

OS TRÊS TIPOS DE FRAGILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS
FERRÍTICOS-AUSTENÍTICOS COM MICROESTRUTURA DUPLEX (1)

Wolfgang Reick (2)

Michael Pohl (3)

Angelo Fernando Padilha (3)

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex apresentam uma combinação interessante de propriedades mecânicas, resistência à corrosão, resistência ao desgaste e soldabilidade, a qual tem levado a seleção destes aços para numerosas aplicações. Por outro lado estes aços estão sujeitos a três tipos de fragilidade: fragilidade de 475°C da ferrita, fragilidade causada pela precipitação de fase sigma e perda de ductilidade causada pela presença de rede de carbonetos nas composições contendo alto teor de carbono. Este trabalho discute a ocorrência destes três tipos de fragilidade, suas consequências e os tipos de fratura encontrados.

ABSTRACT

Duplex stainless steels unite an interesting combination of mechanical properties, corrosion resistance, wear resistance and weldability, which led to the selection of these steels in numerous applications. On the other hand, these steels are subject to three types of brittleness: 475°C - embrittlement of ferrite, Sigma-phase embrittlement and reduction of ductility which is due to a network of carbides in alloys containing a high concentration of carbon. This paper reports the occurrence of these three types of brittleness, their consequences and the different types of fracture appearance.

-
- (1) Trabalho submetido ao I Seminário Brasileiro Sobre Aços Inoxidáveis.
 - (2) Dipl.-Ing., candidato ao doutorado, participa atualmente do programa de doutorado "sandwich" entre a Ruhr-Universität Bochum e a EPUSP
 - (3) Professor Titular do Instituto de Materiais da Universidade do Ruhr de Bochum, RFA.
 - (4) Professor Livre-Docente do Departamento de Engenharia Metalúrgica da EPUSP.

1 - INTRODUÇÃO

Apesar de terem excelente resistência à corrosão e à oxidação, os aços inoxidáveis austeníticos e os ferríticos apresentam resistência mecânica à temperatura ambiente apenas moderada. Os inoxidáveis martensíticos e principalmente os inoxidáveis endurecíveis por precipitação podem atingir níveis de resistência mecânica consideravelmente mais altos que os dos aços inoxidáveis austeníticos ou ferríticos, mas apresentam menor tenacidade.

Os inoxidáveis ferríticos-austeníticos foram desenvolvidos mais recentemente e são indicados para aplicações onde alta resistência à corrosão e resistência mecânica mais elevadas são necessárias /1-4/. Eles já estão sendo especificados para componentes de equipamentos expostos a água do mar e em trocadores de calor, bombas, hastes, fusos, eixos, centrifugadores e tubos para equipamentos das indústrias química, petroquímica, de alimentos, assim como em equipamentos para desulfuração (controle de poluição) de gases. Estes aços são também utilizados nas indústrias fotográfica, de papel e de tintas.

Os aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex podem ser classificados em dois sub-grupos:

- i) ligas de baixo teor de carbono ($0,01 \leq C \leq 0,08$), as quais são frequentemente conformadas mecanicamente e
- ii) ligas de alto teor de carbono ($0,3 \leq C \leq 0,5$), utilizadas no estado bruto de fundição.

As tabelas 1 e 2 apresentam composições típicas destes dois sub-grupos. A grande vantagem dos aços inoxidáveis duplex em relação aos aços austeníticos ou ferríticos é sua combinação favorável de propriedades. A tabela 3 compara estes três grupos de aços inoxidáveis. Os aços duplex apresentam limite de escoamento e limite de resistência, principalmente limite de escoamento, mais altos que os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos tradicionais e maior tenacidade que os inoxidáveis martensíticos e que os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação. Os aços duplex de alto teor de carbono, têm tenacidade e ductilidade mais baixas, mas apresentam excelente resistência ao desgaste /5/. Os aços duplex com baixo teor de carbono apresentam melhores traba-

lhabilidade e soldabilidade que os inoxidáveis ferríticos. Os aços duplex unem a excelente resistência à corrosão sob tensão - em meios contendo íons cloreto dos aços inoxidáveis ferríticos - com alta resistência à fragilização por hidrogênio dos inoxidáveis austeníticos. Os aços duplex apresentam também boa resistência à corrosão uniforme, à corrosão em frestas e à corrosão sob fadiga.

Por outro lado esses aços são susceptíveis à três tipos de fragilização: i) fragilidade causada pela precipitação da fase α' (fragilidade de 475°C da ferrita); ii) fragilidade causada pela precipitação de fase sigma (principalmente na ferrita) e iii) fragilidade causada pela presença de rede de carbonetos - (principalmente na austenita) nas ligas contendo alto teor de carbono.

O objetivo deste trabalho é discutir a ocorrência destes três tipos de fragilidade, suas consequências e o aspecto de suas fraturas.

2 - A FORMAÇÃO DA MICROESTRUTURA DUPLEX E DA REDE DE CARBONETOS

Os aços duplex de baixo teor de carbono se solidificam com estrutura ferrítica e a austenita forma-se no estado sólido, conforme mostram o diagrama de fases da figura 1 e o diagrama TTT esquemático da figura 2. Durante a deformação a quente (entre 1200 e 900°C) desenvolve-se uma microestrutura com lamelas alternadas de ferrita e austenita (vide figura 3). O fato da energia de interface α/γ ser mais baixa que as energias dos contornos de grão α/α e γ/γ facilita a formação da microestrutura lamelar /6/. As frações volumétricas de austenita e de ferrita são aproximadamente iguais e a proporção ferrita/austenita pouco pode ser modificada por tratamentos térmicos abaixo de 1000°C. A ferrita é endurecida por solução sólida pela partição preferencial de Cr, Mo, e Si e a austenita é estabilizada e endurecida principalmente pelo nitrogênio.

No caso dos aços duplex de alto teor de carbono, a primeira fase sólida a formar-se é também a ferrita. O líquido restante é rico em carbono e solidifica-se formando austenita e carbonetos ricos em cromo do tipo $M_{23}C_6$. Algumas ilhas de austenita podem formar-se no estado sólido, durante o resfriamento, dentro da ferrita. A figura 4 mostra a microestrutura de um aço duplex com al

to teor de carbono.

3 - A PRECIPITAÇÃO DE α' E DE σ

As figuras 5 e 6 apresentam um diagrama TTT (esquemático, figura 5) e o conseqüente endurecimento (esquemático, figura 6) - referentes à precipitação destas duas fases /7/.

A precipitação da fase α' em aços inoxidáveis ferríticos e duplex tem sido discutida frequentemente na literatura /8-10/. Estes precipitados são ricos em cromo, têm estrutura CCC, são coerentes com a ferrita e têm enorme resistência ao coalescimento, mesmo para tempos muito longos de exposição na faixa de 350 a 550°C. Isto dificulta a sua visualização, até por microscopia eletrônica de transmissão. Em ferritas mais ricas em cromo eles são produtos de decomposição espinodal /9/, enquanto em ferritas mais pobres em cromo o seu aparecimento dá-se por meio de uma reação comum de nucleação e crescimento /10/.

Em comparação com os aços inoxidáveis austeníticos, a precipitação de fase sigma nos aços duplex ocorre em tempos mais curtos, em temperaturas mais altas e sua fração volumétrica é maior. Por exemplo, a permanência do aço DIN W.-Nr: 1.4462 por 200 minutos entre 800 e 850°C é suficiente para a precipitação - de 15 a 20% de fase sigma. A precipitação de fase sigma nos aços inoxidáveis duplex ocorre preferencialmente na ferrita, conforme ilustra a micrografia da figura 7.

4 - OS TRÊS TIPOS DE FRAGILIZAÇÃO DOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

A rede de carbonetos (formada principalmente durante a solidificação) e as fases formadas no estado sólido (α' e σ) atuam de maneira diferenciada na ductilidade dos aços inoxidáveis duplex. Em seguida discute-se cada um destes tipos de fragilidade em separado.

4.1 - Fragilidade causada por rede de carbonetos

Este tipo de fragilidade é específico das ligas contendo alto teor de carbono. Nestas ligas o teor de carbono pode atingir 0,5%. Grande parte deste carbono está na forma combinada; a solubilidade máxima do carbono nestes aços é cerca de 0,2% a

1250°C /11/. O carbono combinado forma uma rede de carbonetos - $M_{23}C_6$ na austenita, a qual confere a excelente resistência ao desgaste destas ligas. Se a quantidade de austenita for baixa estes carbonetos formam uma rede quase contínua. Sob sollicitação mecânica estes carbonetos sofrem fratura e as trincas propagam-se ao longo da rede de carbonetos, conforme mostra a figura 8.

4.2 - Fragilidade causada pela precipitação de α'

Este tipo de fragilidade leva à fratura do tipo clivagem das regiões ferríticas (vide figura 9). A ductilidade é conferida então pelas regiões austeníticas, as quais apresentam fratura dútil do tipo alveolar ("dimples"). A quantidade de austenita desempenha aqui também um papel importante. Quanto maior o teor de cromo do aço e, portanto da ferrita, mais susceptível é o material a este tipo de fragilidade. O grau de fragilização aumenta com o tempo de exposição na faixa de temperaturas 350-550°C, sendo que o máximo de fragilização ocorre por volta de 475°C.

4.3 - Fragilidade causada pela precipitação de σ

A fase sigma precipita-se principalmente na ferrita. Ao contrário dos carbonetos, que formam uma rede quase contínua nas regiões austeníticas, a fase sigma está distribuída mais finamente na ferrita. Sob sollicitação mecânica as partículas de sigma sofrem fratura frágil (vide figura 10). Um residual de ductilidade é mais uma vez conferido pelas regiões austeníticas.

5 - CONCLUSÕES

Os aços inoxidáveis ferríticos - austeníticos são susceptíveis a três tipos de fragilidade:

- Os carbonetos podem formar uma rede quase contínua nas regiões austeníticas oferecendo um caminho para a propagação das trincas;
- a fase α' fragiliza a ferrita levando a fratura do tipo clivagem;
- a fase σ , dispersa nas regiões ferríticas, sofre fratura frágil e fragiliza o material e

- nos três casos a ductilidade residual do material é conferida pelas regiões austeníticas, que sofrem fratura dútil alveolar ("dimples").

AGRADECIMENTOS

Ao Serviço Alemão de Intercâmbio Acadêmico (DAAD - Deutscher Akademischer Austauschdienst) pelo financiamento do Projeto MF-16 (Micromecanismos de Desgaste) dentro do Programa Brasil do Stifterverband fuer die Deutsche Wissenschaft.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] WESSLING,W. & BOCK, H.E. Properties and applications of recently developed ferritic/austenitic steel containing 0,02% C, 22% Cr, 3% Mo and 0,12% N in comparison with molybdenium-alloyed austenitic steels. Stainless Steel'77, Editor: R.Q.Barr, Climax Molybdenium Company, London, Sept. 26-27, 1977, pag.217-255.
- [2] GYSEL,W., DYBOWSKI, G. WOJTAS,H,J, & SCHENK, R. Hochlegierte Duplex- und vollaustenitische Legierungen fuer Qualitaets - Stahlgussstuecke. Konstruieren und Giessen, Bd.12, 1987, pag.13-27.
- [3] GRUNDMANN,R., GUEMPEL,P. & MICHEL, E.Betrachtungen ueber die Einsatzmoeglichkeiten eines ferritisch-austenitischen und eines hochfesten austenitischen Stahles im Chemikaliientankerbau. Thyssen Edelstahl, Technische Berichte, Bd.14, 1988, pag.49-56.
- [4] GUEMPEL,P. & CHLIBEC,G. Untersuchungen ueber das Werkstoffverhalten des ferritisch-austenitischen Stahles X2 CrNiMoN 22 5 (Remanit 4462). Thyssen Edelstahl, Technische Berichte, Bd.22, 1985, pag.3-8.
- [5] REICK, W.,POHL,M. & PADILHA,A.F. Influência do abrasivo nos resultados de desgaste obtidos pelo ensaio de pino em aços inoxidáveis com microestrutura duplex. Trabalho submetido ao I Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo , Set.1989.
- [6] POHL,M. & PADILHA, A.F. Aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. Nickel, No.8, Inst.Brasi - leiro de Informação do Chumbo, Niquel e Zinco, São Paulo, Set.1989, pág.7.
- [7] POHL,M. PADILHA,A.F. & FOSSMARK,O. Bruchvorgaenge in ferritisch-austenitischen Duplexstaehlen mit 475°C-

- Versproedung. 13. Vortragsveranstaltung des Arbeitskreises "Rastermikroskopie in der Materialpruefung", Deutscher Verband fuer Materialpruefung EV-DVM, 1988, pag.305-314.
- [8] BANDEL,G. & TOFAUTE,W. Die Versproedung von hochlegierten Chromstaehlen im Temperaturbereich um 500°C. Archiv fuer das Eisenhuettenwesen, Bd.16, 1942, pag.307-320.
- [9] SOLOMON,H.D. & LEVINSON,L.M. Moessbauer effect study of 475°C embrittlement of duplex and ferritic stainless steels. Acta Metallurgica, vol.26, 1978, pag.429-442.
- [10] GROBNER,P.J. The 885°F (475°C) embrittlement of ferritic stainless steels. Metallurgical Transactions A, vol.4A, 1973, pag.251-260.
- [11] SCHUELLER,H.-J. & HENNEKE, H.Gefuege und mechanische Eigenschaften eines ferritisch-austenitischen Stahles mit rd.25% Chrom und 4% Nickel. Archiv fuer das Eisenhuettenwesen, Bd.29 (1968), pag.843-848. .
- [12] SCHAFMEISTER,P. & ERGANG,R. Das Zustandsschaubild Eisen-Nickel-Chrom unter besonderer Beruecksichtigung des nach Dauergluehen auftretenden sproeden Gefuegebestandteiles. Archiv fuer das Eisenhuettenwesen, Bd.12, 1938/39, pag.459-464.

DESIGNAÇÃO COMERCIAL	DESIGNAÇÃO NORMALIZADA	FABRICANTE/PAIS	C <	Si <	Mn <	Cr	Mo	Ni	N	Nb	Cu
W.Nr: 1.4362 Uranus 35 N -- SAF 2304	X2 CrNiN 23 4 (DIN) Z2 CN 23 4 AZ (AFNOR) 32 304 (AISI) --	RFA/Krupp França/Creusot-Loire Industrie U.S.A. Suécia/Sandvik	0,03 0,03	<1,0 n.d.	2,5 n.d.	21,5-24,5 23	<0,60 -	3,0-3,5 4	0,03-0,20 0,12	-- --	-- --
			composição similar da liga W.Nr: 1.4463 composição similar da liga W.Nr: 1.4463								
AVESTA 3RE60 (W.Nr: 1.4417)	X2 CrNiMoSi 19 5 (DIN)	Suécia/Avesta	0,03	1,5-2,0	2,0	18,0-20,0	2,5-3,0	4,5-5,0	n.d.	--	--
W.Nr: 1.4460 Uranus 47 N --	X8 CrNiMo 27 5 (DIN) Z2 CND 27 5 AZ (AFNOR) 31 200 (AISI)	RFA/Krupp França/Creusot-Loire Industrie U.S.A.	0,10 0,03	<1,0 n.d.	2,0 n.d.	26,0-28,0 25	1,3-2,0 3,0	4,0-5,0 6,5	n.d. 0,18	-- --	-- --
			composição similar da liga W.Nr: 1.4460								
W.Nr: 1.4462 Uranus 45 N -- SAF 2377	X2 CrNiMoN 22 5 (DIN) Z2 CND 22 5 AZ (AFNOR) 31 803 (AISI) --	RFA/Krupp França/Creusot-Loire Industrie U.S.A. Suécia/Sandvik	0,03 0,03	<1,0 n.d.	2,0 n.d.	21,0-23,0 22	2,5-3,5 2,8	4,5-6,5 5,7	0,08-0,20 0,12	-- --	-- --
			composição similar da liga W.Nr: 1.4462 composição similar da liga W.Nr: 1.4462								
Uranus 52 N -- SAF 2507	Z2 CNDU 25 7 AZ 32 550 (AISI) --	França/Creusot-Loire Industrie U.S.A. Suécia/Sandvik	0,03	n.d.	n.d.	25,0	3,0	6,5	0,18	--	1,5
			composição similar da liga Uranus 52 N composição similar da liga Uranus 52 N								
Uranus 50	Z2 CNDU 22 7 (AFNOR)	França/Creusot-Loire Industrie	0,06	<1,0	2,0	20,0-22,0	2,0-3,0	6,0-9,0	0,1	--	--
Ferralium Alloy 255	--	Inglaterria/Bonar Langloy Alloys	0,04	0,45	0,8	26,0	3,0	5,5	0,17	--	1,75
Nirosta 4590	X8 CrNiMoNb27 5 (DIN)	RFA/Krupp	0,08	<1,0	2,0	26,0-28,0	1,3-2,0	5,0-6,0	0,10-0,30	0,1-0,3	--

Tabela 1: Algumas composições selecionadas de aços inoxidáveis duplex de baixo teor de carbono.

DESIGNAÇÕES SEGUINDO AS NORMAS DIN: NUMÉRICA (W.-Nr.) COMPOSICIONAL		C <	Si	Mn <	Cr	Mo	Ni	N	Cu
1.4468	G-X3 CrNiMoN 26 3 3	<0,03	<1,0	<2,0	24,5-26,5	2,5-3,5	5,5-7,0	0,12-0,25	--
1.4469	G-X3 CrNiMoN 25 7 4	<0,03	<1,0	<1,0	24,5-26,0	4,0-5,0	6,0-8,0	0,12-0,25	--
1.4517	G-X3 CrNiMoCuN 26 6 3 3	<0,03	<1,0	<2,0	24,5-26,5	2,5-3,5	5,0-7,0	0,12-0,25	2,75-3,50
1.4464	G-X40 CrNiMo 27 5	0,3-0,5	<2,0	<1,5	26,0-28,0	2,0-2,5	4,0-6,0	n.d.	--
1.4822	G-X40 CrNi 24 5	0,3-0,5	1,0-2,0	<1,5	23,0-25,0	--	3,5-5,5	n.d.	--
1.4823	G-X40 CrNiSi 27 4	0,3-0,5	1,0-2,5	0,5-1,5	25,0-28,0	--	3,5-5,5	n.d.	--

Tabela 2: Algumas composições selecionadas de aços inoxidáveis duplex de alto teor de carbono.

Material	FERRÍTICOS (18-28% Cr, -1,5% Mo)	FERRÍTICOS- AUSTENÍTICOS (Duplex)	AUSTENÍTICOS (~18% Cr, 8-14% Ni, (5% Mo)
Características			
Limite de escoamento/L. de resistência	+	+ +	+
Tenacidade a temperatura ambiente	-	+	+
Tenacidade em baixas temperaturas	-	(+)	+
Processamento:			
conformação mecânica	-	+	+ +
soldabilidade	-	(+)	+
usinabilidade	+	+ +	+
Resistência à corrosão:			
uniforme	+	+	+
por pites	+	+	+
corrosão sob tensão transgranular	+	+	-
corrosão sob tensão intergranular	-	+	+
corrosão sob fadiga	+	+ +	+

Tabela 3: Características dos aços inoxidáveis duplex em comparação com aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos.

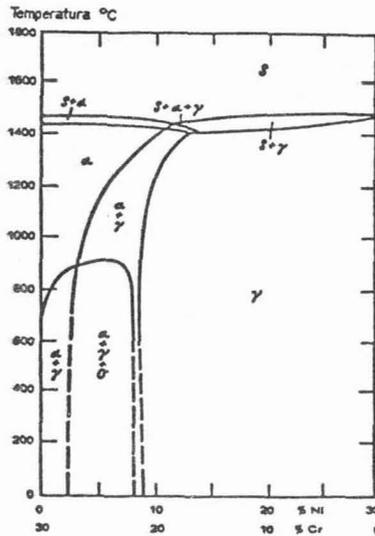


Figura 1: Corte do diagrama Fe-Cr-Ni para 70% de Fe/12% de Ni

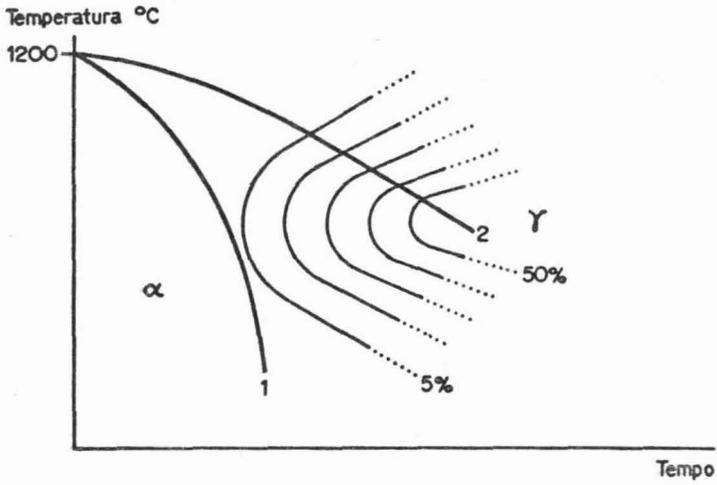


Figura 2: Diagrama TTT esquemático ilustrando a decomposição da ferrita em austenita.

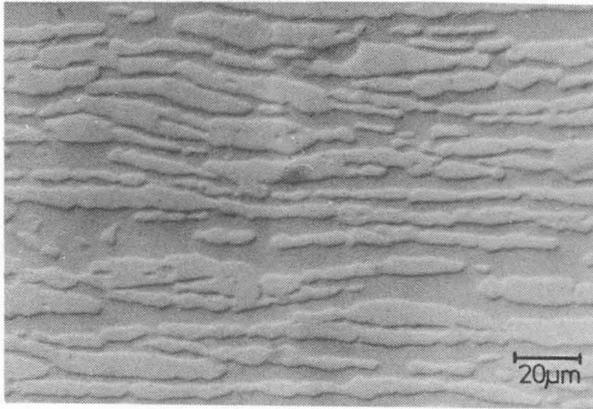


Figura 3: Microestrutura típica de um aço duplex de baixo teor de carbono (DIN W.Nr.: 1.4462) após laminação a quente. Microscopia ótica. Aumento 630X.

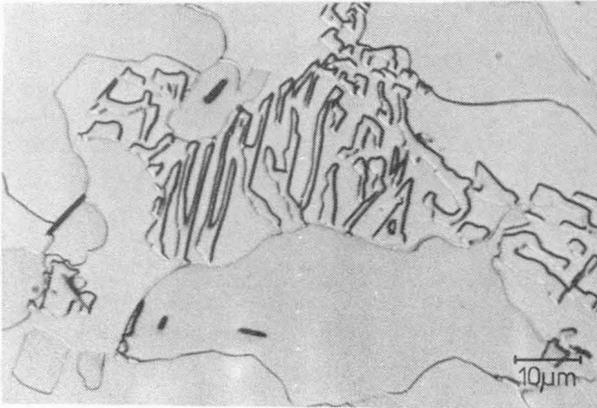


Figura 4: Microestrutura típica de um aço duplex de alto teor de carbono (DIN W.Nr.: 1.4464) no estado bruto de fundição. Microscopia ótica. Aumento 1250X.

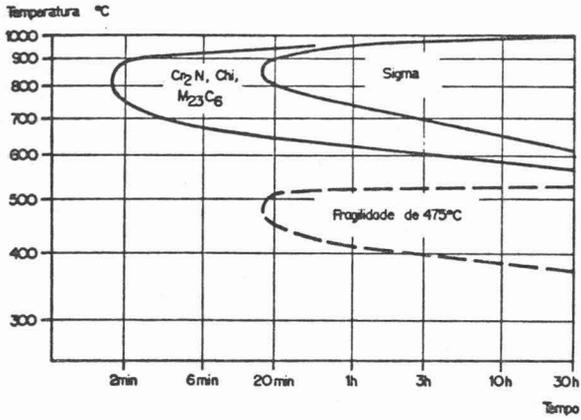


Figura 5: Diagrama TTT esquemático ilustrando a precipitação das fases α' e σ .

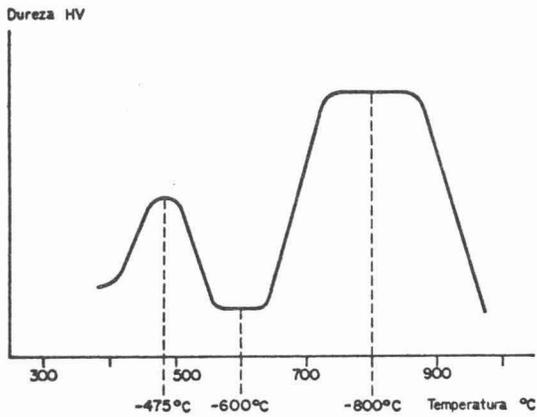


Figura 6: Diagrama esquemático ilustrando os endurecimentos causados pela precipitação das fases α' e σ .

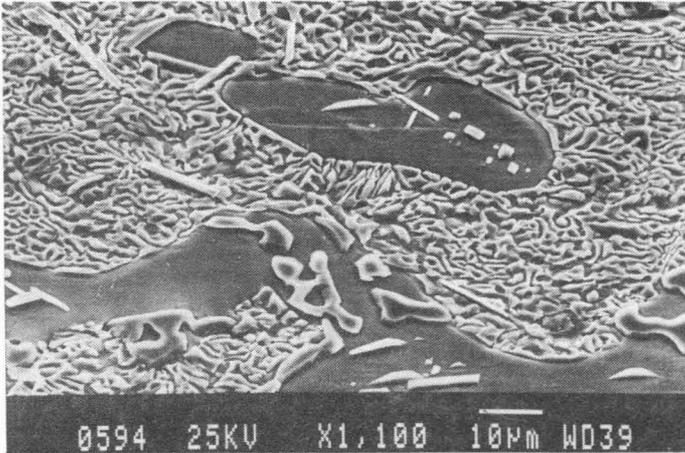
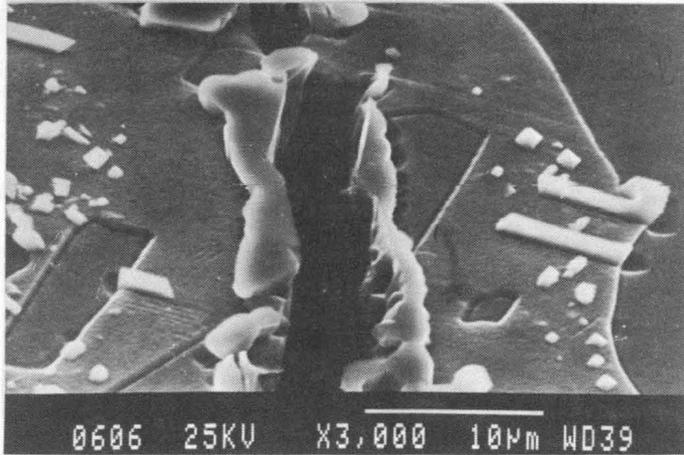


Figura 7: Precipitação de fase σ no aço DIN W.Nr.: 1.4464.
Microscopia eletrônica de varredura.

a)



b)

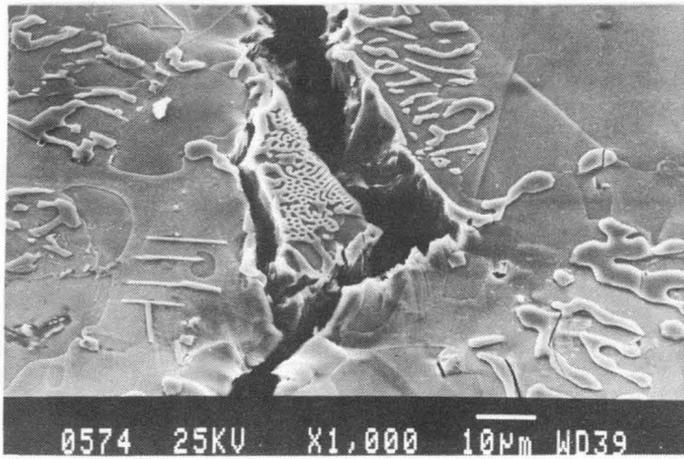
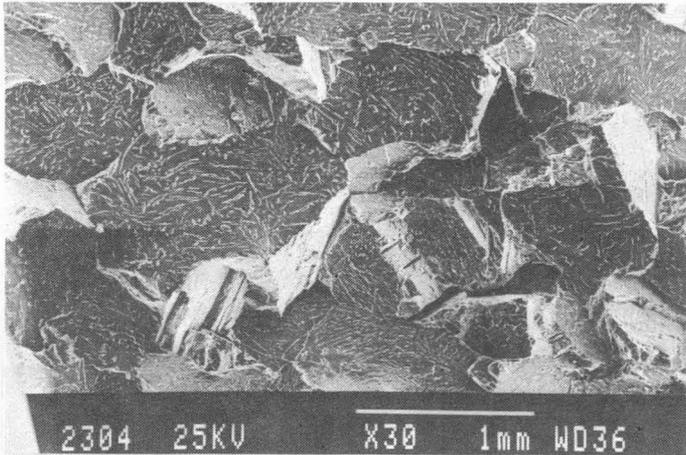


Figura 8: Propagação de trincas ao longo da rede de carbonetos no aço DIN W.Nr.1.4464. Microscopia eletrônica de varredura.

a)



b)

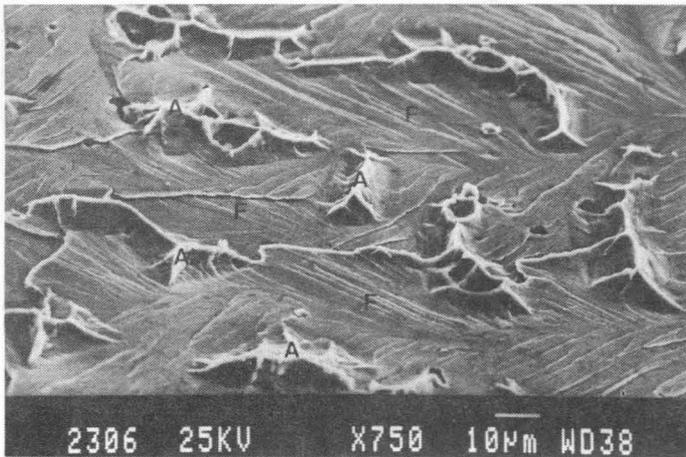


Figura 9: Aspectos da fratura do aço DIN W.Nr.:1.4464 após longo tempo de exposição a 475°C. Microscopia eletrônica de varredura. A= Austenita; F = Ferrita

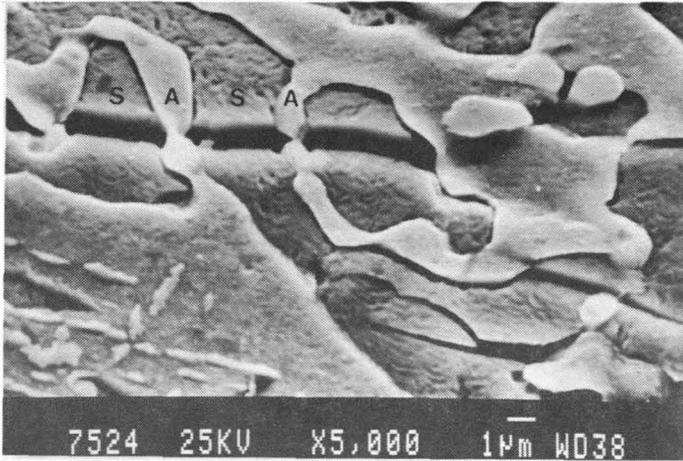


Figura 10: Propagação de trincas no aço DIN W.Nr.: 1.4464 após precipitação de fase σ . Microscopia eletrônica de varredura. A = Austenita; S = Fase Sigma.