

Universidade de São Paulo
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Escola Politécnica

Estudo da Precipitação da Austenita Secundária na Zona Afetada Pelo Calor de Temperatura Elevada de Aços Inoxidáveis Duplex

Aluno: José Vinicius de Carvalho Gavioli
Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi
Co-orientador: Dr. Antonio José Ramírez
Prof. Responsável: Dr. Stephan Wolyneć

"Põe quanto tu és no mínimo que fazes."
(Fernando Pessoa)

Dedico este trabalho a todos os que de uma forma ou de outra colaboraram para a sua conclusão. Em especial aos meus orientadores Sergio Brandi, e Antonio Ramírez.

Agradeço aos colegas de laboratório: Manoel, Claudia, Kátia, Wagner, Elcio e Lívio.

Especial agradecimento aos amigos de graduação: Luiz, Rafael, Elio, William, Junior, Douglas, André e Osney.

ÍNDICE

1. Justificativa	12
2. Revisão Bibliográfica	14
2.1 Aços Inoxidáveis Duplex	14
2.1.1 Microestrutura.....	15
2.1.2 Propriedades.....	16
2.1.3 Aplicações.....	19
2.2 Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex.....	19
2.2.1 Zona Fundida (ZF)	20
2.2.2 Zona Afetada Pelo Calor (ZAC).....	20
2.2.2.1 Zona Afetada Pelo Calor de Temperatura Baixa (ZACTB)	21
2.2.2.2 Zona Afetada Pelo Calor de Temperatura Elevada (ZACTE)	22
2.2.3 Mudanças Microestruturais Durante a Soldagem.....	24
2.2.3.1 Ciclos Térmicos Nos Aços Inoxidáveis Duplex	24
2.2.3.2 Precipitação de Fases Intermetálicas nos Aços Inoxidáveis Duplex	24
2.2.3.3 Precipitação de Austenita Secundária nos Aços Inoxidáveis Duplex.....	26
2.2.3.3.1 Mecanismo de Precipitação de Austenita nos AIDs.....	28
2.2.3.3.2 A Austenita Secundária e a Resistência a Corrosão	28
2.2.3.4 Simulação de ciclos térmicos de soldagem	29
2.2.4 Soldagem Multipasse dos AID.....	29
3. Objetivos.....	31
4. Materiais e Métodos.....	32
4.1 Materiais	32
4.2 Preparação dos corpos de prova.....	34
4.3 Tratamentos Térmicos e Ciclos Térmicos no Sistema Gleeble® 1500	34
4.3.1 Ciclos térmicos	34
4.3.2 Tratamentos térmicos	35
4.4 Material simulado.....	35
4.4.1 Ciclos térmicos	35
4.4.1.1 Ferritização.....	36
4.4.1.2 Reaquecimentos	37
4.5 Caracterização Microestrutural do material como-recebido e Tratado Termicamente.....	37
4.5.1 Preparação das amostras	37
4.5.2 Microscopia Ótica	38
4.5.2.1 Fotografias	38
4.5.2.2 Metalografia Quantitativa.....	38
4.5.2.2.1 Tamanho de Grão.....	38
4.5.2.2.2 Fração Volumétrica de Fases	39
4.5.3 Ensaio de corrosão por pite (Polarização Cíclica)	39

	2
5. Resultados e discussão	41
5.1 Mudanças microestruturais na ZAC dos AIDs	41
5.1.1 Caracterização do material como-recebido	41
5.1.1.1 Composição química.....	41
5.1.1.2 Cálculos termodinâmicos	41
5.1.1.3 Microestrutura	45
5.1.2 Tratamentos térmicos	48
5.1.2.1 Tratamentos térmicos de ferritização	48
5.1.2.2 Tratamentos térmicos de reaquecimento.....	55
5.2 Avaliação de desempenho da ZAC	76
5.2.1 Resistência à corrosão localizada	76
6. Conclusões	97
7. Referência Bibliográfica	99

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Seção vertical com Fe constante (70%) do diagrama ternário Fe-Cr-Ni ⁽³⁾	16
Figura 2: Esquema da concentração de Cr numa interface de ferrita e austenita que contem um carboneto do tipo M ₂₃ C ₆ ou um nitreto de Cr.....	19
Figura 3: Diagrama de fases pseudo binário mostrando os campos das ZACTE e ZACTB.	21
Figura 4: Ciclo térmico de soldagem da ZACTE ⁽¹⁾	22
Figura 5: Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos aços inoxidáveis duplex ⁽¹⁾	25
Figura 6: Sistema Gleeble® 1500. Detalhe da montagem do corpo de prova ⁽²²⁾	35
Figura 7: Tratamento térmico de ferritização do AID UNS S32304, 5s a 1350°C.....	37
Figura 8: Diagramas pseudo-binário dos materiais estudados calculados termodinamicamente pelo programa Thermo-Calc ^{®(22)}	43
Figura 9: Diagramas de Fração volumétrica dos materiais estudados calculados termodinamicamente pelo programa Thermo-Calc ^{®(22)}	44
Figura 10: Vista em perspectiva do material UNSS 32304 com direção de laminação indicada pela seta.....	45
Figura 11: Vista em perspectiva do material UNSS 32205 com direção de laminação indicada pela seta.....	46
Figura 12: Vista em perspectiva do material UNSS 32550 com direção de laminação indicada pela seta.....	46
Figura 13: Vista em perspectiva do material UNSS 32750 com direção de laminação indicada pela seta.....	47
Figura 14: Vista em perspectiva do material UNSS 32760 com direção de laminação indicada pela seta.....	47
Figura 15: Tamanho de grão ferrítico dos corpos de prova submetidos ao tratamento Térmico de ferritização.....	50
Figura 16: Fração volumétrica de austenita nos corpos de prova submetidos ao tratamento térmico de ferritização com tempo de permanência de 5s.	51
Figura 17: Material UNS S32304 após ter sido submetido ao tratamento de ferritização.....	52
Figura 18: Material UNS S32205 após ter sido submetido ao tratamento de ferritização.....	53
Figura 19: Material UNS S32550 após ter sido submetido ao tratamento de ferritização.....	53
Figura 20: Material UNS S32205 após ter sido submetido ao tratamento de ferritização.....	54

Figura 21: Material UNS S32205 após ter sido submetido ao tratamento de ferritização.....	54
Figura 22: Variação da fração volumétrica de austenita com o tempo e temperatura nos tratamentos térmicos de reaquecimento do AID UNS S32304.....	57
Figura 23: Variação da fração volumétrica de austenita com o tempo e temperatura nos tratamentos térmicos de reaquecimento do AID UNS S32205.....	57
Figura 24: Variação da fração volumétrica de austenita com o tempo e temperatura nos tratamentos térmicos de reaquecimento do AID UNS S32550.....	58
Figura 25: Variação da fração volumétrica de austenita com o tempo e temperatura nos tratamentos térmicos de reaquecimento do AID UNS S32750.....	58
Figura 26: Variação da fração volumétrica de austenita com o tempo e temperatura nos tratamentos térmicos de reaquecimento do AID UNS S32760.....	59
Figura 27: Relação entre o diagrama de fração volumétrica e os resultados obtidos experimentalmente para o AISD UNS S32550.	60
Figura 28: Diagramas de fases do AID UNS S32304.	62
Figura 29: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 1s.....	62
Figura 30: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 10s.....	63
Figura 31: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 1s.....	63
Figura 32: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 10s.....	63
Figura 33: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 1s.....	64
Figura 34: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 10s.....	64
Figura 35: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 1s.....	64
Figura 36: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 10s.....	65
Figura 37: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 1s.....	65
Figura 38: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 10s.....	66
Figura 39: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 1s.....	66
Figura 40: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 10s.....	66

Figura 41: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 1s.....	67
Figura 42: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 10s.	67
Figura 43: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 1s.....	67
Figura 44: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 10s.	68
Figura 45: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 1s.....	68
Figura 46: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 10s.....	68
Figura 47: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 1s.....	69
Figura 48: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 10s.....	69
Figura 49: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 1s.....	69
Figura 50: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 10s.....	70
Figura 51: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 1s.....	70
Figura 52: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 10s.....	70
Figura 53: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 1s.....	71
Figura 54: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 10s.....	71
Figura 55: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 1s.....	72
Figura 56: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 10s.....	72
Figura 57: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 1s.....	72
Figura 58: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 10s.....	73
Figura 59: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 1s.....	73
Figura 60: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 10s.....	73

Figura 61: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 1s.....	74
Figura 62: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 10s.....	74
Figura 63: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 1s.....	74
Figura 64: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 10s.	75
Figura 65: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 1s.....	75
Figura 66: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 10s.	75
Figura 67: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 1s.....	76
Figura 68: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 10s.	76
Figura 69: Curva do ensaio de corrosão por pite (polarização cíclica) do material UNS S32304 no estado como-recebido.	80
Figura 70: Curva do ensaio de corrosão por pite (polarização cíclica) do material UNS S32304 no estado ferritizado.	80
Figura 71: Curva do ensaio de corrosão por pite (polarização cíclica) do material UNS S32304 no estado reaquecido a 900°C por 1s, após a ferritização.....	81
Figura 72: Curva do ensaio de corrosão por pite (polarização cíclica) do material UNS S32304 no estado reaquecido a 1000°C por 1s, após a ferritização.....	81
Figura 73: Curva do ensaio de corrosão por pite (polarização cíclica) do material UNS S32304 no estado reaquecido a 1100°C por 1s, após a ferritização.....	82
Figura 74: Curva do ensaio de corrosão por pite (polarização cíclica) do material UNS S32304 no estado reaquecido a 1200°C por 1s, após a ferritização.....	82
Figura 75: AID UNS S32304 no estado ferritizado após o ensaio de corrosão por pite.	83
Figura 76: AID UNS S32304 no estado ferritizado e reaquecido a 900°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	83
Figura 77: AID UNS S32304 no estado ferritizado e reaquecido a 1000°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	84
Figura 78: AID UNS S32304 no estado ferritizado e reaquecido a 1100°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	84
Figura 79: AID UNS S32304 no estado ferritizado e reaquecido a 1200°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	84
Figura 80: AID UNS S32205 no estado ferritizado após o ensaio de corrosão por pite.	85

Figura 81: AID UNS S32205 no estado ferritizado e reaquecido a 900°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	85
Figura 82: AID UNS S32205 no estado ferritizado e reaquecido a 1000°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	85
Figura 83: AID UNS S32205 no estado ferritizado e reaquecido a 1100°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	86
Figura 84: AID UNS S32205 no estado ferritizado e reaquecido a 1200°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	86
Figura 85: AID UNS S32205 no estado ferritizado e reaquecido a 1100°C por 1 e 10 segundos respectivamente com aumento de 500 x, após o ensaio de corrosão por pite.....	87
Figura 86: AID UNS S32550 no estado ferritizado após o ensaio de corrosão por pite.	87
Figura 87: AID UNS S32550 no estado ferritizado e reaquecido a 900°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	87
Figura 88: AID UNS S32550 no estado ferritizado e reaquecido a 1000°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	88
Figura 89: AID UNS S32550 no estado ferritizado e reaquecido a 1100°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	88
Figura 90: AID UNS S32550 no estado ferritizado e reaquecido a 1100°C por 1 segundo com aumento de 100 x, após o ensaio de corrosão por pite.	88
Figura 91: AID UNS S32205 no estado ferritizado e reaquecido a 1100°C por 10 segundos com aumento de 1000 x, após o ensaio de corrosão por pite.....	89
Figura 92: AID UNS S32550 no estado ferritizado e reaquecido a 1200°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	89
Figura 93: AID UNS S32750 no estado ferritizado após o ensaio de corrosão por pite.	90
Figura 94: AID UNS S32750 no estado ferritizado e reaquecido a 900°C por 1 e 10 segundos respectivamente com aumento de 1000 x, após o ensaio de corrosão por pite.....	90
Figura 95: AID UNS S32750 no estado ferritizado e reaquecido a 1000°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	91
Figura 96: AID UNS S32750 no estado ferritizado e reaquecido a 1100°C por 1 segundo, após o ensaio de corrosão por pite.....	91
Figura 97: AID UNS S32750 no estado ferritizado e reaquecido a 1100°C por 10 segundos, após o ensaio de corrosão por pite.....	92
Figura 98: AID UNS S32750 no estado ferritizado e reaquecido a 1200°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	92
Figura 99: AID UNS S32760 no estado ferritizado após o ensaio de corrosão por pite.	93

Figura 100: AID UNS S32760 no estado ferritizado e reaquecido a 900°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.	93
Figura 101: AID UNS S32760 no estado ferritizado e reaquecido a 1000°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.....	94
Figura 102: AID UNS S32760 no estado ferritizado e reaquecido a 1100°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.....	94
Figura 103: AID UNS S32760 no estado ferritizado e reaquecido a 1100°C por 1 segundo com aumento de 100 x, após o ensaio de corrosão por pite.	94
Figura 104: AID UNS S32760 no estado ferritizado e reaquecido a 1100°C por 10 segundos com aumento de 1000 x, após o ensaio de corrosão por pite.....	95
Figura 105: AID UNS S32760 no estado ferritizado e reaquecido a 1200°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.....	95

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Economia em peso alcançada pela substituição do aço inoxidável austenítico AISI 316 L pelo aço inoxidável duplex UNS S31803, com a aplicação de diversos códigos ⁽¹⁾	15
Tabela 2: Fases observadas de principal importância nos AIDs ⁽¹⁾	26
Tabela 3: Composição química típica dos materiais que estudados ⁽²²⁾	32
Tabela 4: Análise química dos materiais estudados ⁽²²⁾	41
Tabela 5: Tamanho de grão e fração volumétrica de austenita dos corpos de prova submetidos ao tratamento térmico de ferritização.	49
Tabela 6 : Fração volumétrica de austenita dos corpos de prova submetidos ao tratamento de ferritização, submetidos ao tratamento de reaquecimento, e no estado como-recebido.....	56
Tabela 7: Potenciais de pite dos materiais nos estados como-recebido, ferritizado, e reaquecido.....	79
Tabela 8: Potenciais de proteção dos materiais nos estados como-recebido, ferritizado, e reaquecido.....	79

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

$\%_{\text{peso}}$	Porcentagem em Massa
$\%_{\text{vol}}$	Porcentagem em Volume
α	Ferrita
γ	Austenita
σ	Sigma
α'	α rica em Cr
γ_1	Austenita Primária
γ_2	Austenita Secundária
AID	Aço Inoxidável Duplex
AISD	Aço Inoxidável Super Duplex
ANOVA	Análise de Variância
d_i	Diâmetro do Grão
e	Espessura
F	Fator de Variância
$F_{\text{crítico}}$	Fator de Variância Crítico
L	Líquido
N_{Li}	Número de Intersecções com a Linha Teste L
R_T	Raio da Linha Teste
T_{solidus}	Temperatura Solidus da Liga
T_{solvus}	Temperatura Solvus da Liga
t_x	Instante de tempo x

V_{α}	Fração Volumétrica de Ferrita
V_{γ}	Fração Volumétrica de Austenita
V_i	Volume do Grão de Diâmetro d_i
ZAC	Zona Afetada Pelo Calor
ZACTB	Zona Afetada Pelo Calor de Temperatura Baixa
ZACTE	Zona Afetada Pelo Calor de Temperatura Elevada
ZF	Zona Fundida

1. JUSTIFICATIVA

Os aços inoxidáveis duplex (AIDs) surgiram na década de 1930 e adquiriram importância comercial na década de 1940. Desde então estas ligas têm sofrido inúmeras modificações, que vão desde a composição química, até as tecnologias usadas na sua produção. Os AIDs modernos além de possuírem excelente resistência à corrosão têm boas propriedades mecânicas, combinação que tem justificado o seu uso cada vez mais em ambientes altamente agressivos. Com o interesse de melhorar a resistência à corrosão, as ligas introduzidas no mercado atualmente, chamadas de aços inoxidáveis superduplex (AISDs), possuem uma maior quantidade de elementos de liga.

Grande parcela das aplicações dos AIDs está em equipamentos para a indústria de base, cuja fabricação envolve operações de soldagem. Se a soldagem não for executada com os devidos cuidados, as vantagens dos AIDs sobre os aços inoxidáveis convencionais podem ser perdidas. Logo, uma grande importância tem sido dada a este tema pela comunidade científica e pelos produtores destes aços. Os AIDs atuais têm sido desenvolvidos pensando-se na soldabilidade.

Muitos pesquisadores têm verificado a precipitação de nitretos de cromo na zona afetada pelo calor submetida à temperatura elevada (ZACTE) e têm estudado o seu efeito no desempenho da junta soldada. Por outro lado, a precipitação de austenita secundária tem sido pouco estudada, e há indicações do seu efeito nocivo nas propriedades de resistência à corrosão dos AIDs.

Portanto, este trabalho visa estudar a precipitação de austenita secundária em corpos de prova tratados termicamente.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Os aços inoxidáveis duplex (AIDs) são materiais baseados no sistema Fe-Cr-Ni cuja composição química e processamento termo-mecânico lhes conferem uma microestrutura bifásica com proporções aproximadamente iguais de ferrita e austenita. A composição típica dos AIDs varia em torno de 20 - 30% de cromo, 5 - 10% de níquel, com teores muito baixos de carbono (até cerca de 0,045%) podendo ter adições de nitrogênio, molibdênio, tungstênio e cobre^(1, 2, 3, 4).

Os AIDs apresentam numerosas vantagens quando comparados com os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos tradicionais. A resistência mecânica, por exemplo, é aproximadamente o dobro da dos aços inoxidáveis austeníticos. Apresentam também uma boa tenacidade, e elevada resistência ao trincamento por corrosão-sob-tensão em cloretos, bem como à corrosão localizada. A sua soldabilidade é superior à dos aços inoxidáveis ferríticos^(1, 5).

A maior resistência à tração dos AIDs, com relação aos aços tradicionais, permite importantes reduções na seção resistente, obtendo-se considerável economia de peso. Além disso, devido à excelente resistência à corrosão, a vida útil do equipamento confeccionado com o AID pode ser prolongada dependendo da aplicação e do material que está sendo substituído pelo AID. Portanto, os AIDs se tornam bastante atrativos pelo ponto de vista econômico. Dependendo do código que está sendo aplicado e do material substituído, a economia em peso pode chegar a 50%. A Tabela 1 mostra a economia em peso alcançada quando o

aço inoxidável austenítico AISI 316 L é substituído pelo aço inoxidável duplex UNS S31803⁽¹⁾.

Tabela 1: Economia em peso alcançada pela substituição do aço inoxidável austenítico AISI 316 L pelo aço inoxidável duplex UNS S31803, com a aplicação de diversos códigos⁽¹⁾.

Código	País	Esforço Admissível (e>5 mm, 20°C) [MPa]		Economia em Peso [%]
		AISI 316 L	UNS S31803	
ASME VIII	E.U.A.	115	155	26
CODAP 90, f.1	França	170	275	38
BS 5.500	Inglaterra	150	289	48
ADW 2	Dinamarca	150	300	50

A constante evolução das tecnologias de refino de aço tem permitido a redução de elementos residuais e o controle das composições, inclusive do nitrogênio, o que garante o domínio das frações de ferrita e austenita na chapa, além do melhoramento da resistência à corrosão e da trabalhabilidade a quente.

2.1.1 Microestrutura

A microestrutura de um AID laminado geralmente é formada por lamelas alternadas e policristalinas de ferrita e austenita. As fases em equilíbrio podem ser aproximadas usando uma seção vertical com Fe constante do diagrama ternário Fe-Cr-Ni. A Figura 1 mostra esquematicamente em um diagrama pseudo-binário 70%Fe-Cr-Ni que a solidificação de um AID é ferrítica.

À medida que o material resfria, parte da ferrita, já no estado sólido, se transforma em austenita. Deste modo, na temperatura ambiente, tem-se a estrutura bifásica de ferrita e austenita, se as condições de resfriamento impedirem a formação de outras fases que não serão discutidas.

Devido à diferença de energia de superfície da ferrita e austenita, a interface entre os grão pode ser distinguida facilmente⁽⁶⁾.

A microestrutura formada depende da composição química da liga, do tratamento termo-mecânico e das condições de resfriamento. Deve-se notar que, se uma liga é resfriada rapidamente desde o campo totalmente ferrítico, a precipitação de austenita pode ser impedida.

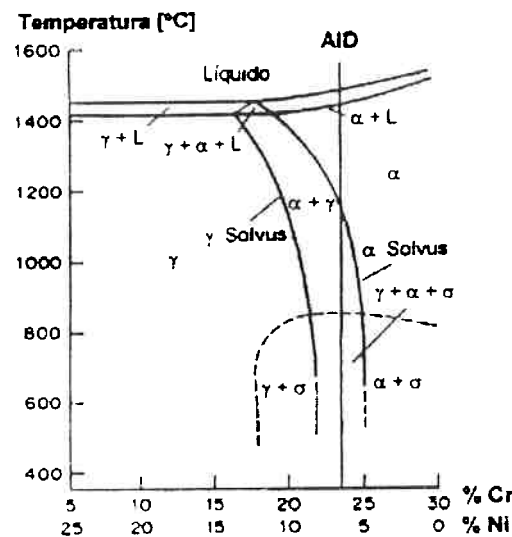


Figura 1: Seção vertical com Fe constante (70%) do diagrama ternário Fe-Cr-Ni⁽⁷⁾.

2.1.2 Propriedades

As características físicas dos AIDs pouco diferem dos tradicionais aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. No entanto, pode-se notar sensível diferença nas propriedades magnéticas dos AIDs em relação aos aços inoxidáveis ferríticos, pois somente a ferrita é ferro-magnética. Pode-se notar também que o coeficiente de expansão térmica linear tem um valor intermediário entre o dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, bem como a condutividade térmica^(1, 4).

Com relação às propriedades mecânicas, os AIDs, quando comparados com os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos convencionais, possuem uma combinação excelente. A resistência à tração é quase o dobro da dos aços inoxidáveis austeníticos, além de possuírem tenacidades comparáveis. Esta combinação de propriedades mecânicas só é mantida se o material é solubilizado e resfriado rapidamente, para evitar a precipitação de outras fases além da ferrita e da austenita. A precipitação de outras fases a partir da ferrita pode levar à fragilização destes aços. Segundo a temperatura na qual acontece, a fragilização pode ser dividida em dois grupos:

- Fragilização de baixa temperatura: também chamada de fragilização de 475°C, que normalmente acontece numa faixa de temperatura de 300-500 °C. Este tipo de fragilização limita a temperatura máxima de aplicação dos aços inoxidáveis duplex.
- Fragilização de alta temperatura: ocorre na faixa de temperatura 600-1000°C, onde precipitam diversas fases intermetálicas.

A fragilização em baixa temperatura normalmente ocorre durante a utilização do equipamento em serviço. Por outro lado, a fragilização em alta temperatura geralmente ocorre durante a fabricação do equipamento ou durante o tratamento térmico pós-soldagem, quando aplicável. Em ambos os tipos de fragilização, as propriedades mecânicas podem ser deterioradas⁽⁸⁾.

O extensivo uso dos AID deve-se principalmente a resistência à corrosão localizada e à corrosão-sob-tensão, além das propriedades mecânicas. Contudo,

a precipitação das fases intermetálicas e de austenita secundária podem causar uma importante diminuição na resistência à corrosão. De forma que o desempenho do material pode ser seriamente comprometido^(1, 9).

De uma maneira geral, o que confere resistência à corrosão são os altos teores de Cr e Mo que os AIDs apresentam⁽¹⁰⁾. Em situações de tratamentos específicos, pode ocorrer a precipitação de fases intermetálicas ricas em Cr e/ou Mo, nas interfaces da ferrita e da austenita, tornando a vizinhança da fase precipitada susceptível à corrosão localizada. Para que a região empobrecida em Cr apresente corrosão acentuada, o teor de Cr deve estar abaixo de 12 %. Este fenômeno se chama sensitização. Contudo, dependendo do teor de Cr do aço, das condições de resfriamento e do tratamento térmico posterior, a concentração de Cr na vizinhança do precipitado pode ser superior à 12 % como mostra a Figura 2⁽¹⁾.

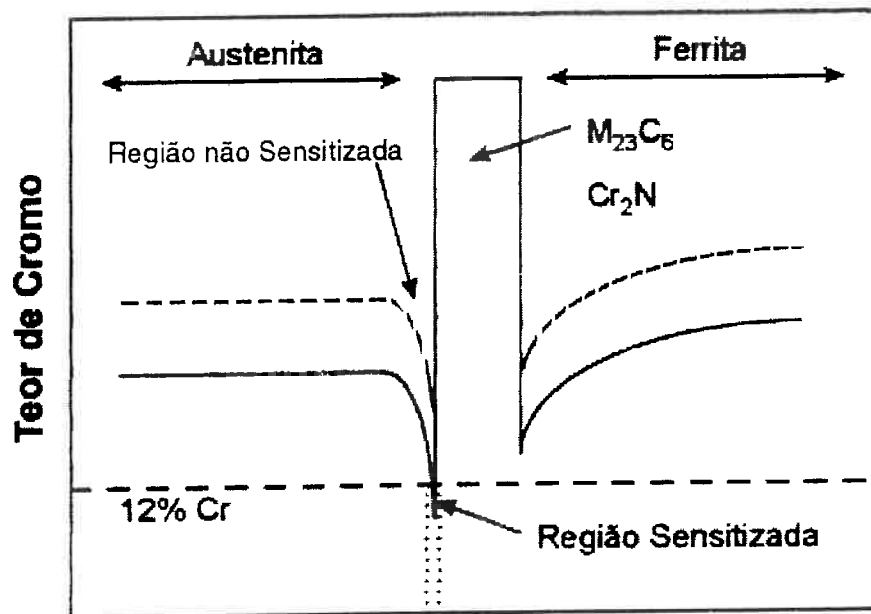


Figura 2: Esquema da concentração de Cr numa interface de ferrita e austenita que contem um carboneto do tipo $M_{23}C_6$ ou um nitreto de Cr.

2.1.3 Aplicações

O uso dos AIDs tem sido bastante aceito em aplicações envolvendo ambientes corrosivos, como por exemplo, na indústria química, petroquímica, plataformas oceânicas para prospecção de petróleo, entre outras. A pouco tempo, começaram a ser usados também na indústria de alimentos e farmacêutica, em sistemas de incineração de resíduos, processos de recuperação de proteínas, etc^(5, 1).

2.2 SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Como já foi mencionado, a utilização de AIDs envolve alguns processos metalúrgicos, entre eles a soldagem, que expõe o AID a ciclos térmicos que podem comprometer o material. Por este motivo a soldagem dos AID tem sido amplamente estudada na tentativa de controlar os problemas a ela relacionados.

A região do cordão de solda de um AID pode ser didaticamente dividida em duas partes: a zona fundida (ZF); e a zona afetada pelo calor (ZAC), que por sua vez se divide em zona afetada pelo calor de temperatura elevada (ZACTE), e zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB).

2.2.1 Zona Fundida (ZF)

A ZF compreende a região onde o metal de adição é fundido. As taxas de resfriamento determinam a microestrutura do AID, e como já foi visto haverá uma grande quantidade de ferrita na ZF se esta for resfriada rapidamente. O que acarretará perda de tenacidade e resistência à corrosão da junta soldada.

Para facilitar a formação de austenita na ZF, geralmente são usados metais de adição com teor de Ni superior ao do AID. No entanto, se houver um aumento exagerado do teor de Ni na adição pode ocorrer a precipitação de fases intermetálicas na ZF. O teor de austenita também pode ser controlado pela introdução de N na poça de fusão através do metal de adição, o que também evita a perda do N da ZAC para a ZF facilitando assim a formação de austenita na ZAC.⁽¹⁾

2.2.2 Zona Afetada Pelo Calor (ZAC)

É conhecida como ZAC a região do metal que não sofre fusão, mas que fica sujeita a ciclos térmicos que estão associados às temperaturas máximas atingidas em cada região da ZAC e suas respectivas taxas de resfriamento.

Como já foi mencionado a ZAC pode ser dividida em duas sub-regiões: a zona afetada pelo calor de temperatura elevada (ZACTE) que está compreendida entre

a temperatura solidus da liga e a temperatura solvus da ferrita, portanto é uma região onde há somente ferrita; e a zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) que esta na região abaixo da temperatura solvus da ferrita, no campo bifásico onde a fração volumétrica final de austenita varia⁽¹⁾. A rigor, não existe uma divisão entre a ZACTB e ZACTE, e portanto, deve-se levar em consideração um intervalo de temperatura de transição, como mostrado na Figura 3.

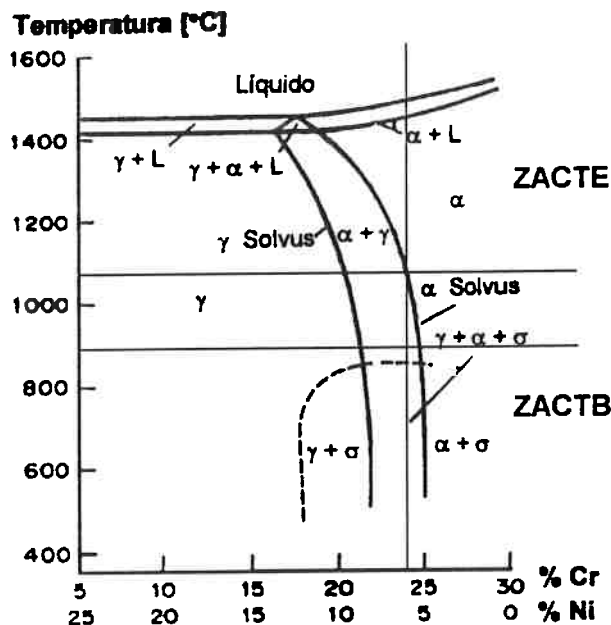


Figura 3: Diagrama de fases pseudo binário mostrando os campos das ZACTE e ZACTB.

2.2.2.1 Zona Afetada Pelo Calor de Temperatura Baixa (ZACTB)

Na ZACTB ocorre a variação das frações volumétricas da ferrita e austenita, no entanto, a partir de uma dada temperatura as frações permanecem constantes. Neste caso pode ocorrer a precipitação de nitretos e/ou outras fases intermetálicas. A precipitação dessas fases geralmente ocorre nas interfaces ferrita/austenita ou nos contornos de grão da ferrita⁽¹⁾.

2.2.2.2 Zona Afetada Pelo Calor de Temperatura Elevada (ZACTE)

As dimensões físicas da ZACTE são determinadas pelos parâmetros de soldagem, como geometria da junta e composição química do AID. Como já foi citado a extensão da ZACTE esta relacionada à região ferrítica do diagrama de fases. Para entender as transformações da ZACTE vamos considerar um ciclo genérico como o apresentado na Figura 4. Até o instante t_1 o material é aquecido até a temperatura solvus. O intervalo de t_1 à t_2 é o tempo em que o material permanece no campo ferrítico. A partir do instante t_2 em diante o material sofre resfriamento até a temperatura ambiente.

Temperatura

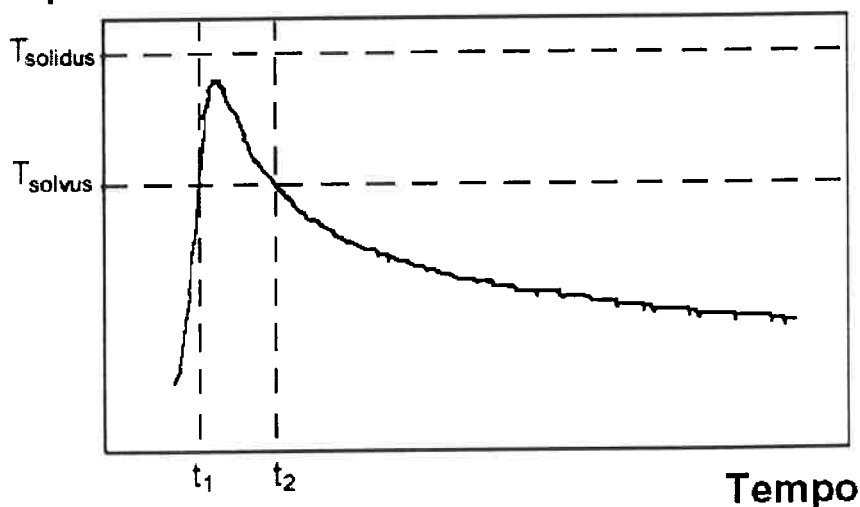


Figura 4: Ciclo térmico de soldagem da ZACTE⁽¹¹⁾.

Durante o aquecimento, intervalo de tempo que antecede t_1 , a austenita se transforma em ferrita, assistida pela difusão de elementos substitucionais e intersticiais. A cinética de dissolução da austenita depende da taxa de aquecimento, podendo ser impedida se a velocidade de aquecimento for muito

elevada. Alguns precipitados também podem se dissolver durante o aquecimento, o que também é função da taxa de aquecimento⁽¹⁾.

No intervalo de tempo entre t_1 e t_2 a austenita e os precipitados, se ainda presentes, continuam a se dissolver com velocidade acentuada graças a temperatura elevada. A partir do momento em que a austenita e os precipitados estiverem totalmente dissolvidos passa a ocorrer o crescimento e o coalescimento dos grãos de ferrita, o que resulta numa severa perda de tenacidade do material⁽¹⁾.

Do instante t_2 em diante passa a ocorrer a precipitação da austenita a partir da matriz ferrítica nos contornos de grão e muitas vezes intragranularmente dependendo da velocidade de resfriamento. Para velocidades de resfriamento elevadas a austenita nos contornos de grão se apresenta descontínua, e tende a se tornar contínua a medida que a velocidade de resfriamento diminui. Quando já não houver sítios para a nucleação nos contornos de grão a austenita passa a crescer em direção ao centro do grão de ferrita como austenita de Widmanstätten. Para velocidades de resfriamento não muito elevadas pode precipitar austenita intragranular em forma de placas, que podem nuclear nas discordâncias ou nos contornos de sub-grão da ferrita. A quantidade de austenita intragranular é tanto menor quanto maior for a temperatura máxima atingida pelo material.

2.2.3 Mudanças Microestruturais Durante a Soldagem

2.2.3.1 Ciclos Térmicos Nos Aços Inoxidáveis Duplex

A confecção de utensílios para a indústria, sejam estes utensílios de aço ou outro material, envolve processos de tratamentos térmicos, conformação, soldagem, entre outros. No caso dos AIDs, é muito freqüente a situação em que há necessidade de soldar o material, e nessa situação de solda o AID fica sujeito a ciclos térmicos, onde pode ocorrer a precipitação de fases intermetálicas e/ou austenita secundária, que podem comprometer a resistência mecânica e a resistência à corrosão, respectivamente.

2.2.3.2 Precipitação de Fases Intermetálicas nos Aços Inoxidáveis Duplex

Além da ferrita e a austenita, outras fases podem precipitar nos AID numa faixa de temperatura de 300-1000°C⁽¹²⁾. A Figura 5 apresenta, esquematicamente, uma curva TTT para fases que podem precipitar na zona afetada pelo calor, como: fases intermetálicas, austenita secundária e outras. Tanto as propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade, como as de resistência à corrosão podem ser prejudicadas de diversas formas, dependendo da fase⁽¹⁾.

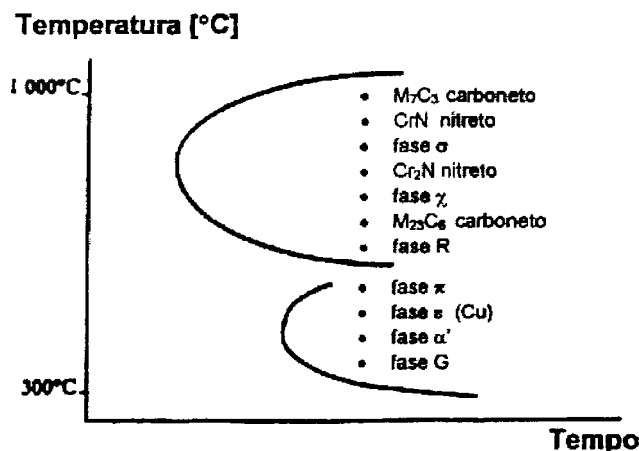


Figura 5: Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos aços inoxidáveis duplex⁽¹³⁾.

Dentre as fases acima podemos dar mais atenção aos nitretos, devido à vasta e comum presença nas soldas de AID; à fase sigma, pelos seus perniciosos efeitos na tenacidade dos materiais; à α' que limita a temperatura de aplicação máxima do AID por ser detectada após longos períodos de tempo em temperaturas tão baixas como 300°C. Além das fases presentes no diagrama da Figura 5 devemos dar atenção também à austenita secundária dadas as fortes quedas na resistência à corrosão localizada que a presença desta fase causa.

As principais características das fases citadas acima que podem precipitar são resumidas na Tabela 2.

Tabela 2: Fases observadas de principal importância nos AIDs⁽¹⁾.

Fase (Fórmula química)	Estrutura cristalina	Parâmetro de rede [Å]	Intervalo de temperatura [°C]	Composição Química [%]				
				Fe	Cr	Ni	Mo	Outros
Ferrita *	ccc	a=2,86-2,88	-	54,5	27,9	8,4	2,9	0,05 N
Austenita *	cfc	a=3,58-3,62	-	55,5	27,0	10,0	3,6	0,54 N
Austenita Secundária *	cfc	a=3,539	600-1000	56,8	25,3	11,2	2,4	0,19 N
Cr ₂ N **	hexagonal	a=4,750-4,796 c=4,429-4,470	550-1000	4,6	85,5	-	4,8	5,1 V, N
CrN **	cfc	a=4,140	550-1000	5,8	83,1	-	9,3	1,8 Mn, N
σ (Fase sigma)	tetragonal	a=8,799-8,828 c=4,544-4,597	650-1000	55	29	5	11	-
α' (α rica em Cr)	ccc	a=2,87-2,89	350-750	12	72	3	10	3 Si

* As composições de ferrita, austenita e austenita secundária são ilustrativas para a liga 25,66%Cr-9,24%Ni-3,8%Mo-0,26%N.

** Medidos somente os elementos metálicos

2.2.3.3 Precipitação de Austenita Secundária nos Aços Inoxidáveis Duplex

Sabe-se que, ligeiramente abaixo da temperatura solidus, os AIDs são totalmente ou quase totalmente ferríticos. A transformação de parte da ferrita em austenita primária ocorre durante o resfriamento posterior. Com uma estrutura bifásica já estabelecida, a austenita secundária precipita a partir da ferrita supersaturada em elementos de liga, durante um aquecimento posterior. A precipitação da austenita secundária é explicada pelo fato de que a estrutura bifásica dos aços inoxidáveis duplex é estabelecida numa temperatura elevada, na qual a fração de ferrita é maior que a do equilíbrio para a temperatura em questão^(14, 15).

Segundo pesquisas, no metal de solda dos aços em questão são distinguidos dois tipos de austenitas secundárias. Uma delas é formada nas interfaces entre a ferrita e a austenita, na faixa de temperatura de 800 a 900°C. A outra é formada

no interior da ferrita na faixa de temperatura de 800 a 1000°C. O processo de nucleação e crescimento desta austenita acicular mostra uma cinética de curva em "C", indicando que a transformação é controlada por difusão. A nucleação intragranular ocorre nas discordâncias e inclusões^(12,14).

Hertzman^(2, 16) verificou que o tamanho de grão ferrítico influencia grandemente a precipitação de austenita secundária, bem como a sua morfologia, sendo que para tamanhos de grão maiores tem-se a precipitação na forma de austenita de Widmanstätten.

A formação de austenita secundária na zona afetada pelo calor do AID SAF 2507 está intimamente relacionada com a dissolução dos precipitados de Cr₂N. O nitrogênio liberado da dissolução de Cr₂N na faixa de temperatura entre 1000 e 1200 °C, atuando como elemento estabilizador da austenita, promove a formação de austenita secundária. No entanto, um outro estudo realizado com a mesma liga, submetida a tratamentos isotérmicos, mostrou a precipitação cooperativa de γ_2 e Cr₂N nas interfaces α/γ ⁽¹²⁾.

Os teores de Cr, Mo e N da γ_2 formada no metal de solda de um AID são menores que os da austenita previamente existente na estrutura. Acredita-se que a precipitação cooperativa do Cr₂N e da γ_2 tem uma relação direta com os baixos teores de Cr e N da γ_2 , dado que o nitreto retira estes elementos da α , que posteriormente transformar-se-á em γ_2 . Desta maneira, a precipitação da γ_2 causa uma diminuição na resistência à corrosão localizada^(14, 17, 18).

Deve-se considerar que numa situação de aquecimento a temperaturas elevadas, onde a difusão de elementos de liga é considerável, seguida de um resfriamento a taxas baixas, pode-se ter uma alta razão de partição de elementos de liga, ou seja, uma das fases estará saturada em determinados elementos⁽¹⁹⁾.

Por outro lado, devido à excelente tenacidade da γ , a precipitação da γ_2 causa uma melhora na tenacidade das juntas soldadas dos AIDs.

2.2.3.3.1 Mecanismo de Precipitação de Austenita nos AIDs

O mecanismo de decomposição da ferrita em austenita nos aços inoxidáveis duplex depende da temperatura na qual esta se dá. Em temperaturas elevadas (650-1200°C) a austenita é formada por nucleação e crescimento e segue uma curva de cinética em "C", mostrando que a reação é controlada pela difusão de elementos de liga substitucionais. Já em temperaturas mais baixas (300-650°C) a transformação pode ser por um processo atérmico martensítico⁽²⁰⁾.

Para resfriamentos rápidos, a austenita precipita nos contornos de grão da ferrita na forma de blocos. A medida que a velocidade de resfriamento diminui, a austenita passa a precipitar na forma de austenita de Widmanstätten, que cresce do contorno do grão ferrítico para dentro do grão⁽²¹⁾.

2.2.3.3.2 A Austenita Secundária e a Resistência a Corrosão

A suscetibilidade à corrosão por pite da γ_2 foi observada experimentalmente por Nilsson^(12, 14), e pode ser explicada pelas baixas concentrações de Cr, Mo e Ni. Uma vez que a γ_2 é formada independentemente de precipitados pode-se atribuir

o efeito da corrosão somente à γ_2 . Entretanto, em presença simultânea de fases intermetálicas, nitretos, γ_2 , os efeitos da corrosão podem ser mais agressivos⁽¹⁴⁾.

2.2.3.4 Simulação de ciclos térmicos de soldagem

A simulação de ciclos térmicos de soldagem, tem sido amplamente utilizada por diversos pesquisadores, e deve-se admitir que a microestrutura de um material simulado com ciclos térmicos de soldagem é de características muito semelhantes às de um material soldado, e portanto, pode-se extrapolar os resultados de microestrutura de um material simulado para as possíveis microestruturas de um material soldado.

2.2.4 Soldagem Multipasse dos AID

Durante a soldagem multipasse, tanto a ZF como a ZAC são reaquecidas. Isto leva a mudanças microestruturais nestas duas regiões, que dependem da microestrutura gerada em cada região, pelos ciclos térmicos precedentes. O reaquecimento repetido da ZF e da ZAC pode levar à precipitação de nitretos e fases intermetálicas. Por outro lado, a fração de austenita da ZAC aumenta quando a junta é reaquecida pelos passes sucessivos. O reaquecimento da ZACTE em temperaturas elevadas pode levar ao crescimento da austenita intergranular e à precipitação de austenita intragranular. Da mesma maneira, os nitretos são parcial ou totalmente dissolvidos, gerando um aumento no teor de nitrogênio na matriz. Como resultado, a precipitação da austenita é favorecida. Já no reaquecimento em temperaturas mais baixas, ao redor de 900°C, pode ocorrer a precipitação de nitretos de cromo tanto na ZACTE como na ZACTB.

No caso de soldagem multipasse, o controle da temperatura de entre passes é mais crítico ainda. Se esta temperatura estiver muito acima de 100 °C, pode-se ter a precipitação de α' , com a conseqüente perda de tenacidade e a precipitação de γ_2 , de forma que a resistência à corrosão localizada é seriamente prejudicada⁽¹⁾.

3. OBJETIVOS

Este trabalho tem por objetivos: estudar a precipitação de austenita secundária e relacionar a sua resistência à corrosão de cinco aços inoxidáveis duplex (AID de baixa liga e sem molibdênio, UNS S 32304; AID de baixa liga, UNS S 31803; AID de alta liga, superduplex (AID) UNS S 32550; AID de alta liga, superduplex (AID) UNS S 32750; AID de alta liga, superduplex (AID) UNS S 32760).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Para realizar este trabalho corpos de prova de 5 AIDs foram tratados termicamente, tendo sofrido caracterização metalográfica posterior para quantificar a fração volumétrica de fases e o tamanho de grão. Foram avaliados posteriormente quanto a resistência a corrosão em ensaios de corrosão por pite (polarização cíclica).

4.1 MATERIAIS

Com a seleção dos materiais utilizados tentou-se ter uma cobertura razoável das diferentes ligas disponíveis no mercado. Os materiais foram fornecidos na forma de chapas laminadas, com aproximadamente 10 mm de espessura, e devidamente identificados.

Tabela 3: Composição química típica dos materiais que estudados⁽²²⁾.

Designação UNS	Tipo	%Ni	%Cr	%Mo	%N	%Cu	%W
S 32304	Duplex	4	23	0,2	0,1	-	-
S 32205		5	22	2,8	0,15	-	-
S 32550	Superduplex	7	25	3,5	0,25	1,5	-
S 32750		7	25	3,8	0,28	-	-
S 32760		7	25	3,5	0,24	0,7	0,7

O UNS S32304 é o AID de menor valor, e devido ao seu desempenho superior, quando comparado com o aço inoxidável austenítico AISI 304L, vem tomando uma importante parcela do mercado deste material. Devido ao baixo teor de Ni e N neste material, a precipitação de γ_1 na ZF e na ZAC são dificultadas, fazendo

com que o fenômeno da precipitação da γ_2 , durante a soldagem multipasse, seja altamente favorecida⁽²²⁾.

O UNS S32205 é o AID mais usado e conhecido no mercado. Este material supera o desempenho do aço inoxidável austenítico AISI 316L na maioria das aplicações.

O UNS S32550 é um AISD com considerável adição de Cu, o que faz com que o material apresente elevada resistência à corrosão em ambiente contendo sulfetos.

O UNS S32750 apresenta composição química típica de um aço inoxidável superduplex (AISD). Esta liga está sendo amplamente utilizada em aplicações onde os aços inoxidáveis austeníticos convencionais não são aplicáveis. Desta forma, este AISD consegue substituir diversos aços inoxidáveis super-austeníticos, com inúmeras vantagens tecnológicas e econômicas⁽²²⁾. No entanto, devido à sua composição química, o fenômeno de precipitação da γ_2 nestes materiais é dificultado. Logo, a sua comparação com os AID UNS 32205 e 32304 torna-se bastante interessante.

O AISD UNS S32760, pertence à mais nova família de AID disponíveis no mercado. Estes materiais possuem a composição química típica de um AISD, mas com pequenas adições de Cu e/ou W. Estes elementos de liga tem diversas funções, como: aumentar a resistência à corrosão em ambientes contendo sulfetos no caso do Cu e aumentar a resistência à corrosão localizada no caso do W. No entanto, um dos principais motivadores para a adição de W nos AISD é a possibilidade de substituir, pelo menos em parte o Mo da liga e desta forma

reduzir a cinética de precipitação de algumas fases intermetálicas. Portanto, a inclusão deste material no trabalho visa verificar estudar o efeito da adição de W na precipitação de $\gamma_2^{(22)}$.

4.2 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

O corte inicial dos corpos de prova a partir das chapas foi realizado com serra mecânica usando óleo de refrigeração. Posteriores cortes em disco de diamante foram realizados, e os corpos de prova finais foram usinados, até as dimensões de 6 x 6 x 90 mm, para se adequar ao uso do sistema Gleeble® 1500.

4.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS E CICLOS TÉRMICOS NO SISTEMA GLEELE® 1500

4.3.1 Ciclos térmicos

Os ciclos térmicos, necessários aos tratamentos, foram realizados no sistema Gleeble® 1500, que é mostrado na Figura 6 em detalhe da montagem do corpo de prova. Este sistema permite programar computacionalmente ciclos térmicos aos quais o material é submetido. Um termopar tipo K ou S, soldado à superfície do corpo de prova fornece ao computador a temperatura do corpo de prova, permitindo assim um controle rigoroso do ciclo térmico. O resfriamento do corpo de prova é feito por condução através das peças do sistema de fixação, feitas de cobre e refrigeradas internamente, podendo atingir velocidades de resfriamento de até 100°C/s⁽²²⁾.

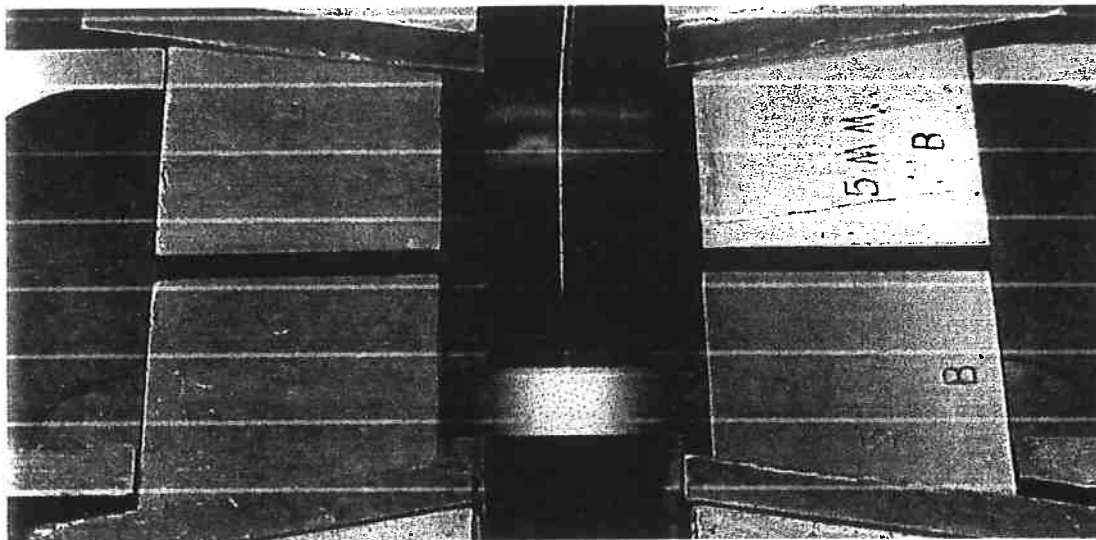


Figura 6: Sistema Gleeble® 1500. Detalhe da montagem do corpo de prova⁽²²⁾.

4.3.2 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos tiveram por objetivo possibilitar o estudo da γ_2 , para tanto foram realizados dois tipos de tratamentos térmicos: tratamentos de ferritização, ou solubilização; e tratamentos de reaquecimento, para a precipitação de γ_2 .

É importante atentar para o fato de que nem todos os AIDs estudados possuem solidificação ferrítica, e portanto, é possível que não ocorra a solubilização total da austenita. No entanto, o termo ferritização será utilizado para descrever um dos tratamentos, descrito a seguir, ao qual os materiais foram submetidos.

4.4 MATERIAL SIMULADO

4.4.1 Ciclos térmicos

Os ciclos térmicos desenvolvidos durante a simulação tiveram por objetivo realizar o tratamento térmico nos corpos de prova, submetendo-os, portanto, à um aquecimento até a região ferrítica ou próximo dela, permanência durante um

determinado intervalo de tempo, resfriamento, e rea aquecimentos para precipitar a γ_2 .

4.4.1.1 Ferritização

Foram necessários realizar tratamentos térmicos de ferritização ou solubilização, em diversas condições de tempo e temperatura para determinar as melhores condições de tratamento, o que é detalhado mais adiante.

Os tratamentos térmicos de ferritização ou solubilização foram realizados à temperatura de 1350°C por 5 segundos, com exceção do material UNS32750 para o qual foram necessários 10 segundos à temperatura de 1350°C, seguindo-se a esse aquecimento um resfriamento forçado para obter uma estrutura ferrítica.

Na Figura 7 é mostrado o ciclo térmico de tratamento de ferritização para o material UNS S32304, os outros tratamentos térmicos apresentaram ciclos semelhantes, sendo que o tempo de permanência e as temperaturas de pico são variáveis.

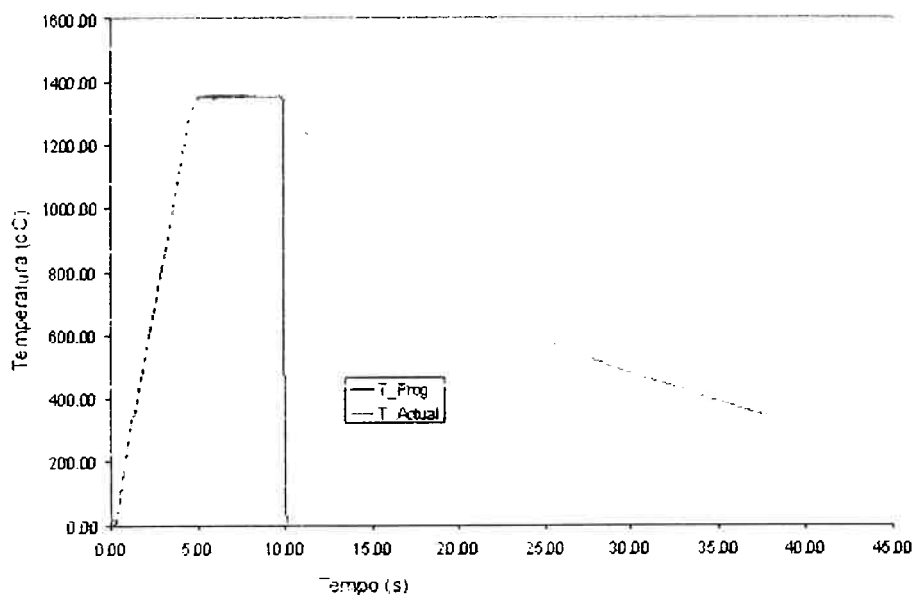


Figura 7: Tratamento térmico de ferritização do AID UNS S32304, 5s a 1350°C.

4.4.1.2 Reaquecimentos

Seguindo-se à ferritização foram feitos reaquecimentos para a precipitação de austenita. Aquecimentos estes que foram realizados às temperaturas de 900, 1000, 1100 e 1200°C por 1 e 10 segundos para todos os materiais.

4.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO MATERIAL COMO-RECEBIDO E TRATADO TERMICAMENTE

4.5.1 Preparação das amostras

Os corpos de prova para análise metalográfica foram montados a quente em baquelite e lixados até lixa de grana 1000. Em seguida, foi realizado o polimento automático com pasta de diamante na sequência 6, 3 e 1µm de tamanho médio de partícula, seguindo-se a este, foi realizado um polimento em suspensão coloidal de sílica com tamanho médio de partícula 0,06µm. Posteriormente, os

corpos de prova foram atacados eletroliticamente em uma solução de 40%_{vol} de HNO₃ e 60%_{vol} água, com uma tensão de 0,5 a 0,8 V durante 6 a 10 minutos.

Esse procedimento foi válido tanto para o material como-recebido, como para o material simulado.

4.5.2 Microscopia Ótica

Microscopia ótica foi utilizada para caracterizar o material como-recebido e também os simulados, uma vez que a preparação das amostras não diferiu em nenhum dos casos.

4.5.2.1 Fotografias

Foi utilizada uma câmera fotográfica digital acoplada ao microscópio óptico para fotografar os corpos de prova em diferentes aumentos, utilizando-se definição média e luz do microscópio sem filtros ou polarizadores.

4.5.2.2 Metalografia Quantitativa

Toda a caracterização da microestrutura dos materiais estudados foi feita sobre um corte paralelo à direção de laminação da chapa e normal à sua espessura.

O ataque eletrolítico descrito no item anterior permitiu uma excelente diferenciação entre as fases α e γ . Desta forma a medição da fração volumétrica de fases foi realizada num analisador de imagens (Quantimet 550).

4.5.2.2.1 Tamanho de Grão

O tamanho de grão da ferrita dos corpos de prova solubilizados, foi determinado mediante a contagem do número de contornos de grão (N) que interceptam uma linha teste circular de raio conhecido (R_T). A contagem foi feita em 20 campos para cada corpo de prova. O tamanho do grão da ferrita (d_α) bem como o da austenita (d_γ) são dados pela Equação 1:

$$d_i = \frac{V_i}{N_{Li}} \quad (1)$$

4.5.2.2 Fração Volumétrica de Fases

A fração volumétrica de fases foi determinada mediante ensaio no Quantimet 550, que analisa a diferença de cor da imagem captada pela lente da câmera acoplada ao microscópio óptico. Para aumentar a precisão da medida, esse ensaio foi realizado com aumento de 500x, em diversos campos do corpo de prova. O parâmetro medido foi, em alguns momentos a fração volumétrica de ferrita (V_α), e em outros a fração volumétrica de austenita (V_γ). Assumindo ferrita e austenita como sendo as únicas fases presentes, sabemos que suas frações volumétricas se relacionam pela Equação 2.

$$V_\alpha = 1 - V_\gamma \quad (2)$$

4.5.3 Ensaio de corrosão por pite (Polarização Cíclica)

Foi realizado ensaio de corrosão por pite nos materiais como-recebido e nos tratados termicamente, para determinar o potencial de PITE e o potencial de

proteção dos materiais e para avaliar a interferência da austenita secundária na resistência a corrosão de cada um dos materiais estudados.

O ensaio de polarização cíclica foi baseado na norma ASTM G61-86⁽²³⁾. Foram submetidos a este ensaio os materiais na condição como-recebida bem como os materiais tratados térmicamente pelo sistema Gleeble[®].

Foi utilizada uma solução de 3,5%_{peso} NaCl em água deionizada, na temperatura de $(25 \pm 2)^\circ\text{C}$ para o AID UNS S32304, e de $(50 \pm 2)^\circ\text{C}$ para os demais materiais.

O eletrodo de referência utilizado foi o de calomelano saturado para os ensaios a 25°C , e o de Ag/AgCl para os ensaios a temperatura de 50°C . Contudo, os valores dos potenciais obtidos com o eletrodo de Ag/AgCl foram convertidos para o Eletrodo de Calomelano Saturado.

Os corpos de prova tiveram todas as suas faces lixadas até a lixa de grana 600. Em seguida foram passivados em solução de 20%_{vol} HNO_3 durante 1 hora a temperatura de 35°C para minimizar o efeito da corrosão em frestas. Logo depois foram lavados e secos, para serem embutidos a quente em baquelite. A superfície antes de ser submetida ao ensaio foi novamente lixada até lixa de grana 600. Os corpos de prova ficaram expostos durante 5 minutos na solução antes de ser iniciado o ensaio propriamente dito. A varredura do potencial foi feita a uma taxa de 1 mV/s. O potencial era revertido ao se atingir a densidade de corrente de 0,001 A/cm². Foram feitos diversos ensaios para cada condição, até atingir um erro padrão das medidas menor que 10% do valor da média.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 MUDANÇAS MICROESTRUTURAIS NA ZAC DOS AIDS

Nesta seção é tratada a caracterização dos materiais estudados, bem como a precipitação de γ_2 em corpos de prova de AIDS simulados no sistema Gleeble® 1500. Por fim, é apresentado um estudo do efeito das mudanças na resistência a corrosão do material.

5.1.1 Caracterização do material como-recebido

5.1.1.1 Composição química

Na Tabela 4 são apresentadas as análises químicas dos materiais. Ao comparar os valores da tabela abaixo com os da Tabela 3, verifica-se que todas as ligas estão satisfazendo a especificação.

Tabela 4: Análise química dos materiais estudados⁽²²⁾.

Designação UNS	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%W	%Cu	%Co	%N
S 32304	0,014	0,41	1,53	0,022	0,001	22,64	4,81	0,3	-	0,33	0,08	0,100
S 32205	0,015	0,45	1,50	0,023	0,001	21,90	5,80	3,06	-	-	0,11	0,179
S 32550	0,023	0,28	0,91	0,023	0,001	25,11	6,08	3,78	0,02	1,53	0,07	0,245
S 32750	0,016	0,21	0,81	0,022	0,001	25,08	6,86	3,82	-	0,20	0,10	0,300
S 32760	0,022	0,19	0,51	0,022	0,001	25,14	6,86	3,61	0,61	0,59	-	0,250

5.1.1.2 Cálculos termodinâmicos

Ramírez⁽²²⁾ calculou termodinamicamente os diagramas de fases pseudo binários das ligas estudadas, bem como os diagramas de fração volumétrica de fases presentes em função da temperatura. Os diagramas foram calculados utilizando-se o *software* Thermo-Calc®, e foram considerados os seguintes elementos de liga: Fe, Cr, Ni, Mo, W, Cu, N, C, Si e Mn; e as fases: Líquido, ferrita, austenita,

Cr_2N , Sigma e M_{23}C_6 . Nas figuras 8 e 9 são apresentados os diagramas supracitados.

Deve-se atentar para a seqüência de solidificação das ligas indicada pelos diagramas. Para a liga UNS S32304, tem-se uma solidificação totalmente ferrítica, podendo ainda a liga ser ferritizada. Para as demais ligas a solidificação é ferrítico-austenítica, de modo que não existe um intervalo de temperatura no qual o material tem microestrutura unicamente ferrítica.

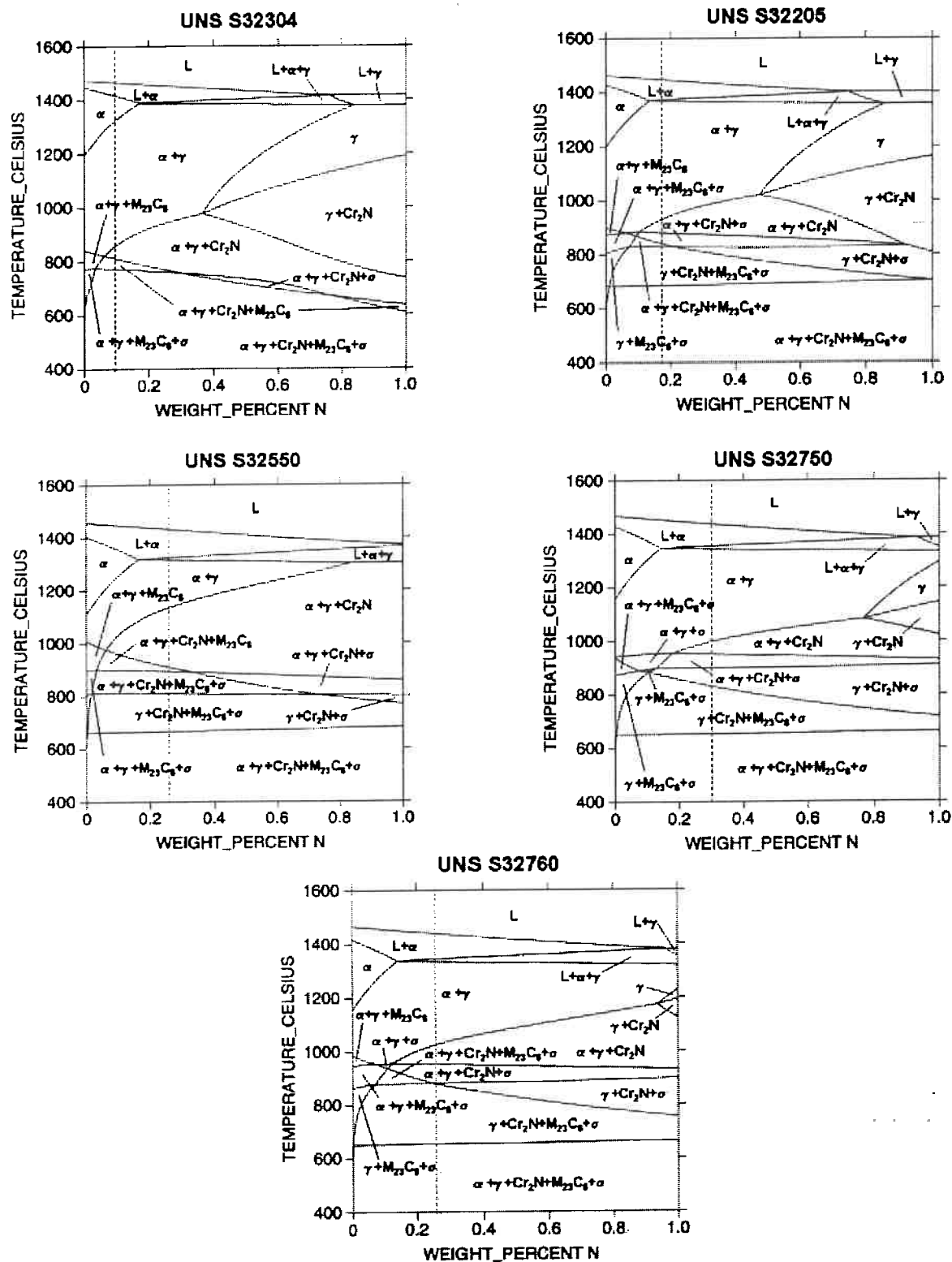


Figura 8: Diagramas pseudo-binário dos materiais estudados calculados termodinamicamente pelo programa Thermo-Calc[®](22).

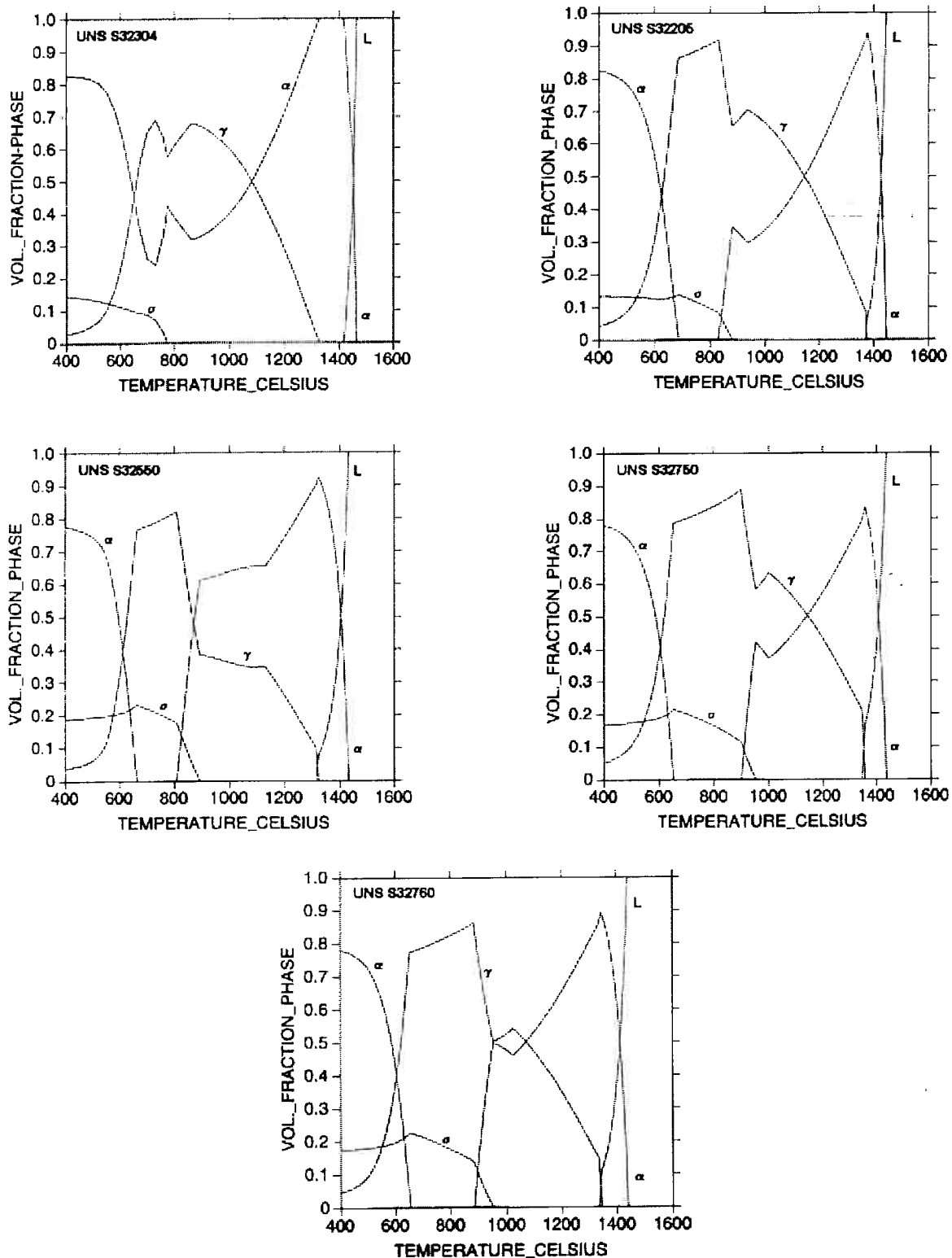


Figura 9: Diagramas de Fração volumétrica dos materiais estudados calculados termodinamicamente pelo programa Thermo-Calc^{®(22)}.

5.1.1.3 Microestrutura

A observação do material como-recebido, no microscópio óptico, revelou que a microestrutura era típica de aços inoxidáveis duplex, apresentando uma matriz ferrítica (fase escura) com porções alongadas de austenita (fase clara).

Foram feitas montagens de fotos em perspectiva das três vistas das ligas para, caracterizar os materiais no estado como-recebido. Estas montagens são mostradas nas Figura 10 a Figura 14.

Uma observação minuciosa no microscópio ótico com aumento de 1000 x não tornou evidente a presença de quaisquer precipitados.

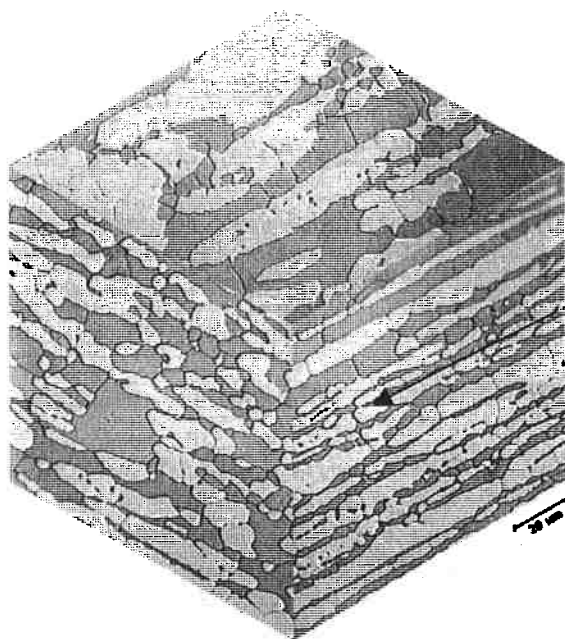


Figura 10: Vista em perspectiva do material UNSS 32304 com direção de laminação indicada pela seta.

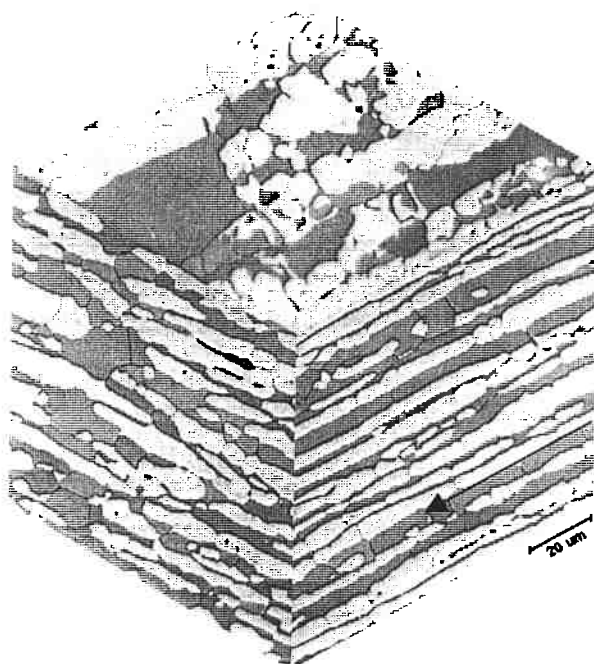


Figura 11: Vista em perspectiva do material UNSS 32205 com direção de laminação indicada pela seta.

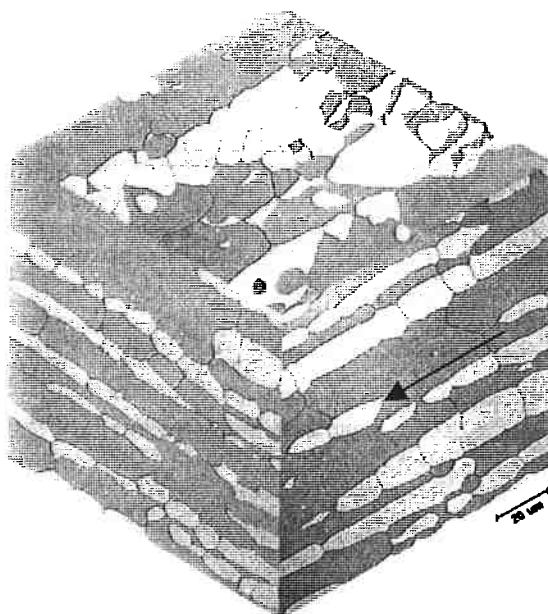


Figura 12: Vista em perspectiva do material UNSS 32550 com direção de laminação indicada pela seta.

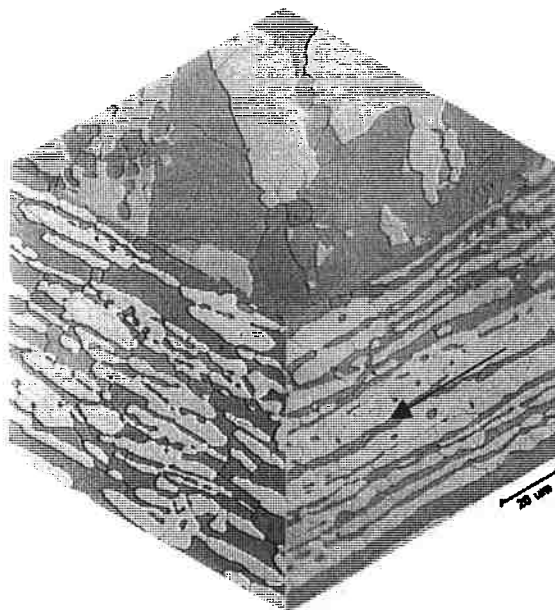


Figura 13: Vista em perspectiva do material UNSS 32750 com direção de laminação indicada pela seta.

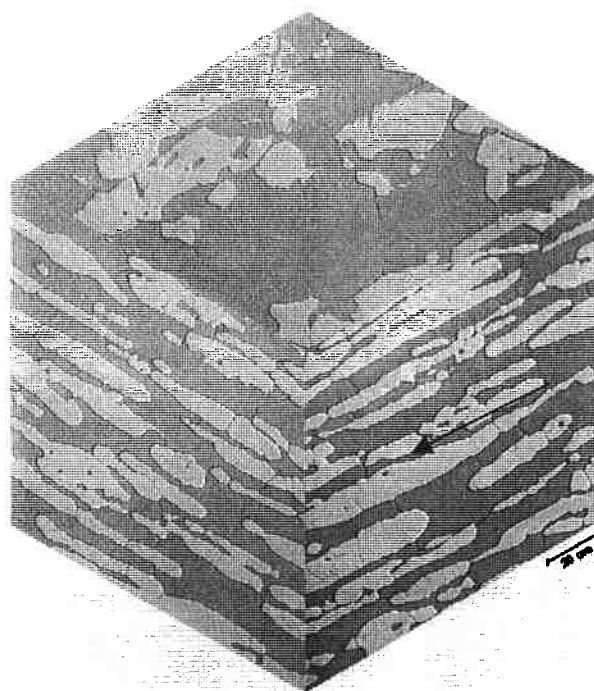


Figura 14: Vista em perspectiva do material UNSS 32760 com direção de laminação indicada pela seta.

5.1.2 Tratamentos térmicos

Foram realizados dois tipos de tratamentos térmicos: tratamento térmico de ferritização e tratamento isotérmico de reaquecimento. O primeiro teve por objetivo determinar as condições de tempo e temperatura necessárias para ferritizar as cinco ligas de modo a obter microestruturas similares nos materiais. Deve-se lembrar que estes tratamentos térmicos apesar de serem chamados de ferritização, não são capazes de dissolver totalmente a austenita sem entrar no campo líquido, com exceção de uma das ligas, como foi exposto no item 0, devido as suas composições químicas. Determinadas as melhores condições de ferritização, foram realizados os tratamentos térmicos de ferritização selecionados, seguidos de tratamentos isotérmicos de reaquecimento. O objetivo deste segundo tratamento térmico foi estudar a precipitação de γ_2 em condições isotérmicas. Baseando-se nestes resultados, tentou-se interpretar os fenômenos acontecidos na ZACTE de soldas multipasse, no que diz respeito à γ_2 .

5.1.2.1 Tratamentos térmicos de ferritização

Após a realização dos tratamentos térmicos de ferritização descritos no item 4.4.1.1, os corpos de prova foram preparados para observação no microscópio óptico. A fração volumétrica de γ e o tamanho de grão ferrítico foram determinados através de metalografia quantitativa e um analisador digital de imagens. Na Tabela 5 são mostrados os valores medidos.

Tabela 5: Tamanho de grão e fração volumétrica de austenita dos corpos de prova submetidos ao tratamento térmico de ferritização.

Designação UNS	Tratamento Térmico				
	Temperatura [°C]	Tempo [s]	Tamanho de Grão ferrítico [μm]	Fração Volumétrica de γ [%]	Taxa de Resfriamento [°C/s] ⁽²²⁾
S32304	1345	5	241 ± 18	12 ± 1	55
	1350	5	235 ± 23	16 ± 2	55
	1375	5	262 ± 23	19 ± 2	80
	1348	10	290 ± 30	14 ± 2	55
S32205	1337	5	191 ± 12	26 ± 3	55
	1350	5	200 ± 15	37 ± 3	55
	1375	5	174 ± 13	37 ± 4	80
	1344	10	217 ± 18	26 ± 2	55
S32550	1350	5	167 ± 9	27 ± 2	55
	1354	5	133 ± 6	22 ± 2	55
	1373	5	134 ± 15	33 ± 3	80
	1355	10	163 ± 11	21 ± 3	55
S32750	1352	5	142 ± 7	28 ± 3	55
	1364	5	124 ± 8	38 ± 4	55
	1372	5	103 ± 6	40 ± 3	55
	1350	10	121 ± 13	41 ± 4	55
S32760	1350	5	172 ± 18	33 ± 3	55
	1355	5	120 ± 6	23 ± 2	55
	1368	5	125 ± 12	27 ± 2	55
	1345	10	221 ± 15	24 ± 2	55

Graças às diferenças na composição química das ligas, da qual depende o diagrama de fases dos materiais e a cinética de precipitação da γ , é muito difícil obter microestruturas semelhantes entre todos os materiais.

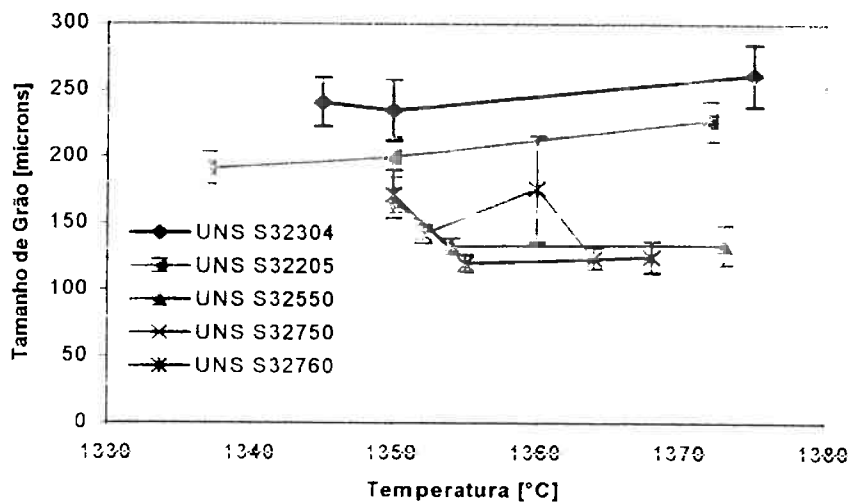


Figura 15: Tamanho de grão ferrítico dos corpos de prova submetidos ao tratamento Térmico de ferritização.

Os AID UNS S32304 e UNS S32205 apresentaram os maiores tamanhos de grão. Fato que é explicado pelos diagramas de fase destes materiais em comparação com os dos outros materiais, uma vez que eles revelam que para as composições químicas dos AID UNS S32304 e UNS S32205, as suas linhas solidus se encontram à temperatura próxima e acima da temperatura de tratamento, e para os demais AIDs, as linhas solidus se encontram abaixo da temperatura de tratamento, para as suas respectivas composições químicas. No caso do AID UNS S32304, os tratamentos térmicos foram realizados dentro do campo ferrítico (sólido), pelo qual é de se esperar um importante crescimento de grão ferrítico. No caso do AID UNS S32205, os tratamentos foram realizados dentro do campo ferrita+líquido, com frações muito baixas de líquido, tendo-se também um importante crescimento de grão.

Os AISD UNS S32550, UNS S32750 e UNS S32760 apresentaram comportamento parecido, com os menores tamanhos de grão e clara tendência à sua diminuição com o aumento da temperatura. Assumindo que os diagramas propostos por Ramírez⁽²²⁾ são corretos, na faixa de temperatura dos tratamentos, havia presença de líquido, o que dificulta o crescimento de grão ferrítico. Foi observada a presença de microtrincas nas microestruturas, que na verdade podem ser microrechupes, o que indica a presença de fase líquida. Também foi observado que a região com maior tamanho de grão não se encontrava no centro dos corpos de prova, e sim em regiões um pouco deslocadas do centro, onde a temperatura era menor que a temperatura de tratamento.

A Figura 16 mostra a variação da fração volumétrica de austenita com a temperatura de tratamento para um tempo 5s de permanência no patamar.

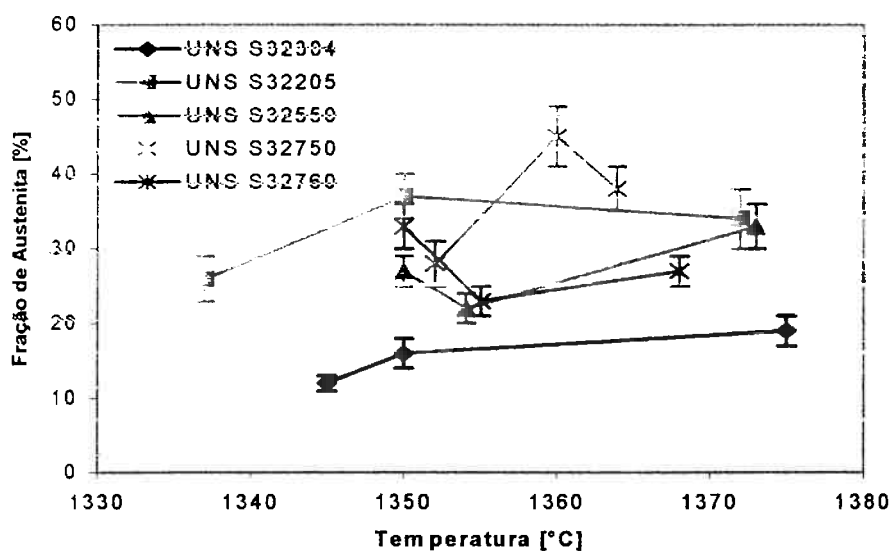


Figura 16: Fração volumétrica de austenita nos corpos de prova submetidos ao tratamento térmico de ferritização com tempo de permanência de 5s.

As melhores condições de tratamento térmico de ferritização foram determinadas mediante observação no microscópio óptico, tendo como critério a proximidade entre as microestruturas. É importante ressaltar que as microestruturas obtidas são similares, mas não iguais, devido às grandes diferenças de composição química e às limitações experimentais.

Foi determinada a temperatura de tratamento de ferritização como sendo de 1350°C para todos os materiais, com tempo de permanência de 5s para os materiais, com exceção do UNS S32750 cujo tempo de permanência seria de 10s. A taxa de aquecimento utilizada foi de 350°C/s em todos os tratamentos térmicos, e a taxa média de resfriamento entre 1350 e 1000°C foi de 75°C/s.

Nas Figura 17 a Figura 21 são mostradas as microestruturas de todos os materiais após terem sido submetidos aos tratamentos térmicos de ferritização acima especificados.

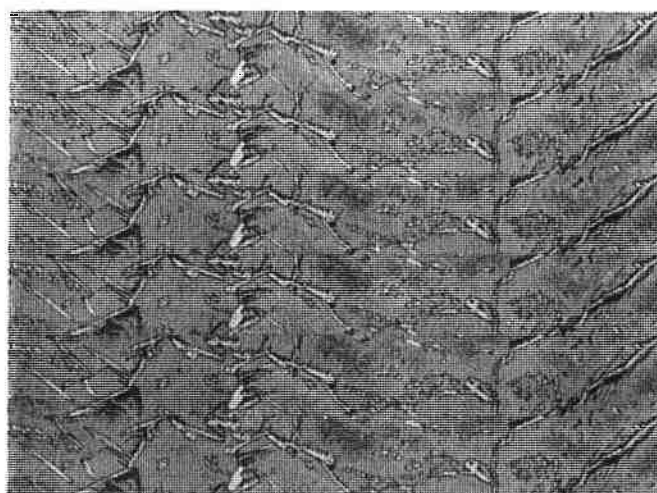


Figura 17: Material UNS S32304 após ter sido submetido ao tratamento de ferritização.

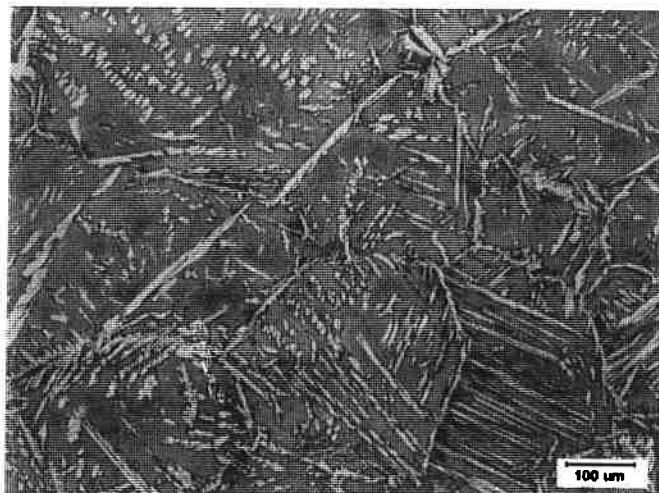


Figura 18: Material UNS S32205 após ter sido submetido ao tratamento de ferritização.

Nota-se que as microestruturas das Figura 17 e Figura 18 possuem algumas características em comum, como tamanho de grão semelhante.

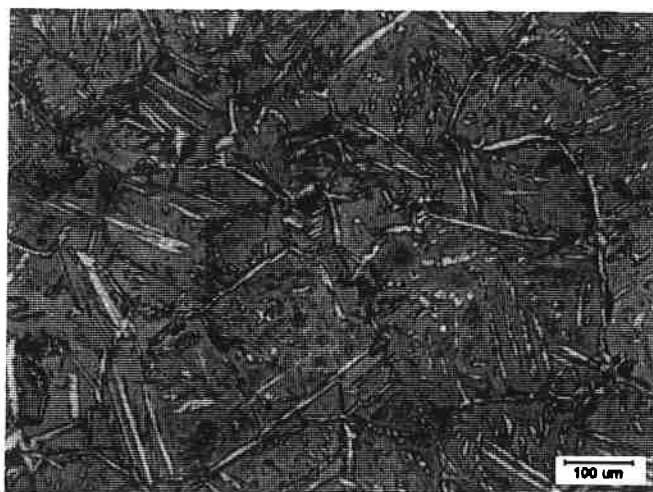


Figura 19: Material UNS S32550 após ter sido submetido ao tratamento de ferritização.

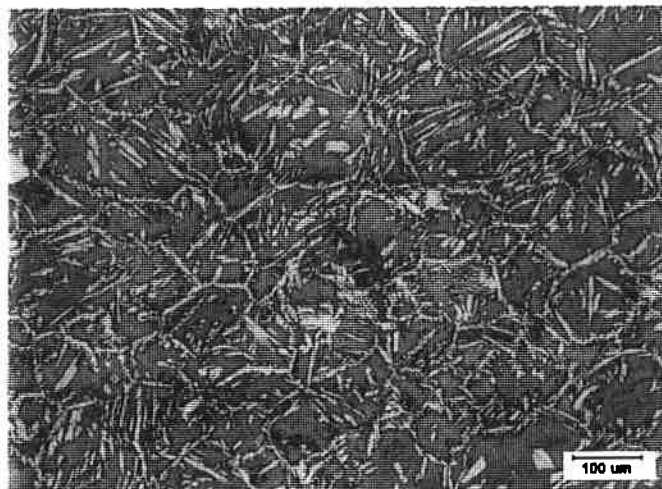


Figura 20: Material UNS S32205 após ter sido submetido ao tratamento de ferritização.

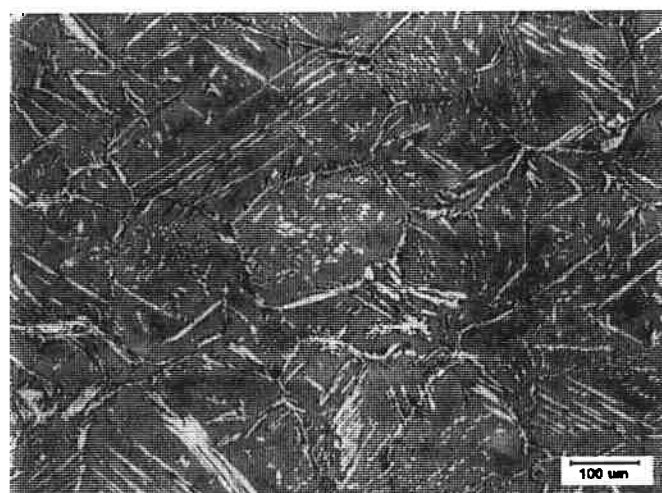


Figura 21: Material UNS S32205 após ter sido submetido ao tratamento de ferritização.

Observa-se que a microestrutura dos AIDs UNS S32550, S32750 e S32760, possuem tamanho de grão menor que dos AIDs UNS S32304 e S32205, o que sustenta a hipótese do tratamento de ferritização ter sido executado em temperatura acima da solidus.

5.1.2.2 Tratamentos térmicos de reaquecimento

Determinadas as condições e executados os tratamentos térmicos de ferritização, seguiram-se os tratamentos térmicos de reaquecimento apresentados no item 4.4.1.2.

O sistema Gleeble consegue reproduzir bastante bem os ciclos programados durante o aquecimento e patamar, como pode ser visto na Figura 7. Em contra partida, a máxima taxa de resfriamento depende das propriedades físicas de cada material, do tamanho do corpo de prova e do seu comprimento livre entre os sistemas de fixação. Para as condições em que os testes foram realizados, a taxa de resfriamento de 75 °C/s foi a máxima possível.

Após os tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento, os corpos de prova foram preparados para observação no microscópio óptico conforme o item 4.5.1. As frações volumétricas de austenita foram medidas com um analisador digital de imagens para todos os tratamentos, e são mostradas na Tabela 6. A análise de variância (ANOVA) dos dados mostrou que a temperatura de reaquecimento influenciou na fração final de austenita, com a exceção dos reaquecimentos do AISD UNS S32550 por 1s e do AISD UNS S32760 por 10s, casos onde o fator de variância F , mostrou-se menor que o $F_{\text{crítico}}$.

Tabela 6 : Fração volumétrica de austenita dos corpos de prova submetidos ao tratamento de ferritização, submetidos ao tratamento de reaquecimento, e no estado como-recebido.

Designação UNS	Como Recebido	1350 °C x 5 ou 10 s ¹	Tempo [s]	Temperatura de Reaquecimento [°C]				ANOVA	
				900	1000	1100	1200	F _{crítico}	F
S32304	50 ± 0,8	16 ± 2	1	21 ± 2,1	22 ± 2,7	27 ± 2,7	26 ± 2,3	4,1	6,1
			10	22 ± 2,4	32 ± 3,2	34 ± 3,0	33 ± 2,4	4,1	16,9
			F	0,1	23,1	12,7	15,4	7,4	
S32205	60 ± 1,2	26 ± 3	1	35 ± 3,5	37 ± 3,5	48 ± 3,7	49 ± 2,9	4,1	17,8
			10	37 ± 5,9	47 ± 3,9	45 ± 3,0	48 ± 3,3	4,1	5,4
			F	0,4	14,2	1,1	1,4	7,4	
S32550	51 ± 1,2	27 ± 2	1	33 ± 3,1	34 ± 3,9	34 ± 3,0	35 ± 2,4	4,1	0,5
			10	30 ± 3,2	38 ± 2,6	46 ± 2,7	31 ± 2,4	4,1	29,7
			F	1,5	3,0	37,3	3,1	7,4	
S32750	61 ± 1,0	33 ± 3	1	46 ± 4,4	42 ± 3,6	48 ± 3,3	52 ± 2,1	4,0	9,1
			10	44 ± 2,8	47 ± 2,6	53 ± 2,8	52 ± 2,5	4,0	7,8
			F	0,5	3,1	3,2	1,0	7,4	
S32760	51 ± 1,1	33 ± 3	1	28 ± 2,5	27 ± 1,8	34 ± 3,0	35 ± 2,2	4,1	10,6
			10	36 ± 4,3	37 ± 2,4	42 ± 2,9	40 ± 2,9	4,1	2,9
			F	2,6	48,1	17,3	3,1	7,4	

Nota: 1: UNS S32304, S32205, S32550 e S32760 tratados a 1350 ° C por 5 s. UNS S32750 tratado a 1350 ° C por 10 s.

ANOVA: Análise de variância.

F: Fator de variância.

vermelho: F < F_{crítico}

Para melhor visualização dos resultados dos tratamentos térmicos de reaquecimento, estes são mostrados nas Figura 22 a Figura 26.

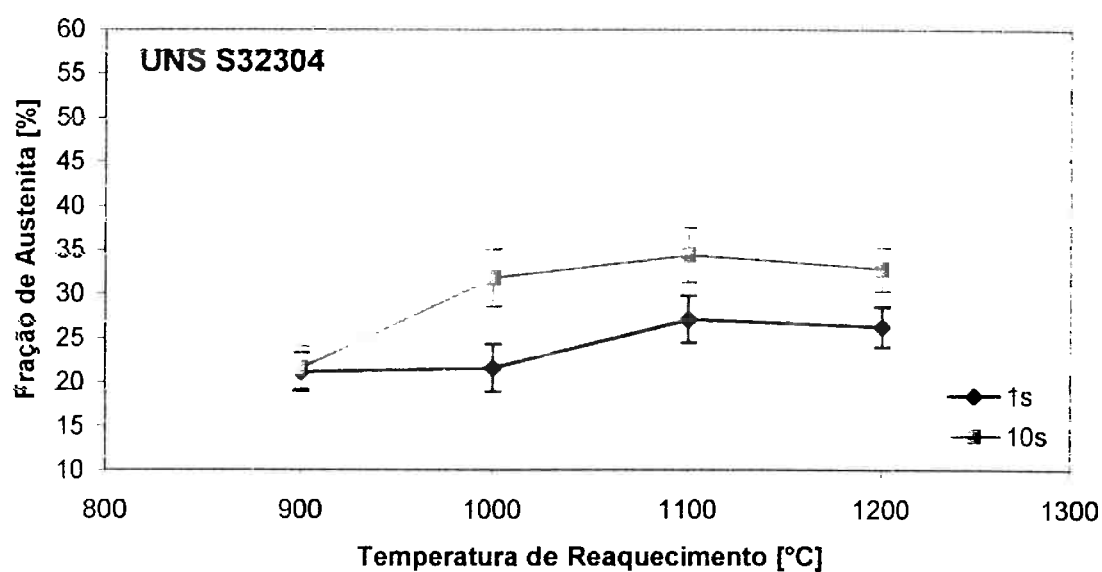


Figura 22: Variação da fração volumétrica de austenita com o tempo e temperatura nos tratamentos térmicos de reaquecimento do AID UNS S32304.

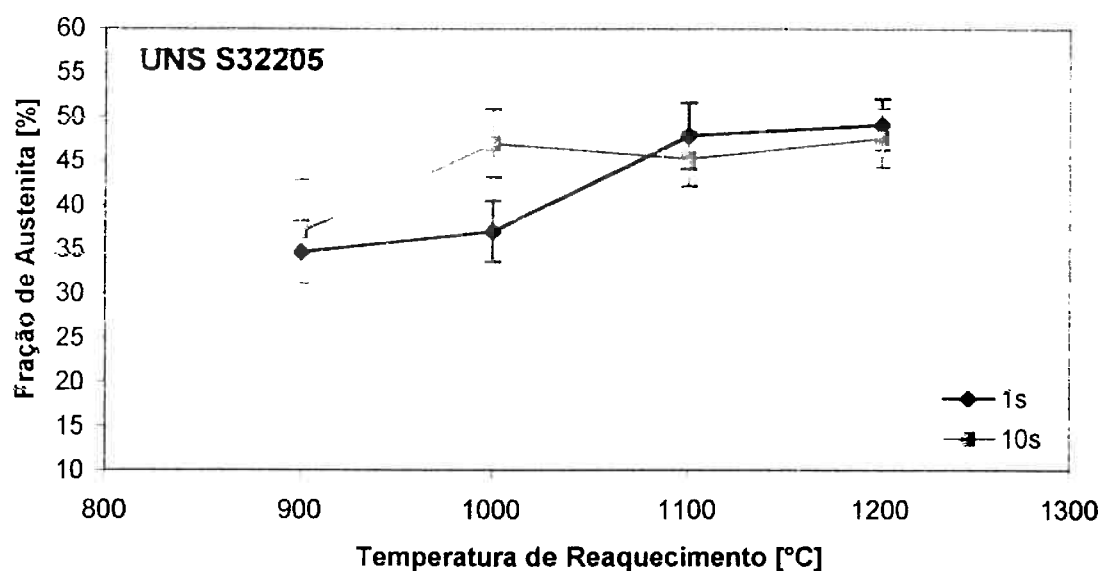


Figura 23: Variação da fração volumétrica de austenita com o tempo e temperatura nos tratamentos térmicos de reaquecimento do AID UNS S32205.

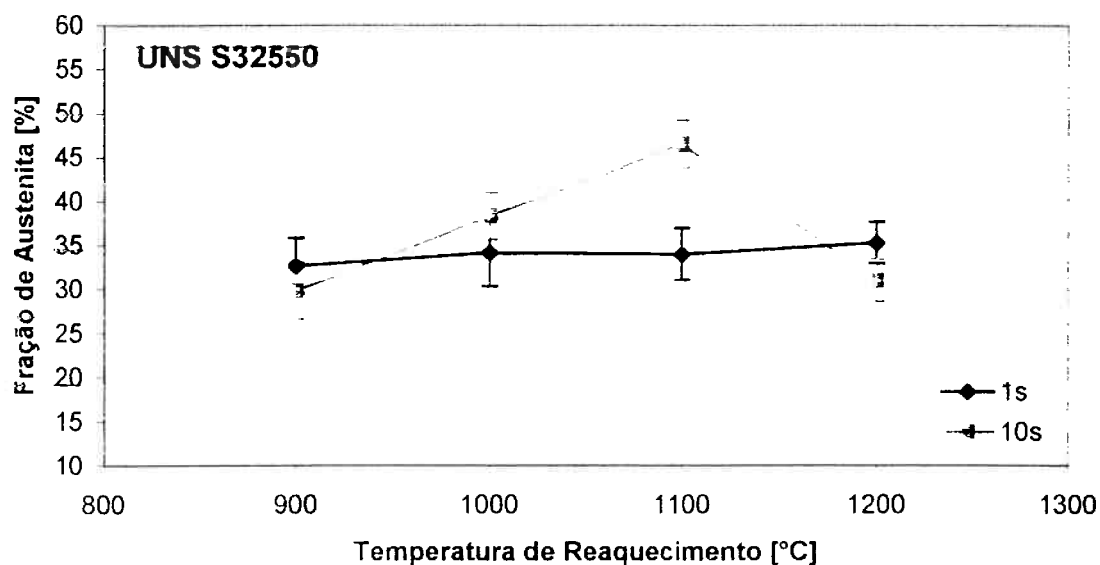


Figura 24: Variação da fração volumétrica de austenita com o tempo e temperatura nos tratamentos térmicos de reaquecimento do AID UNS S32550.

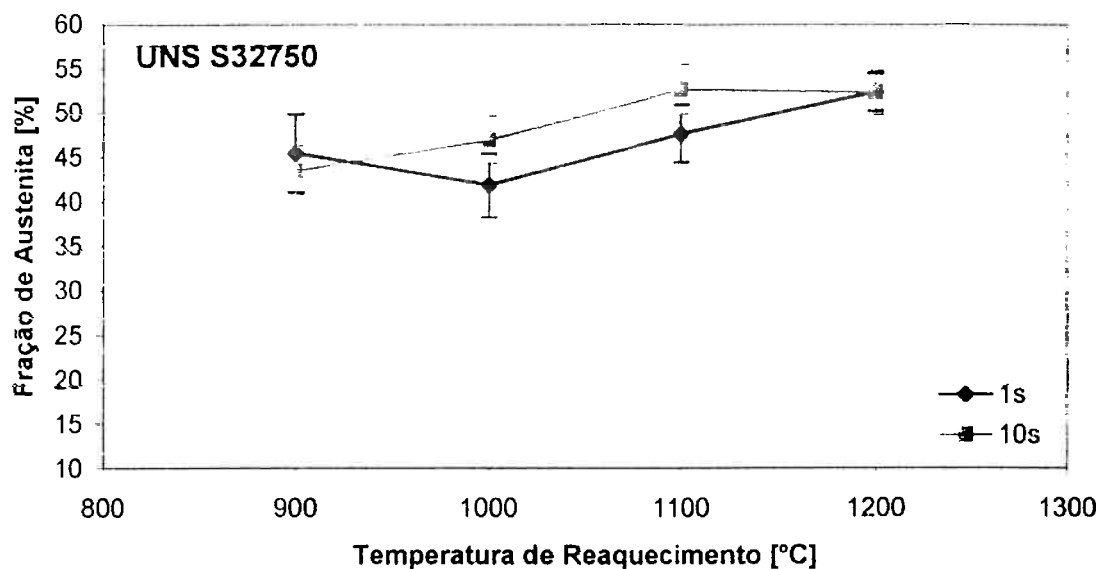


Figura 25: Variação da fração volumétrica de austenita com o tempo e temperatura nos tratamentos térmicos de reaquecimento do AID UNS S32750.

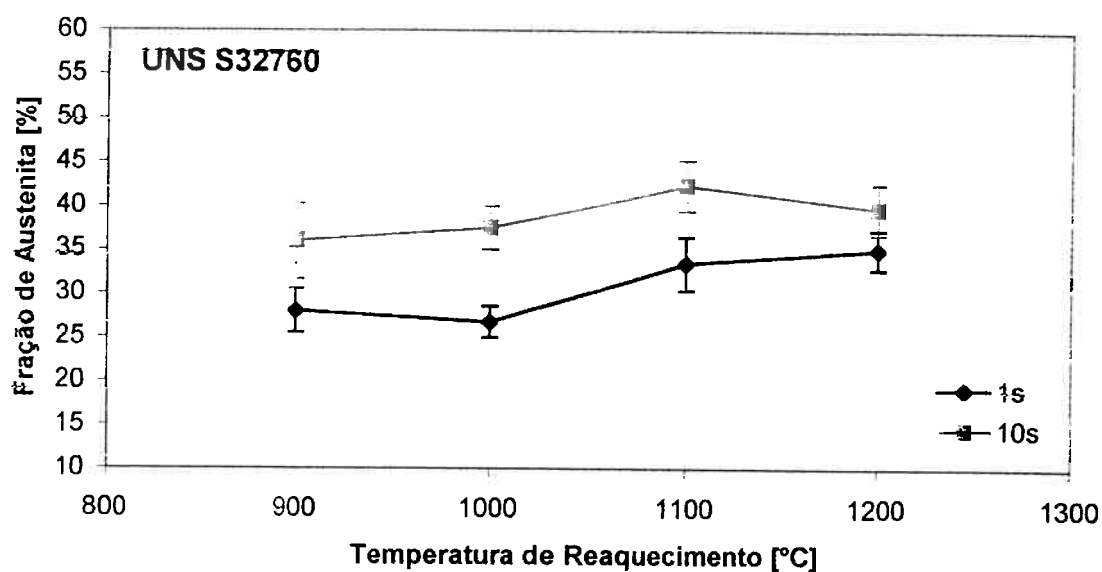


Figura 26: Variação da fração volumétrica de austenita com o tempo e temperatura nos tratamentos térmicos de reaquecimento do AISD UNS S32760.

Para o AISD UNS S32550, o corpo de prova tratado a 1100°C por 10 segundos parece apresentar um resultado ilógico, contudo, levando-se em consideração o diagrama de frações volumétricas proposto para este material, nota-se que para uma temperatura de 1200°C a fração volumétrica de γ é menor que para a temperatura de 1100°C e anteriores, como pode ser visto na Figura 27. Isso se torna evidente a 1100°C provavelmente devido a fatores cinéticos.

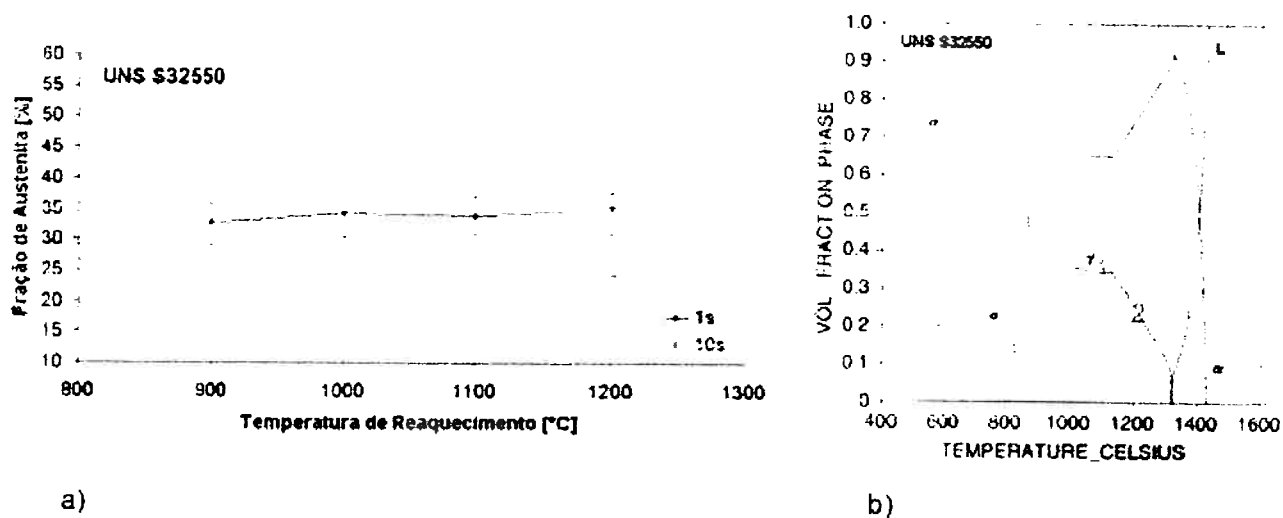


Figura 27: Relação entre o diagrama de fração volumétrica e os resultados obtidos experimentalmente para o AISD UNS S32550.

Os materiais UNS S32304, S32205 e S32760 apresentam mudanças significativas na fração de γ com a temperatura de tratamento.

Nos AIDs UNS S32304 e S32205 não houve mudança significativa da fração de γ com o tempo para a temperatura de 900°C, o que mostra baixa cinética a esta temperatura.

A invariância na transformação de precipitação de γ verificada na liga UNS S32205 para as temperaturas de 1100 e 1200°C e na liga UNS S32750 para todas as temperaturas de reaquecimento insinua o consumo de uma parcela bastante significativa do potencial termodinâmico disponível para a precipitação e crescimento da γ , durante o primeiro segundo de transformação, de modo que ao passar para os tratamentos de 10 s, não se registraram aumentos na quantidade de γ presente na microestrutura.

Os AISD UNS S32550 e S32750 não apresentaram mudanças consideráveis na quantidade de γ , nem em função da temperatura, nem do tempo de tratamento. No entanto, a fração de γ foi sempre maior que no corpo de prova submetido à ferritização e concorda com o diagrama de fração volumétrica de fases calculados por Ramírez⁽²²⁾. Esse comportamento torna evidente o consumo do potencial termodinâmico disponível para a transformação já nas condições de temperaturas e tempos menores.

O aparente não esgotamento da transformação no caso do UNS S32304 é devido ao maior potencial termodinâmico disponível, o qual por sua vez é explicado pela baixíssima fração de austenita deste material após o tratamento de ferritização. Observando-se os diagramas pseudo-binário e de fração volumétrica de fases, calculados para o AISD UNS S32304, na Figura 28, observa-se que à temperatura de 1100°C a proporção de austenita/ferrita é de aproximadamente 1:1, o que não concorda com os resultados obtidos. Contudo, deve-se notar também, no diagrama pseudo-binário, que os tratamentos de reaquecimento para essa liga estão sendo feitos numa região onde só existem as fases ferrita e austenita, e em sendo o tamanho de grão ferrítico elevado para esse material após o tratamento de ferritização, pode-se levantar a hipótese de que os locais para a nucleação da austenita são escassos, e portanto a fração volumétrica de γ_2 é menor que a prevista pelo diagrama.

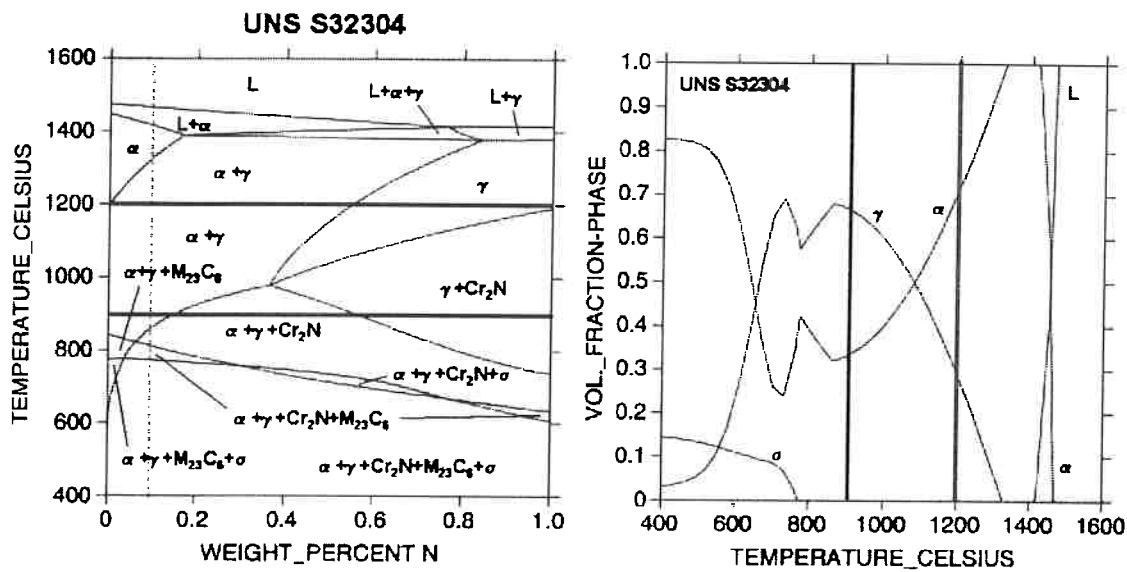


Figura 28: Diagramas de fases do AID UNS S32304.

Nas Figura 29 à Figura 68 são mostradas, a título de ilustração, as microestruturas dos materiais após o tratamento térmico de reaquecimento.

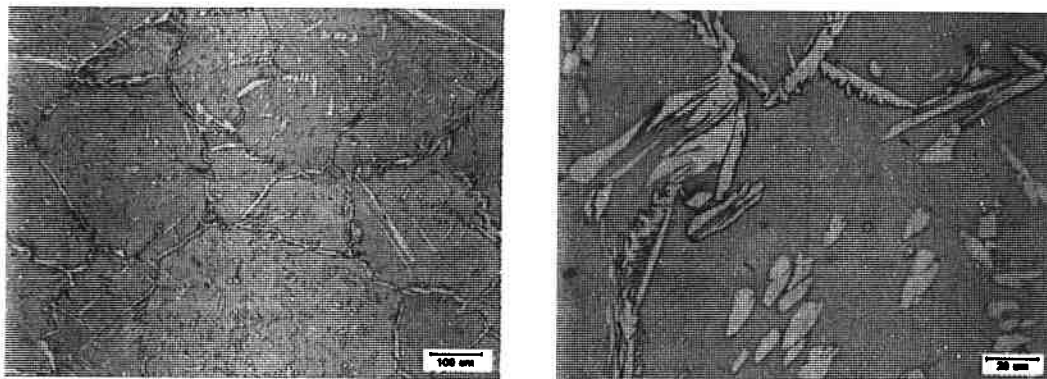


Figura 29: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 1s.

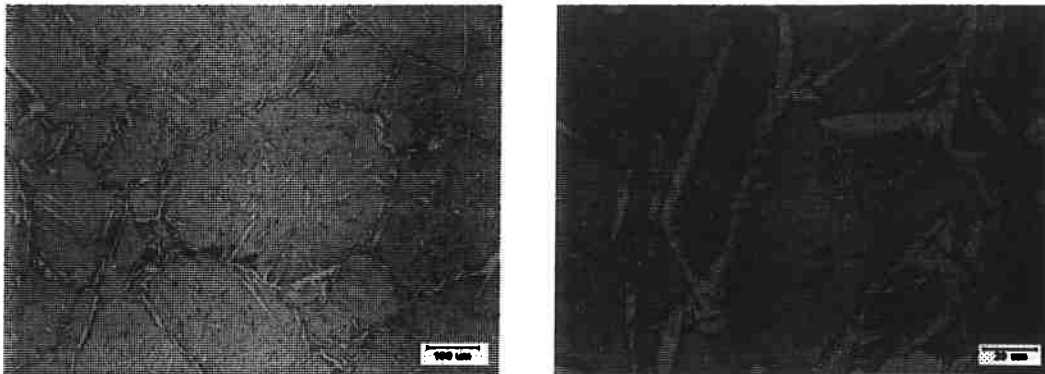


Figura 30: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 10s.

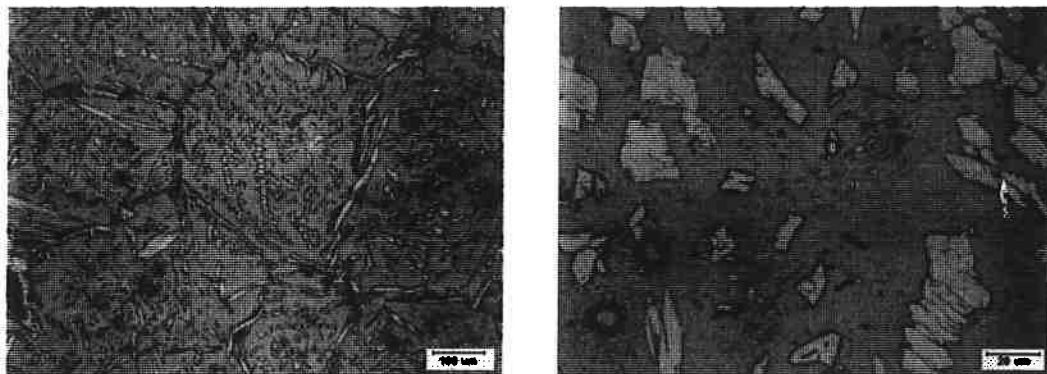


Figura 31: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 1s.

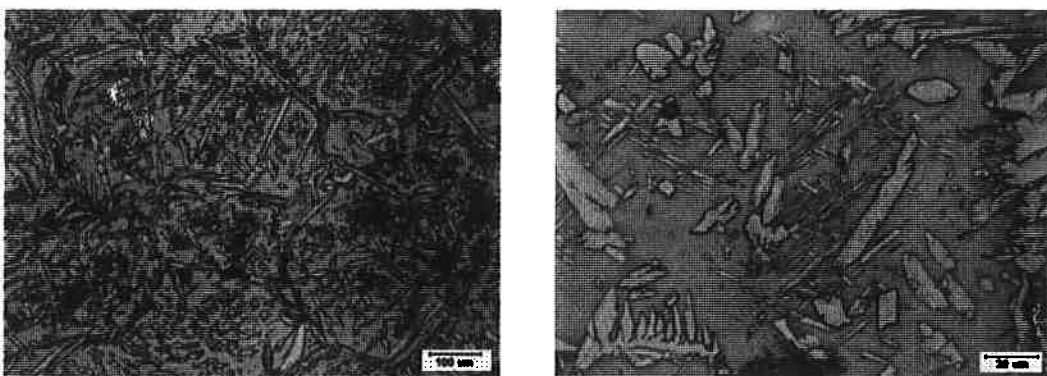


Figura 32: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 10s.

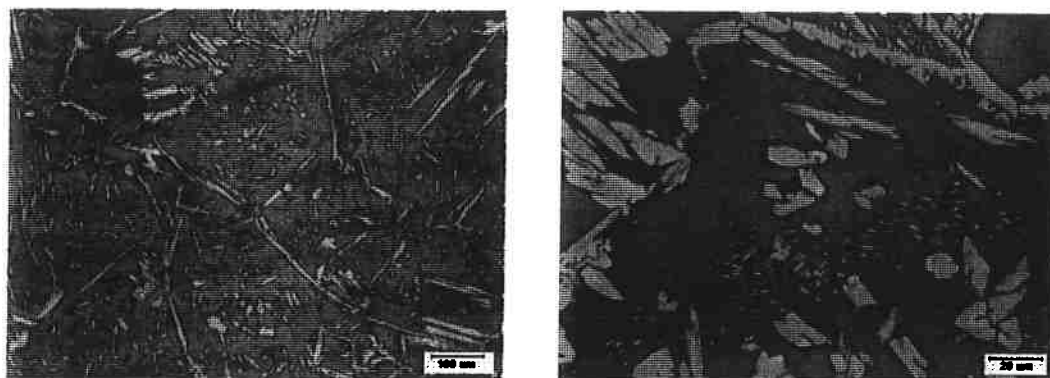


Figura 33: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 1s.

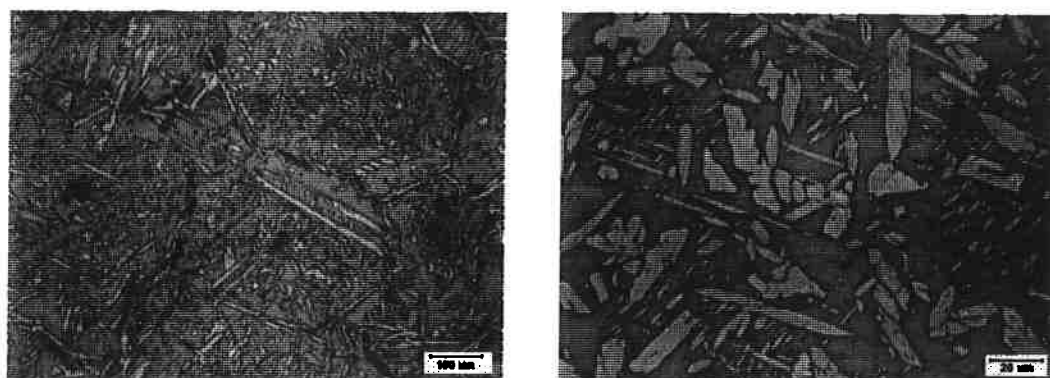


Figura 34: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 10s.

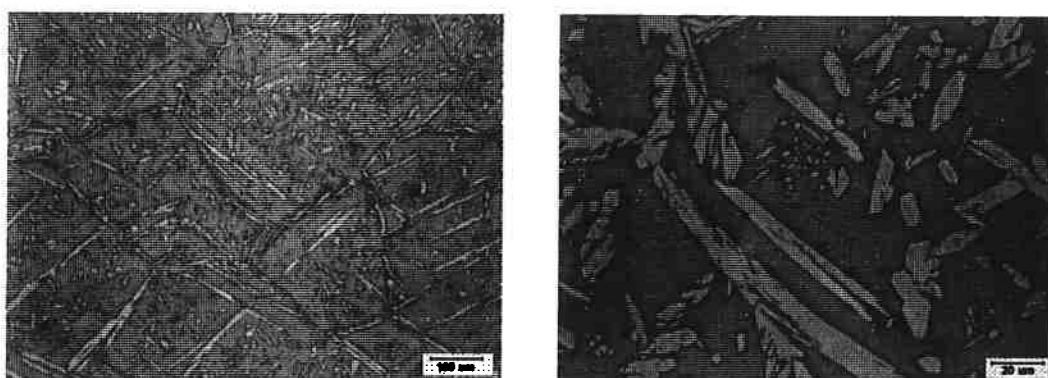


Figura 35: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 1s.

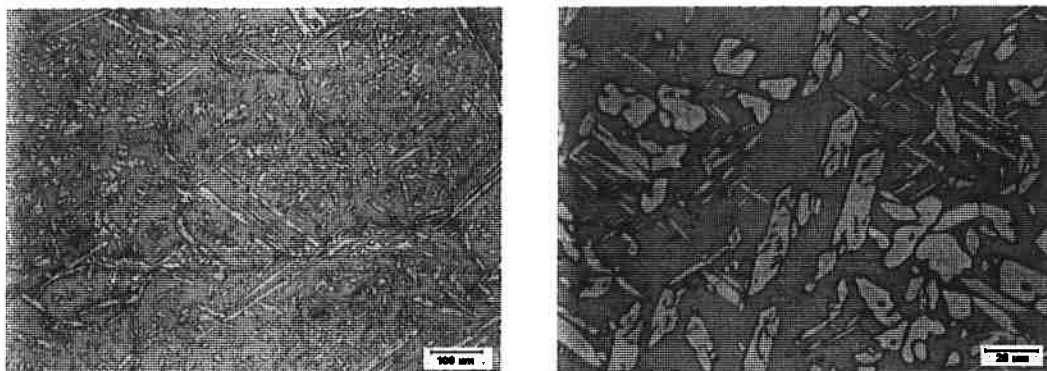


Figura 36: AID UNS S32304 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 10s.

Observa-se que para os corpos de prova do material UNS S32304 reaquecidos a 900°C praticamente não existe diferença entre as microestruturas, logo a cinética da transformação nesta temperatura não é favorável. Contudo, a partir de 1000°C já existe presença de austenita secundária intragranular, o que mostra que a transformação de precipitação de γ_2 nestas condições está favorecida pelo maior número de lugares de início e pela maior possibilidade de crescimento da γ_2 .

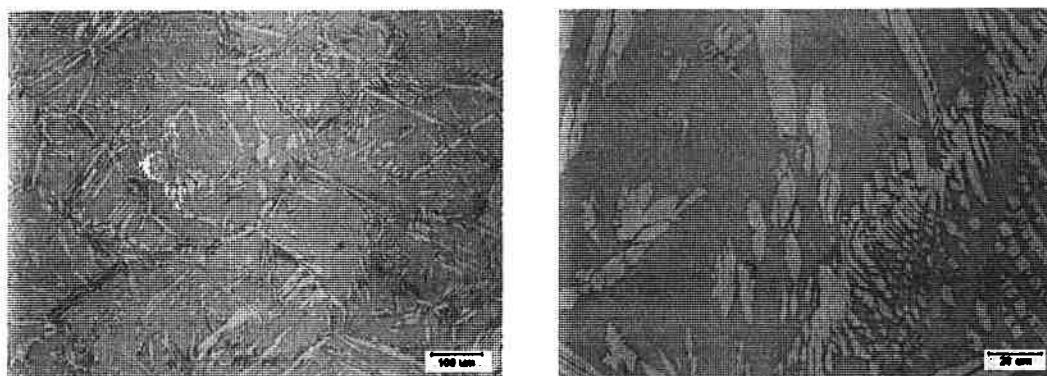


Figura 37: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 1s.

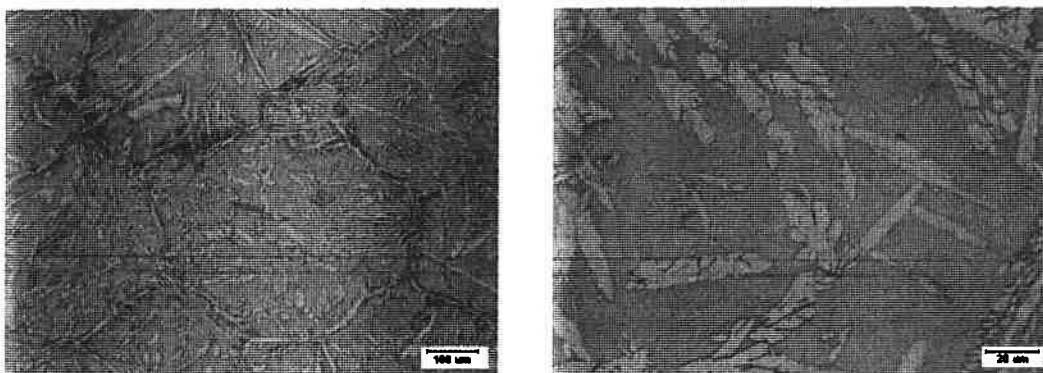


Figura 38: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 10s.

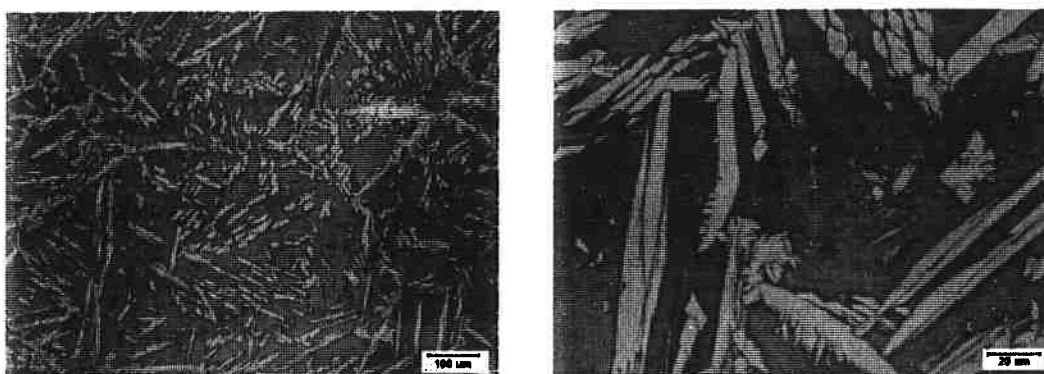


Figura 39: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 1s.

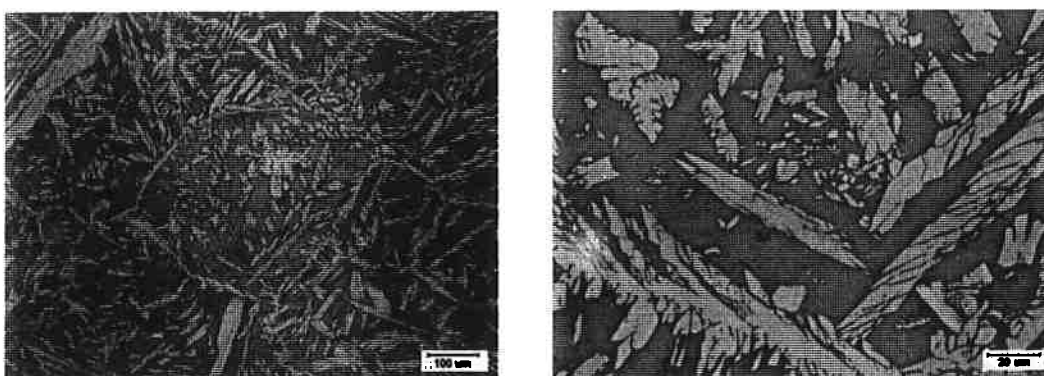


Figura 40: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 10s.

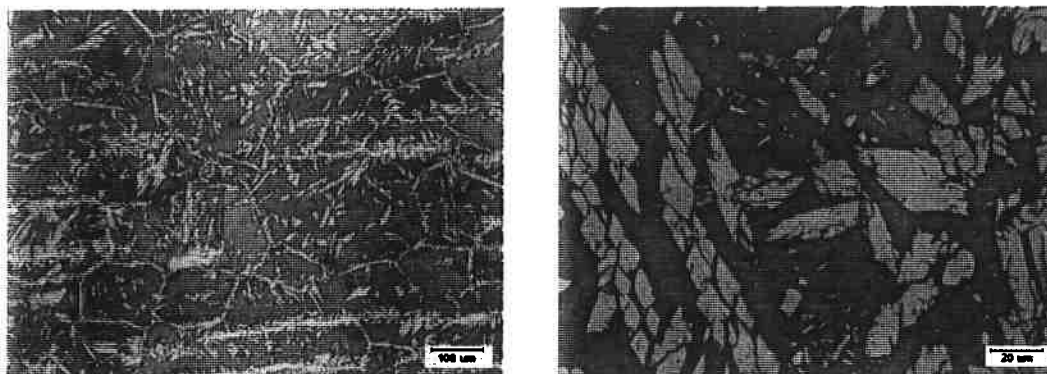


Figura 41: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 1s.

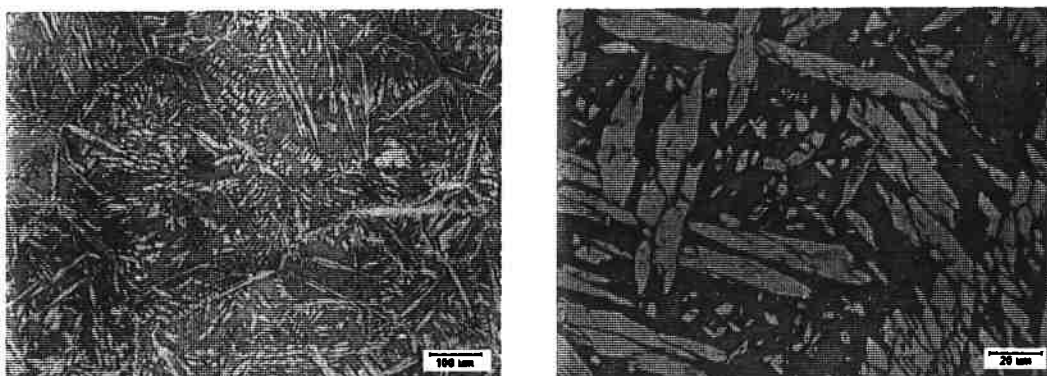


Figura 42: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 10s.

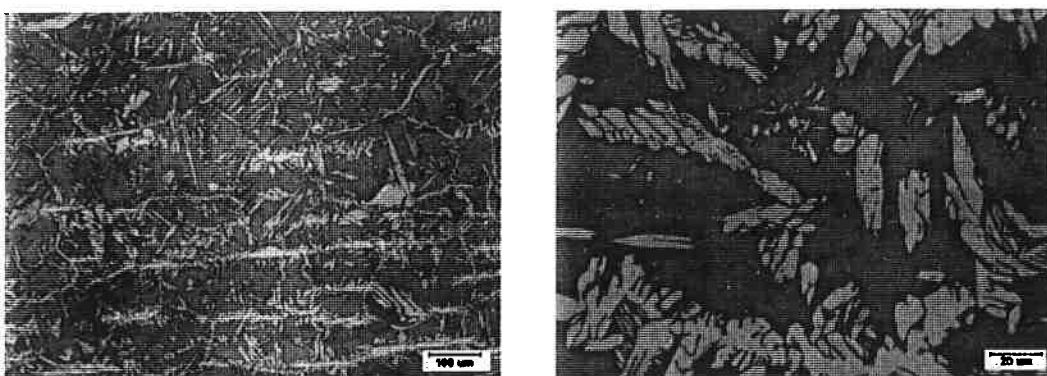


Figura 43: AID UNS S32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 1s.

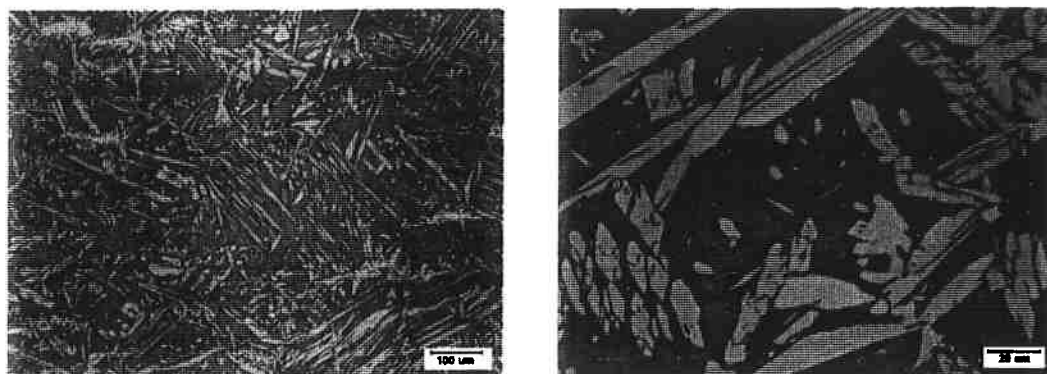


Figura 44: AISI 32205 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 10s.

Nas Figura 39 e Figura 40 pode-se perceber o aumento da quantidade de γ com o aumento do tempo de permanência na temperatura de tratamento.

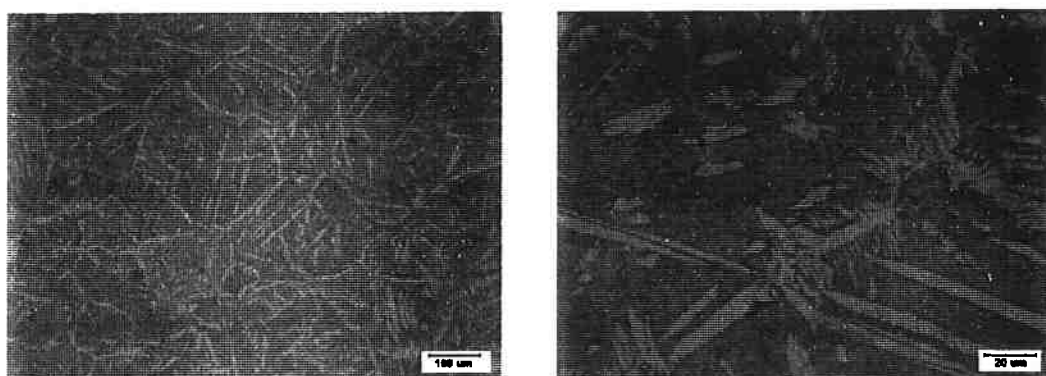


Figura 45: AISI 32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 1s.

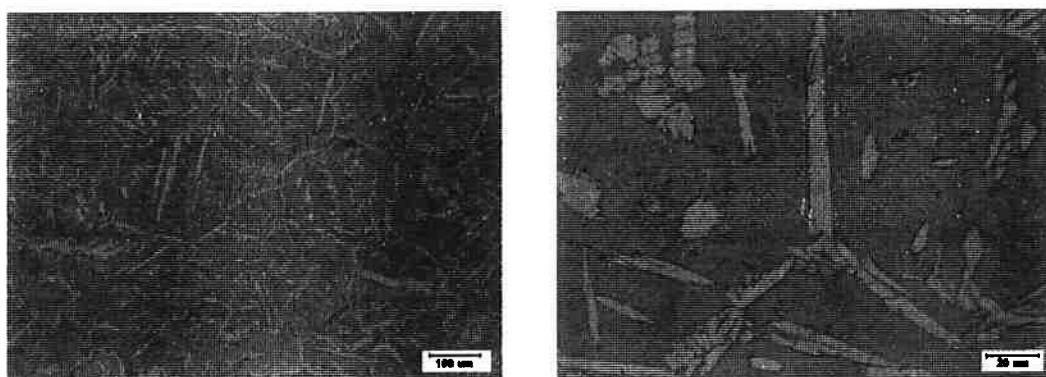


Figura 46: AISI 32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 10s.

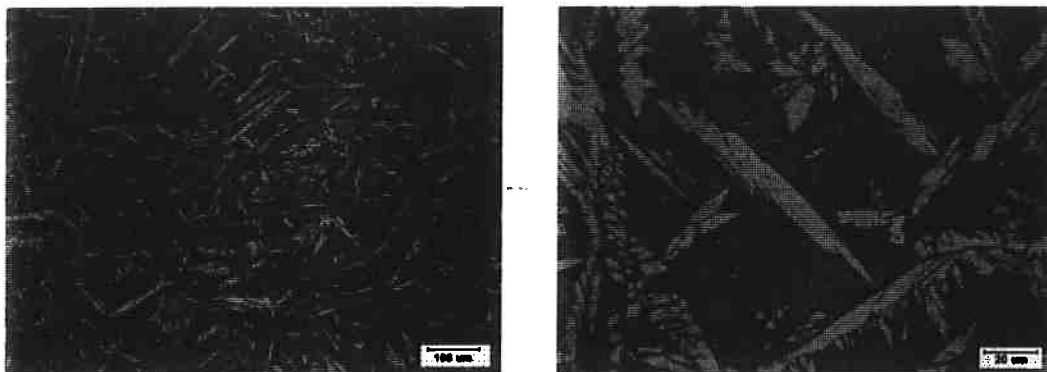


Figura 47: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 1s.

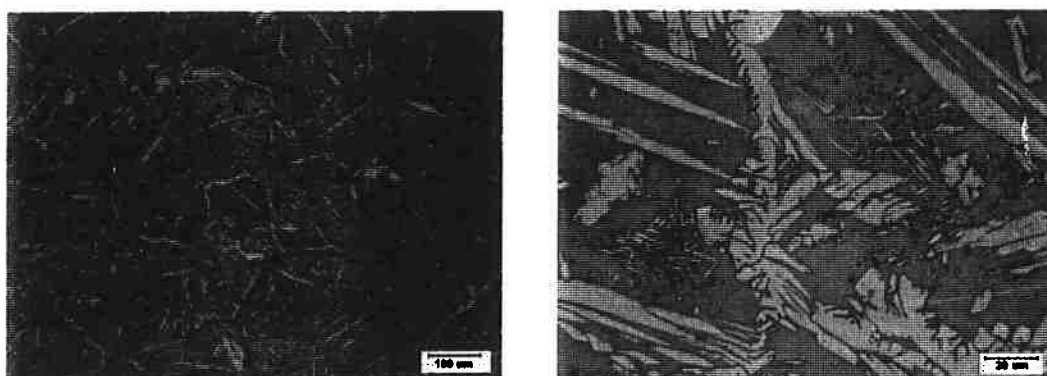


Figura 48: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 10s.

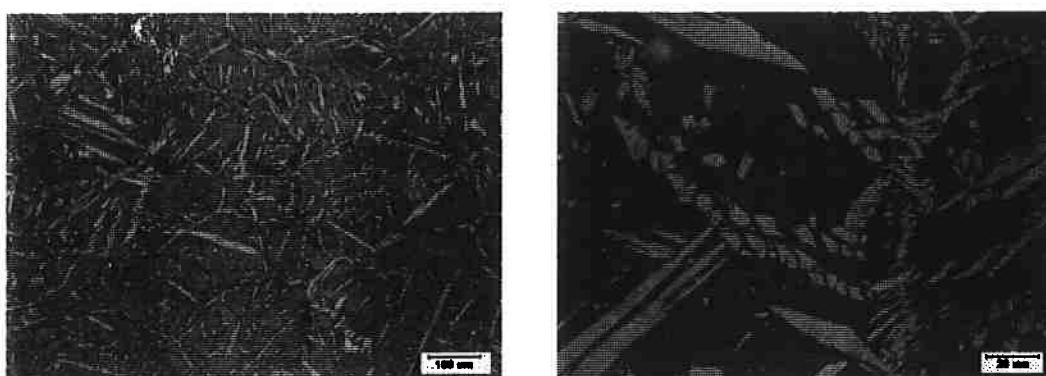


Figura 49: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 1s.

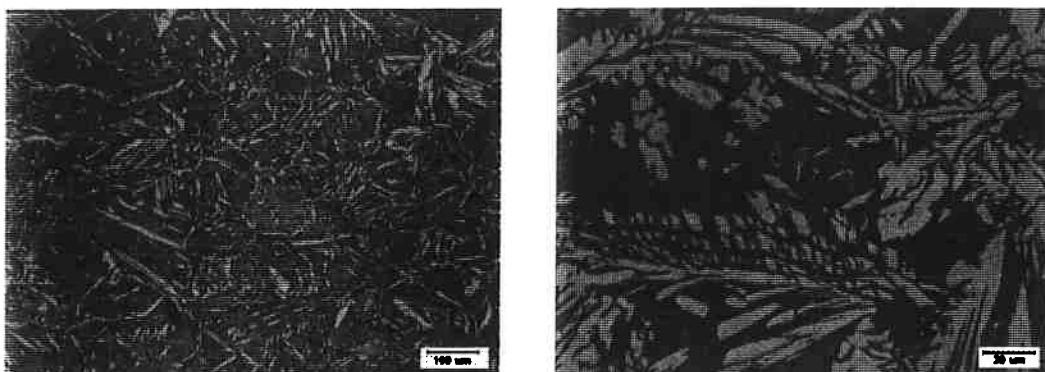


Figura 50: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 10s.

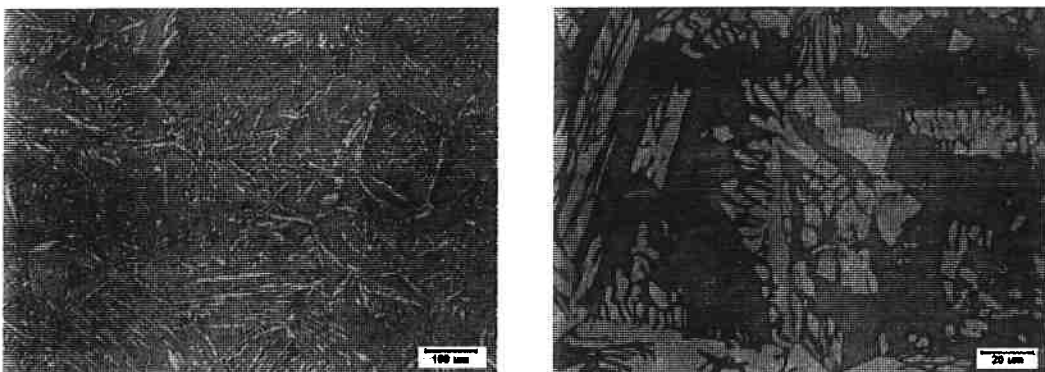


Figura 51: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 1s.

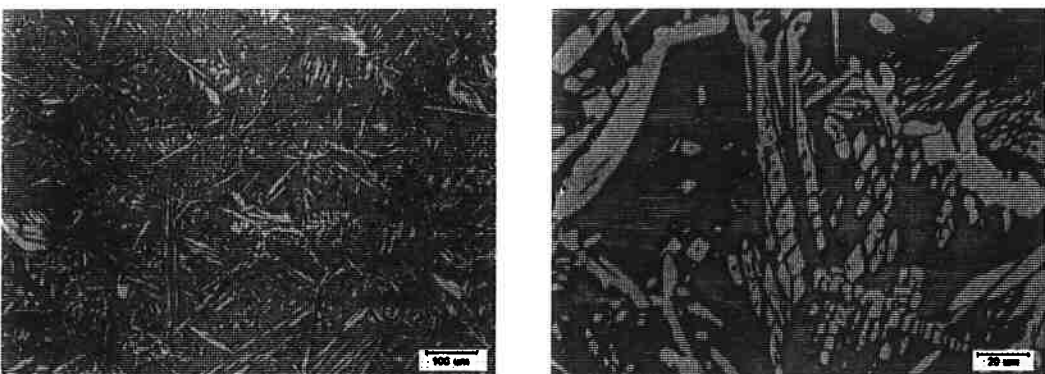


Figura 52: AID UNS S32550 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 10s.

Observa-se nas Figura 49 e Figura 50 o aumento considerável na quantidade de austenita resultante do aumento do tempo de permanência a 1100°C. É visível também a presença de austenita intragranular à temperatura de 1000°C por 10s, bem como a sua ausência à temperatura de 1200°C, o que indica a sua solubilização.

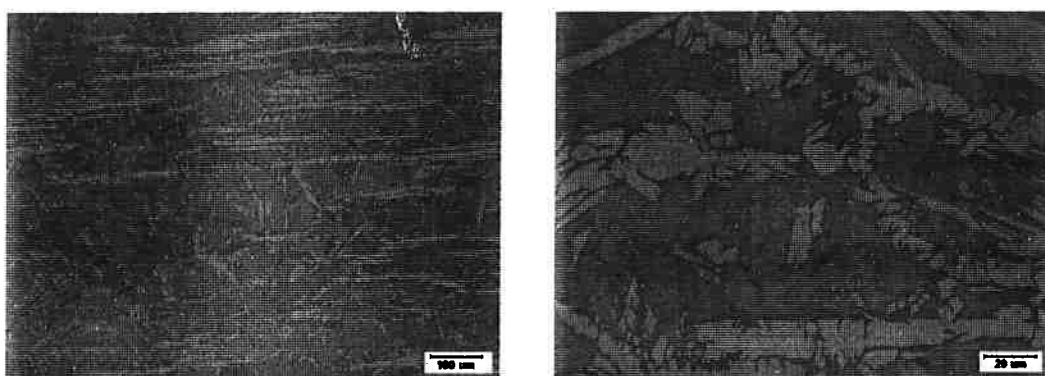


Figura 53: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 1s.

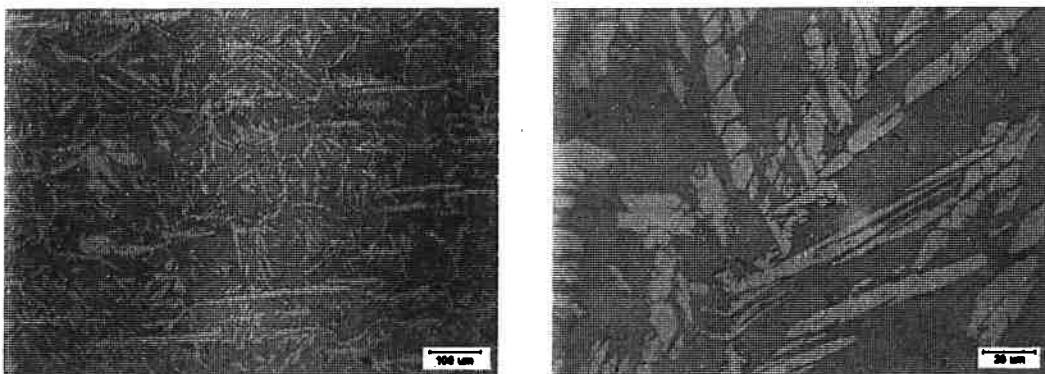


Figura 54: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 10s.

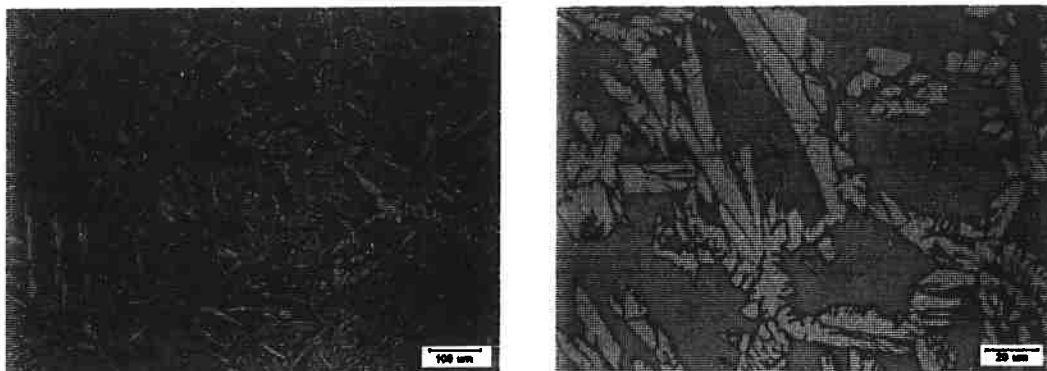


Figura 55: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 1s.

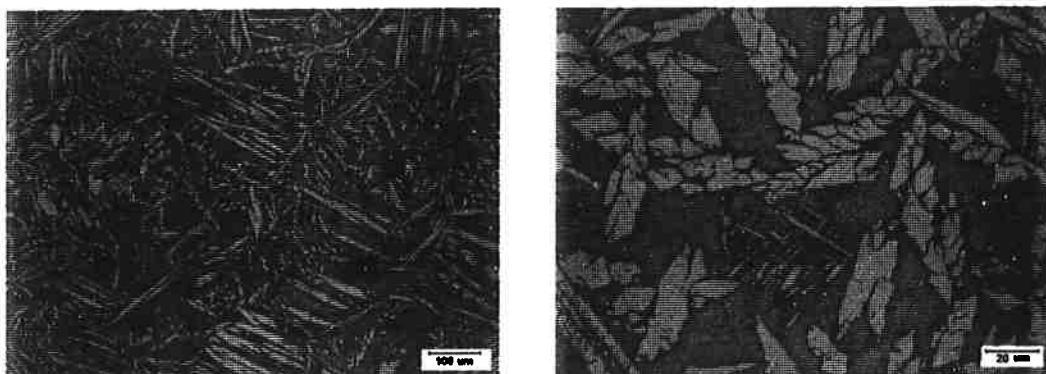


Figura 56: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 10s.

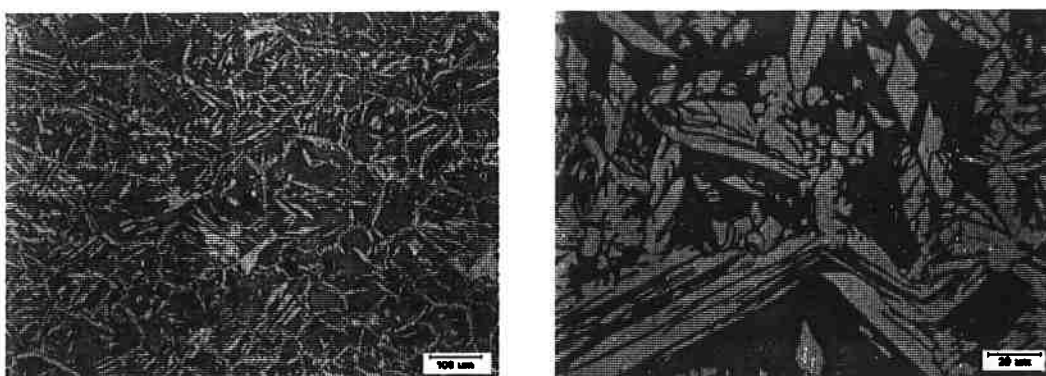


Figura 57: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 1s.

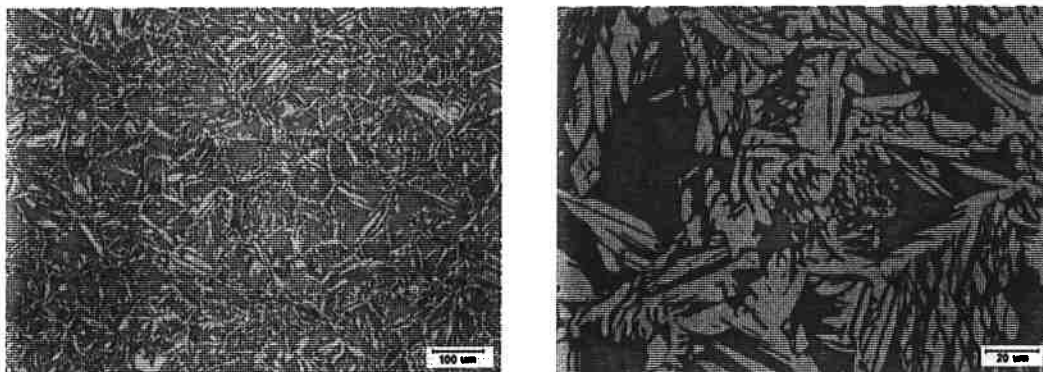


Figura 58: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 10s.



Figura 59: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 1s.

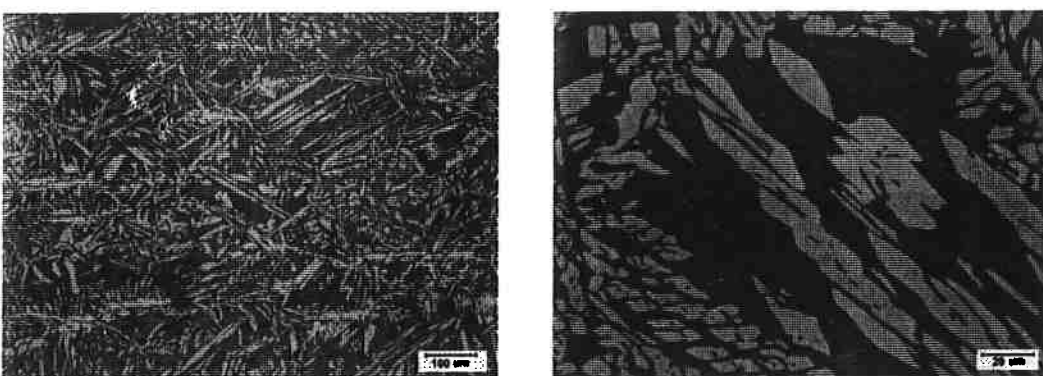


Figura 60: AID UNS S32750 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 10s.

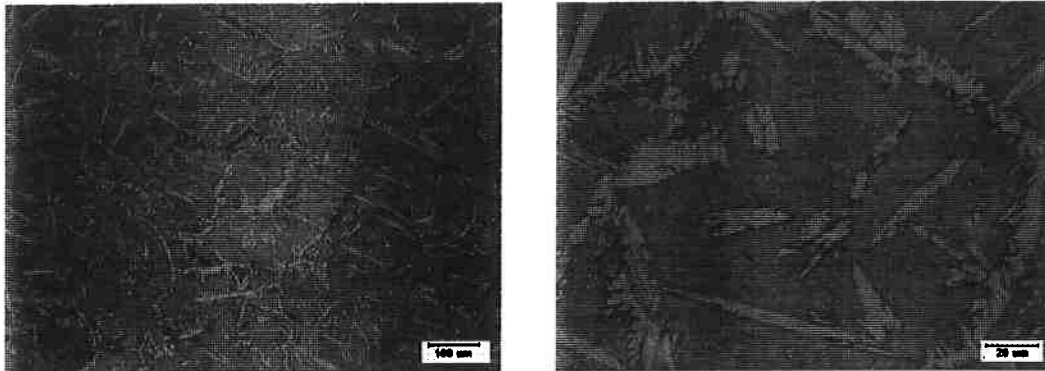


Figura 61: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 1s.

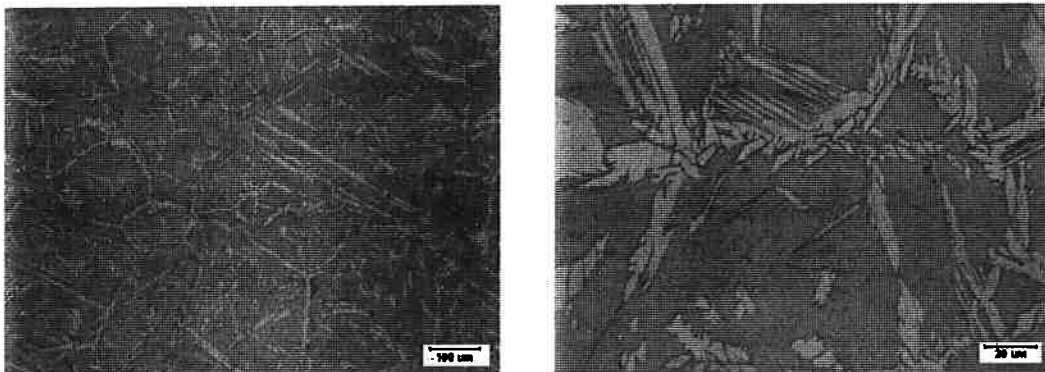


Figura 62: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 900°C por 10s.

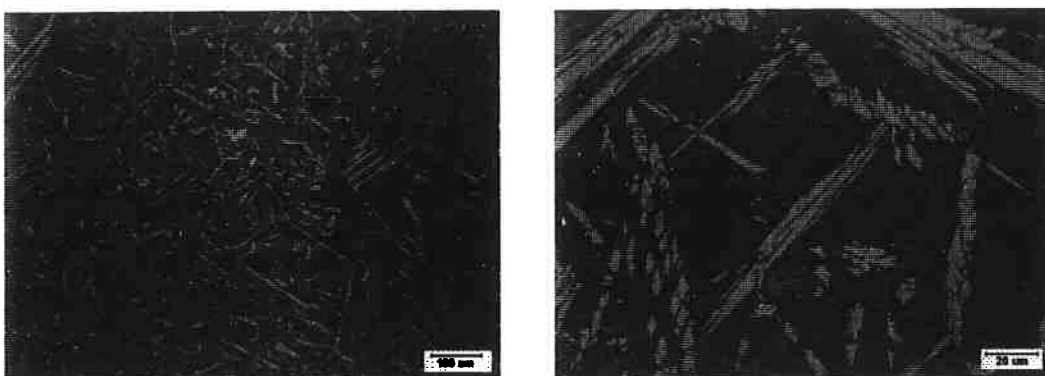


Figura 63: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 1s.

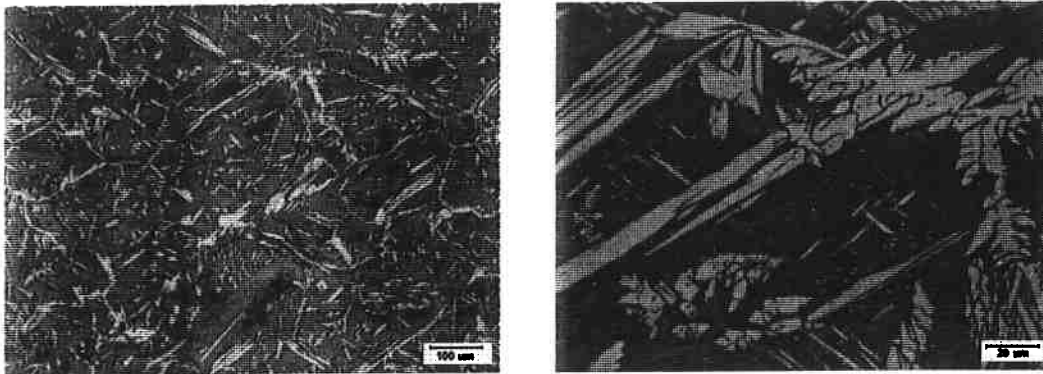


Figura 64: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1000°C por 10s.

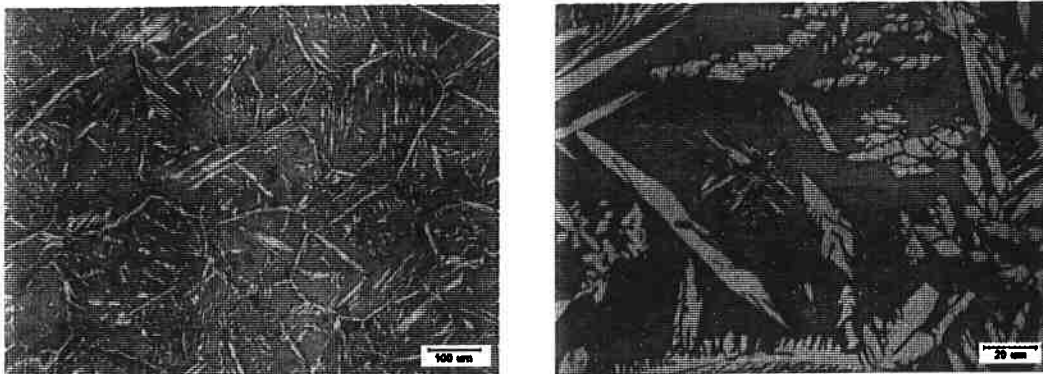


Figura 65: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 1s.

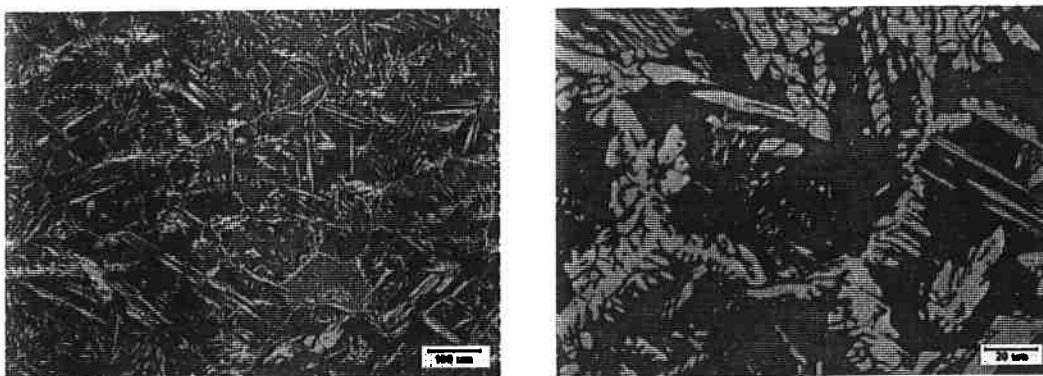


Figura 66: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1100°C por 10s.

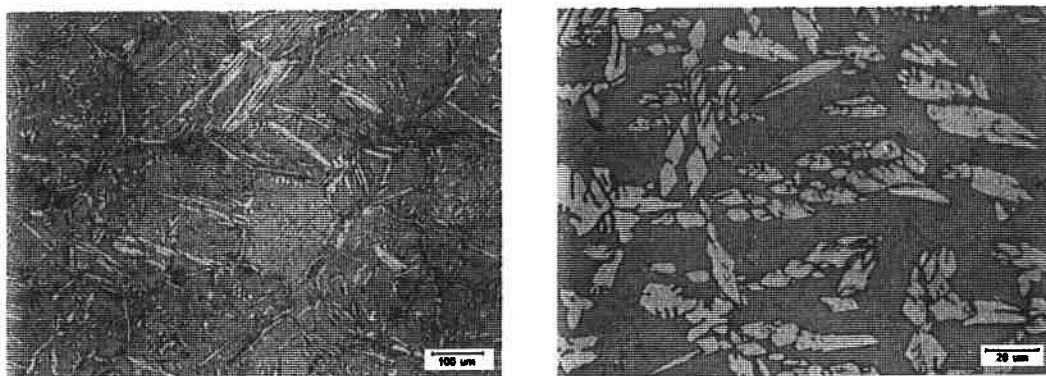


Figura 67: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 1s.

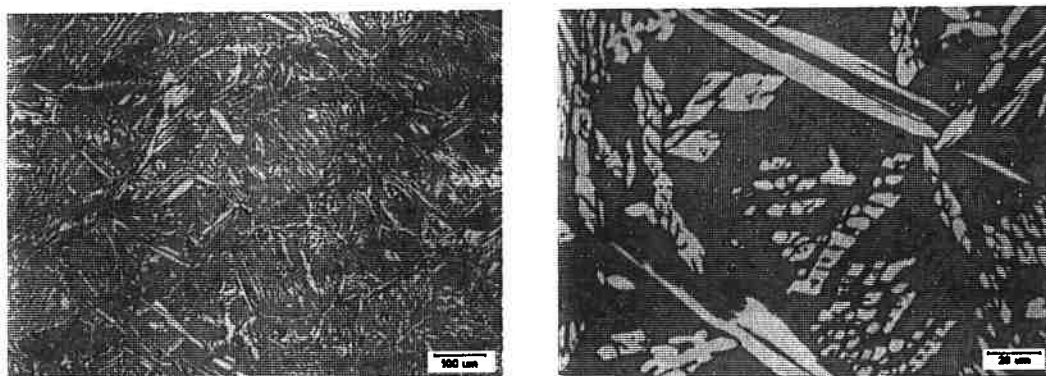


Figura 68: AID UNS S32760 submetido aos tratamentos térmicos de ferritização e reaquecimento a 1200°C por 10s.

5.2 AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO DA ZAC

5.2.1 Resistência à corrosão localizada

A avaliação da resistência à corrosão por pites, que é um tipo de corrosão localizada, foi realizada mediante ensaio potenciodinâmico numa solução aquosa naturalmente aerada de 3,5%_{peso} de NaCl, nas temperaturas de 25, 35, 50 e 75 °C.

Inicialmente foram realizados testes nos metais de base a 25 °C. Todos os materiais com exceção do AID UNS S32304, apresentaram potenciais de pite

acima dos 1000 mV. Esta diferença de comportamento é explicada pelo baixo teor de Mo neste material.

Por outro lado, devido à elevada resistência à corrosão destes materiais, o seu potencial de pite é muito elevado, com o qual o fenómeno de aumento da densidade de corrente devido à formação e crescimento do pite fica sobreposto com a reação eletroquímica de geração de oxigênio a partir do íon OH^- ($4\text{OH}^- = \text{O}_2 + 2\text{H}_2\text{O} + 4\text{e}^-$). Desta forma, fica bastante difícil determinar o potencial de pite. Portanto optou-se por realizar testes em temperaturas maiores, podendo então reduzir o potencial de pite e desta forma tornar claro o problema descrito. Portanto optou-se por ensaiar os AIDs UNS S32304 e UNS S32205 à temperatura de 35°C e os AISDs UNS S32550, UNS S32750 e UNS S32760, por serem ligas com propriedades de corrosão superiores, à temperatura de 50°C.

Para os ensaios a 35°C, o AID UNS S32304, apresentou uma queda no seu potencial de pite, mas o potencial de pite do AID UNS S32205 se manteve acima dos 1000 mV. Desta forma, passou-se a testar todos os materiais, com exceção do UNS S32304, a 50°C. Nesta temperatura verificou-se uma queda no potencial de pite do AID UNS S32205, mas os outros materiais mantiveram potenciais de pite elevados. Desta forma, os materiais foram testados a 75°C. Mas não se obteve queda no potencial de pite dos três AISD. O que foi observado foi um aumento considerável da dispersão dos resultados para as temperaturas de 50 e 75°C, que provavelmente se deve a fatores como a convecção, que passa a ser importante nestas temperaturas.

Um comportamento que foi bastante claro foi a redução do potencial de proteção, de todas as ligas, com o aumento da temperatura de ensaio.

Deve-se chamar atenção para o fato da utilização de um eletrodo de referência diferente para os ensaios a 75°C. Dado que o eletrodo saturado de Calomelano não deve ser utilizado acima dos 70°C, neste caso foi utilizado o eletrodo saturado de Ag/ClAg. No entanto, os resultados apresentados foram corrigidos e todos são apresentados com relação ao eletrodo de Calomelano.

Nas Tabela 7 e

Tabela 8 são apresentados os potenciais de pite e potenciais de proteção dos materiais no estado como-recebido, ferritizados e reaquecidos ensaiados nas temperaturas determinadas acima. Nas Figura 69 a Figura 74 são mostradas a título de exemplo algumas das curvas de polarização dos ensaios supracitados.

Tabela 7: Potenciais de pite dos materiais nos estados como-recebido, ferritizado, e reaquescido.

Designação UNS	Como Recebido	1350 °C x 5 ou 10 s ¹	Tempo [s]	Temperatura de Reaquecimento [°C]				ANOVA	
				900	1000	1100	1200	F _{crítico}	F
S32304	535 ± 52	332 ± 30	1	366 ± 36	403 ± 21	361 ± 16	433 ± 42	7,6	4,6
			10	401 ± 27	376 ± 15	457 ± 34	443 ± 30	7,6	7,1
			F	2,3	4,0	25,1	0,1	21,2	
S32205	796 ± 76	508 ± 32	1	458 ± 17	408 ± 49	558 ± 46	554 ± 43	7,6	12,5
			10	494 ± 36	511 ± 43	577 ± 20	568 ± 58	7,6	3,7
			F	3,1	9,5	0,5	0,1	21,2	
S32550	1065 ± 44	877 ± 92	1	971 ± 21	1027 ± 25	1033 ± 50	1015 ± 7	7,6	3,4
			10	968 ± 28	1012 ± 18	1048 ± 3	991 ± 59	7,6	3,8
			F	0,02	1,0	0,4	0,7	21,2	
S32750	1069 ± 70	919 ± 12	1	1022 ± 45	1035 ± 28	1026 ± 44	1061 ± 60	7,6	0,6
			10	1031 ± 16	1038 ± 32	1040 ± 48	1047 ± 7	7,6	0,2
			F	0,1	0,02	0,2	0,2	21,1	
S32760	1038 ± 39	879 ± 65	1	976 ± 28	1045 ± 26	1035 ± 10	1045 ± 25	7,6	7,6
			10	1013 ± 38	1017 ± 55	1023 ± 3	1016 ± 36	7,6	0,04
			F	0,4	0,8	0,3	0,7	21,2	

Nota: 1: UNS S32304, S32205, S32550 e S32760 tratados a 1350 °C por 5 s. UNS S32750 tratado a 1350 °C por 10 s.

ANOVA: Análise de variância.

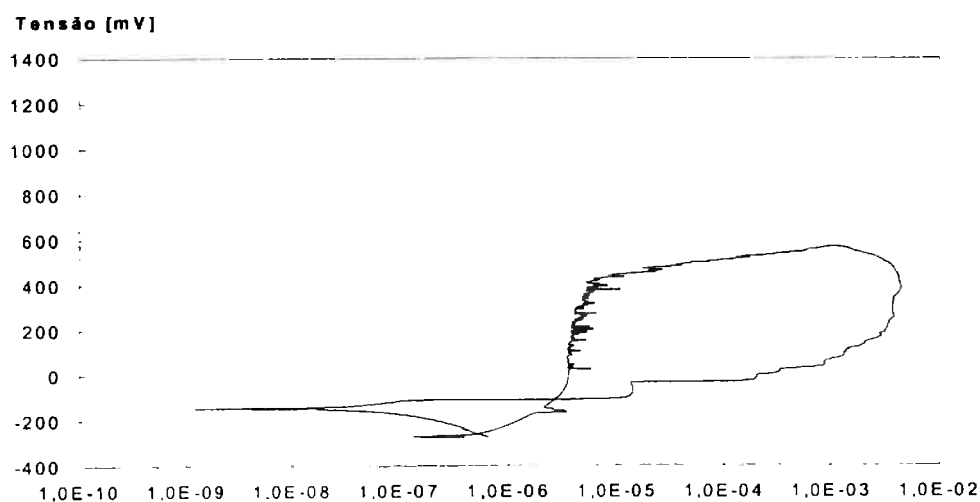
F: Fator de variância.

Tabela 8: Potenciais de proteção dos materiais nos estados como-recebido, ferritizado, e reaquescido.

Designação UNS	Como Recebido	1350 °C x 5 ou 10 s ¹	Tempo [s]	Temperatura de Reaquecimento [°C]			
				900	1000	1100	1200
S32304	-65 ± 66	-137 ± 51	1	-135 ± 117	-65 ± 22	-64 ± 44	-110 ± 65
			10	-137 ± 114	-157 ± 139	-54 ± 57	-98 ± 61
S32205	-116 ± 60	-82 ± 42	1	-147 ± 46	-144 ± 91	-75 ± 89	-89 ± 75
			10	-131 ± 55	-157 ± 30	-48 ± 48	-59 ± 121
S32550	336 ± 51	-111 ± 85	1	66 ± 446	187 ± 279	563 ± 125	-88 ± 102
			10	104 ± 233	356 ± 63	346 ± 129	79 ± 288
S32750	122 ± 116	-124 ± 39	1	15 ± 280	399 ± 33	409 ± 44	118 ± 233
			10	290 ± 38	386 ± 104	282 ± 305	352 ± 47
S32760	290 ± 75	-113 ± 39	1	295 ± 83	275 ± 164	255 ± 153	195 ± 300
			10	246 ± 220	158 ± 232	354 ± 128	166 ± 247

Nota: 1: UNS S32304, S32205, S32550 e S32760 tratados a 1350 °C por 5 s. UNS S32750 tratado a 1350 °C por 10 s.

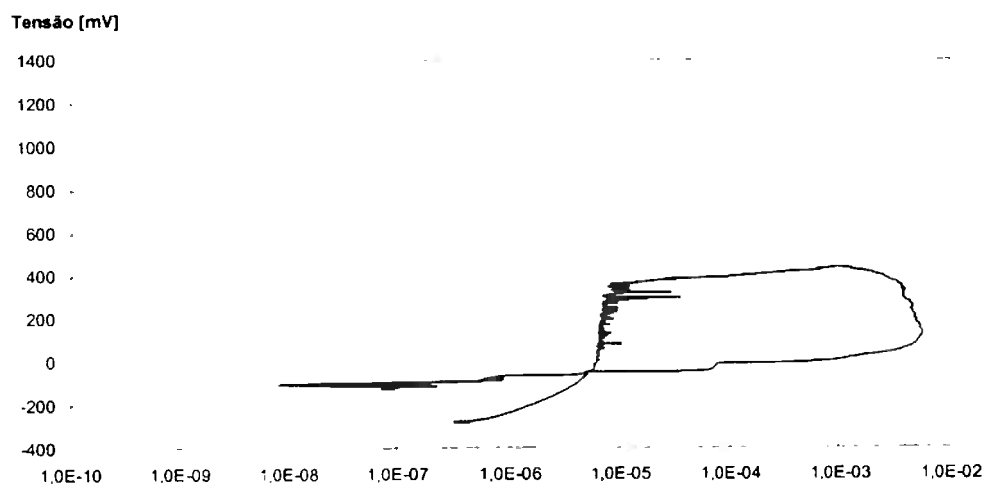
A dispersão dos potenciais de proteção não tornaram viável uma análise detalhada dos resultados.



UNS S32304 - Ferritizado

Corrente/Área [A/cm^2]

Figura 69: Curva do ensaio de corrosão por pite (polarização cíclica) do material UNS S32304 no estado como-recebido.



UNS S32304 - Ferritizado

Corrente/Área [A/cm^2]

Figura 70: Curva do ensaio de corrosão por pite (polarização cíclica) do material UNS S32304 no estado ferritizado.

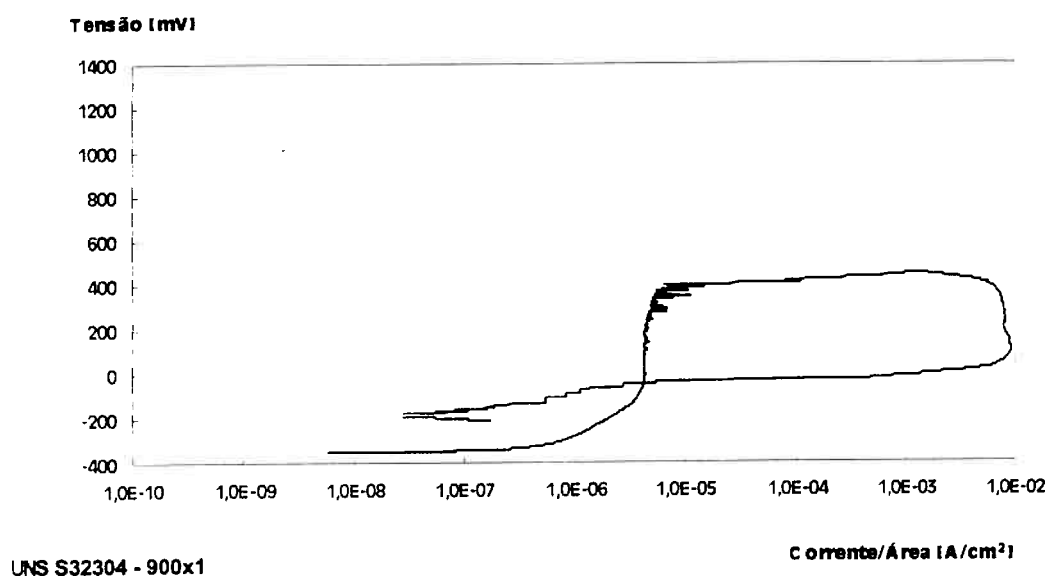


Figura 71: Curva do ensaio de corrosão por pite (polarização cíclica) do material UNS S32304 no estado reaquecido a 900°C por 1s, após a ferritização.

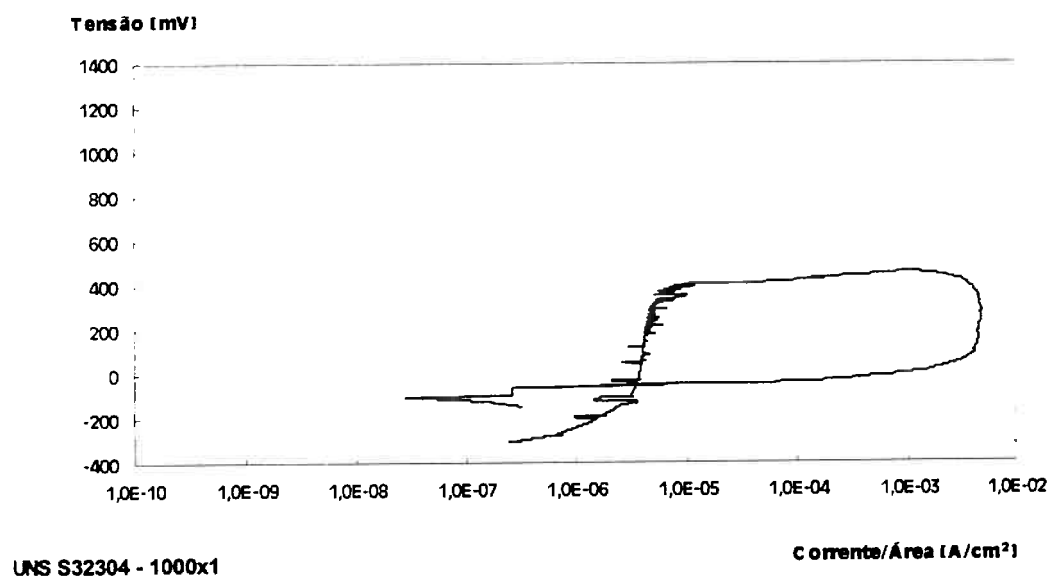


Figura 72: Curva do ensaio de corrosão por pite (polarização cíclica) do material UNS S32304 no estado reaquecido a 1000°C por 1s, após a ferritização.

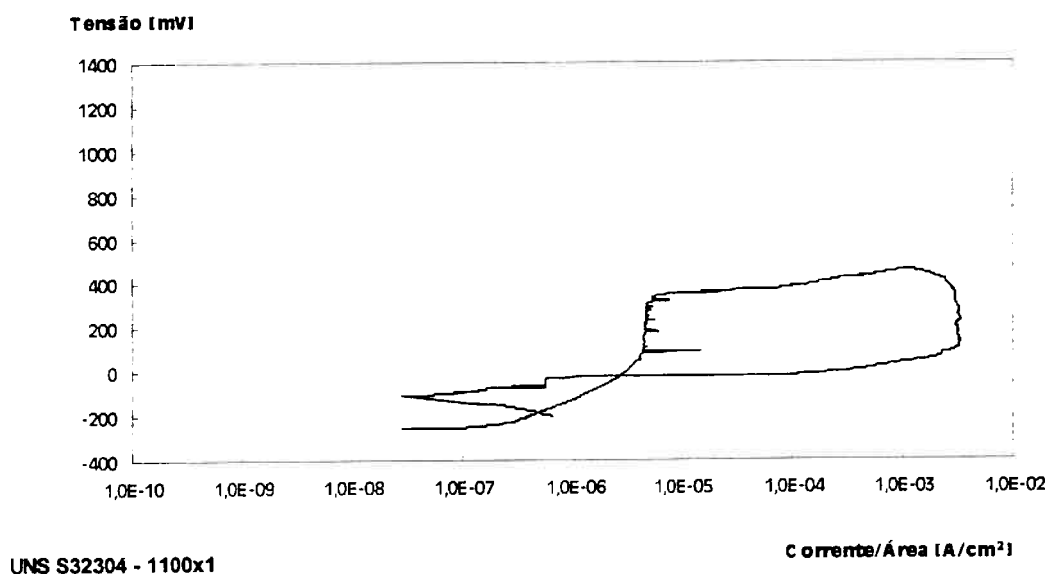


Figura 73: Curva do ensaio de corrosão por pite (polarização cíclica) do material UNS S32304 no estado reaquecido a 1100°C por 1s, após a ferritização.

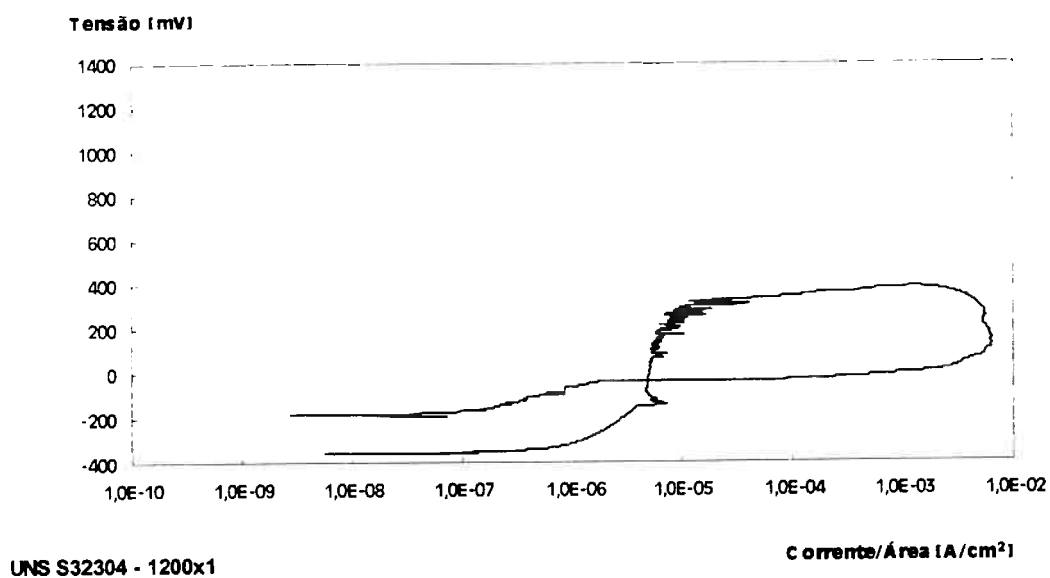


Figura 74: Curva do ensaio de corrosão por pite (polarização cíclica) do material UNS S32304 no estado reaquecido a 1200°C por 1s, após a ferritização.

Um aspecto importante dos ensaios de corrosão é determinar os lugares de início dos pites. Portanto, após os ensaios de polarização cíclica, os corpos de prova foram levemente polidos e atacados. Nas Figuras 75 a 79 são apresentadas algumas fotografias de regiões onde se formaram pites. Alguns dos pites observados tinham evoluído de modo considerável, dificultando a identificação do lugar de início. No entanto, da observação destes pites ficou bastante clara a dissolução preferencial da ferrita, como é mostrado na Figura 75.

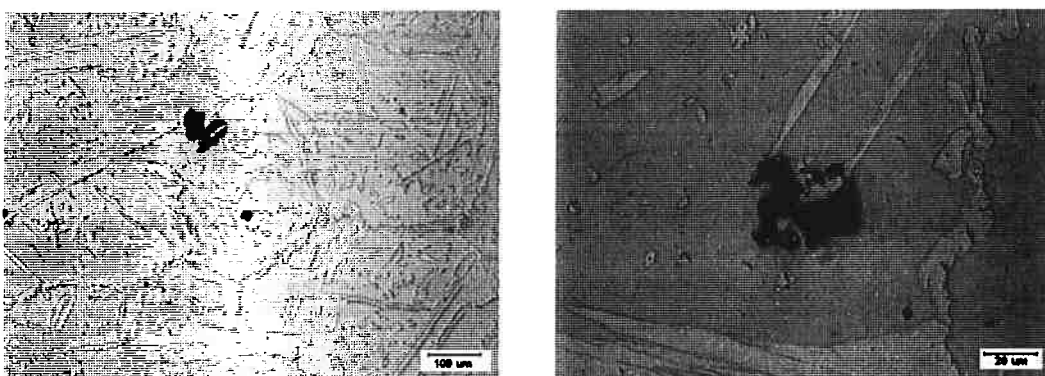


Figura 75: AID UNS S32304 no estado ferritizado após o ensaio de corrosão por pite.

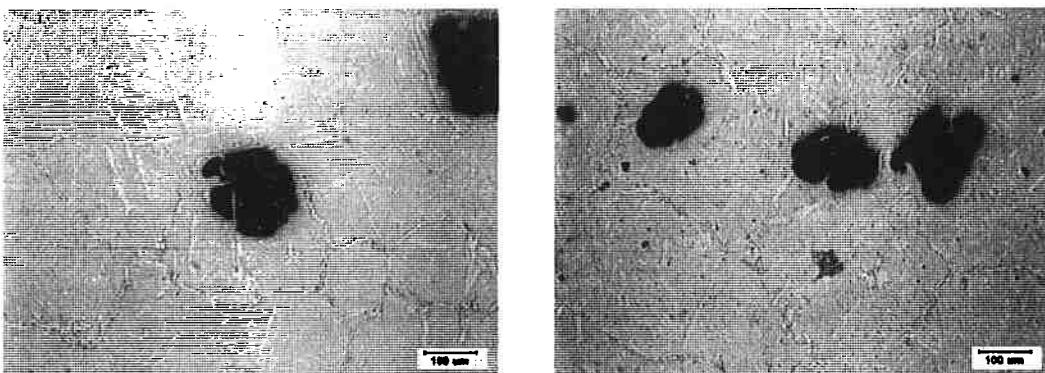


Figura 76: AID UNS S32304 no estado ferritizado e rea aquecido a 900°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

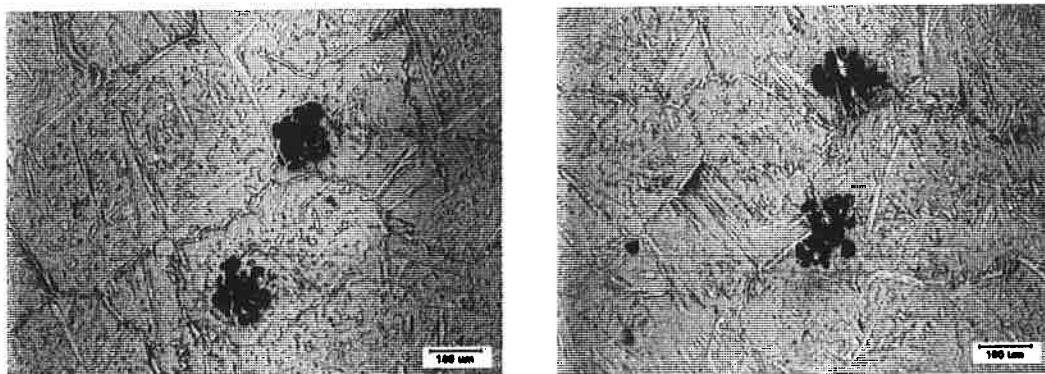


Figura 77: AID UNS S32304 no estado ferritizado e reauecido a 1000°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

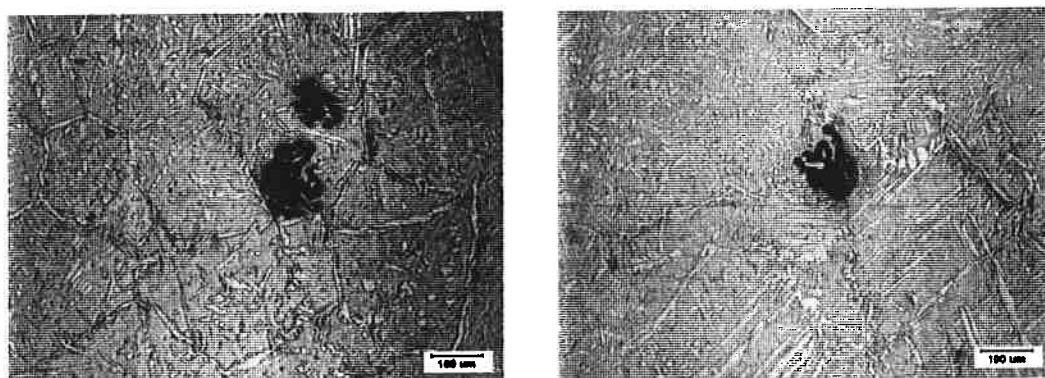


Figura 78: AID UNS S32304 no estado ferritizado e reauecido a 1100°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

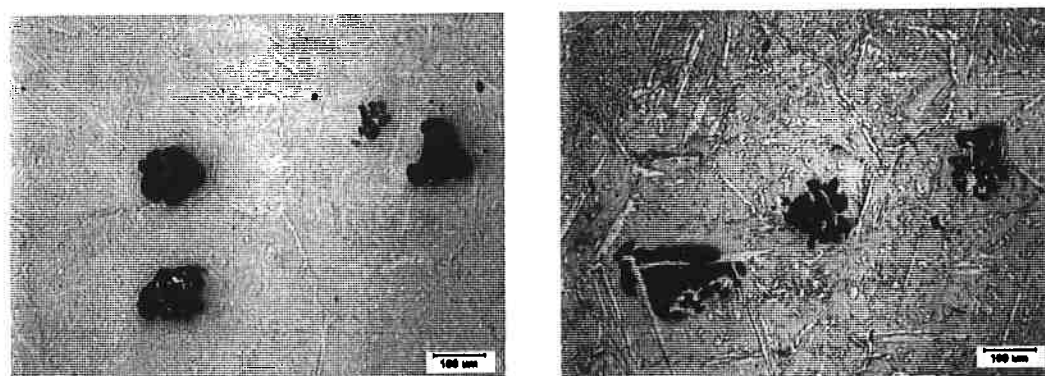


Figura 79: AID UNS S32304 no estado ferritizado e reauecido a 1200°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

Observa-se que os pites formados têm tamanho relativamente grande, e são visíveis a olho nu, no material UNS S32304.

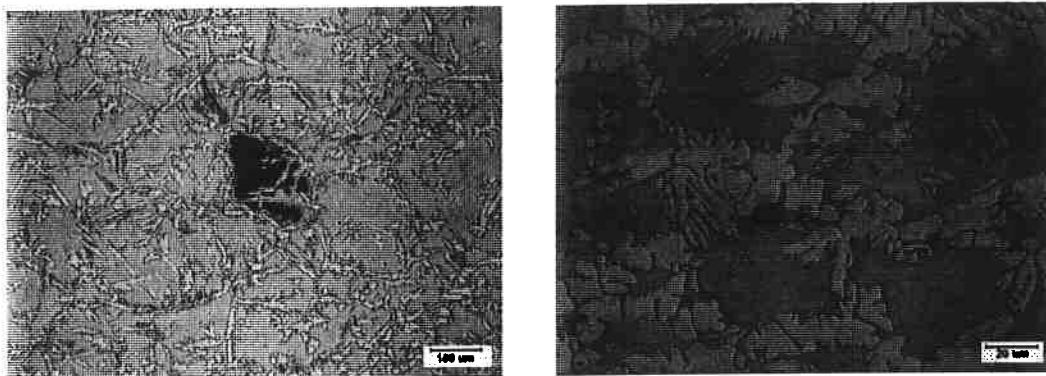


Figura 80: AID UNS S32205 no estado ferritizado após o ensaio de corrosão por pite.

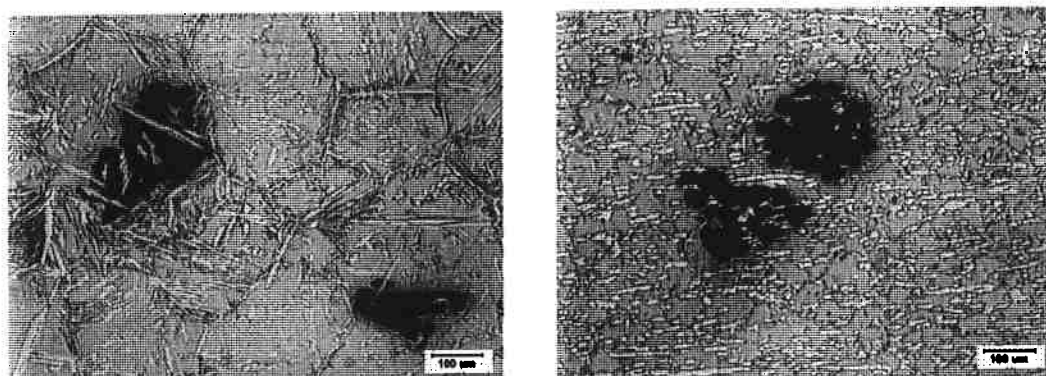


Figura 81: AID UNS S32205 no estado ferritizado e reaquecido a 900°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

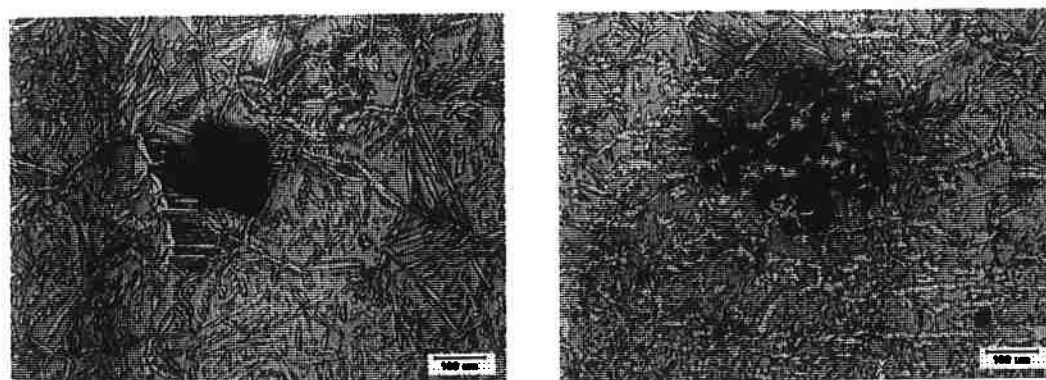


Figura 82: AID UNS S32205 no estado ferritizado e reaquecido a 1000°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

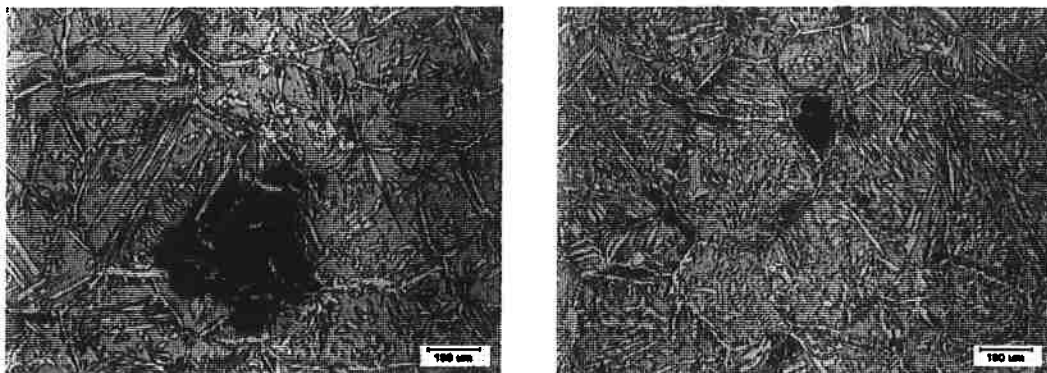


Figura 83: AID UNS S32205 no estado ferritizado e reauecido a 1100°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

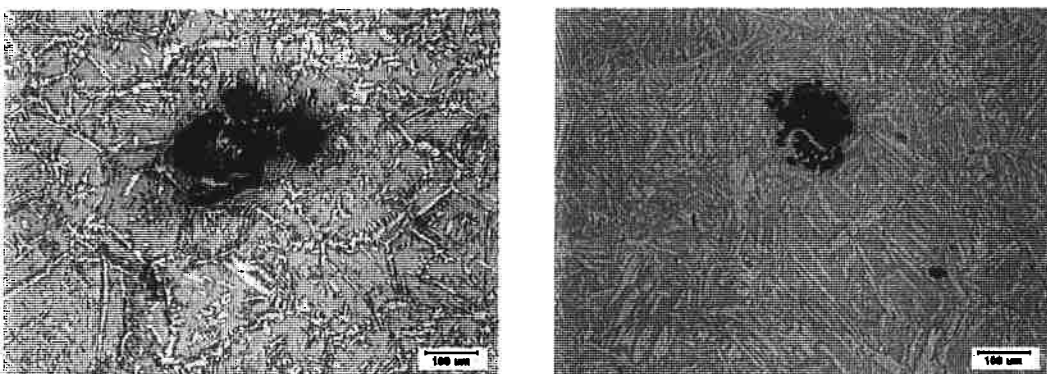


Figura 84: AID UNS S32205 no estado ferritizado e reauecido a 1200°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

Pode-se notar, na Figura 85, o local de início de alguns dos pites como sendo preferencialmente a interface α/γ .

Nota-se também que o material UNS S32205 apresentou um comportamento semelhante ao UNS S32304, com pites relativamente grandes e visíveis a olho nu.

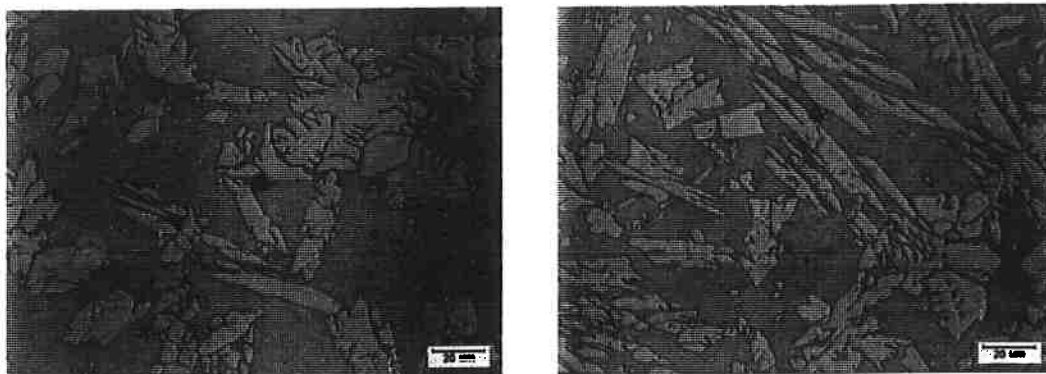


Figura 85: AID UNS S32205 no estado ferritizado e reauecido a 1100°C por 1 e 10 segundos respectivamente com aumento de 500 x, após o ensaio de corrosão por pite.

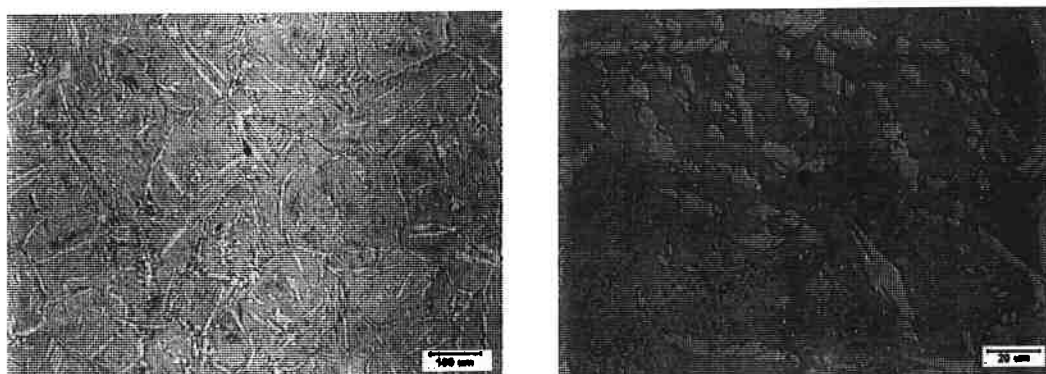


Figura 86: AID UNS S32550 no estado ferritizado após o ensaio de corrosão por pite.

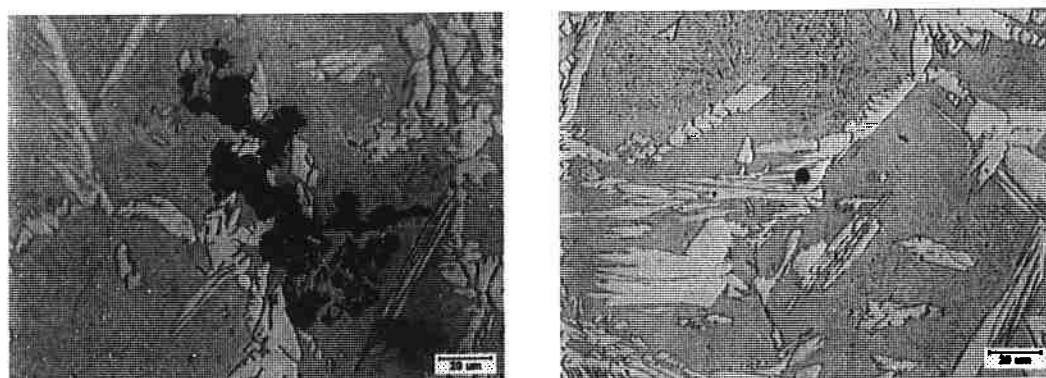


Figura 87: AID UNS S32550 no estado ferritizado e reauecido a 900°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

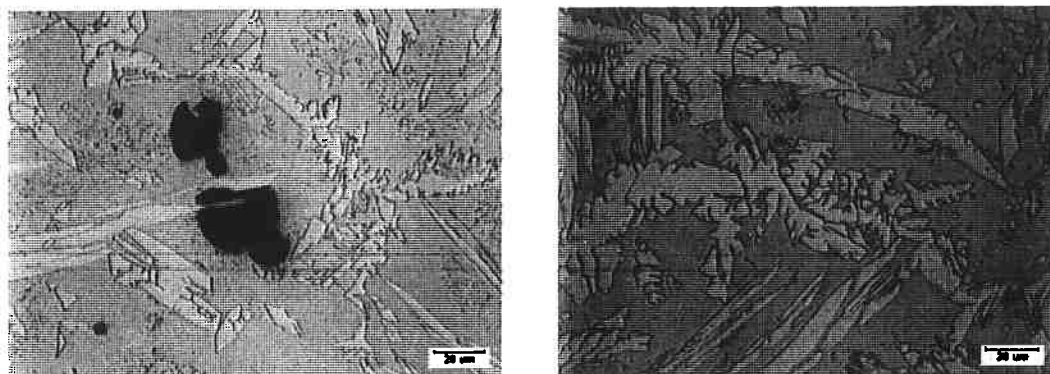


Figura 88: AID UNS S32550 no estado ferritizado e reauecido a 1000°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

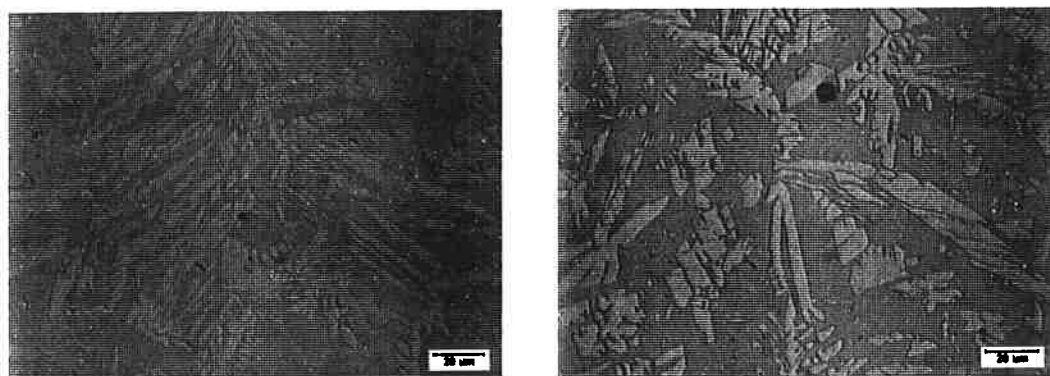


Figura 89: AID UNS S32550 no estado ferritizado e reauecido a 1100°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

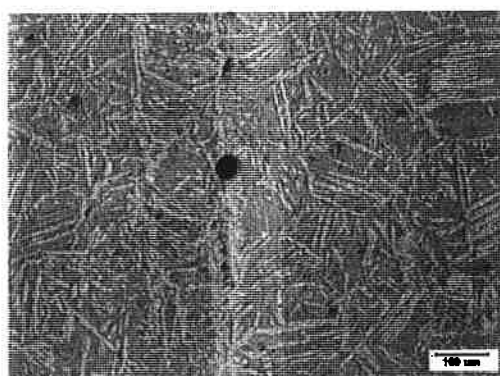


Figura 90: AID UNS S32550 no estado ferritizado e reauecido a 1100°C por 1 segundo com aumento de 100 x, após o ensaio de corrosão por pite.

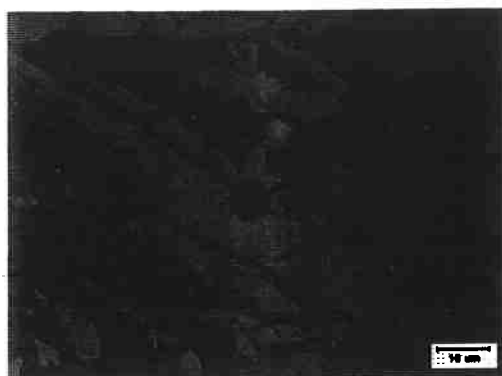


Figura 91: AID UNS S32205 no estado ferritizado e reauecido a 1100°C por 10 segundos com aumento de 1000 x, após o ensaio de corrosão por pite.

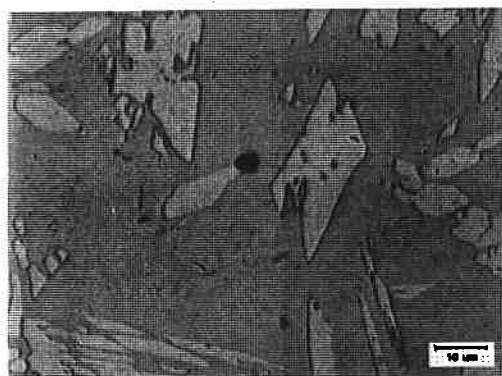


Figura 92: AID UNS S32550 no estado ferritizado e reauecido a 1200°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

O AID UNS S32550, em comparação com os S32304 e S32205, apresenta pites menores, isso se deve provavelmente à maior concentração de Cr, e à presença de Cu que retarda a cinética de crescimento do pite formado. Contudo, os lugares preferenciais de formação de pite são as interfaces α/γ , como nos anteriores.

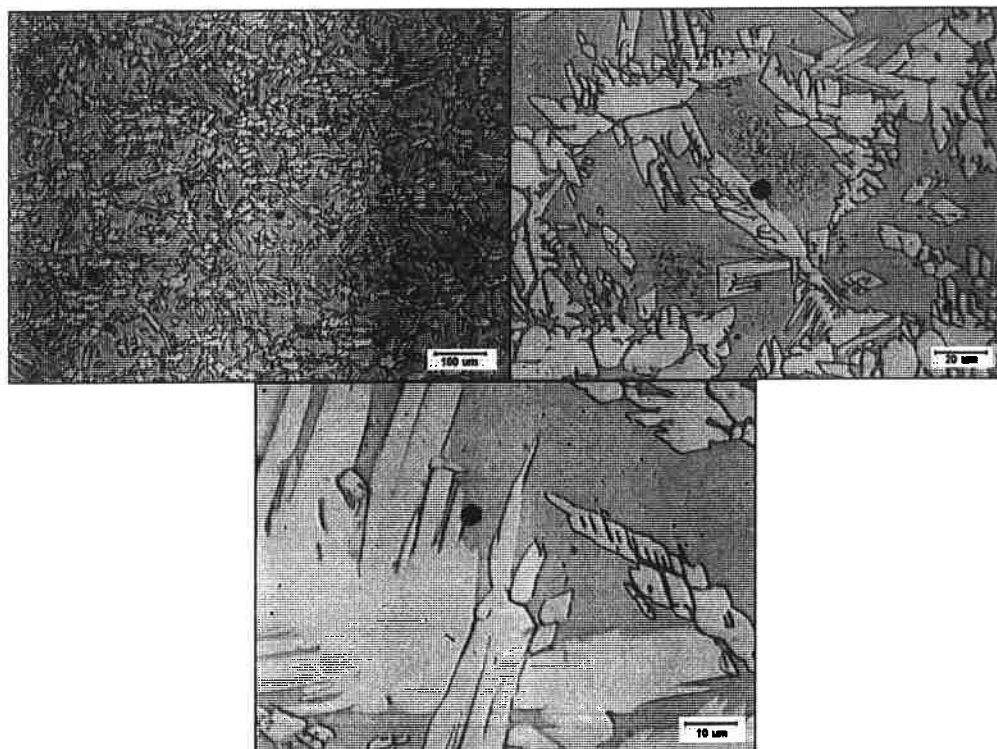


Figura 93: AID UNS S32750 no estado ferritizado após o ensaio de corrosão por pite.

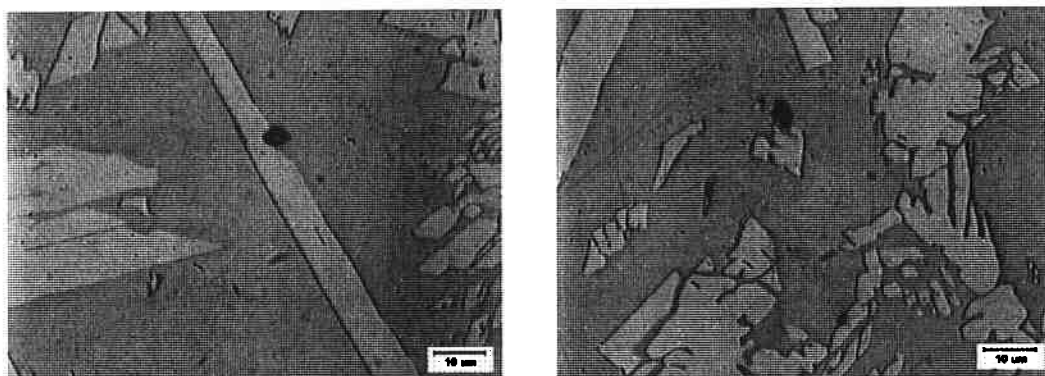


Figura 94: AID UNS S32750 no estado ferritizado e reaquescido a 900°C por 1 e 10 segundos respectivamente com aumento de 1000 x, após o ensaio de corrosão por pite.

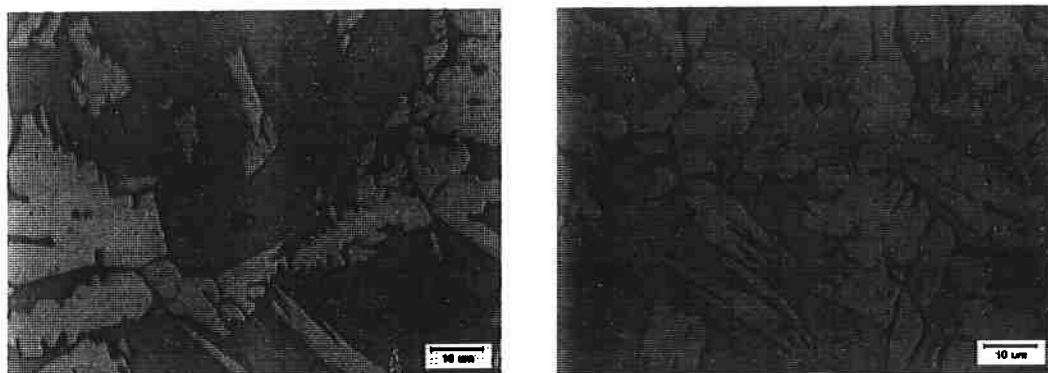


Figura 95: AID UNS S32750 no estado ferritizado e reauecido a 1000°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

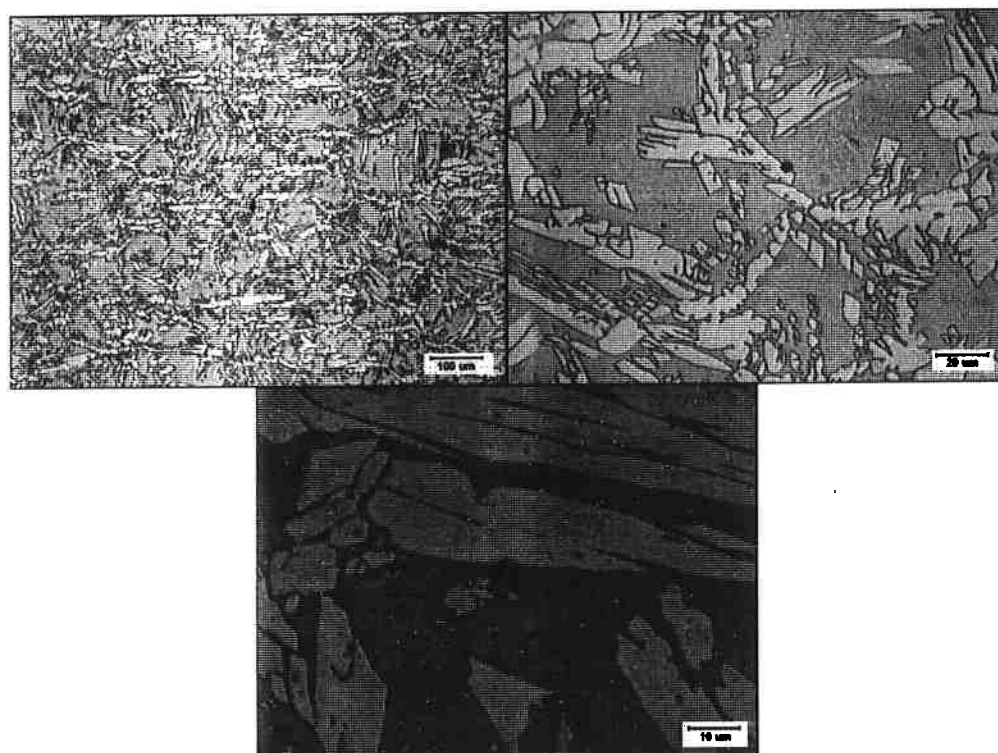


Figura 96: AID UNS S32750 no estado ferritizado e reauecido a 1100°C por 1 segundo, após o ensaio de corrosão por pite.

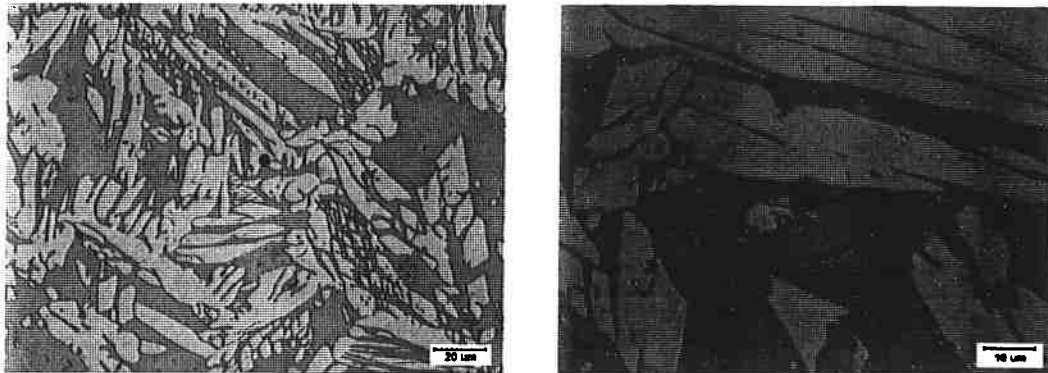


Figura 97: AID UNS S32750 no estado ferritizado e reauecido a 1100°C por 10 segundos, após o ensaio de corrosão por pite.

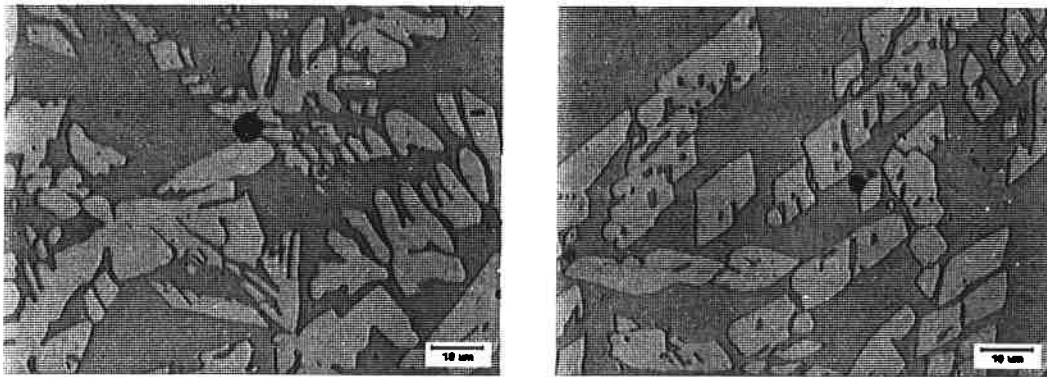


Figura 98: AID UNS S32750 no estado ferritizado e reauecido a 1200°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

O AID UNS S32750 apresenta comportamento semelhante ao UNS S32550. Uma diferença sensível entre os dois AISD é o teor de Cu elevado do UNS S32550, e o teor de N maior no UNS S32750 que no S32550. Talvez haja uma relação de compensação entre Cu e N com relação à resistência à corrosão, uma vez que altos teores de N são benéficos às propriedades de corrosão.

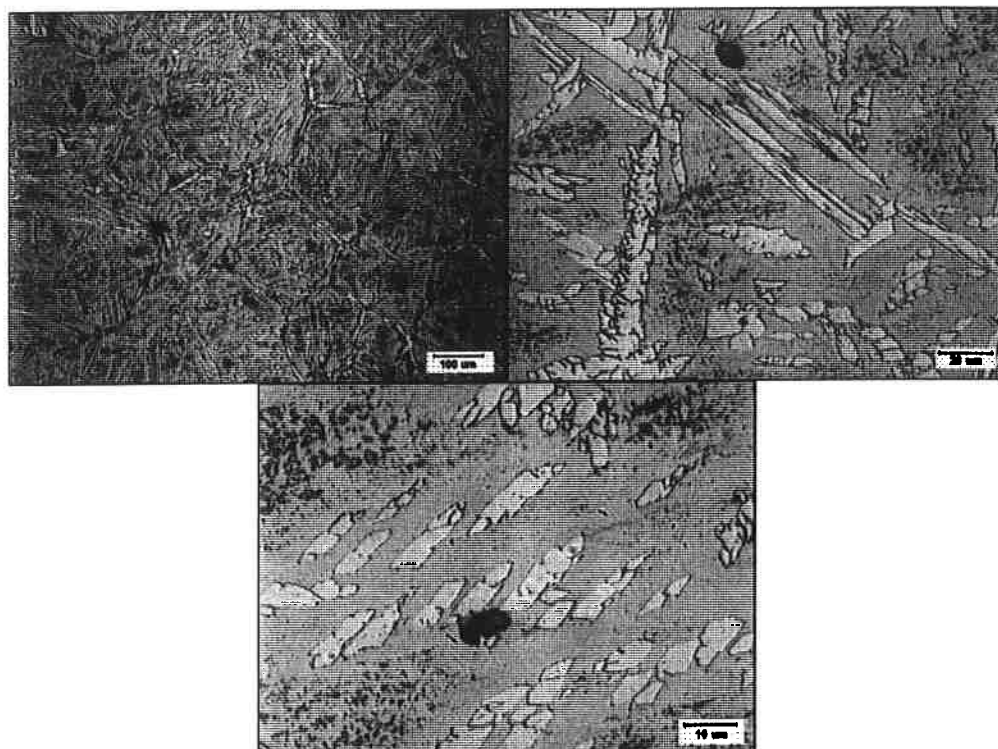


Figura 99: AID UNS S32760 no estado ferritizado após o ensaio de corrosão por pite.

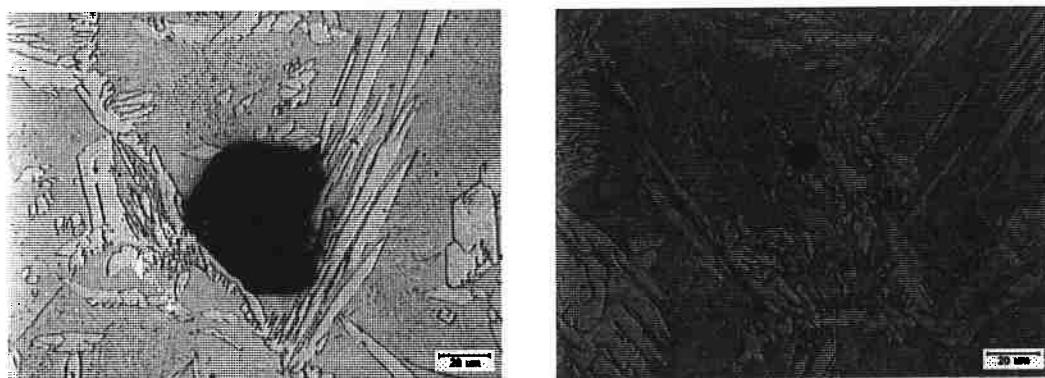


Figura 100: AID UNS S32760 no estado ferritizado e reauecido a 900°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

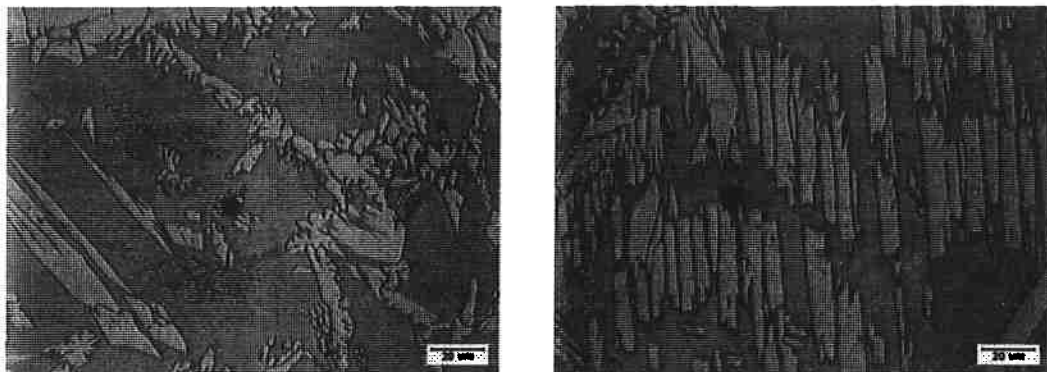


Figura 101: AID UNS S32760 no estado ferritizado e reauecido a 1000°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

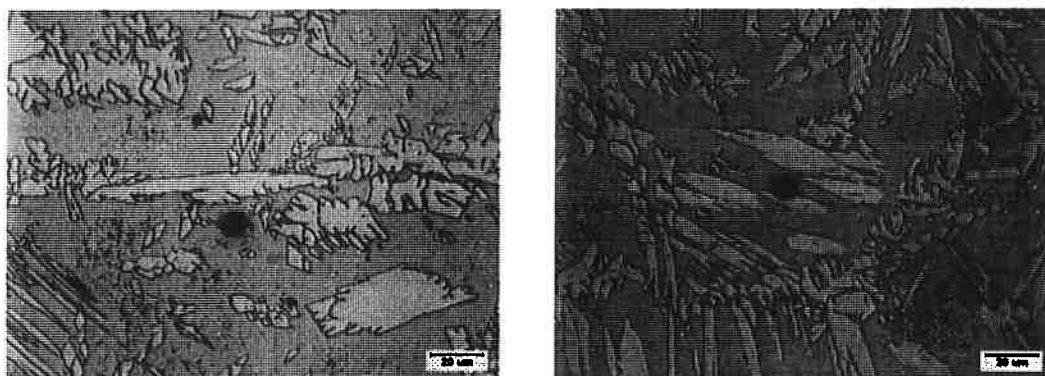


Figura 102: AID UNS S32760 no estado ferritizado e reauecido a 1100°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

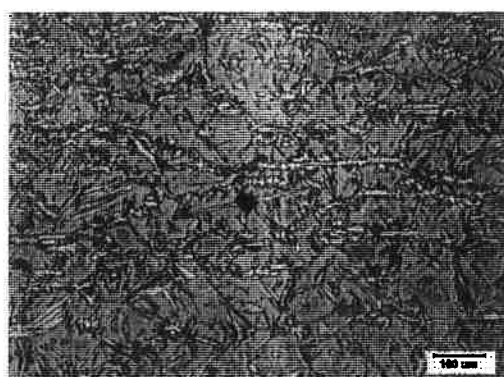


Figura 103: AID UNS S32760 no estado ferritizado e reauecido a 1100°C por 1 segundo com aumento de 100 x, após o ensaio de corrosão por pite.

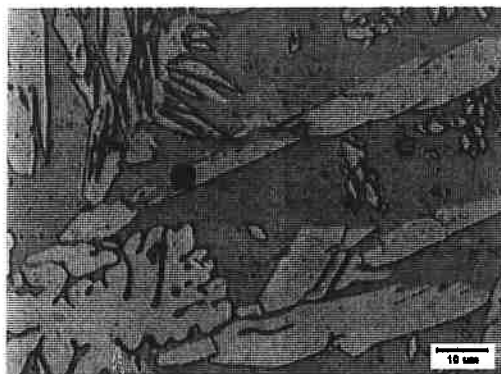


Figura 104: AID UNS S32760 no estado ferritizado e reauecido a 1100°C por 10 segundos com aumento de 1000 x, após o ensaio de corrosão por pite.

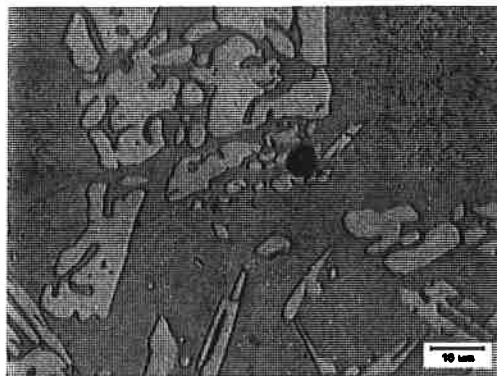
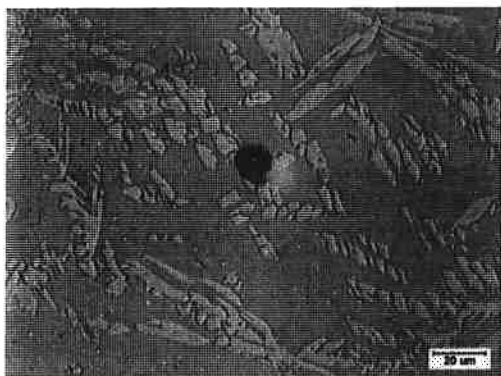


Figura 105: AID UNS S32760 no estado ferritizado e reauecido a 1200°C por 1 e 10 segundos respectivamente, após o ensaio de corrosão por pite.

Como pode ser visto em algumas das Figuras, em especial a Figura 88 , os pites se formam preferencialmente nas interfaces α/γ e o seu aparecimento é bastante comum nas colônias de austenita intragranular.

Pode-se comentar que os potenciais de pite dos materiais ferritizados são menores que os dos metais de base, como era de se esperar, devido à microestrutura destes materiais.

Em alguns casos, o tratamento de reaquecimento isotérmico foi benéfico, elevando o potencial de pite do material, provavelmente neste caso, a reação de precipitação de γ_2 já estava encerrada e a difusão fez com que os elementos de liga homogeneizassem o material.

Para os três AISDs estudados, não houve um desenvolvimento considerável dos pites formados, provavelmente isso se deve ao teor de Cr elevado e no caso do UNS S32760 ao W, que retarda a cinética de crescimento do pite. Comparando-se os AISD UNS S32550 e S32760, observamos que mesmo no estado ferritizado, mais susceptível à corrosão por pite, o crescimento do pite não foi verificado para o AISD UNS S32760, ao contrário do UNS S32550. Podemos atribuir esse efeito à presença de W e Cu.

6. CONCLUSÕES

Nem todos os AIDs estudados possuem solidificação ferrítica. Foi verificado que somente o material UNS S32304 apresenta a possibilidade de ter uma estrutura unicamente ferrítica. O restante das ligas apresentam solidificação ferrítico-austenítica.

O ataque eletrolítico utilizado permitiu a perfeita identificação das fases estudadas e atendeu aos requisitos propostos no trabalho, oferecendo diferenciação entre fases adequada para a quantificação destas no analisador digital de imagens.

O efeito dos tratamentos térmicos de reaquecimento na precipitação e crescimento da γ depende grandemente da fração de γ no equilíbrio para a temperatura de tratamento, bem como da cinética da reação.

As temperaturas de precipitação de γ_2 intragranular variam para as ligas estudadas.

A morfologia da γ_2 intragranular depende da temperatura de precipitação e do tempo de duração do reaquecimento. A medida que o tempo e temperatura aumentam, as partículas tornam-se mais arredondadas.

Parte da austenita intragranular, tanto primária quanto secundária, precipita a partir de inclusões.

O potencial de pite dos materiais estudados no estado ferritizado, apresentou queda considerável, com relação ao estado como-recebido. No entanto, o

potencial de pite foi recuperado gradativamente até atingir a sua plenitude quando os materiais foram submetidos aos tratamentos de reaquecimento entre 900 e 1200°C. Os AIDs UNS S32304 e S32205 apresentaram recuperação mais lenta que os demais materiais, que tiveram seus potenciais de pite recuperados totalmente quando reaquecidos entre 1000 e 1200°C.

A recuperação do potencial de pite não apresenta relação direta com o aumento da fração de austenita inerente ao tratamento. Portanto, esse não é o único fator que interfira nas propriedades dos materiais.

A grande maioria dos pites formados se deu no interior dos grãos de ferrita e preferencialmente nas interfaces α/γ , e o crescimento do pite ocorreu dissolvendo preferencialmente a ferrita.

7. REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- ¹ RAMÍREZ, J.A. Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex. São Paulo, 1997.
- ² HERTZMAN, S. Microestrutura-property relations of Mo- and W-alloyed super duplex stainless weld metals. **Materials Science and Technology**. v. 13, n. 7, p. 604-613, 1997.
- ³ REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A.F. O Desenvolvimento dos Aços Inoxidáveis Ferríticos-Austeníticos com Microestrutura Duplex – Histórico e Perspectivas Futuras. **ABM**. In 3º Seminário Brasileiro Sobre Aços Inoxidáveis. São Paulo, 1992.
- ⁴ SOLOMON, H.D.; DEVINE Jr., T.M. – Duplex Stainless Steels – A Tale of Two Phases – In Conferency of Duplex Stainless Steels, 1984.
- ⁵ ATAMERT, S.; KING, J.E. Intergranular nucleation of austenite. **Z. Metallkde**. p. 230-239, 1991.
- ⁶ HORVATH, W. et al. Influence of Thermal Cycling on the Microestrutura of a Ferritic-Austenitic Duplex Stainless Steel. **Materials Characterization**. V34, n 4, p 277-285. Junho, 1995.
- ⁷ ATAMERT, S.; KING, J.E. Elemental partitioning and microestrutural development in duplex stainless steel weld metal. **Acta Metall. Mater**. v. 39, n. 3, p. 273-285, 1991.
- ⁸ CHARLES, J. Structure and mechanical properties of duplex stainless steels. In conference Duplex Stainless Steels'94, Glasgow-Scotland, 1994. **Proceedings**. England, TWI, 1994, paper K1.
- ⁹ KUZUCU, V.; CEYLAN, M.; AKSOY, M.; AKSOY, I.; KAPLAN, M. – Investigation of the Microestruturas of Iron Based Wrought Cr-Ni-Mo Duplex Alloy. **Journal of Materials Processing Technology**. p 247-256, 1997.
- ¹⁰ TSCHIPTSCHIN, A.P. Metalografia dos Aços. São Paulo, 1988.
- ¹¹ VAROL, I. **Microestrutura/Property Relationships in the Weld Heat Affected Zone of Duplex Stainless Steels**. Columbus-Ohio, 1992, p. 261. Dissertation(Doctorate) – Department of Welding Engineering, The Ohio State University.
- ¹² NILSSON, J.O. Superduplex stainless steels. **Materials Science and Technology**. v. 8, n. 8, p. 685-700, 1992.

-
- ¹³ CHARLES, J. Super duplex stainless steels: structure and properties. In conference Duplex Stainless Steels'91, Beaune Bourgogne-France, 1991. **Proceedings**. France, 1991, p. 3-48.
- ¹⁴ NILSSON, J.O.; KARLSSON, L.; ANDERSSON, J.O. Secondary austenite formation and its relation to pitting corrosion in duplex stainless steel weld metal. **Materials Science and Technology**. v. 11, n. 3, p. 276-283, 1995.
- ¹⁵ HAYES, F.H.; HETHERINGTON, M.G.; LONGBOTTOM, R.D. – Thermodynamics of Duplex Stainless Steels. **Materials Science and Technology**. V 6, p 263-272, march 1990.
- ¹⁶ HERTZMAN, S. et al. An Experimental and Theoretical Study of Heat-Affected Zone Austenite Reformation in Three Duplex Stainless Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**. V28A, p 277-285, February 1997.
- ¹⁷ WEBER, L.; UGGOWITZER, P.J. – Partitioning of Chromium and Molybdenum in Super Duplex Stainless Steels with Respect to Nitrogen and Nickel Content. **Materials Science and Engineering A242**. p 222-229, 1998.
- ¹⁸ NILSSON, J.O.; WILSON, A. – Influence of Isothermal Phase Transformations on Toughness and Pitting Corrosion of Super Duplex Stainless Steel SAF 2507. **Materials Science and Technology**. V 9, p 545-554, July 1993.
- ¹⁹ ABDULLAH MUHAMMED AL-RUMAIH, B.S. – Secondary Austenite Formation in Duplex Stainless Steel Welds and its Influence on Toughness and Corrosion – Thesis, Ohio State University, 1997.
- ²⁰ SOUTHWICK, P.D.; HONEYCOMBE, W.K. Decomposition of ferrite to austenite in 26%Cr-5%Ni stainless steel. **Metal Science**. v. 14, n. 7, p. 253-261, 1980
- ²¹ LEE, H.; YOO, C.H.; LEE, H.M. – Effect of Tungsten Additions in Simulated Heat Affected Zone Toughness in 25%Cr Base Super Duplex Stainless Steels. **Materials and Science Technology**. V14, p 54-60, January 1998.
- ²² RAMÍREZ, J.A. Precipitação de Fases Intermetálicas e Austenita Secundária na ZAC de Soldagens Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex – São Paulo – 2001.
- ²³ ASTM. **Standard test method for conducting cyclic potentiodynamic polarization measurements for localized corrosion susceptibility of iron-Nickel- or Cobalt-based alloys**. Annual book of ASTM standards. ASTM G61-86. p 223-227, 1991.