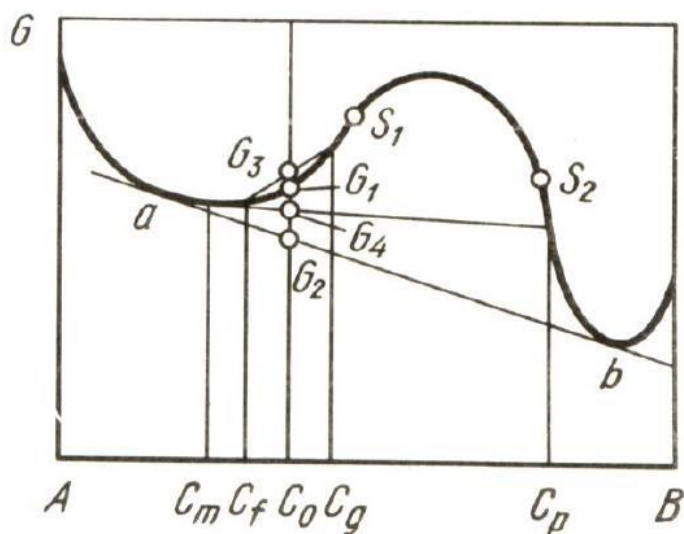


Figura 12 – Esquema explicativo da decomposição por nucleação e crescimento [10]

Diferentemente da decomposição espinoidal que tem diminuição sucessiva da energia conforme segue a precipitação, a decomposição por nucleação e crescimento necessita de embriões de precipitação, pois ocorre um aumento da energia para depois ir diminuindo ao longo do processo de precipitação [10].

3.2.5 Formação de Fases Secundárias

Os AID e AISD possuem uma fase ferrítica muito instável devido a alta taxa de difusão dos elementos que possui. Portanto, podem surgir várias fases secundárias nestes aços, as quais modificaram as propriedades dos mesmos [43]. A Figura 13 apresenta as principais fases secundárias dos AID e AISD.

Precipitado	Composição Química	Cr	Ni	Mo	Intervalo de Formação	Estrutura	Parâmetro de Rede (Å)	Localização Preferencial
Ferrita (δ)		27,4	8,7	4,0		CCC	$a = 2,86-2,88$	Matriz
Alfa Linha (α')		65	2,5	13	300-525	CCC	$a = 2,86-2,88$	Intragranular na ferrita (δ)
G	$\geq 14\% \text{ Si}$	25	25	4	300-400			Interfaces (α'/α'')
Austenita (γ)		26,6	9,6	3,3	<1250	CFC	$a = 3,58-3,62$	Intragranular na ferrita (δ)
Austenita Secundária (γ_2)	Tipo 1	27,4	8,7	4,0	650	CFC		Intragranular na ferrita (δ)
	Tipo 2	24,3	11	3,4	>650			Interfaces (δ/γ) e δ
	Tipo 3				700-900			Com σ
Sigma (σ)	Fe-Cr-Mo	30	4	7	600-1000	Tetragonal	$a = 8,79$ $c = 4,54$	Interface δ/γ
Chi (χ)	$\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$	25	3	14	700-900	CCC	$a = 8,92$	Interface δ/γ
R ou Laves	Fe-Cr-Mo	25	6	35	550-650	Romboédrica	$a = 9,01$ $\alpha = 74^\circ 30'$	Interface δ/γ e δ
						Hexagonal	$a = 10,903$ $c = 19,34$	
Nitretos de Cromo	Cr_2N	72	6	15	700-950		$a = 4,795$ $c = 4,469$	Intragranular na ferrita (δ)
	CrN					Cúbico	$a = 4,13-4,47$	
Pi (π)	$\text{Fe}_7\text{Mo}_{13}\text{N}_4$	35	3	34	550-600	Cúbico	$a = 6,47$	Intragranular na ferrita (δ)
Epsilon (ϵ)	Rica em Cobre				Não Definida			Intragranular na ferrita (δ)
Tau (τ)					550 - 650	Ortorrômbica	$a = 4,05$ $b = 4,84$ $c = 2,86$	
Carbonetos de Cromo	M_7C_3				950-1050		$a = 4,52$ $b = 6,99$ $c = 12,11$	Interface δ/γ
	M_{23}C_6	58	2,5	12	600-950	CFC	$a = 10,56-10,65$	Interface δ/γ

Figura 13 - Principais características cristalográficas das fases presentes em AID e AISD [10]

3.2.5.1 Fase Alfa primário α'

A fase alfa primário pode ser observada tanto em aços inoxidáveis ferríticos quanto em aços inoxidáveis duplex, em temperaturas abaixo de 500°C (na faixa entre 280°C e 525°C) [33, 35].

Segundo alguns autores [15], a formação da fase α' provoca o endurecimento dos aços duplex devido a partículas finamente dispersas desta fase α' na fase ferrita original. O aumento da dureza dos aços com a formação da fase α' é acompanhado pela diminuição da tenacidade.

A reação de fragilização é resultado da formação da fase alfa primário enriquecida de Cr na fase ferrita [25, 32, 33]. Através da curva C do diagrama TTT pode-se perceber que a máxima taxa de fragilização ocorre aproximadamente na temperatura de 475°C [32]. Assim foi originado o termo “fragilização a 475°C” [33].

3.2.5.2 Fase G

A fase G é uma fase rica em precipitados de Ni na fase ferrita. Esta fase precipita na interface ferrita-austenita ou na interface ferrita-ferrita. A composição química desta fase varia e é dependente dos elementos de liga do aço e das condições de envelhecimento. Em geral ela é enriquecida de Ni, Si, Mo, Mn, Al e C e é empobrecida de Cr e Fe [33].

A precipitação desta fase na ferrita foi observada em AIDs em temperaturas entre 300°C e 400°C após 7500-70000 horas de tratamento. O tamanho típico desses precipitados é em torno dos 2 a 6nm na matriz, podendo atingir 10nm quando nucleados nas discordâncias [10].

3.2.5.3 Austenita Secundária (γ_2)

A quantidade de ferrita presente na temperatura onde o aço é trabalhado a quente ou tratado geralmente excede a quantidade presente no equilíbrio em baixas temperaturas. Assim, o tratamento térmico em baixas temperaturas resultará na redução de ferrita, que se transformará em austenita secundária. Esta fase é chamada de austenita secundária, pois possui uma morfologia diferente da matriz de austenita original [33].

Esta fase nucleia e cresce na matriz ferrítica. A fase austenita secundária aparece finamente dispersa na matriz ferrítica, enquanto que a fase austenita aparece em tamanho maior se comparada a fase intermetálica [19].

A quantidade de ferrita presente na temperatura próxima a de solidificação, normalmente excede a porcentagem de equilíbrio em torno de 600°C a 800°C. A

austenita secundária também pode precipitar em conjunto com a precipitação de fases ricas em Cr, como a fase sigma. O empobrecimento de Cr na ferrita ao redor desses precipitados desestabiliza a ferrita que se transforma em austenita, sendo este fato particularmente importante quando a precipitação das fases ricas em Cr ocorre nos contornos de grão α/γ , por produzir a resistência a corrosão por pites [22].

3.2.5.4 Fase Sigma (σ)

A fase sigma (σ) é uma fase rica em Cr e Mo, sendo formada entre as temperaturas de 600°C e 1000°C [5]. Sua precipitação pode ocorrer em uma grande variedade de aços inoxidáveis duplex, assim como, em alguns aços inoxidáveis austeníticos, tendo ampla influência na dureza.

Ela é uma das responsáveis pela fragilização do material, reduzindo a tenacidade ao impacto e a resistência à corrosão [2, 5]. Tem-se como exemplo, que a precipitação de 4% desta fase em volume pode resultar em um decréscimo de aproximadamente 90% da tenacidade [2].

3.2.5.5 Fase Chi (χ)

A fase chi pode aparecer em aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e duplex. Em aços duplex, ela é encontrada em temperaturas entre 700°C e 900°C. A precipitação da fase chi está relacionada com a presença de Mo, e esta fase possui maior teor de Mo do que a fase sigma, e aparece em quantidades menores em relação a fase sigma [9]. Além disso, a fase chi é enriquecida com de Cr e Si, assim como a fase sigma, porém em menores frações, e tem um efeito adverso na tenacidade e nas propriedades relacionadas à corrosão do aço. A precipitação da fase chi ocorre nos contornos de grão ferrita-ferrita e precede a precipitação da fase sigma [7, 9, 18].

Alguns autores [9] mostraram a precipitação da fase chi na interfase ferrita-ferrita após um tratamento na temperatura de 750°C por uma hora e a formação da fase sigma após tratamento na temperatura de 700°C por 2 horas.

Esta fase é menos importante que a fase sigma, pois sua ocorrência é menos frequente nas ligas e também pode ser considerada como uma fase prejudicial às propriedades do aço [9, 33].

3.2.5.6 Fase R

A fase R (Fe_2Mo , conhecida como Laves) é rica em composto intermetálico Mo, e tem uma estrutura trigonal. Pode ser observada em precipitação intergranular e intragranular em temperaturas entre 550°C e 650°C [18]. Parecida com as fases sigma e chi, a fase R tem efeitos indesejáveis na corrosão por pites. A fase R também reduz a tenacidade do material [33].

Os precipitados intergranulares contêm taxas maiores de Mo quando comparados aos precipitados intragranulares – 40% contra 35% - fazendo com que a influência na resistência à corrosão por pites no primeiro seja mais notada [8].

3.2.5.7 Fase π

A fase π possui uma estrutura cúbica e é formada quando exposta a tratamentos térmicos de longa duração em temperaturas entre 550°C e 600°C. Por ter alta concentração de Cr e Mo (35% Cr, 3% Ni, 35% Mo) inicialmente foi confundida com a fase σ . Assim como a fase R, e a fase σ , a fase π contribui para a perda de tenacidade e resistência a corrosão [2, 5].

3.2.5.8 Fase τ

A fase tau (τ) é uma fase rara e a literatura sobre AIDs raramente menciona sua presença. É mencionada a ser encontrada nas ligas de 22% de Cr, 5% de Ni e 3% de Mo [33].

Tratamentos isotérmicos por várias horas no intervalo de temperatura de 550°C a 650°C podem levar a formação deste composto em forma de agulhas entre os contornos da ferrita [10].

3.2.5.9 Nitretos Cr_2N e CrN

Uma forma de aumentar a resistência a corrosão em meios ricos em cloretos, principalmente em aços superduplex, é adicionando nitrogênio nas ligas. Porém, a adição de nitrogênio leva a precipitação de Cr_2N em temperaturas entre 700°C e 950°C [23, 33, 37]. Nitreto de cromo pode ser formado intragranularmente na ferrita como resultado da supersaturação de nitrogênio na ferrita durante resfriamento, ou intergranularmente na interface ferrita-ferrita ou ferrita-austenita em tratamentos isotérmicos [18, 33, 35]. Sua formação causa corrosão por pites como resultado do empobrecimento de cromo localizado. Em aços duplex geralmente são encontrados Cr_2N e a presença de CrN é raramente mencionada [33].

Existem diferentes morfologias dos nitretos precipitados: pontilhado, esfera e acicular. Isto sugere a possibilidade de diferentes estruturas cristalográficas destes precipitados no material [36]

3.2.5.10 Carbonetos M_{23}C_6 e M_7C_3

Os carbonetos ou carbetos precipitados na faixa de temperatura entre 950°C e 1050°C são os M_7C_3 e os que precipitam em temperaturas abaixo de 950°C são M_{23}C_6 . Carbonetos precipitam previamente a formação de outras fases, em estágios muito rápidos de envelhecimento, podendo ser formados em menos de um minuto. Eles só podem ser evitados por um resfriamento rápido de uma temperatura elevada. A precipitação de carbonetos precede a formação de fases secundárias durante o tratamento térmico. Carbonetos são encontrados, predominantemente, na fronteira entre as fases ferrita e austenita, mas também podem estar presentes na fronteira ferrita-ferrita ou austenita-austenita [18, 38].

É conhecido que os carbonetos causam sensitização em aços austeníticos em temperaturas elevadas, o que não ocorre em aços duplex por causa da grande oferta de Cr na fase ferrita, que é enriquecida deste elemento [33]. A precipitação desta fase no aço duplex pode provocar perda de resistência à corrosão e fragilização do material [32, 38].

3.2.5.11 Fase ϵ

A solubilidade do Cu na ferrita diminui com o decréscimo da temperatura de modo que partículas extremamente finas precipitem, formando a fase ϵ rica em Cu, após exposição por 100 horas a temperatura de 500°C. A precipitação dessa fase ocorre ao longo de discordâncias ou distribuída de forma uniforme ao longo da matriz, dependendo do tipo de liga [2, 5].

A presença de Cu em AISDs pode aumentar a dureza mantendo a tenacidade, sendo essa mudança relevante após um período de tratamento térmico maior que 10 horas. As alterações nas propriedades mecânicas são parecidas com as medidas na presença de precipitado α' [39].

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAL COMO RECEBIDO

Este trabalho teve como objetivo estudar o AID de especificações UNS S31803 com nome comercial SAF2205. A composição química fornecida pela empresa fabricante é apresentada na tabela 5.

Tabela 5 – Composição química do aço UNS S31803

DUPLEX 2205 CHEMICAL COMPOSITION (weight%)								
C	Mn	S	Ni	Cr	Mo	P	Si	N
<0.03	<2	<0.01	4.5-6.5	21-23	2.5-3.5	<0.030	<0.75	0.12-0.20

Aplicando a composição dada pelo fornecedor na Equação 1, obteve-se um PRE >33.2, o que enquadra o aço analisado na categoria de aço duplex.

O material foi recebido em forma de fita com espessura de 1,2mm e aproximadamente 300mm de comprimento, conforme pode ser observado na figura 14.



Figura 14 – Material como recebido

4.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

A fitas recebidas foram cortadas a fim de ficarem com comprimento de aproximadamente 15mm. Na figura 15 pode-se observar o processo de redução das

amostrar até atingirem o tamanho desejado. Para o corte foi utilizado a bancada de corte do Labotom-3 (figura 16).



Figura 15 – Amostras após serem cortadas



Figura 16 – Bancada de Corte Labotom-3

4.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Após a preparação das amostras os tratamentos térmicos foram realizados. Os tratamentos foram feitos no laboratório de Ensaios em Materiais de Construção em

uma mufla programável modelo Linn da marca Elektro com capacidade térmica de até 1400°C com variações de temperatura de $\pm 10^{\circ}\text{C}$, a qual pode ser observada na figura 17.



Figura 17 – Mufla com capacidade térmica de até 1400°C

Os tratamentos consistiram em expor as amostras a tempos e temperaturas distintas com o intuito de se obter as fases secundárias conforme gráfico apresentado na figura 18 e posteriormente resfriá-las ao ar.

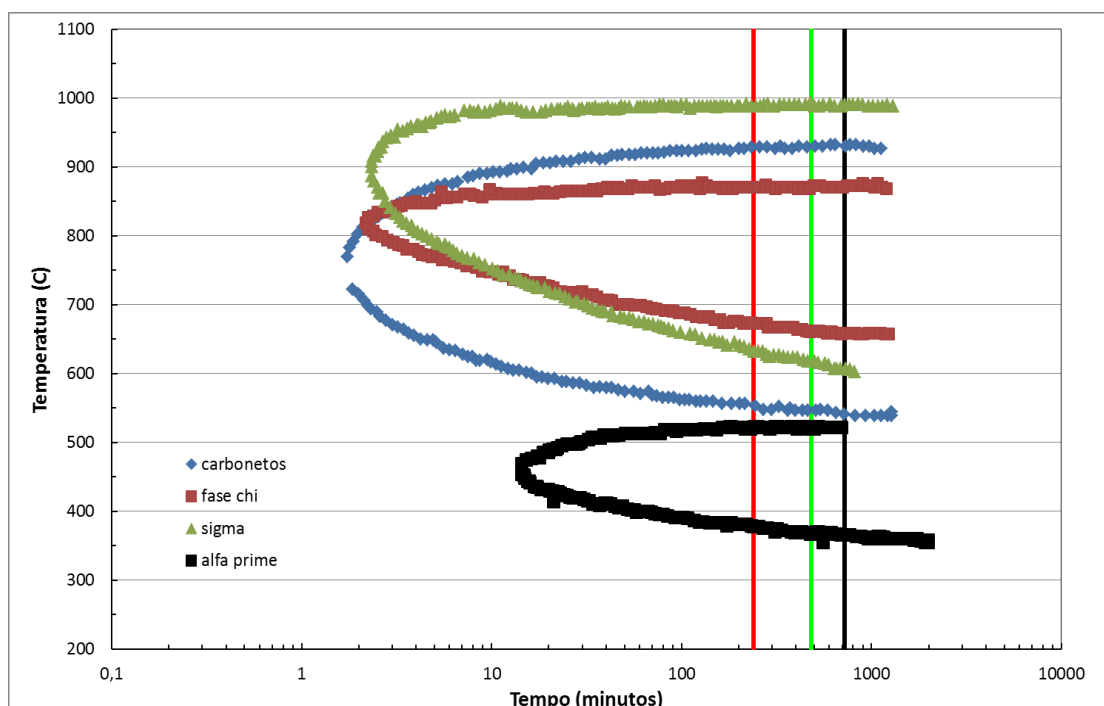


Figura 18 – Fases secundárias aço duplex UNS S31803

Na tabela 6 estão apresentadas as amostras com suas respectivas identificações, temperaturas e tempos de exposição dos tratamentos térmicos realizados.

Tabela 6 – Identificação das amostras com suas respectivas temperaturas e tempo de exposição

Amostras	Temperatura (°C)	Tempo (Horas)
A1	475	4
A2	475	8
A3	475	12
B1	570	4
B2	570	8
B3	570	12
C1	645	4
C2	645	8
C3	645	12
D1	820	4
D2	820	8
D3	820	12
E1	914	4
E2	914	8
E3	914	12
F1	960	4
F2	960	8
F3	960	12

4.4 METALOGRAFIA

Após os tratamentos térmicos serem realizados nas amostras, as mesmas foram embutidas a quente em baquelite utilizando a máquina de embutimento PRE 30Mi da Arotec (figura 19) para facilitar as operações de lixamento e polimento realizadas em uma máquina politriz DP-10 da Panambra (figura 20).



Figura 19 – Embutidora PRE 30Mi



Figura 20 – Politriz DP-10

Foram usadas lixas de granulometria de 250 até 1200 mesh e em seguida foi realizado o polimento com Alumina de $1\mu\text{m}$.

Na figura 21 pode-se observar as amostras após os processo de embutimento, lixamento e polimento.

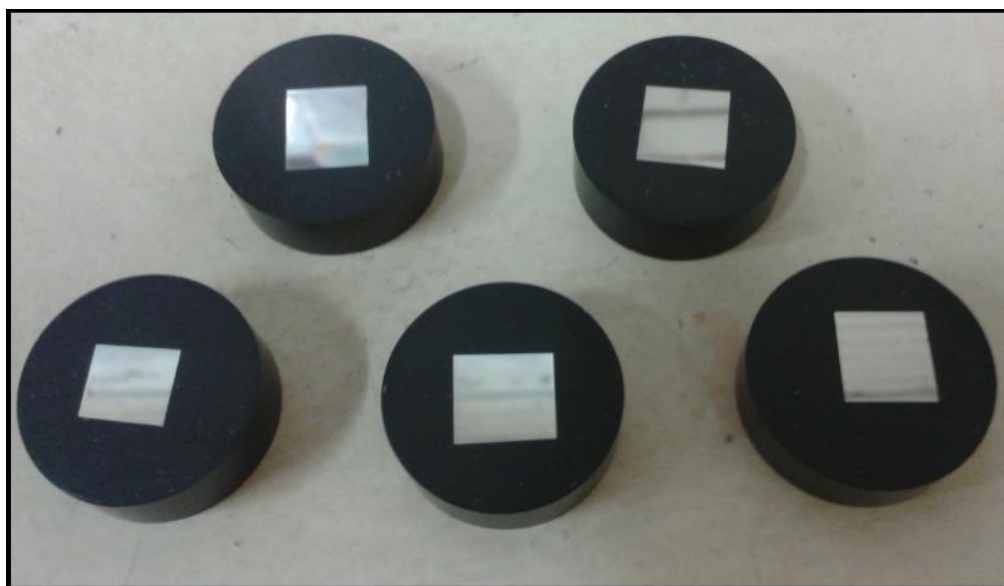


Figura 21 – Amostras após embutimento, lixamento e polimento.

Seguindo o procedimento padrão de um ensaio metalográfico, as amostras foram atacadas quimicamente pelo reagente Behara, composto por 80ml de água destilada, 20ml de ácido clorídrico e 0,6 gramas de metabissulfito de potássio. O ataque foi conduzido em temperatura ambiente em diferentes tempos para cada amostra, o mesmo foi interrompido com água. Em seguida, foi utilizado o microscópio Nikon Eclipse MA200 (figura 22) para caracterização microestrutural.



Figura 22 – Microscópio Nikon Eclipse MA200

Após caracterização microestrutural das amostras atacadas quimicamente com reagente Behara, as mesmas foram novamente lixadas e polidas. Em seguida foi realizado ataque eletrolítico (figura 23) com reagente KOH, composto por 15g de KOH em 100ml de água destilada. O ataque foi conduzido em temperatura ambiente por 12 segundos com uma tensão de 3V, o ataque foi interrompido por água.

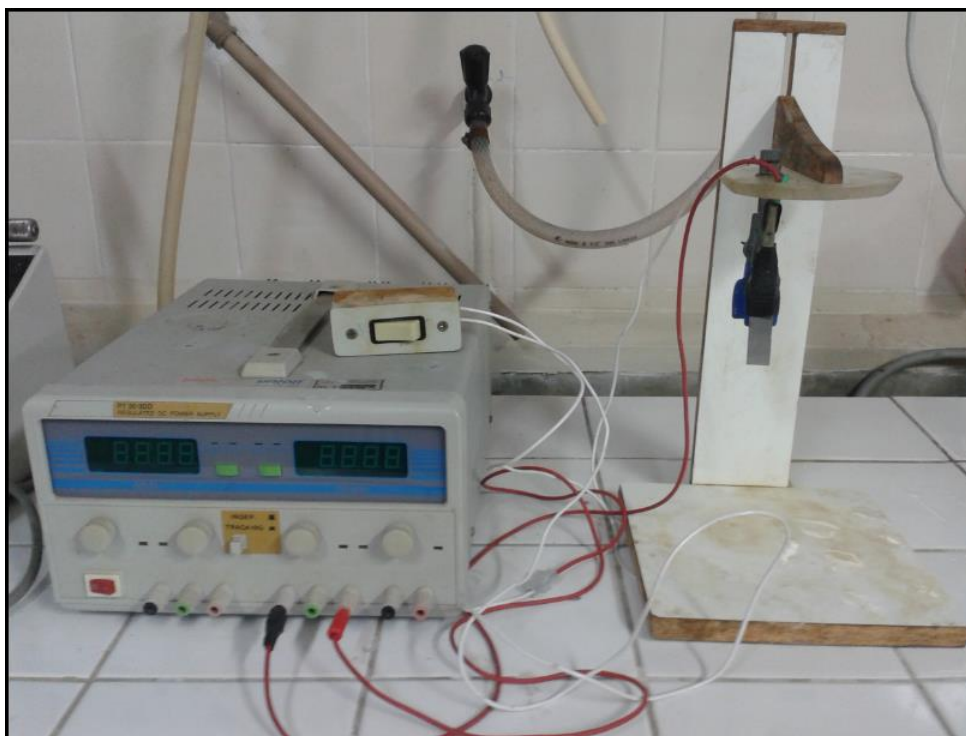


Figura 23 – Equipamento utilizado para ataque eletrolítico.

Após ataque as amostras foram caracterizadas novamente microestruturalmente no microscópio Nikon Eclipse MA200.

4.5 ENSAIO DE DUREZA

Os ensaios de dureza foram realizados utilizando-se o Microdurômetro HXD-1000TM, observado na figura 24. Foram efetuadas 9 medições de microdureza Vickers para cada amostra, utilizando uma carga de 1kgf (9,81N) durante 15 segundos.



Figura 24 – Microdurômetro HXD-1000TM

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 METALOGRAFIA

5.1.1 Caracterização Microestrutural

Após a preparação metalográfica das amostras, foram obtidas micrografias da amostra “como recebido” e das tratadas termicamente entre 475°C e 960°C, mostrando as diferenças microestruturais entre elas.

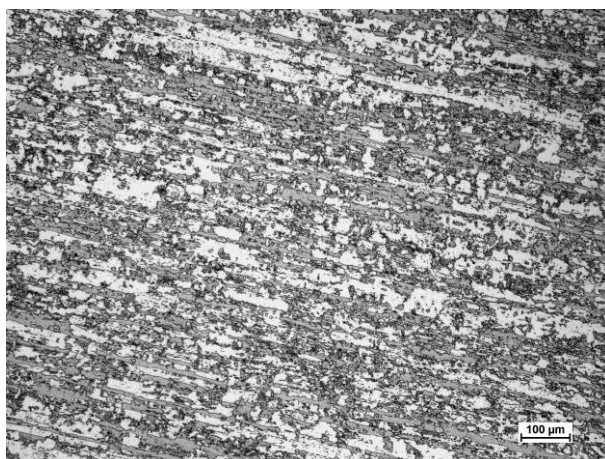
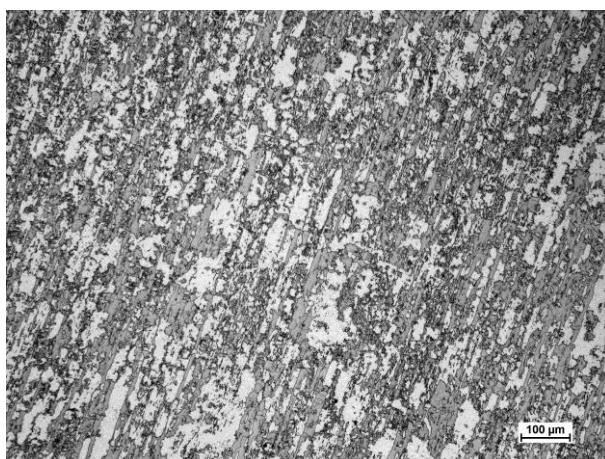


Figura 25 – Metalografia da amostra como recebido. Ataque: Behara

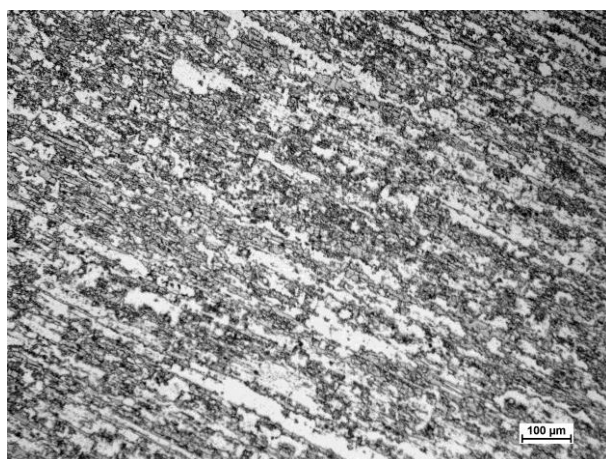


(a)

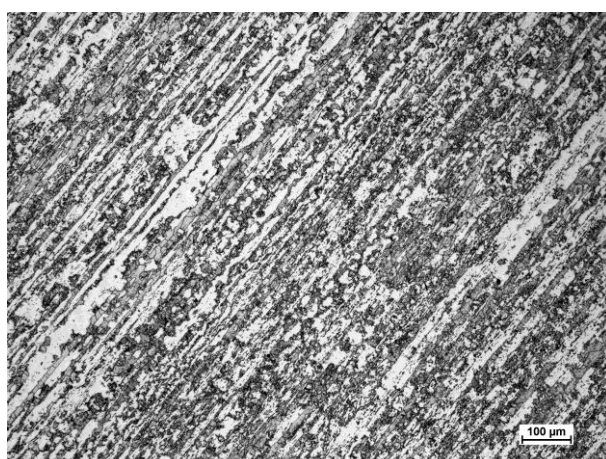


(b)

Figura 26 - Metalografia da amostra tratada termicamente a 475°C. (a) Durante 4 horas; (b) Durante 12 horas. Ataque: Behara.



(a)



(b)

Figura 27 - Metalografia da amostra tratada termicamente a 570°C. (a) Durante 4 horas; (b) Durante 12 horas. Ataque: Behara.

Nas figuras 25, 26 e 27 apresentam-se micrografias da amostra “como recebido” e de amostras tratadas termicamente até 570°C do aço UNS S31803, onde não se observa alterações na quantidade das fases ferrita (escura) e austenita (clara). Na amostra há 475°C, também não é possível perceber a presença da fase alfa linha. Isso se deve ao fato do fenômeno de decomposição espinoidal, responsável pela formação da alfa linha nesse aço ser de dimensão nanométrica. Esta constatação também foi feita por WENG et al. (2004) e DELLA ROVERE et al. (2012) [41, 42]. Além disso, tanto a matriz ferrítica quanto a fase precipitada são semelhantes por possuírem a mesma rede cristalina.

A fase alfa linha precipita até 525 °C, portanto as amostras tratadas a 570°C apenas apresentaram austenita, ferrita e possivelmente carbonetos de cromo, que não foram revalados pelo ataque de Behara.

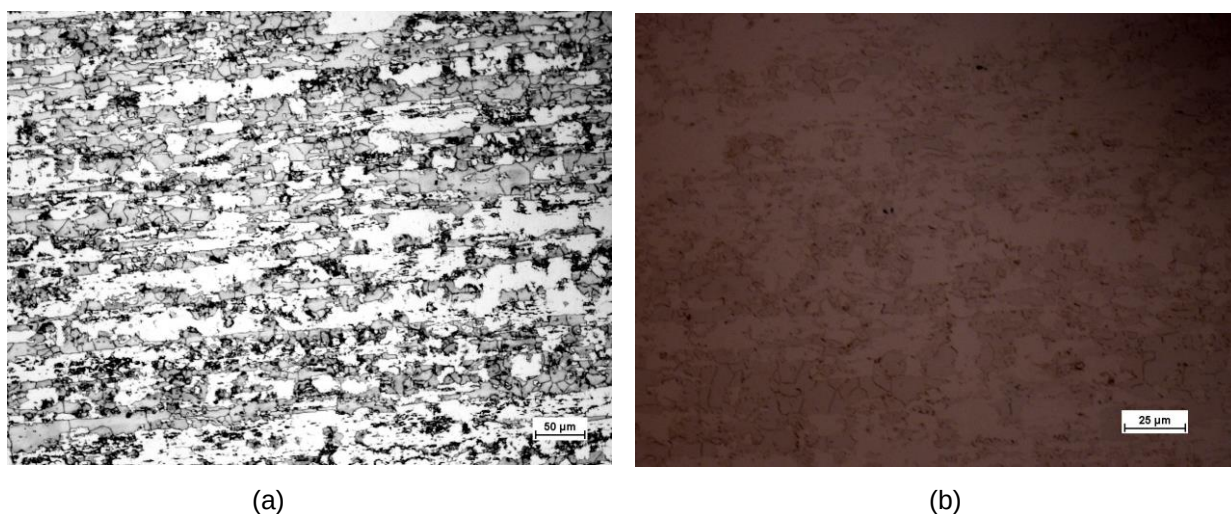
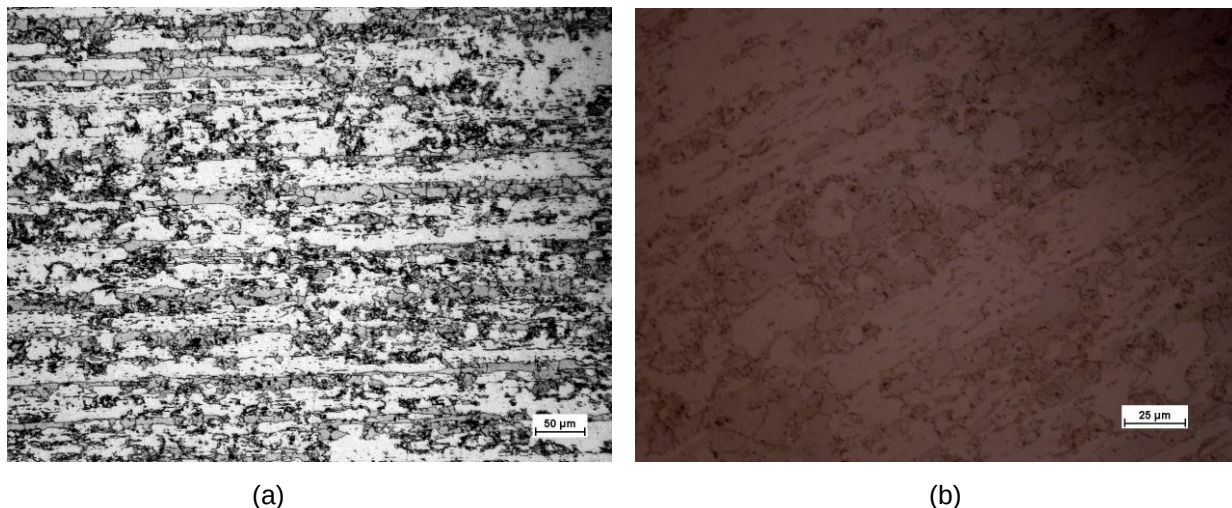
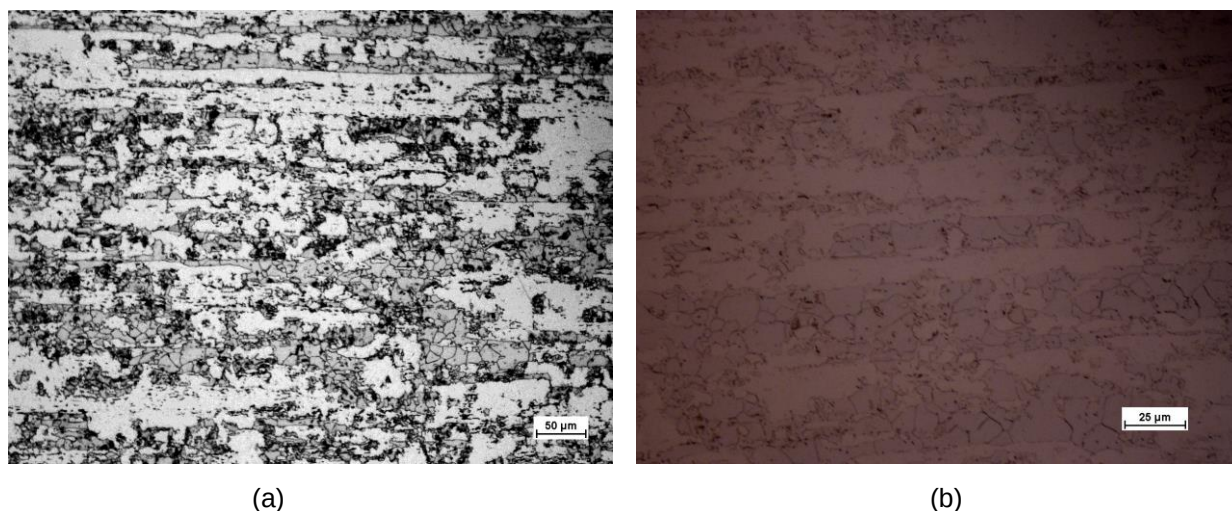


Figura 28 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 4 horas a 645°C. (a) Fases intermetálicas (escura), ferrita (cinza clara) e austenita (branca). Ataque: Behara; (b) Fases intermetálicas (escura) associadas principalmente a ferrita. Ataque: KOH.



(a) (b)
Figura 29 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 8 horas a 645°C. (a) Fases intermetálicas (escura), ferrita (cinza clara) e austenita (branca). Ataque: Behara; (b) Fases intermetálicas (escura) associadas principalmente a ferrita. Ataque: KOH.



(a) (b)
Figura 30 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 12 horas a 645°C. (a) Fases intermetálicas (escura), ferrita (cinza clara) e austenita (branca). Ataque: Behara; (b) Fases intermetálicas (escura) associadas principalmente a ferrita. Ataque: KOH.

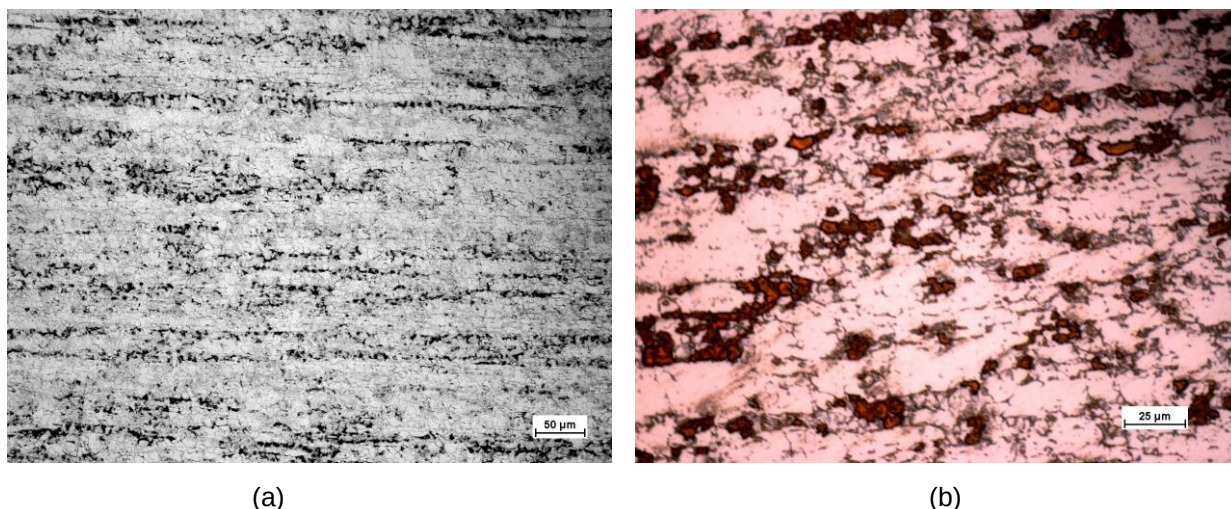


Figura 31 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 4 horas a 820°C. Fases intermetálicas (escura) enquanto a matriz permanece sem ataque. (a) Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.

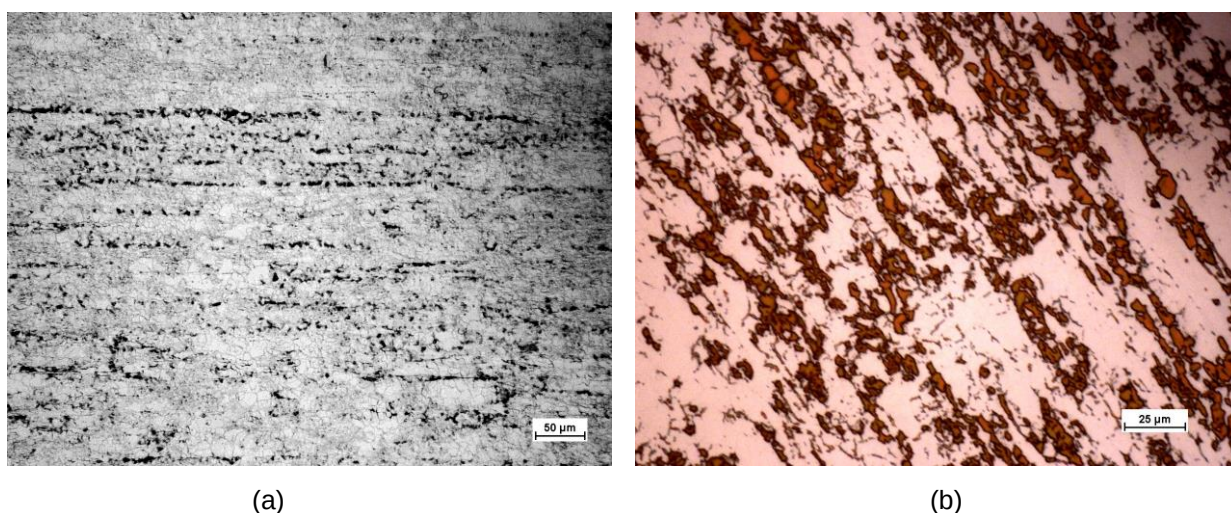
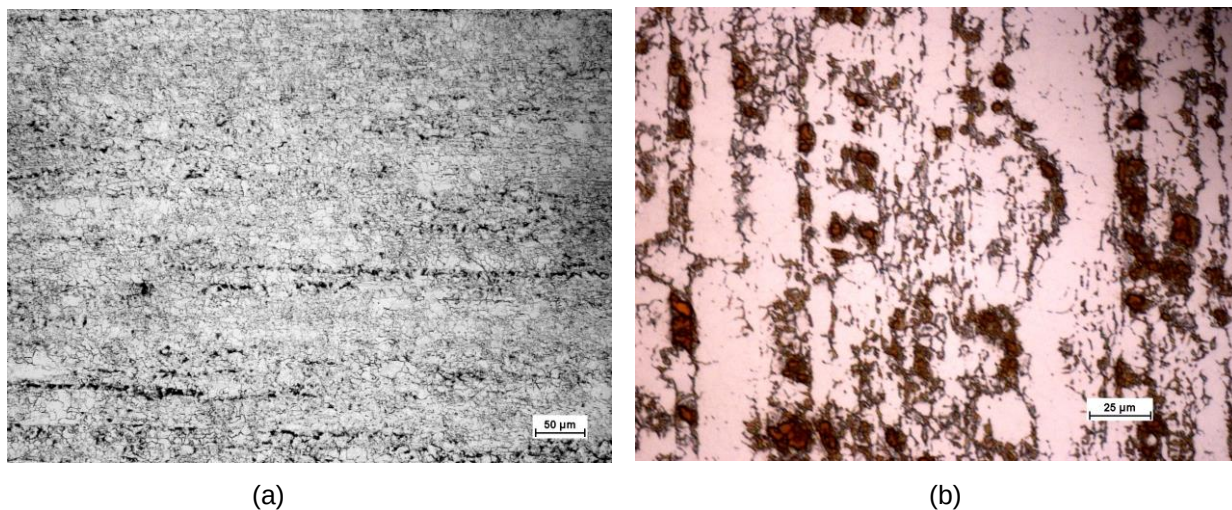
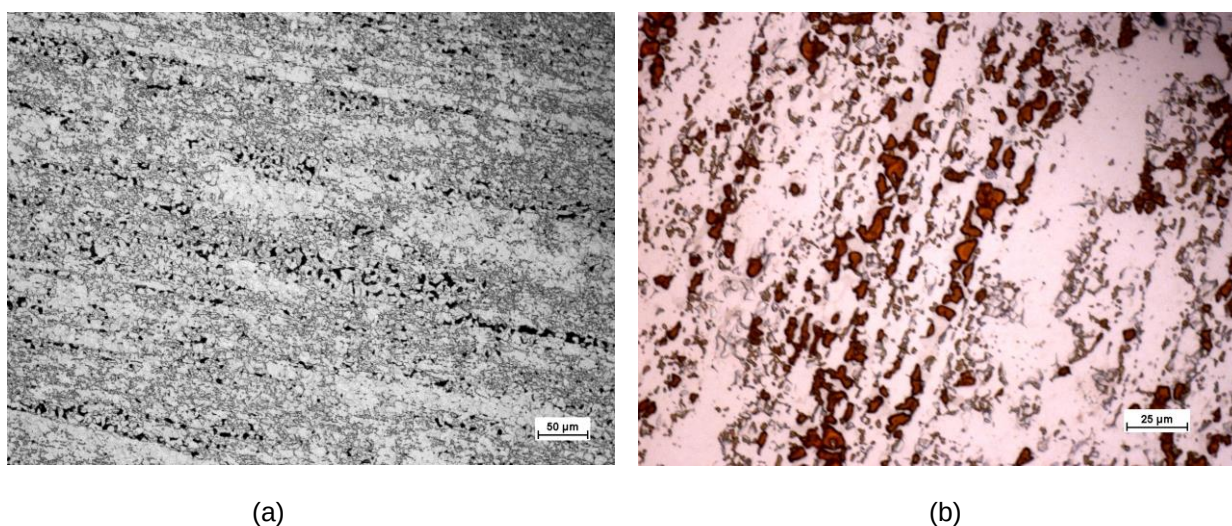


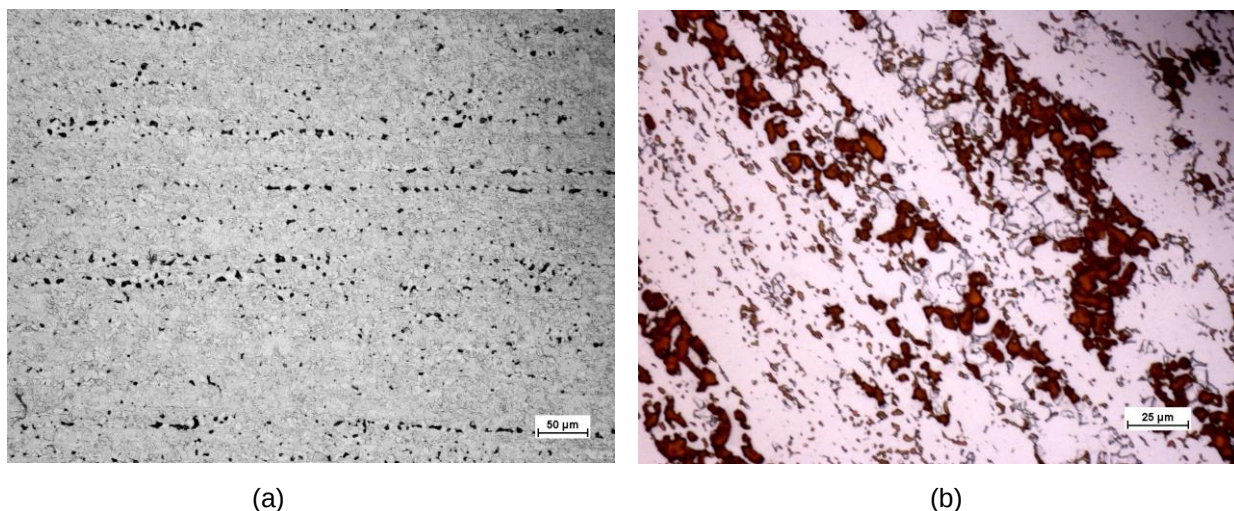
Figura 32 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 8 horas a 820°C. Fases intermetálicas (escura) enquanto a matriz permanece sem ataque. (a) Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.



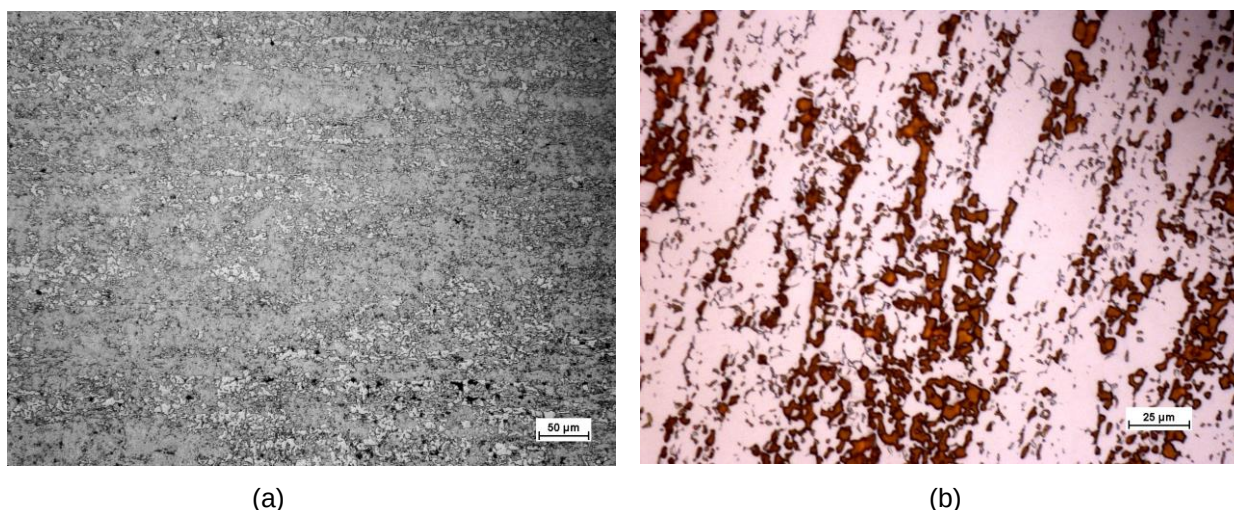
(a) (b)
Figura 33 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 12 horas a 820°C. Fases intermetálicas (escura) enquanto a matriz permanece sem ataque. (a) Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.



(a) (b)
Figura 34 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 4 horas a 914°C. Fases intermetálicas (escura) enquanto a matriz permanece sem ataque. (a) Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.



(a) (b)
Figura 35 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 8 horas a 914°C. Fases intermetálicas (escura) enquanto a matriz permanece sem ataque. (a) Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.



(a) (b)
Figura 36 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 12 horas a 914°C. Fases intermetálicas (escura) enquanto a matriz permanece sem ataque. (a) Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.

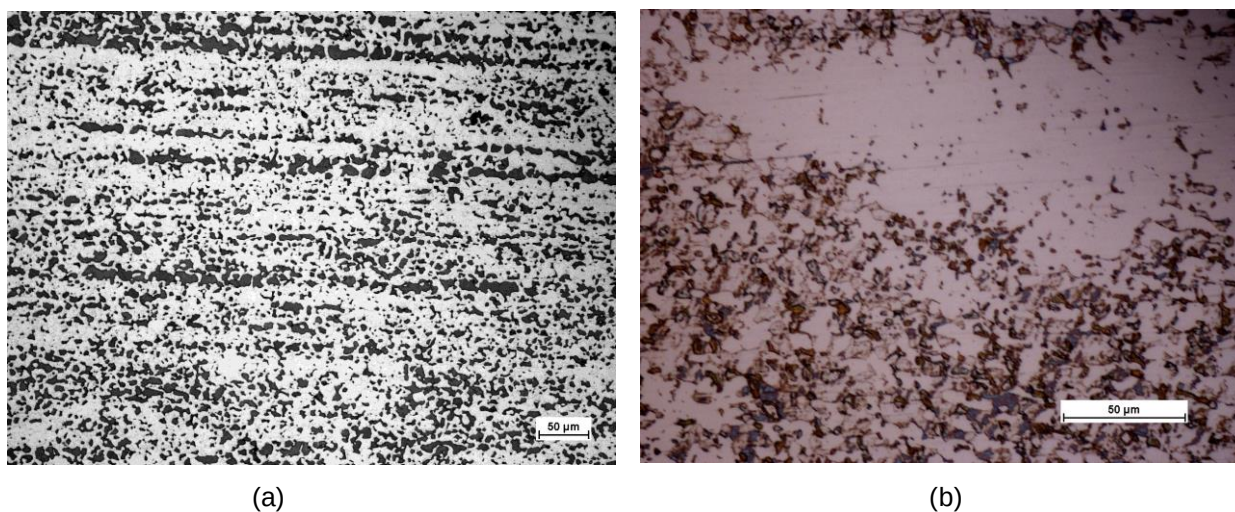


Figura 37 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 4 horas a 960°C. (a) Fase intermetálica (escura), ferrita (cinza escura) e austenita (clara). Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.

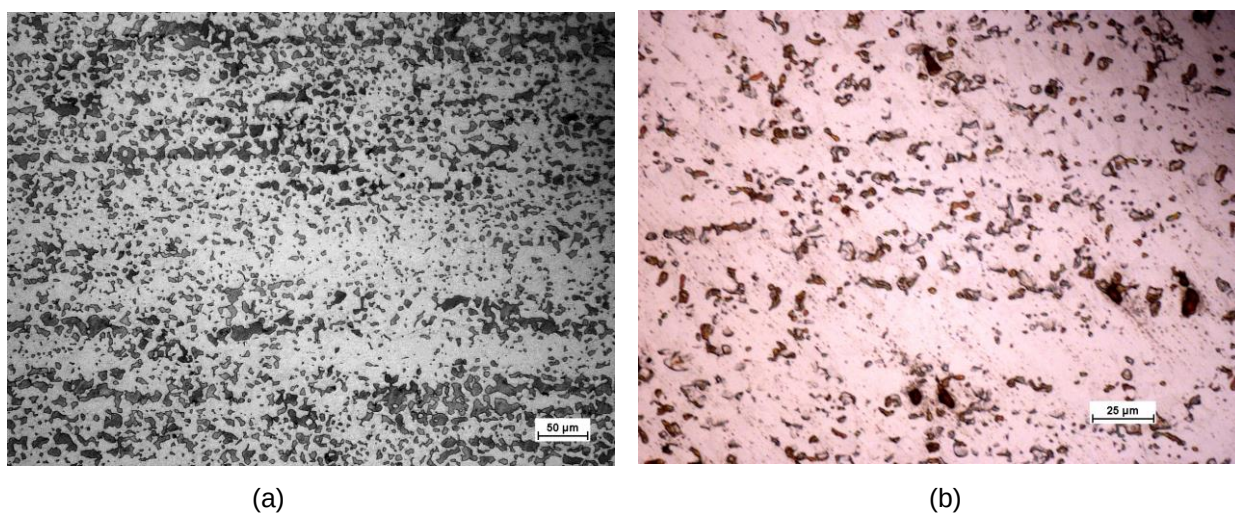


Figura 38 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 8 horas a 960°C. (a) Fase intermetálica (escura), ferrita (cinza escura) e austenita (clara). Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.

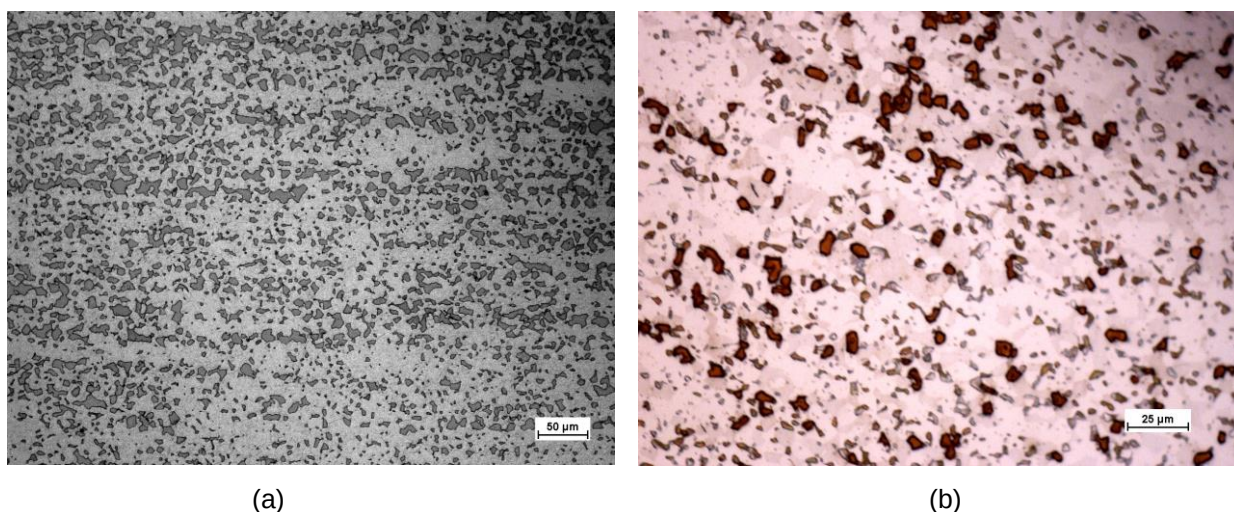
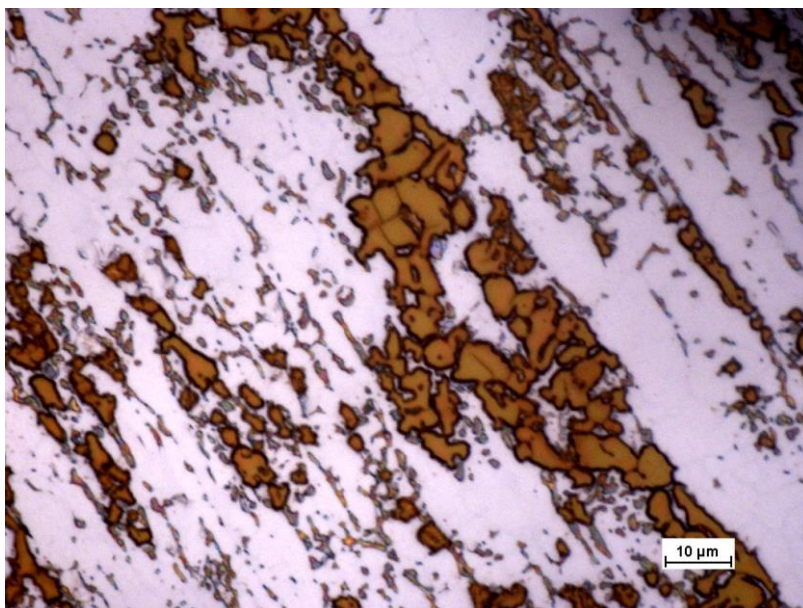


Figura 39 - Metalografia da amostra tratada termicamente durante 12 horas a 960°C. (a) Fase intermetálica (escura), ferrita (cinza escura) e austenita (clara). Ataque: Behara; (b) Ataque: KOH.

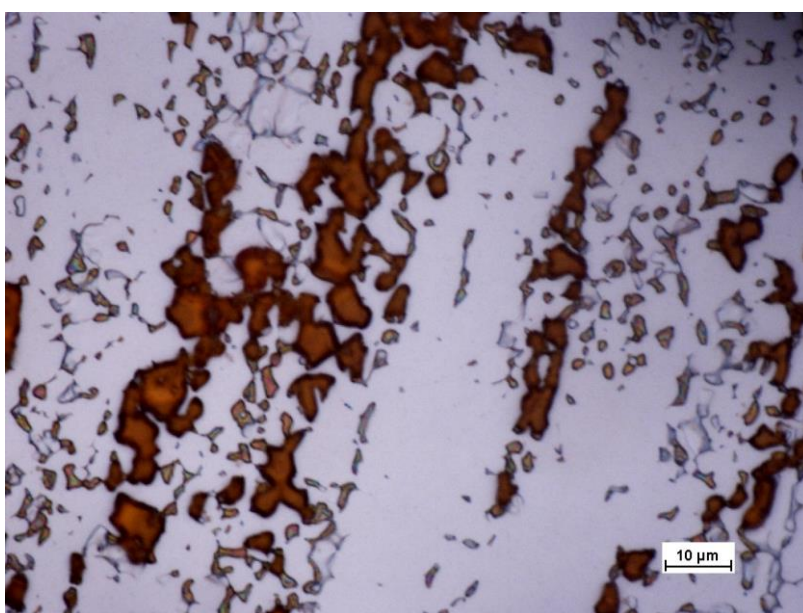
Nos tratamentos térmicos de 645°C a 960°C (Figuras 28 a 39), nota-se a formação de fase secundária. Para evidenciar a presença destas fases deletérias precipitadas, foi utilizado também, o ataque de KOH. Além disso, através do ataque de KOH não é possível distinguir entre fase chi e sigma, como mostradas na figura 40, por isso a presença de fase secundária nas amostras entre 645°C a 960°C foi tratada como fase intermetálica.

Com base na figura 13, as regiões escuras, para as amostras a 645°C, 914°C e 960°C, são formadas pela fase intermetálica sigma, e a 820°C, de sigma e chi.

Nas amostras tratadas termicamente a 960°C (figuras 37, 38 e 39), pôde-se observar que os grão de ferrita não possuíam mais a orientação de laminação, o que indica que eles foram recristalizados, tomando uma forma mais refinada.



(a)



(b)

Figura 40 - Comparação entre as metalografias com um aumento de 1000x. (a) 820°C durante 12 horas (b) 914°C durante 12 horas. Ataque: KOH.

Como visto na seção 3.2.5.5, a fase chi (χ) é encontrada em temperaturas entre 700°C e 900°C. Portanto, pela figura 40 não há diferença visual nas áreas atacadas para as amostras a 820°C e a 914°C, o que indica que o ataque KOH é seletivo a regiões ricas em cromo, como as fases sigma, chi e possivelmente a nitretos de cromo.

5.2 QUANTIFICAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DOS MICROCONSTITUINTES

5.2.1 Quantificação da Fração Volumétrica das fases ferrita e austenita

As imagens obtidas na micrografia, foram trabalhadas no software ImageJ, alterando o padrão de cor para B&W (preto e branco). Através dessa disposição de cores o software consegue estimar a porcentagem de cada cor, que pode ser relacionada com a porcentagem de cada microconstituente. A figura 41 ilustra como o software trabalha.



Figura 41 - Amostra como recebida após processamento de imagem no ImageJ.

Nas amostras “como recebida”, nas tratadas a 475°C e nas tratadas a 570°C, a partir do ataque de Behara, é possível quantificar as fases ferrita (preta) e austenita (branca). Nas amostras tratadas a 645°C, a 820°C, a 914°C e a 960°C não foi possível quantificar suas fases devido às imagens reveladas apresentarem também fases intermetálicas de cor escura. Os resultados obtidos através desta análise são mostrados nas Tabelas 7 e 8 e nas Figuras 42 e 43. Foram utilizadas quatro imagens para cada amostra.

Tabela 7 - Medidas para proporção volumétrica ferrita/austenita nas amostras tratadas a 475°C, obtidas através do software Image J.

Tempo(h)	Ferrita	Austenita	Desvio Padrão
0	54,59%	45,41%	2,55%
4	54,75%	45,25%	0,83%
8	54,51%	45,49%	1,18%
12	54,06%	45,94%	1,14%

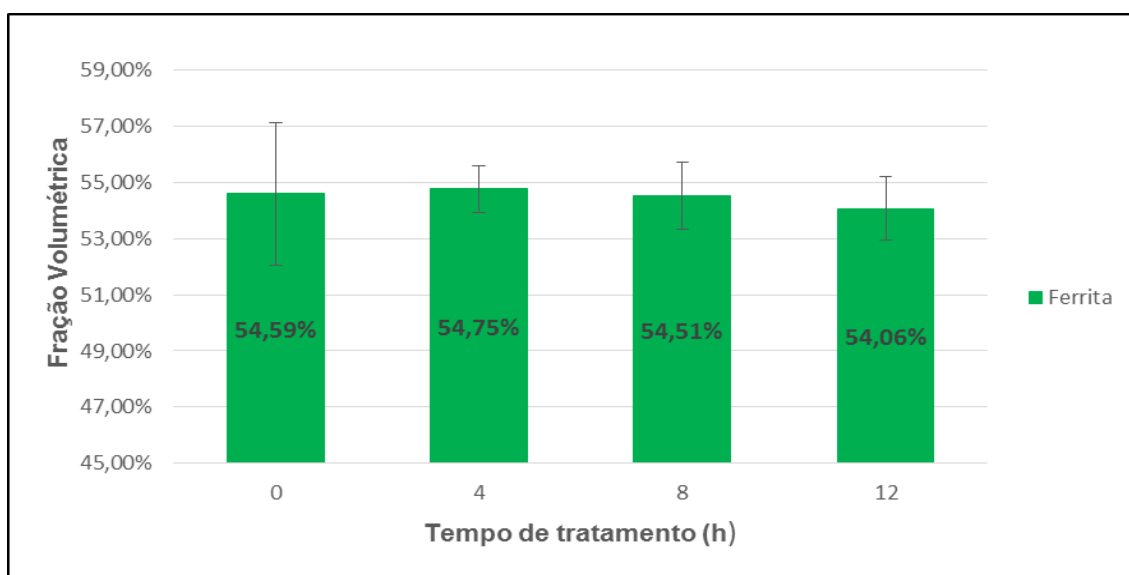


Figura 42 - Proporção de ferrita para as amostras tratadas a 475°C, através do software ImageJ.

Tabela 8 - Medidas para proporção volumétrica ferrita/austenita nas amostras tratadas a 570°C, obtidas através do software Image J.

Tempo(h)	Ferrita	Austenita	Desvio Padrão
0	54,59%	45,41%	2,55%
4	54,92%	45,08%	1,00%
8	52,45%	47,55%	1,12%
12	52,88%	47,12%	1,57%

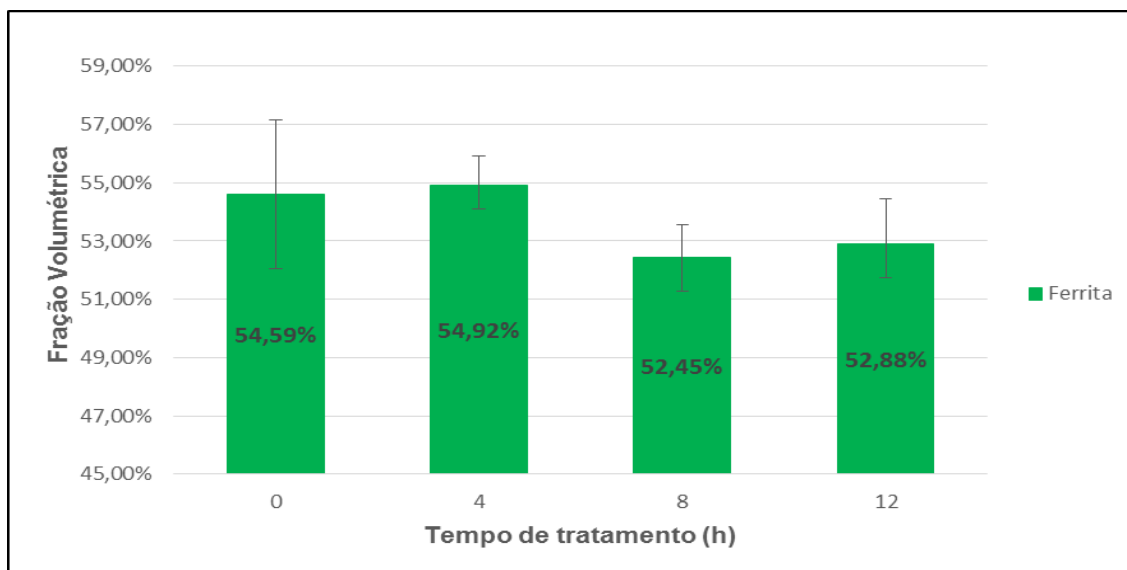


Figura 43 - Proporção de ferrita para as amostras tratadas termicamente a 570°C, através do software ImageJ.

Foi observado que a proporção volumétrica ferrita/austenita se manteve praticamente constante, diferindo no máximo 4,59% em relação a composição teórica 50:50. A diferença de proporção para cada tempo de tratamento pode ser atribuída à imprecisão do software ou às diferentes regiões analisadas.

5.2.2 Quantificação da Fração Volumétrica das fases intermetálicas

Usando o software ImageJ, alterando o padrão de cor para B&W (preto e branco), também foram quantificadas as fases intermetálicas nas amostras tratadas termicamente a 820°C, 914°C e 960°C, a partir do ataque de KOH. Para as amostras a 645°C, apesar de possuírem fases intermetálicas, não foi possível quantificá-las. Os resultados obtidos através desta análise são mostrados nas Tabelas 9, 10 e 11 e nas Figuras 44, 45 e 46. Foram utilizadas três imagens para cada amostra.

Tabela 9 - Medidas para proporção volumétrica das fases intermetálicas nas amostras tratadas a 820°C, obtidas através do software Image J.

Tempo(h)	Fases Intermetálicas	Desvio Padrão
0	0%	0%
4	34,78%	2,65%
8	36,15%	3,76%
12	36,90%	1,84%

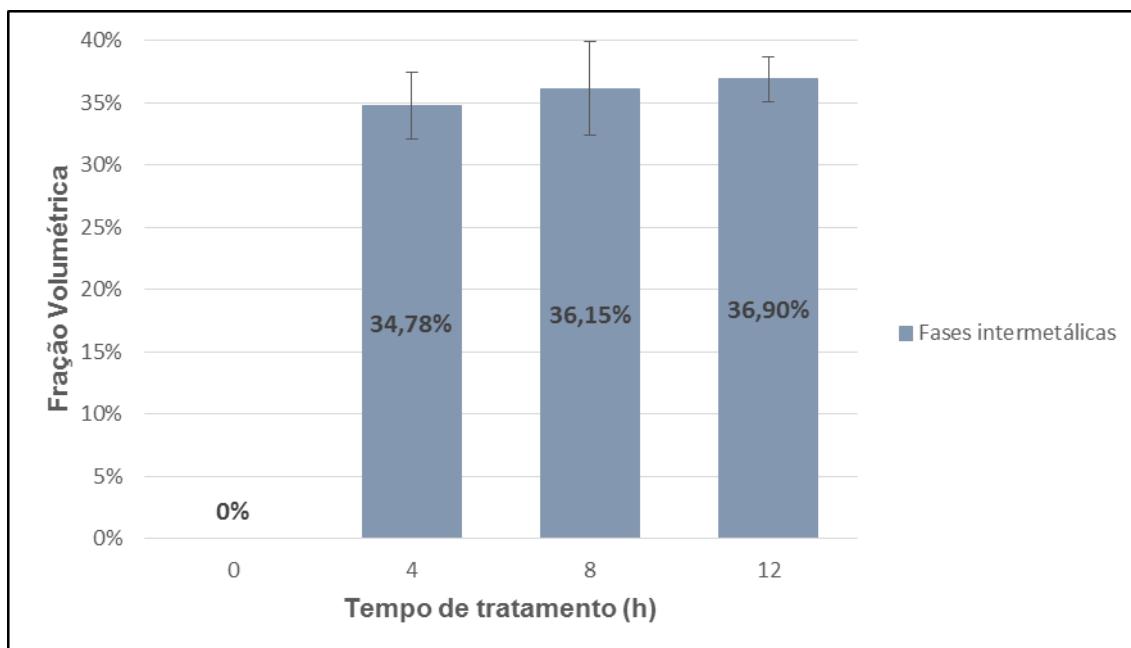


Figura 44 - Proporção de fase intermetálica para as amostras tratadas termicamente a 820°C, através do software ImageJ.

Tabela 10 - Medidas para proporção volumétrica das fases intermetálicas nas amostras tratadas a 914°C, obtidas através do software Image J.

Tempo(h)	Fases Intermetálicas	Desvio Padrão
0	0%	0%
4	31,63%	3,11%
8	30,75%	2,21%
12	32,46%	2,97%

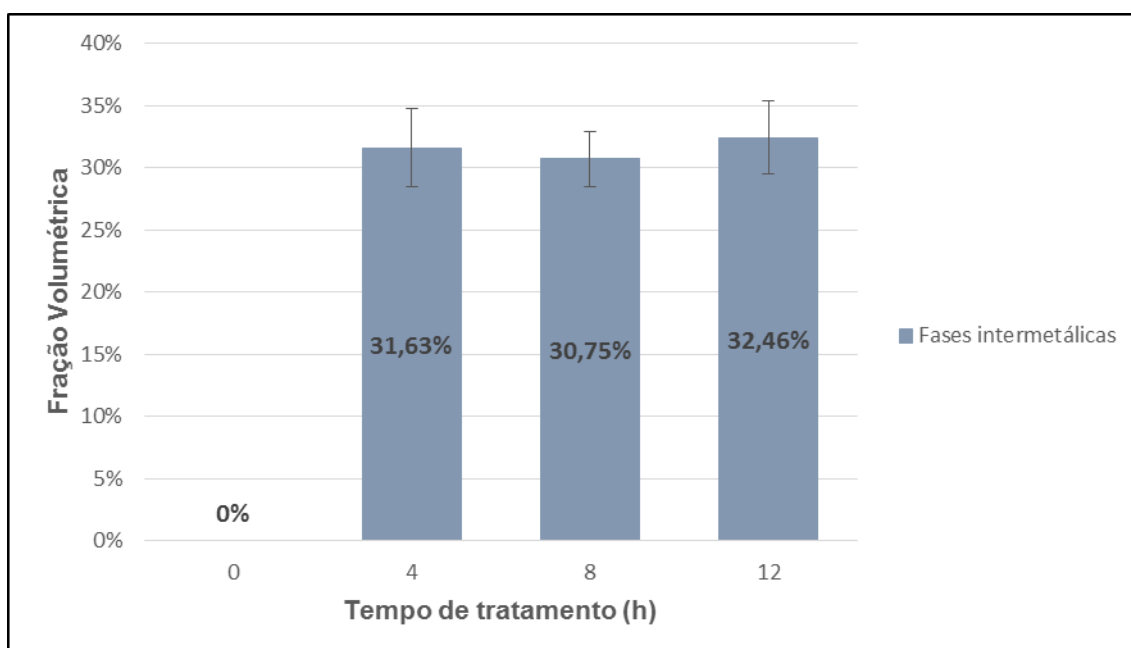


Figura 45 - Proporção de fases intermetálicas para as amostras tratadas termicamente a 914°C, através do software ImageJ,

Tabela 11 - Medidas para proporção volumétrica das fases intermetálicas nas amostras tratadas a 960°C, obtidas através do software Image J.

Tempo(h)	Fases Intermetálicas	Desvio Padrão
0	0%	0%
4	17,25%	2,18%
8	16,53%	1,70%
12	19,06%	2,70%

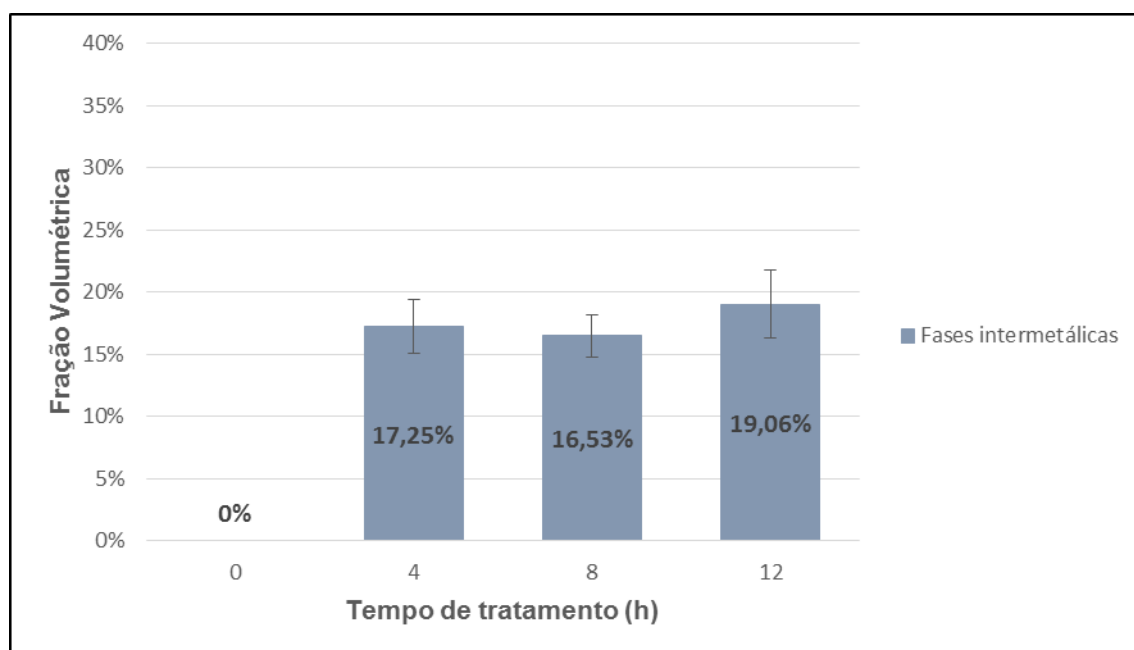


Figura 46 - Proporção de fases intermetálicas para as amostras tratadas termicamente a 960°C, através do software ImageJ.

A fração de precipitados encontrados não obteve uma grande variação após 4 horas de tratamento para as temperaturas entre 820°C e 914°C, sendo a variação da fração em 914°C um pouco superior. Em 960°C, a quantidade de precipitados foi muito menor, sugerindo ser uma temperatura de trabalho menos prejudicial ao material.

5.3 MICRODUREZA

As amostras tratadas termicamente, embutidas, lixadas e polidas, ao serem submetidas ao ensaio de microdureza Vickers apresentarem os seguintes valores:

Tabela 12 - Valores obtidos no ensaio de dureza das amostras tratadas a 475 °C.

Tempo(h)	Dureza (HV)	Desvio Padrão	Aumento Dureza
0	277,22	3,17	0%
4	314,42	4,67	13,42%
8	316,55	2,44	14,19%
12	335,63	2,2	21,07%

Tabela 13 - Valores obtidos no ensaio de dureza das amostras tratadas a 570°C.

Tempo(h)	Dureza (HV)	Desvio Padrão	Aumento Dureza
0	277,22	3,17	0%
4	297,93	3,13	7,47%
8	299,57	2,59	8,06%
12	299,99	2,88	8,21%

Tabela 14 - Valores obtidos no ensaio de dureza das amostras tratadas a 645°C.

Tempo(h)	Dureza (HV)	Desvio Padrão	Aumento Dureza
0	277,22	3,17	0%
4	286,41	3,42	3,31%
8	282,06	3,29	1,75%
12	286,06	3,22	3,19%

Tabela 15 - Valores obtidos no ensaio de dureza das amostras tratadas a 820°C.

Tempo(h)	Dureza (HV)	Desvio Padrão	Aumento Dureza
0	277,22	3,17	0%
4	393,23	3,68	41,84%
8	405,17	5,5	46,15%
12	409,14	5,51	47,59%

Tabela 16 - Valores obtidos no ensaio de dureza das amostras tratadas a 914°C.

Tempo(h)	Dureza (HV)	Desvio Padrão	Aumento Dureza
0	277,22	3,17	0%
4	359,04	3,54	29,51%
8	362,97	4,23	30,93%
12	365,69	3,54	31,91%

Tabela 17 - Valores obtidos no ensaio de dureza das amostras tratadas a 960°C.

Tempo(h)	Dureza (HV)	Desvio Padrão	Aumento Dureza
0	277,22	3,17	0%
4	284	2,98	2,45%
8	284,39	2,51	2,59%
12	280,92	3,42	1,33%

A análise desses valores indica que a microdureza Vickers pode aumentar bruscamente ou permanecer próxima do valor original, dependendo da temperatura de tratamento térmico a ser realizado. A partir dos valores obtidos, foi gerado um gráfico comparativo relacionando dureza e tempo de tratamento (figura 47).

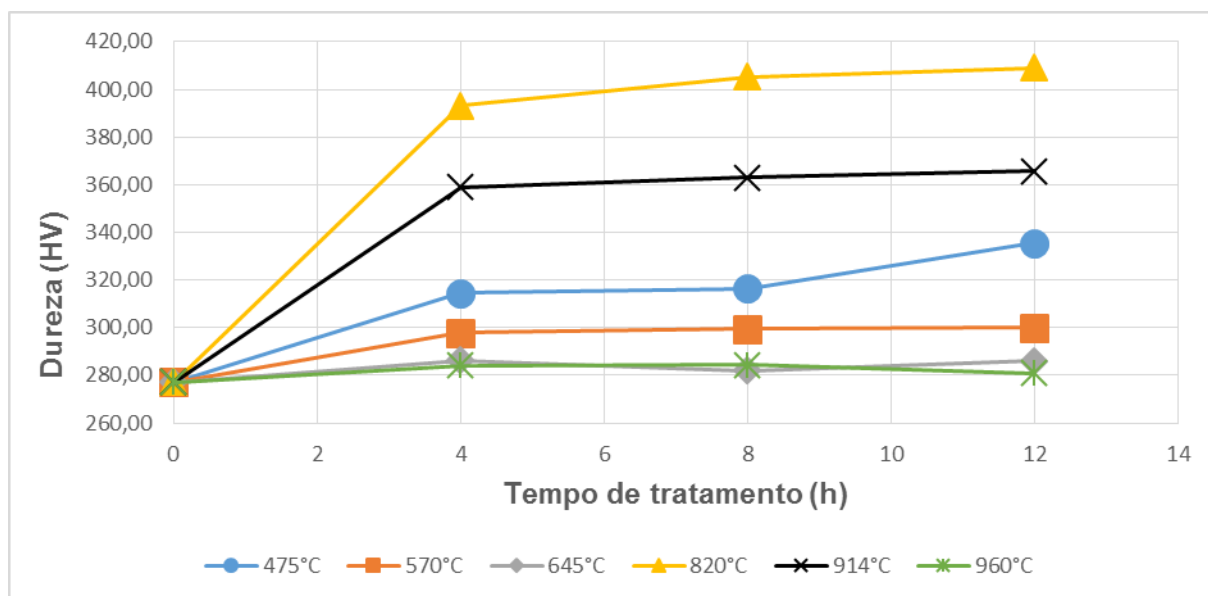


Figura 47 – Comparação dos valores de dureza.

A dureza subiu de forma mais acentuada para as temperaturas de 820°C (47,50%) e 914°C (31,91%), no tempo de 12 horas, fato atribuído principalmente, em decorrência do volume de sigma precipitada nos contornos de grão e das interfaces ferrita/austenita e ferrita/ferrita [42]. A 475°C também teve um aumento (21,07%), pois como citado em 3.2.5.1, a exposição de aços duplex à essa temperatura promove a precipitação da fase secundária alfa linha, de elevada dureza, ocorrendo a denominada fragilização a 475°C.

6 CONCLUSÃO

O presente trabalho mostrou a complexidade microestrutural do aço UNS S31803. Através dos dados obtidos, podem ser extraídas as seguintes conclusões:

- Até 570°C, a proporção volumétrica dos microconstituintes não variou de forma significativa ao longo do tempo de exposição.
- A precipitação da fase alfa linha pode ser indiretamente confirmada pelas alterações nas propriedades mecânicas do material.
- Em todas as temperaturas de tratamento térmico estudadas, obteve-se um aumento da dureza de 0 a 4 horas, o que pode representar um intervalo de efeito positivo no tratamento.
- O aço UNS S31803 alcança valores mais altos de dureza para tratamentos de até 12 horas de exposição por volta de 820°C. Este resultado pode ser associado à quantidade de fases intermetálicas sigma e chi presentes.
- As técnicas tradicionais de análise quantitativa por microscopia óptica em amostras atacadas não permitem a distinção entre as fases chi e sigma.

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar o comportamento do aço duplex UNS S31803, com relação à suas propriedades de resistência à corrosão, para os mesmos tratamentos térmicos.
- Realizar outros ensaios mecânicos para melhor avaliar as propriedades mecânicas deste aço.
- Realizar os mesmos procedimentos de ensaio, porém para tempos de tratamentos térmicos maiores.
- Realizar tratamento térmico em tempos inferiores a 10 minutos nas temperaturas de maior cinética de formação de fase sigma (820°C e 914°C) para se obter o ponto inicial de formação de sigma.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] EVANGELISTA, E.; Mc QUEEN, H.J.; NIEWCZAS, M.; CABIBBO, M. Hot Workability of 2304 and 2205 Duplex Stainless Steels. Canadian Metallurgical Quarterly, 2004.
- [2] SMUK, O. Microstructure and properties of modern P/M super duplex stainless steels. Tese de doutorado, Royal Institute of technology, Stockholm-Sweden, 2004.
- [3] PINTO, B. T., Comportamento mecânico de um aço inoxidável duplex do tipo 2205 sob a influência da temperatura e da precipitação de fases frágeis., Tese de Doutorado, Departamento de Engenharia Mecânica, UNICAMP, 2001.
- [4] NOVIKOV, I. Teoria dos tratamentos térmicos dos metais. Rio de Janeiro – Brasil: UFRJ Editora,. p.550, 1994.
- [5] GUNN, R.N.; Duplex Stainless steels. Microstructure, properties and applications. Cambridge – England: Abington Publishing, 2003.
- [6] ASM. Metals Handbook. V.1- Properties and Selection:Iron, Steels and High Performance Alloys. 10.ed.Ohio, OH.: Metals Park – ASM International
- [7] CHEN, T.H.; WENG, K.L.; YANG, J.R. The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel. Materials Science and Engineering. 2002, Vol. A338, pp. 259-270.
- [8] NILSSON, J. O. Overview – Super duplex stainless steels. Materials Science and Technology, v.8, p.685-700, august 1992.
- [9] ESCRIBA, D.M.; MATERNA-MORRIS, E.; PLAUT, R.L; PADILHA, A.F. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. Materials Characterization. 2009, Vol. 60, pp. 1214-1219.

- [10] PARDAL, J. M., Efeitos dos Tratamentos Térmicos nas Propriedades Mecânicas, Magnéticas e na Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis Superduplex, 2009.
- [11] LORENZ, K., MEDAWAR, G. (1969). Über das korrosionsverhalten austenitischer chrom-nickel-stäle mit und ohne stickstoffzusatz under besondere berücksichtigung 44 inhrer beanspruchbarkeit in chloridhaltigen lösugen. Thyssenforschung, v.1, p.97-108.
- [12] SCHLÄPFER, H.W., WEBER, J. (1986). Austenitic-ferritic duplex steels. Winterhur, Sulzer Brothers Limited. (Technical report).
- [13] TOTTEN, G. E. Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies. s.l. : Taylor & Francis Ltd., 2007.
- [14] TAVARES, S.S.M.; DE CASTRO, J.L.G.; CÔRTEZ, R.R.A.; DE SOUZA, V.M, PARDAL, J.M. Detecção de pequenos teores de fase sigma e avaliação dos seus efeitos na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UN S31803. 2, 2006, Vol. 8, pp. 77-82.
- [15] BORBA, R.M; MAGNABOSCO, R. Alterações microestruturais entre 550°C e 650°C para o aço UNS S31803 (SAF 2205). São Paulo: s.n., 2008. IX Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável.
- [16] CHARLES, J. (2000), 10 years later, obviously duplex grades in industrial applications look like a success story, 6th World Duplex Conference&Expo 2000, Venice, 17-20 October 2000, Proceedings, Associazione Italiana de Metallurgia, Milano, pp. 1-12.
- [17] SOLOMON, H. D.; LEVINSON, L. M.; Mossbauer effect study of 475°C embrittlement of duplex and ferritic stainless steels. Acta Metallurgica, 1978.

- [18] MAGALHÃES, M.; MAGNABOSCO, R. Formação da fase sigma em aço inoxidável duplex SAF 2205 – Efeito de rápido aquecimento entre 700 e 900°C. UNIFEI. 2004. pp. 4-19, Relatório final de curso.
- [19] GHOSH, S.K.; MONDAL, S. High temperature ageing behaviour os a duplex stainless steel. *Materials Characterization*. 2008, Vol. 59, pp. 1776-1783.
- [20] TAVARES, S.S.M; PEDROSA, P.D.S.; TEODÓSIO, J.R; DA SILVA, M.R.; NETO, J.M; PAIRIS, S. Magnetic properties of the UNS S39205 duplex stainless steel. *Journal of Alloys and Compounds*. 2003, Vol. 351, pp. 283-288.
- [21] COSTA E SILVA, A.L.V.; MEI, P.R. Aços e Ligas Especiais. 3ed. Editora Blucher.
- [22] SOLOMON, H.D., and DEVINE, T.M., Influence of microstructure on the mechanical properties and localized corrosion of a duplex stainless steel, *MiCon 78: Optimization of processing, properties, and service performance through microstructural control*, ASTM STP 672, Halle Abrams, G. N., Manair, D. A. Nail, and H. D. Solomon, Eds., American Society for Testing Materials, p. 430-461, 1979.
- [23] SIEURIN, H.; SANDSTROM, R. Austenite reformation in the heat-affected zone duplex steel 2205. *Materials Science and Engineering*. 2006, Vol. A418, pp 250-256.
- [24] BITTENCOURT, F. L. F., PRADO, V.P., Influência do Tempo de Exposição à 475°C nas Propriedades Mecânicas do Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32750. Projeto de Graduação, Departamento de Engenharia Mecânica, UFES, 2013.
- [25] SAHU, J.K.; KRUPP, U.; GHOSH, R.N; CHRIST, H.J. Effect of 475°C embrittlement on the mechanical properties of duplex stainless steel. *Materials Science & Engineering*, 2009.
- [26] LIPPOLD, J.C.; KOTECKI, D.J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. John Wiley & Sons, Inc, 2005.

- [27] WU, T., CHENG, T., TSAI, W., Effect of electrolyte composition on the electrochemical potentiokinetic reactivation behavior of Alloy 600., 2001.
- [28] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (1995). ASTM A800/A800M/91 – Standard practice for steel casting, austenitic alloy, estimating ferrite content thereof. In: 1995. Annual book of ASTM standards. Easton, V.01.02, p. 429-439.
- [29] SCHAEFFLER, A.L. (1949). Constitution diagram for stainless steel weld metal. Metal Progress, v. 56, n.5, p. 680-680B, nov.
- [30] FINZETTO, L.; PEREA, E.; SENATORE, M.; Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI304L/316L, 2007.
- [31] ROSSITTI, S.M. Efeito do Níbio na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas do Aço Inoxidável Superduplex Fundido SEW 410 W.Nr. 1.4517., Tese de Doutorado, Departamento de Ciência e Engenharia de Materiais, USP, 2000.
- [32] NASCIMENTO, A.M.; MACHADO, J.P.S.E.; SOBRAL, A.V.C.; ABREU, H.F.G. Estudo das transformações de fases do aço inoxidável duplex UNS S31803 quando submetido a altas temperaturas. 2003, Ver. Tecnol., Vol. 24, pp.13-22.
- [33] SHEK, C.H.; WONG, K.W.; LAI, J.K.L. Review of temperature indicators and the use of duplex stainless steels for life assessment. Materials Science & Engineering. 1996, Vol. 19, pp. 153-200.
- [34] MÉSZÁROS, I.; SZABÓ, P.J. Complex magnetic and microstructural investigation of duplex stainless steel. NDT&E International. 2005, Vol. 38, pp. 517-521.
- [35] ZUCATO, I.; MOREIRA, M.C.; MACHADO, I.F, LEBRÃO, S.M.G. Microstructural characterization and the effect of phase transformations on toughness of the UNS S31803 duplex stainless steel aged treated at 850°C. Materials Research. 2002, Vol. 5, 3, pp. 385-389.

- [36] SATHIRACHINDA, N.; PETTERSSON, R.; PAN, J. Depletion effects at phase boundaries in 2205 duplex stainless steel characterized with SKPFM and TEM/EDS. *Corrosion Science*. 2009, Vol. 51, pp. 1850-1860.
- [37] POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. *Materials characterization*. 2007, Vol. 58, pp. 65-71.
- [38] LEE, K.M.; CHO, H.S.; CHOI, D.C. Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of d/g interface boundary and growth of austenite. *Journal of Alloys and Compounds*. 1999, Vol. 285, pp. 156-161.
- [39] OTÁROLA, T.; HOLLNER, S.; BONNEFOIS, B.; ANGLADA, M.; COUDREUSE, L.; MATEO, A. Embrittlement of a superduplex stainless steel in the Range of 550-700°C. *Engineering Failure Analysis*, Vol. 12, pp. 930-941, 2005.
- [40] WENG, K.L.; CHEN, H.R.; YANG, J.R.; *Mater. Sci. Eng. A* 379, 2004, 119–132.
- [41] DELLA ROVERE, C.A.; SANTOS, F.S.; SILVA, R.; SOUZA, C.A.C.; KURI, S.E; Influence of Long-Term Low-Temperature Aging on the Microhardness and Corrosion Properties of Duplex Stainless Steel, 2012
- [42] ROMANA, R. Cinética de formação de fase sigma entre 700°C e 900°C no aço inoxidável SuperDuplex UNS S32750 (SAF 2507). São Bernardo do Campo, 2009. 79 f. Tese (Mestrado em Engenharia) - FEI, 2009.
- [43] DE BARROS, A. P.; MOREIRA, F. L. Influência do tempo de exposição à 475°C na sensitização e nos potenciais de pite e de proteção do aço inoxidável super duplex UNS S32750. 61f, 2014.