

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS

510 CONGRESSO ANUAL
DA ABM

A stylized map of South America is positioned behind the text '510 CONGRESSO ANUAL'. The map is filled with a yellow-to-orange gradient and has a white outline.

VOLUME 2

METALURGIA FÍSICA

EFEITO DO CARBONO NA RECRISTALIZAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS DO TIPO 18%Cr-9%Ni⁽⁰¹⁾

Luis Fernando Maffei Martins⁽⁰²⁾
Angelo Fernando Padilha⁽⁰³⁾

Neste trabalho foi estudada, com o auxílio de várias técnicas de análise microestrutural, a influência do carbono no encruamento, na formação e na reversão de martensita induzida por deformação e na recristalização de aços inoxidáveis austeníticos do tipo 18% Cr - 9% Ni. Para o estudo foram escolhidos dois aços: um do tipo AISI 304L contendo teor de carbono baixo (%C = 0,021) e outro do tipo AISI 304 com teor de carbono mais alto (%C = 0,065). Os dois aços foram deformados a frio e recozidos em duas situações iniciais: com o carbono totalmente em solução sólida (após tratamento térmico de solubilização a 1100°C) e com o carbono praticamente todo precipitado na forma de $(Cr,Fe)_23C_6$ (após tratamento térmico de precipitação a 750 °C). O material com maior teor de carbono, em solução sólida ou precipitado, apresentou nas duas situações maior encruamento, menor propensão à formação de martensita induzida por deformação e maior resistência à recristalização. O carbono em solução sólida, em comparação com a condição precipitada, tornou o material mais propenso ao endurecimento por deformação, menos susceptível à formação de martensita e mais resistente à recristalização. A nucleação da recristalização ocorreu preferencialmente nas vizinhanças dos contornos de grão. Com base nos resultados de cinética de recristalização e testes de corrosão intergranular concluiu-se que as temperaturas de recozimento usualmente recomendadas (1000 a 1120°C) são em alguns casos desnecessariamente altas.

Palavras chave: Aços inoxidáveis austeníticos, encruamento, recristalização

(01) Trabalho a ser apresentado ao 51º Congresso Anual da ABM, Porto Alegre, R.S., 5 a 9 de agosto de 1996.

(02) Mestre em Engenharia, Engenheiro de Produtos da Mangels Indústria e Comércio Ltda., São Bernardo do Campo, SP.

(03) Professor Titular do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP, São Paulo, SP.

1. INTRODUÇÃO

O carbono desempenha um papel muito importante nos aços inoxidáveis austeníticos^(1,2,3). Na maioria dos casos, ele é indesejável pois, ao precipitar nos contornos de grão na forma de $(Cr,Fe)_{23}C_6$, provoca empobrecimento de cromo nas regiões adjacentes, tornando-as susceptíveis à corrosão intergranular. Por outro lado, a presença de carbono em solução sólida na austenita e a precipitação de carbonetos finos no interior dos grãos têm efeito positivo nas propriedades mecânicas. Além disto, o carbono em solução sólida ou na forma de partículas pode afetar o encruamento, a formação de martensita induzida por deformação, a recristalização e o crescimento de grão.

Átomos de soluto, seja em solução sólida ou na forma de partículas, aumentam a energia armazenada na deformação e o potencial termodinâmico para a recristalização⁽⁴⁾. Neste aspecto, partículas parecem ser mais efetivas que átomos em solução sólida e dispersões finas de partículas mais efetivas que dispersões grosseiras. Por outro lado, deve-se mencionar que, de um modo geral, a literatura trata predominantemente de solutos substitucionais e não de solutos intersticiais, como é o presente caso. Como é sabido, o carbono causa considerável distorção na rede cristalina da austenita. Além disto, os aços inoxidáveis austeníticos não estabilizados apresentam algumas particularidades: i) após tratamento térmico a 1100°C todo o carbono encontra-se em solução sólida e após precipitação a 750°C praticamente todo o carbono encontra-se na forma de partículas; ii) as partículas precipitadas de $M_{23}C_6$ encontram-se distribuídas de maneira completamente heterogênea, isto é, predominantemente nos contornos de alto ângulo e iii) durante a deformação pode ocorrer a formação de martensitas induzidas por deformação, que por sua vez, pode ter relação com o teor de carbono em solução sólida.

A precipitação durante o recozimento de soluções sólidas supersaturadas encruadas pode atrasar a sua recristalização^(4,5). Por outro lado, a presença prévia (antes da deformação) de partículas grandes e espaçadas pode facilitar e acelerar a nucleação da recristalização nas suas vizinhanças. O estímulo da nucleação causa refino no tamanho de grão recristalizado. Mais uma vez, o presente caso apresenta algumas particularidades dignas de menção: i) os precipitados de $M_{23}C_6$ precipitam-se predominantemente nos contornos de alto ângulo, impedindo a sua movimentação; ii) a precipitação de $M_{23}C_6$ nos aços previamente solubilizados e encruados deve ocorrer também no interior dos grãos, nos defeitos cristalinos, diminuindo a quantidade de carbonetos nos contornos de grão, em comparação com o caso anterior e iii) a presença de carbono em solução sólida e a precipitação de $M_{23}C_6$ podem interferir na reversão da martensita e influenciar indiretamente a recuperação e a recristalização.

O objetivo geral deste trabalho é verificar a influência do carbono no encruamento, na formação e na reversão de martensita induzida por deformação e na recristalização de aços inoxidáveis austeníticos do tipo 18% Cr - 9% Ni. Os objetivos específicos do trabalho são: avaliar os eventuais efeitos do carbono (em solução sólida e na forma de partículas) no endurecimento por deformação, formação de martensita α' , cinética de reversão de α' , locais de início de recristalização, cinética de recristalização e tamanho de grão recristalizado.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foram utilizadas chapas de dois tipos de aço: AISI 304 e AISI 304L. As chapas foram produzidas pela Acesita com espessuras nominais de 1,50 mm. As etapas finais de processamento foram laminação a frio seguida de recozimento. As composições das corridas pesquisadas são apresentadas na tabela 1.

Tabela 1: Composição química dos aços AISI 304 e AISI 304L em porcentagem em peso.

	C	Cr	Ni	Mn	Si	N	P	S
AISI 304	0,065	18,12	8,37	1,35	0,48	0,0464	0,025	0,002
AISI 304L	0,021	18,44	9,38	1,37	0,56	0,0383	0,026	0,004

Amostras dos dois aços foram inicialmente solubilizadas a 1100°C por 1 hora, seguidas de resfriamento em água. Após solubilização, os aços AISI 304 e AISI 304L apresentaram diâmetro médio de grão 157 e 85 mm, respectivamente. Metade das amostras solubilizadas sofreu tratamento térmico de precipitação (envelhecimento) a 750°C por 24 horas.

As amostras foram laminadas a frio com reduções de espessura na faixa de 10 a 60%. As amostras, após laminação a frio, foram recozidas nas temperaturas 500, 550, 650, 700, 750, 850, 900, 950 e 1000°C por 1 hora. Para as amostras que sofreram redução de espessura de 60% foram adicionalmente feitos 12 recozimentos isotérmicos a 750°C com duração entre 5 minutos e 24 horas.

Várias técnicas complementares de análise microestrutural foram utilizadas: microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV), análise por dispersão de energia, microscopia eletrônica de transmissão (MET), difração de raios X, detecção de fases magnéticas e medidas de dureza.

Foram utilizados dois tipos de ataque metalográfico:

- V2A - Beize, 20 a 40 segundos de imersão
100 ml de ácido clorídrico
10 ml de ácido nítrico
100 ml de água
0,3 ml de Sparbeize
- Ácido nítrico 30% em água, eletrolítico (0,5 a 1,0 V por aproximadamente 5 minutos).

O ataque com V2A-Beize, combinado com o uso de luz polarizada e contraste de interferência, foi utilizado para analisar as amostras encruadas e parcialmente recristalizadas. O ataque eletrolítico com ácido nítrico foi utilizado nas determinações de tamanho de grão das amostras recristalizadas. Dependendo do tempo de ataque e, principalmente, da diferença de potencial utilizada, este ataque revela apenas os contornos de grãos, não revelando os contornos coerentes de macla.

O MEV foi utilizado principalmente para detectar a presença, quantidade, tamanho, morfologia e distribuição do carboneto $(Cr,Fe)_{23}C_6$. As amostras foram analisadas após ataque com V2A-Beize. O analisador por dispersão de energia estava acoplado ao MEV e permitiu a determinação dos teores dos elementos metálicos das fases presentes.

O MET foi utilizado para pesquisar a sub-estrutura de defeitos cristalinos, principalmente os arranjos de discordâncias durante o recozimento das amostras encruadas. A preparação das amostras consistiu de afinamento por lixamento cuidadoso em lixa grana 1000 até uma espessura de 130 a 180 mm, estampagem de discos com 3 mm de diâmetro e afinamento por polimento eletrolítico com jato duplo. O eletrolito utilizado foi o A7 da Struers, com a seguinte composição:

- 700 ml de metanol,
- 200 ml de glicerol e
- 100 ml de ácido perclórico.

O eletrolito foi mantido a -20°C e a diferença de potencial utilizada foi 30V. O polimento eletrolítico foi realizado no equipamento Tenupol-3 da Struers. As observações foram feitas em microscópio Philips CM20 operando com 200 KV.

A difração de raios-X foi realizada com auxílio de um difratômetro modelo PW 1710 da Philips e utilizando radiação $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 0,15405 \text{ nm}$).

As determinações de eventuais fases magnéticas, no caso ferrita δ ou martensita α' , foram efetuadas com auxílio de um ferritoscópio Fisher. O limite de detecção do equipamento utilizado é 0,1% de fases magnéticas.

Utilizadas na determinação das curvas de encruamento e de amolecimento, as determinações de dureza Vickers foram feitas com a carga de 10 kgf.

Em alguns casos, foi calculada a porcentagem de amolecimento, A_m , segundo a expressão:

$$A_m = \frac{\text{He} - \text{Hx}}{\text{Hx}} \cdot 100$$

onde He é a dureza do material encruado, Hx é a dureza do material recristalizado e Hx é a dureza da amostra na condição x.

A resistência à corrosão intergranular de amostras recristalizadas foi avaliada com o auxílio do ensaio de ataque em ácido oxálico, conforme práticas A da norma ASTM A262 e W da norma ASTM A763.

Uma descrição mais detalhada dos materiais e métodos utilizados pode ser encontrada na dissertação de mestrado da qual este trabalho foi extraído⁽⁶⁾.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados serão apresentados e discutidos na seguinte seqüência: encruamento por deformação, formação de martensita α' , cinética de reversão de α' , locais de início de recristalização, cinética de recristalização, tamanho de grão recristalizado e corrosão intergranular.

3.1. Endurecimento por deformação

Os aços inoxidáveis austeníticos são materiais com estrutura CFC e baixa energia de defeito de empilhamento (EDE), o que os torna susceptíveis a um considerável encruamento por deformação ou encruamento. Além disto, a presença de carbono em solução sólida ou na forma de partículas e a ocorrência de martensita induzida por deformação também têm efeito no encruamento.

Na condição solubilizada, o aço AISI 304 apresenta maior encruamento por deformação que o aço AISI 304L (vide figura 1a). Para os aços da família AISI 300, existe uma relação de proporcionalidade inversa entre a energia de defeito de empilhamento e a relação Cr/Ni⁽⁷⁾. Em outras palavras, quanto maior a relação Cr/Ni, menor será a EDE. Os valores da relação Cr/Ni para os aços AISI 304 e AISI 304L do presente trabalho, na condição solubilizada, são 2,16 e 1,97, respectivamente. Além disto, o aço AISI 304 tem 3 vezes mais carbono em solução sólida que o aço AISI 304L. Portanto, é esperado que o aço AISI 304, com menor EDE e maior quantidade de intersticiais em solução sólida, apresente um encruamento mais acentuado que o aço AISI 304L.

Na condição precipitada, o aço AISI 304 também apresenta maior encruamento por deformação que o aço AISI 304L (vide figura 1b). Neste caso, o teor de carbono em solução sólida é praticamente desprezível nos dois aços. Por outro lado, o aço AISI 304 apresenta maior quantidade de carbonetos precipitados, embora os carbonetos se localizem preferencialmente nos contornos de grão e contornos incoerentes de macla. A precipitação de $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ também causa empobrecimento de cromo da matriz e redução na relação Cr/Ni. Supondo-se que todo carbono dos dois aços precipita-se com a estequiometria Cr_{23}C_6 , os novos valores calculados da relação Cr/Ni para os aços AISI 304 e AISI 304L são 2,04 e 1,93, respectivamente. Portanto, neste caso, também é esperado que o aço AISI 304, com menor EDE e maior quantidade de precipitados, apresente um encruamento mais acentuado que o aço AISI 304L.

Resta discutir se o carbono é mais efetivo no encruamento por deformação quando está em solução sólida ou quando precipitado na forma de carbonetos de cromo. A análise das curvas 1c e 1d mostra que ele é mais efetivo quando em solução sólida, embora as diferenças não sejam acentuadas. Existem algumas razões para isto: os carbonetos $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ precipitam-se preferencialmente nos contornos de grão e de macla, isto é, não uniformemente, não causam considerável endurecimento por deformação adicional e reduzem a relação Cr/Ni da matriz, aumentando a EDE. Em geral, as ligas com distribuição homogênea de partículas finas e incoerentes apresentam acentuado encruamento (mecanismo de Orowan). No caso dos aços inoxidáveis austeníticos, a precipitação de M_{23}C_6 é muito localizada, formando uma rede de precipitados nos contornos de grãos.

3.2. Formação de martensita induzida por deformação

Embora o aço AISI 304 apresentasse maior encruamento por deformação que o aço AISI 304L, conforme discutido no item anterior, o aço AISI 304L apresentou maior susceptibilidade à formação de martensita induzida por deformação (vide figuras 2a e 2b).

Para analisar a tendência à formação de martensita induzida por deformação é conveniente calcular os valores de Md. Utilizando-se, por exemplo, a fórmula proposta por Angel⁽⁸⁾, e as composições químicas apresentadas na tabela 1, obtêm-se as temperaturas de 15,3 e 25,5 $^{\circ}\text{C}$ para os aços AISI 304 e AISI 304L, respectivamente. Portanto, a maior tendência à formação de martensita α' apresentada pelo aço AISI 304L é justificada pela sua composição química, que, por sua vez, acarreta valor mais alto de Md. Neste caso (figura 2a) supôs-se que todo o carbono encontrava-se em solução sólida.

Comparando-se os dois aços na condição precipitada, os novos valores de M_C obtidos são 60,1 e 40,0°C para os aços AISI 304 e AISI 304L, respectivamente. Em outras palavras, as mudanças de composição da matriz devido a precipitação sugerem que o aço AISI 304 seja mais susceptível à formação de martensita α' induzida por deformação que o aço AISI 304L, exatamente o inverso do obtido experimentalmente (vide figura 2b). Isto sugere que o carbono em solução sólida tem grande efeito inibidor na formação de martensita α' , maior inclusive que o previsto nas fórmulas que calculam M_d em função da composição química. Além disto, as modificações de composição química causadas pela precipitação estão restritas às vizinhanças dos contornos de grão e de macla, enquanto os valores calculados pela fórmula supõem que o empobrecimento em cromo tenha ocorrido em todo o volume do material homogeneamente. O empobrecimento em cromo nas vizinhanças dos contornos é tão acentuado que causa o aparecimento de martensita α' no resfriamento e na ausência de deformação (vide figura 2b). No interior dos grãos praticamente não existe empobrecimento de cromo.

Não foi detectada a presença de martensita e neste trabalho. A explicação para isto é que foram utilizados graus de deformação relativamente altos e nestas condições a martensita ϵ , eventualmente formada, já teria se transformado em α' .

Finalmente, deve-se destacar que a precipitação torna o material mais susceptível à formação de α' (vide figuras 2c e 2d).

3.3. Cinética de reversão de α'

A temperatura de reversão de α' mostrou-se pouco sensível ao tipo de aço, ao grau de deformação e às diferentes condições iniciais de tratamento térmico. Pode-se determinar nas figuras 3a, 3b, 3c e 3d uma temperatura para que ocorra 50% de reversão de α' ($T_{50\%RM}$). Para as 12 situações estudadas (2 aços x 2 tratamentos térmicos x 3 graus de deformação), a $T_{50\%RM}$ é cerca de $550^\circ\text{C} \pm 20^\circ\text{C}$. Esta faixa de temperaturas situa-se bem abaixo da temperatura de recristalização, conforme será discutido nos próximos itens. Além disto, ela ocorre mais rapidamente que a recristalização. Por exemplo, a 750°C , a reversão de α' estava praticamente completa após 5 minutos de tratamento.

3.4. Locais de início de recristalização

De uma maneira geral, pode-se observar que o início da recristalização (nucleação) ocorre preferencialmente nas vizinhanças dos contornos de grão e no interior dos grão, nas bandas de deformação.

É interessante mencionar que na condição precipitada os contornos de grão antigos ficam praticamente imobilizados pelos precipitados. Mesmo assim, a nucleação da recristalização ocorre preferencialmente nas vizinhanças dos contornos de grão, pois nestes locais a heterogeneidade da deformação deve ser mais acentuada. Estas heterogeneidades são causadas pelas diferenças de orientação entre grãos vizinhos e pela presença dos precipitados.

3.5. Cinética da recristalização

A análise global das curvas de amolecimento (vide figuras 4a, 4b, 4c e 4d) permite afirmar que a presença de carbono nos aços inoxidáveis austeníticos atrasa a recristalização. Em seguida serão analisadas as duas possibilidades: carbono em solução sólida e carbono na forma de $(Cr,Fe)_{23}C_6$.

As temperaturas para ocorrência de 50% de amolecimento para os aços AISI 304L e AISI 304 solubilizados a 1100°C e encruados com 60% de redução são aproximadamente 700 e 800°C , respectivamente. Para todos os graus de redução estudados este fato se repete, isto é, o aço com maior teor de carbono apresenta maior resistência à recristalização. Nas curvas isócronas isto se reflete em diferenças de cerca de 100°C na temperatura para 50% de amolecimento. Este atraso no amolecimento pode ser explicado pela precipitação durante o recozimento das ligas supersaturadas e encruadas (vide figura 5a). De um modo geral, os dois aços inoxidáveis austeníticos amolecem pouco por recuperação e o principal responsável pelo amolecimento é a recristalização. A explicação para o pequeno amolecimento por recuperação é a baixa EDE destes materiais. Em materiais com baixa EDE as discordâncias têm menor mobilidade, pois a ocorrência de escorregamento com desvio e escalada são mais difíceis.

A precipitação durante os recozimentos das ligas encruadas imobiliza as discordâncias, os sub-contornos de baixo ângulo e os contornos de alto ângulo, dificultando o início (nucleação) da recristalização e a migração das frentes de reação (crescimento). Este efeito retardador é ilustrado na micrografia da figura 5b. É esperado que o aço com maior quantidade de carbono disponível para precipitar (AISI 304) apresente maior resistência à recristalização.

Comparando-se os dois aços na condição inicial precipitada e encruada, observa-se que, também nesta condição, o material com carbono mais alto apresenta maior resistência à recristalização. A precipitação de $(Cr,Fe)_{23}C_6$ nos aços inoxidáveis austeníticos recozidos (não encruados) ocorre preferencialmente nos contornos de alto ângulo. O início da recristalização ocorre com frequência nas vizinhanças dos contornos de grão. Em particular, para os aços inoxidáveis austeníticos, que têm baixa EDE e pequena propensão à formação de sub-grãos, os contornos de grão "antigos" desempenham um papel muito importante na nucleação da recristalização. Por outro lado, se contornos de alto ângulo forem imobilizados por precipitados, a recristalização deve ser atrasada. Neste caso, quanto maior o teor de carbono do aço, maior será a quantidade de precipitados e mais efetiva a imobilização dos contornos "antigos". Por outro lado, a formação de "novos" contornos de alto ângulo não será tão dificultada pelos precipitados como no caso anterior, em que a precipitação ocorre durante o recozimento.

Comparando-se um mesmo aço, nas condições solubilizada e precipitada, pode-se concluir que a precipitação durante o recozimento do material encruado é mais efetiva para atrasar a recristalização do que a precipitação anterior ao encruamento. Nas curvas isócronas, isto se reflete em diferenças de cerca de 50 a 60°C nas temperaturas para 50% de amolecimento.

Os tratamentos isotérmicos realizados a 750°C em amostras nas quatro condições iniciais e deformadas 60% confirmaram os resultados encontrados nos tratamentos

isócronos (vide figuras 6a, 6b, 6c e 6d). Comparando-se os aços AISI 304 e AISI 304L, na condição inicial solubilizada (vide figura 6a), pode-se constatar que o aço AISI 304 apresenta maior resistência à recristalização. Por exemplo, após 5 minutos de recozimento a 750 °C, a porcentagem de amolecimento do AISI 304L era superior a 70%, enquanto para o AISI 304 o grau de amolecimento era inferior a 30%. Também para a condição inicial precipitada, o aço AISI 304 apresentou maior resistência à recristalização que o aço AISI 304L (vide figura 6b). O aço AISI 304 na condição inicial solubilizada apresentou maior resistência à recristalização que na condição precipitada. Porém, as diferenças neste caso são muito pequenas (vide figura 6c). Por exemplo, após 5 minutos, a porcentagem de amolecimento do aço AISI 304 para a condição inicial precipitada era cerca de 40% e para a condição inicial solubilizada era de 30%. Para o aço AISI 304L, as diferenças de comportamento quanto ao amolecimento para as condições solubilizada e precipitada são ainda menores (vide figura 6d).

Finalmente, deve-se destacar que não foi possível estabelecer neste trabalho relação entre a reversão de α' e a recristalização. Não foi detectada também a precipitação de fase σ nos tempos de envelhecimento estudados.

3.6. Tamanho do grão recristalizado

A recristalização causou considerável refino de grão nas quatro condições estudadas (vide figuras 7a e 7b). Para 60 % de redução, o tamanho de grão após recristalização praticamente independe do material e da sua condição inicial (vide tabela 2). É provável que para deformações mais baixas as diferenças de tamanho de grão recristalizado nas quatro condições fossem maiores. Todavia, um estudo sistemático com este objetivo não foi realizado.

Tabela 2: Tamanho de grão das amostras das quatro diferentes condições iniciais, após deformação a frio (60%) e recozimento (1h - 950 °C)

Material	AISI 304 L S	AISI 304 L S+P	AISI 304 S	AISI 304 S+P
Tamanho de grão (mm)	30,9	32,5	28,7	26,9

3.7. Corrosão intergranular

Os ensaios de corrosão mostram que um aço AISI 304 inicialmente solubilizado, deformada a frio (60%) e que posteriormente sofreu recristalização a 950°C, além de apresentar grãos finos, não é susceptível à corrosão intergranular. A precipitação de $(Fe,Cr)_{23}C_6$ durante a recristalização é mais uniforme e pouco localizada nos contornos de grãos. Além disto, mesmo para o teor máximo permitido de carbono ($C \leq 0,08\%$), o carboneto $M_{23}C_6$ não é estável a 950°C⁽³⁾. Estes resultados indicam que as temperaturas de recozimento usualmente recomendadas (1000 a 1120°C) são desnecessariamente altas. Os resultados deste trabalho indicam que, para altas reduções a frio, a faixa de temperaturas 950-1000°C é mais adequada, pois a granulação é mais fina sem prejuízo da resistência à corrosão intergranular.

4. CONCLUSÕES

As experiências realizadas neste trabalho, sua análise e discussão permitem as seguintes conclusões:

1. O aço AISI 304, com %C = 0,065, apresentou maior encruamento que o aço AISI 304L, com %C = 0,021. Para um mesmo aço, o carbono é mais efetivo quanto ao endurecimento por deformação quando em solução sólida.
2. O aço AISI 304L apresentou maior propensão à formação de martensita induzida por deformação. A saída de carbono de solução sólida, devido à precipitação tornou os dois aços mais susceptíveis à formação de martensita induzida por deformação.
3. A precipitação de $(Cr,Fe)_{23}C_6$ modificou a composição das vizinhanças dos contornos de grão, o que acarretou a formação de martensita durante o resfriamento, mesmo na ausência de deformação.
4. O teor de carbono do aço e sua condição, em solução sólida ou precipitado, não alterou significativamente a cinética de reversão da martensita.
5. A nucleação da recristalização ocorreu predominantemente nas vizinhanças dos contornos de grão.
6. O aço com maior teor de carbono apresenta maior resistência à recristalização.
7. A precipitação de $(Cr,Fe)_{23}C_6$ durante o recozimento das ligas solubilizadas e encruadas atrasa a recristalização, em comparação com a situação em que o aço sofreu tratamento de precipitação antes da deformação.
8. As temperaturas de recozimento usualmente recomendadas (1000 a 1120°C) são desnecessariamente altas. Por exemplo, para o aço AISI 304 altamente encruado, a faixa de temperaturas 950 - 1000°C é mais adequada.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

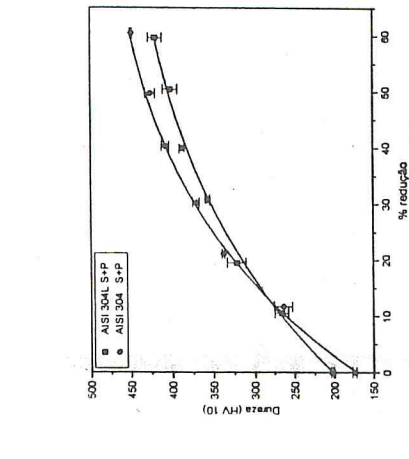
1. NOVAK, C.J. Structure and Constitution of Wrought Austenitic Stainless Steels. In: PECKNER, D.; BERNSTEIN, I.M. *Handbook of Stainless Steels*. New York, 1977, cap.4
2. MARSHALL, P. *Austenitic Stainless Steel Microstructure and Mechanical Properties*, London, Elsevier, 1984
3. PADILHA, A.F.; GUEDES, L.C. *Aços Inoxidáveis Austeníticos Microestrutura e Propriedades*. São Paulo, Hemus, 1994
4. PADILHA, A.F.; SICILIANO JR., F. *Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*. São Paulo, ABM, 1995
5. HORNBOKEN, E.; KÖSTER, U. Recrystallization of two-phases alloys. In: HAESSNER, F (ed) *Recrystallization of Materials*, Stuttgart, Dr. Riederer-Verky, 1978, cap 8.
6. MARTINS, L.F.M. *Efeito do carbono na recristalização dos aços inoxidáveis austeníticos do tipo 18%Cr-9%Ni*. São Paulo, 1996, 111 p., Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo
7. FAWLEY, R.; QUADER, M.A.; DODD, R.A. Compositional effects on the deformation modes, annealing twin frequencies, and stacking fault energies of austenitic stainless steels. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol.242 p771-776, 1968.
8. ANGEL, T.J. Formation of martensite in austenitic stainless steel. *Journal of the Iron and Steel Institute*, vol.177, p.165-174, 1954

ABSTRACT

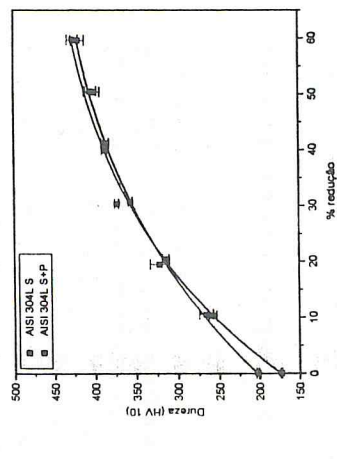
EFFECT OF CARBON ON THE RECRYSTALLIZATION OF 18%Cr-9%Ni TYPE AUSTENITIC STAINLESS STEELS

The influence of carbon on the work hardening, formation and reversion of the strain induced martensite and recrystallization of 18%Cr-9%Ni type austenitic stainless steel has been studied using various microstructural analysis technics. Two alloys were used: one of type AISI 304L, with a low carbon content (%C = 0.021), and one of type AISI 304, with higher carbon content (%C = 0.065). Both steels were cold rolled and annealed in two different situations: with the carbon totally in solid solution (after solubilization heat treatment at 1100 °C), and with practically all the carbon precipitated as (Cr,Fe)₂₃C₆ (after precipitation heat treatment at 750 °C). The material with higher carbon content, both in solid solution or precipitated, shows higher work hardening, smaller tendency to formation of strain induced martensite and higher recrystallization resistance. The material with carbon in solid solution, in comparison with it precipitated, presents higher work hardening, smaller tendency to formation of strain induced martensite and higher resistance to recrystallization. The nucleation of recrystallization occurred predominantly at the grain boundaries vicinity. The recrystallization kinetics results and the intergranular corrosion tests showed that the usually recommended annealing temperatures (1000 to 1120°C) are, in some cases, unnecessarily too high.

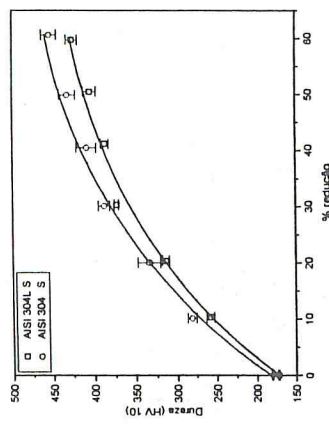
Key words: austenitic stainless steels, work hardening, recrystallization.



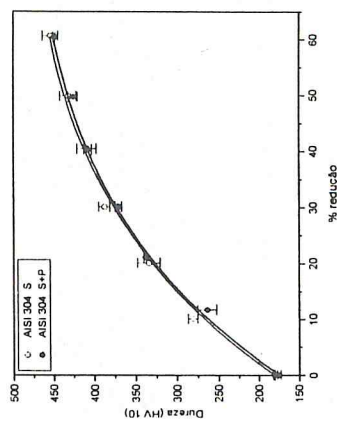
a)



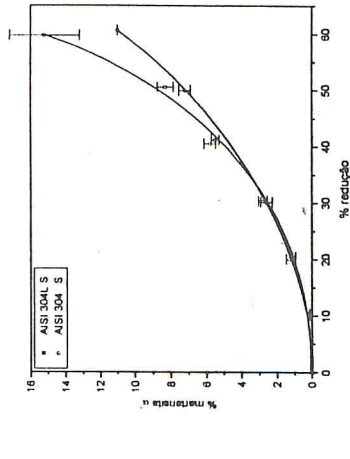
b)



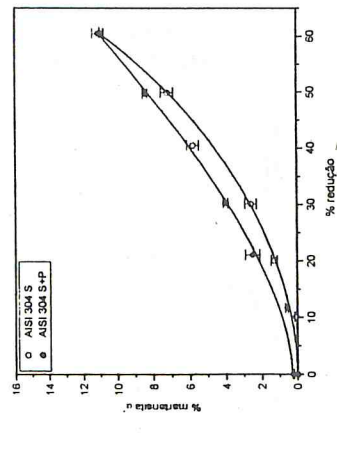
c)



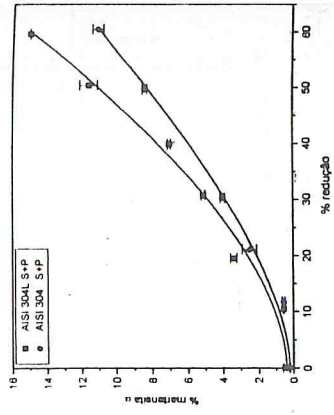
d)



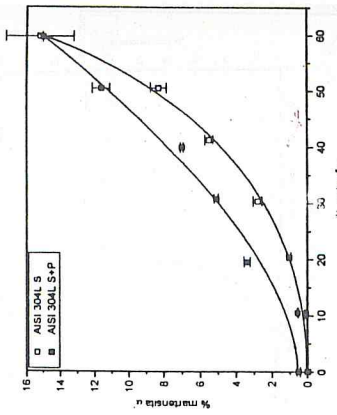
a)



b)



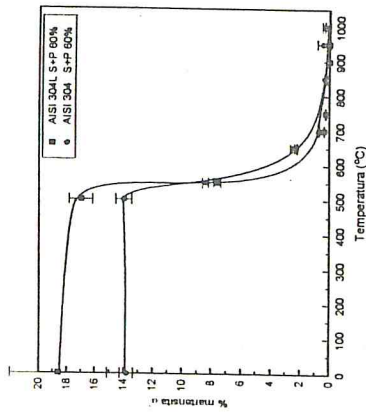
c)



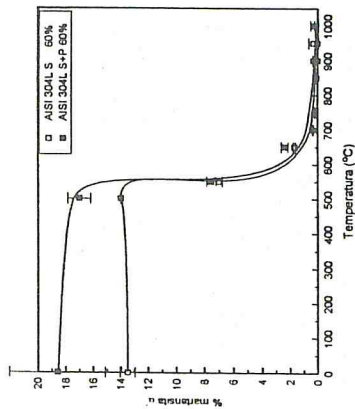
d)

Figura 2 - Curvas de formação de martensita x grau de deformação em % de redução de espessura. 2a) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial solubilizada. 2b) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial precipitada. 2c) Aço AISI 304 nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P). 2d) Aço AISI 304L nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P).

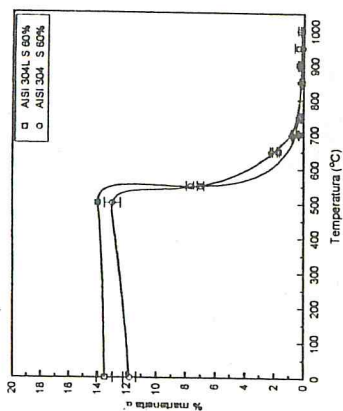
Figura 1 - Curvas de encruamento dureza (Vickers - carga de 10 kgf) x grau de deformação em % de redução de espessura. 1a) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial solubilizada. 1b) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial precipitada. 1c) Aço AISI 304 nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P). 1d) Aço AISI 304L nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P).



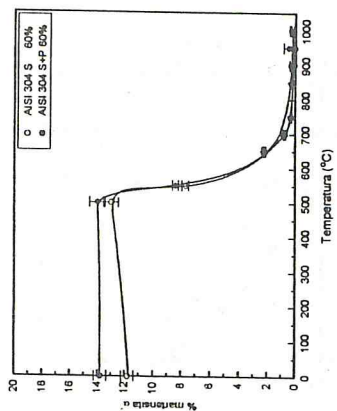
b)



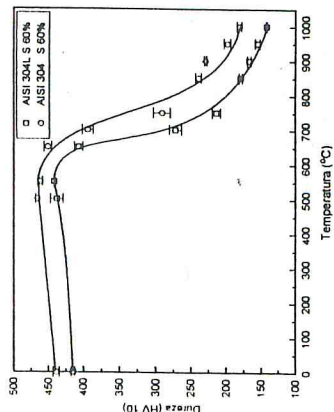
d)



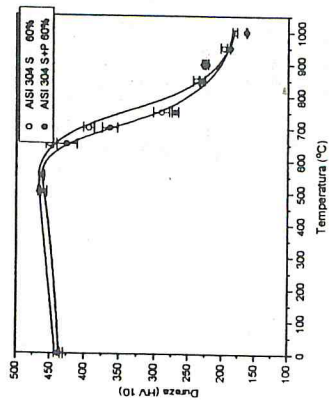
a)



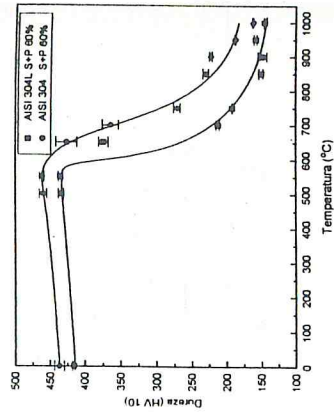
c)



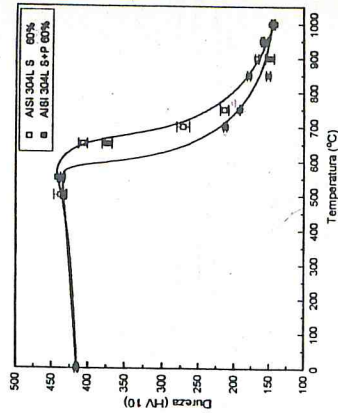
a)



c)



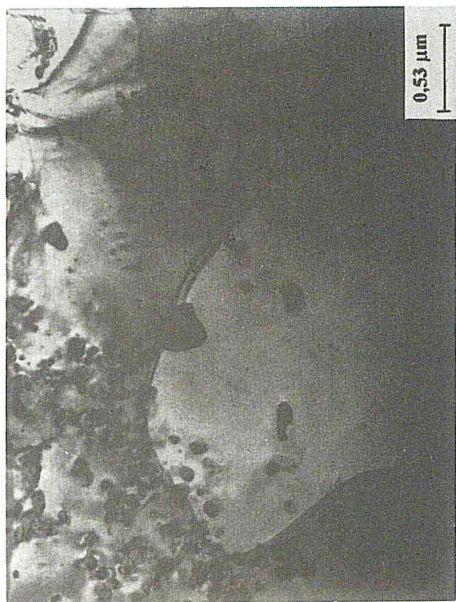
b)



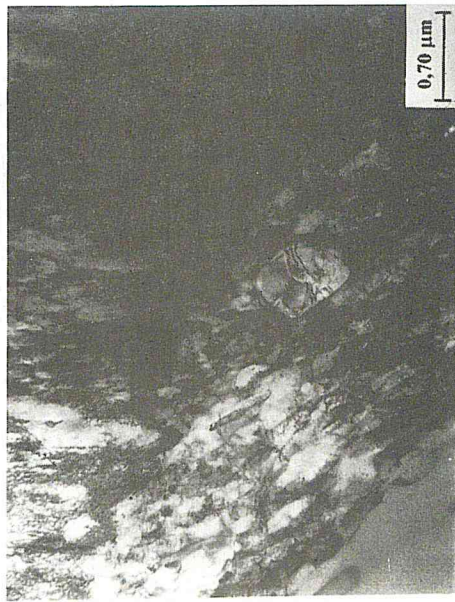
d)

Figura 3 - Curvas de reversão da martensita (% de martensita x temperatura de recozimento - 1h). 3a) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial solubilizada. 3b) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial precipitada. 3c) Aço AISI 304 nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P). 3d) Aço AISI 304L nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P).

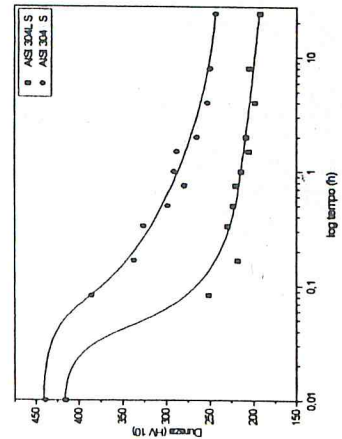
Figura 4 - Curvas de amolecimento (dureza Vickers - carga de 10 kgf x temperatura de recozimento - 1h). 4a) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial solubilizada. 4b) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial precipitada. 4c) Aço AISI 304 nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P). 4d) Aço AISI 304L nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P).



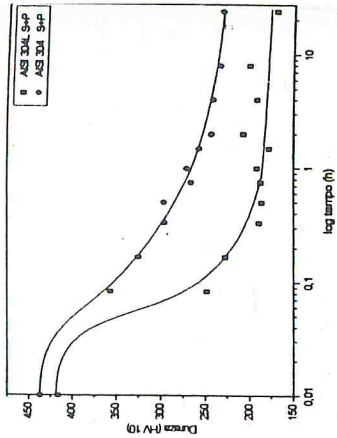
a)



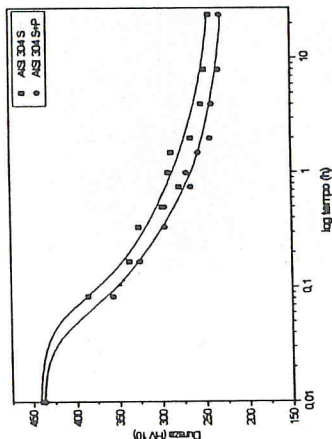
b)



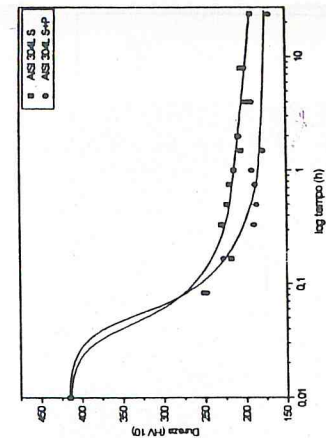
a)



b)



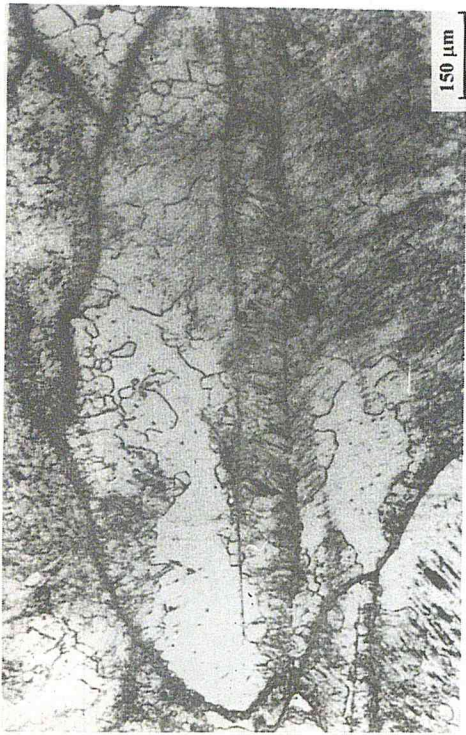
c)



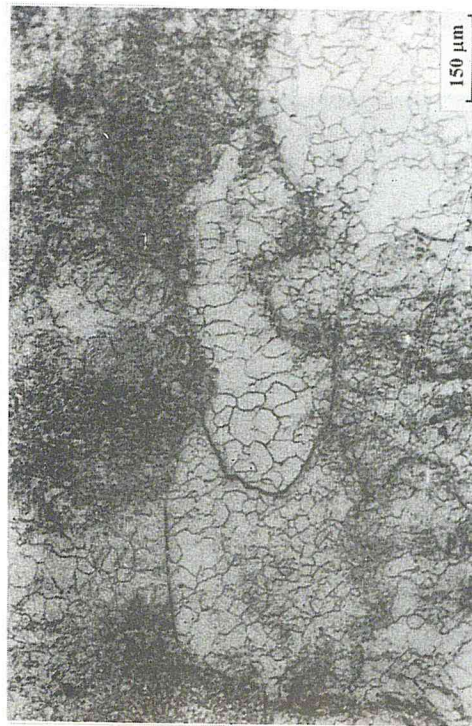
d)

Figura 5: Aço AISI 304 na condição inicial solubilizado, deformado a frio (60% de redução em espessura) e recozido durante 1 h a 700°C. Microscopia eletrônica de transmissão.

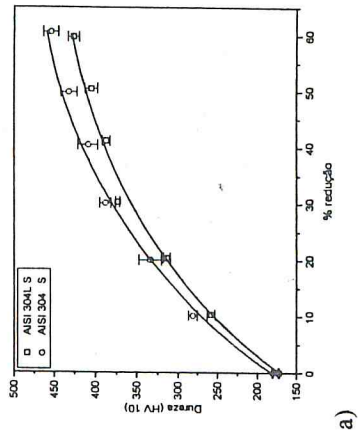
Figura 6 - Curvas de amolecimento isotérmico (dureza - Vickers - carga de 10 kgf x grau de deformação em % de redução de espessura). 6a) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial solubilizada. 6b) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial precipitada. 6c) Aço AISI 304 nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P). 6d) Aço AISI 304L nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P).



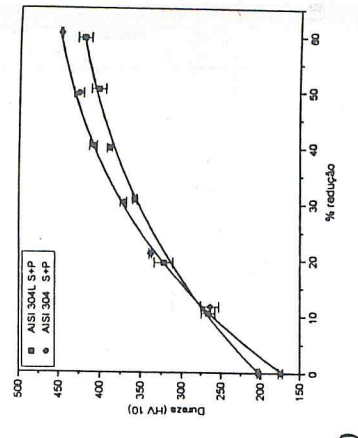
a)



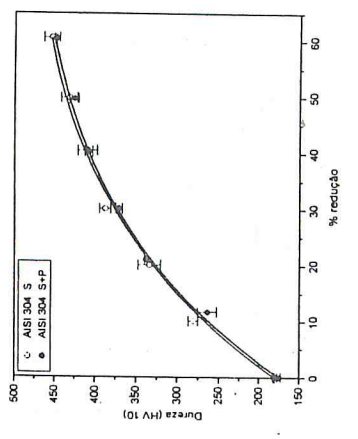
b)



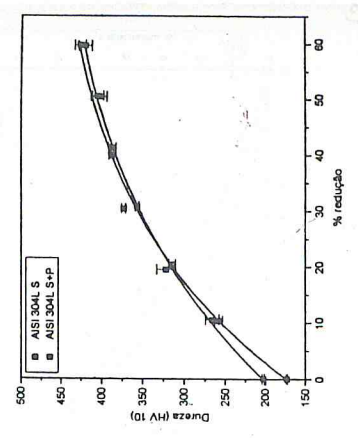
a)



b)



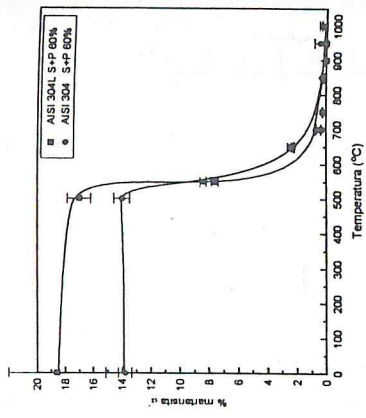
c)



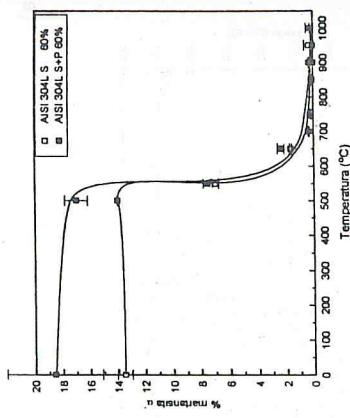
d)

Figura 7: Aços AISI 304 (fig. 7a) e AISI 304L (fig. 7b) na condição inicial precipitada, deformado a frio (60% de redução em espessura) e recozido por 1h a 750°C.

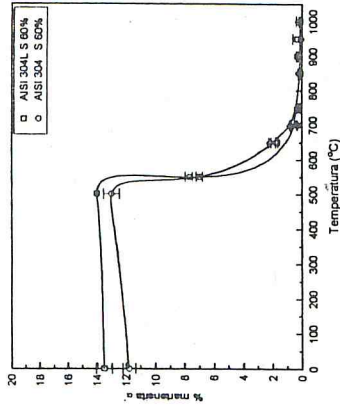
Figura 1 - Curvas de encruamento dureza (Vickers - carga de 10 kgf) x grau de deformação em % de redução de espessura. 1a) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial solubilizada. 1b) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial precipitada. 1c) Aço AISI 304 nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P). 1d) Aço AISI 304L nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P).



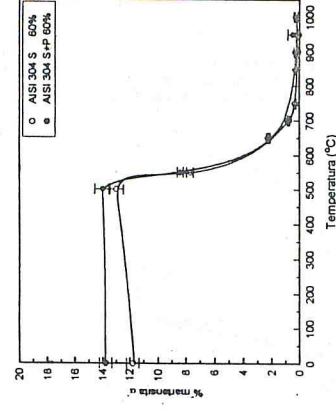
a)



b)

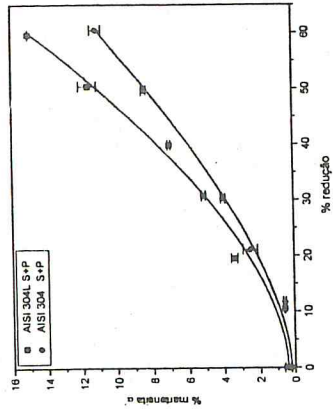


c)

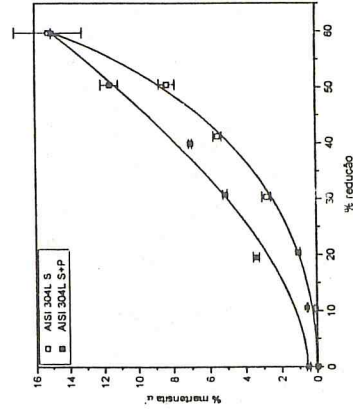


d)

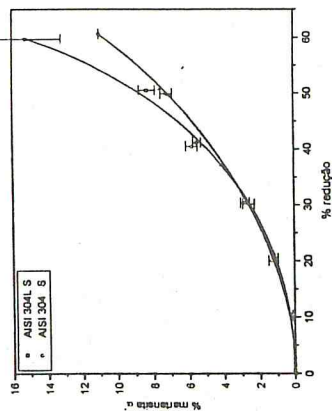
Figura 3 - Curvas de reversão da martensita (% de martensita x temperatura de recozimento -1h). 3a) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial solubilizada. 3b) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial precipitada. 3c) Aço AISI 304 nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P). 3d) Aço AISI 304L nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P).



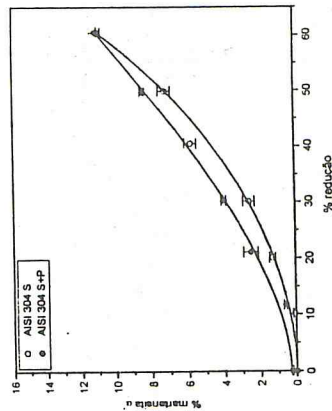
a)



b)

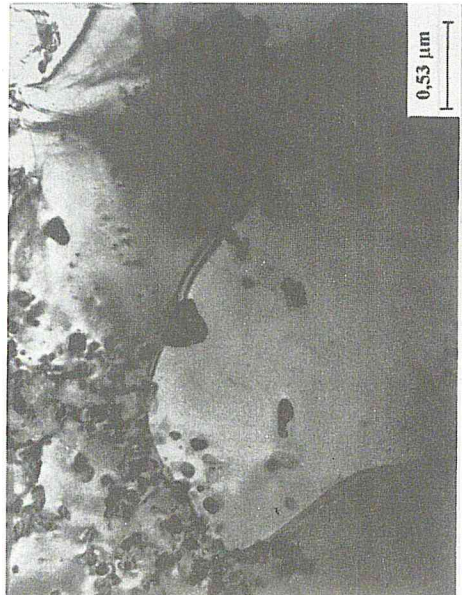


c)



d)

Figura 2 - Curvas de formação de martensita x grau de deformação em % de redução de espessura. 2a) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial solubilizada. 2b) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial precipitada. 2c) Aço AISI 304 nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P). 2d) Aço AISI 304L nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P).

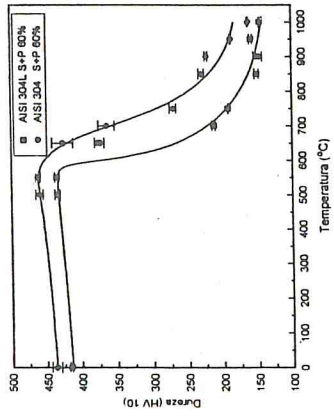


a)

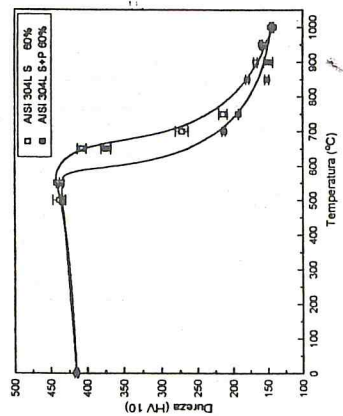


b)

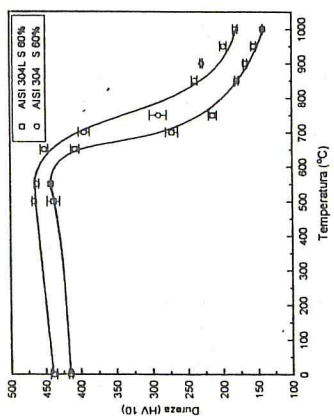
Figura 5: Aço AISI 304 na condição inicial solubilizado, deformado a frio (60% de redução em espessura) e recozido durante 1 h a 700°C. Microscopia eletrônica de transmissão.



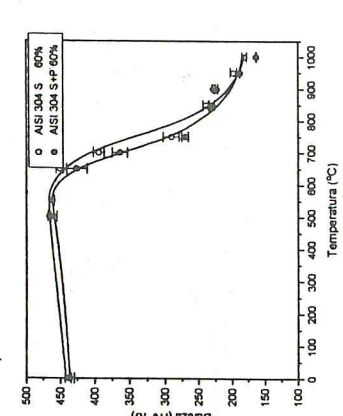
a)



b)

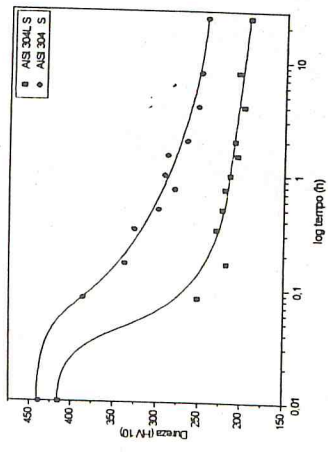


c)

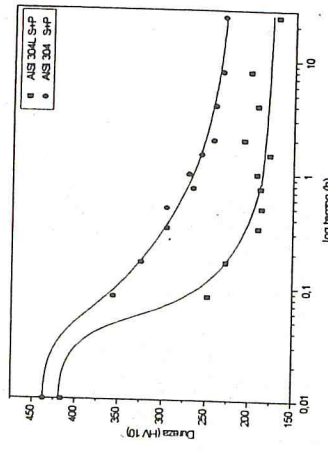


d)

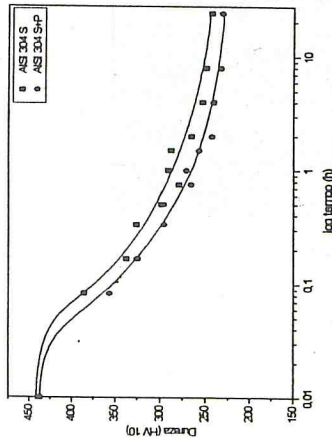
Figura 4 - Curvas de amolecimento (dureza Vickers - carga de 10 kgf x temperatura de recozimento - 1h). 4a) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial solubilizada. 4b) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial precipitada. 4c) Aço AISI 304 nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P). 4d) Aço AISI 304L nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P).



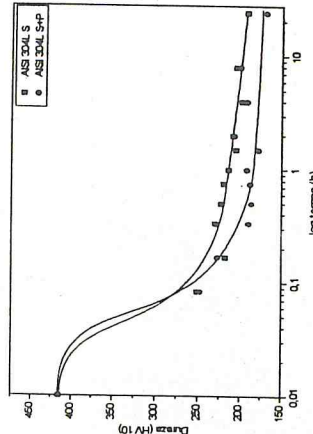
a)



b)

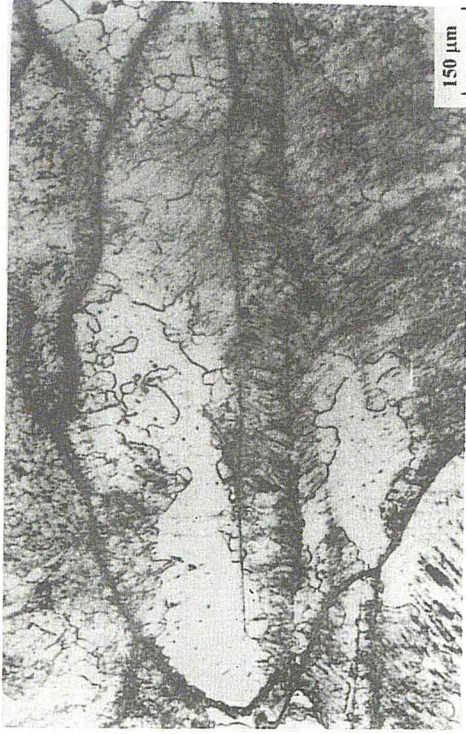


c)

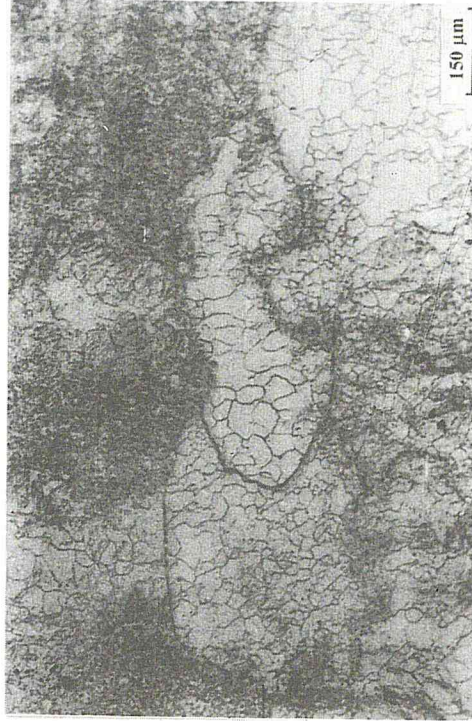


d)

Figura 6 - Curvas de amolecimento isotérmico (dureza - Vickers - carga de 10 kgf x grau de deformação em % de redução de espessura). 6a) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial solubilizada. 6b) Aços AISI 304 e AISI 304L na condição inicial precipitada. 6c) Aço AISI 304 nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P). 6d) Aço AISI 304L nas condições iniciais solubilizada (S) e precipitada (S+P).



a)



b)

Figura 7: Aços AISI 304 (fig. 7a) e AISI 304L (fig. 7b) na condição inicial precipitada, deformado a frio (60% de redução em espessura) e recozido por 1h a 750°C.