

Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo

FRANCISJONES MARINO LEMES

**Evolução da microestrutura e de propriedades
mecânicas no processamento por trefilação de
tubo de aço inoxidável AISI 439**

São Paulo

2007

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

Francisjones Marino Lemes

**Evolução da microestrutura e de propriedades
mecânicas no processamento por trefilação de
tubo de aço inoxidável AISI 439**

Dissertação apresentada ao Instituto de Pesquisas
Tecnológicas do Estado de São Paulo – IPT para
obtenção do título de Mestre em Processos
Industriais.

Área de concentração: Desenvolvimento e otimização
de processos industriais.

Orientador : Prof. Dr. Marcelo Gonçalves

São Paulo

Janeiro de 2007

DEDICATÓRIA

À minha esposa Mirian Severo, pelo amor e compreensão, e aos meus filhos Jenniffer, Jhones e Evelyn, frutos deste amor.

AGRADECIMENTOS

Ao amigo e orientador Prof. Dr. Marcelo Gonçalves, pela incansável orientação e incentivo, que ultrapassou os limites deste trabalho.

Aos meus amigos professores do curso de processos industriais, em especial ao Dr. Marcos Giulietti, que com seu entusiasmo não me deixou esmorecer.

À minha mãe Nair Marino, pelo seu amor e orientação, a minha primeira educadora.

Aos srs. Luiz Bassi, Ribamar Bassi e Wilson Bassi, diretores da Incotep Industria e Comercio de Tubos Especiais de Precisão e da Açotubo, pela confiança em mim depositada e pelo apoio moral e financeiro pelo que serei eternamente grato.

RESUMO

Este trabalho visa estudar a evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas no processamento por trefilação de tubo de aço inoxidável ferrítico AISI 439.

Os aços inoxidáveis AISI 439, são aços ferríticos estabilizados ao titânio, com excelente resistência a corrosão sob tensão, boa soldabilidade, alta condutividade térmica e baixa expansão térmica. Suas aplicações incluem sistemas de exaustão automotivos, trocadores de calor na indústria de álcool e açúcar, máquinas de lavar, fornos microondas, entre outras.

Amostras retiradas de tubos de aço inoxidável AISI 439 foram trefiladas, com diferentes graus de deformações (10% a 70%), sendo as amostras com redução de 50%, submetidas a tratamentos térmicos isotérmicos nas temperaturas de 550 °C a 900°C, por tempos variando de 5 minutos a 480 minutos, nos quais se acompanhou os estágios de recuperação e recristalização.

Investigou-se a evolução das propriedades mecânicas das amostras durante os processos de trefilação e durante a restauração e recristalização e suas inter-relações com a microestrutura.

O aumento da deformação (redução) acarretou em aumentos nos valores de dureza, limite de resistência, limite de escoamento e no decréscimo do alongamento percentual. Deformações de até 30 % no aço inoxidável AISI 439, não produzem alterações microestruturais perceptíveis ao microscópio óptico.

Observamos há necessidade de um tratamento térmico de recristalização toda vez que atingirmos reduções iguais ou superiores a 30 %, para evitarmos possíveis defeitos, no material como riscos ou trincas.

Os resultados apresentados foram obtido através de caracterização microestrutural, ensaios de tração e medidas de dureza.

Palavras - chave: Trefilação de tubos, Aço inoxidável e Tratamento térmico.

ABSTRACT

This work is aimed at studying the microstructure and mechanical properties of ferritic-grade 439 stainless steel.

Stainless steel AISI 439 is a Ti-stabilized ferritic steel which present good stress corrosion resistance, good weldability, high thermal conductivity and low thermal expansion coefficient. It is usually used in the automotive industry, as well as in the chemical and electrical appliances industries.

The experimental work includes the drawing of tubes with area reductions varying from 10 to 70%. Selected samples of drawn tubes will also be heat treated so that recovery and recrystallization take place. The microstructural evolution and the mechanical properties will be studied on these samples.

Key words: Tube drawing, Stainless steel, Heat Treatment.

LISTA DE FIGURAS

Fig. 2.1 Processos de trefilação de tubos: (a) com mandril, (b) com plug fixo, (c) com plug flutuante e (d) sem plug.....	3
Fig. 2.2 Demonstração da deformação progressiva da microestrutura pelo processo de trefilação	4
Fig. 2.3 Banco de trefila retilíneo para tubos	5
Fig. 2.4 Seqüência operacional de um processo de trefilação de tubos	6
Fig. 2.5 Ângulos da Fieira	7
Fig. 2.6 Processo de trefilação com utilização de plug fixo.....	8
Fig. 2.7 Laminador de pontas.....	10
Fig. 2.8 Deformação proveniente da trefilação.....	12
Fig. 2.9 Detalhe do funcionamento de uma endireitadeira.....	12
Fig. 2.10 Sentido de avanço do tubo em uma endireitadeira.....	13
Fig. 2.11 Corrosão em mm/ano de aços ao cromo durante 10 anos, a uma atmosfera industrial.....	13
Fig. 2.12 Regeneração espontânea do aço inoxidável em contato com o oxigênio do ar ou da água.....	14
Fig. 2.13 Efeito do cromo na resistência a oxidação em altas temperaturas (Cubo de ½” aquecido durante 48 h a 1000 °C no ar).....	14

Fig. 2.14 Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.....	15
Fig. 2.15 Diagramas Fe-Ni para vários teores de cromo.....	16
Fig. 2.16 Efeito do teor de cromo sobre o campo austenítico.....	16
Fig. 2.17 Diagrama Cromo-Níquel equivalente.....	17
Fig. 2.18 Sistema de exaustão automotivo em aço inoxidável AISI 439.....	21
Fig. 2.19 Microestrutura ferrítica.....	22
Fig. 2.20 Representação esquemática do efeito de encruamento nas propriedades de resistência mecânica e ductilidade.....	24
Fig. 2.21 Energia armazenada na deformação a frio.....	25
Fig. 2.22 Discordâncias homoganeamente distribuídas em grão encruado.....	26
Fig. 2.23 Arranjo celular esquemático de discordâncias em grão encruado.....	26
Fig. 2.24 Modificações estruturais e de propriedades mecânicas na recristalização e no crescimento de grão (curvas ilustrativas das tendências).....	28
Fig. 2.25 Mecanismos de aniquilação de discordâncias durante a recuperação (a) glide e (b) climb.....	29
Fig 2.26 Representação esquemática do processo de poligonização.....	30
Fig. 2.27 Recuperação após deformação de 5% a 0 °C.	31
Fig. 2.28 Recristalização isotérmica de liga Fé - 0,60 % Mn.....	32

Fig. 2.29 Variação de propriedades físicas e mecânicas durante recuperação e recristalização.....	33
Fig. 2.30 Representação esquemática do crescimento de grão via difusão atômica	34
Fig. 2.31 Logaritmo do diâmetro de grão versus o logaritmo do tempo para o crescimento de grão no latão em temperaturas diversas.....	35
Fig. 4.1 Microestrutura de amostra sem redução (material de partida)	42
Fig. 4.2 Microestrutura de amostra tratada por 60 minutos a 850 °C	42
Fig. 4.3 Microestrutura após trefilação com 10% de redução.....	43
Fig. 4.4 Microestrutura após trefilação com 20% de redução.....	43
Fig. 4.5 Microestrutura após trefilação com 30% de redução.....	44
Fig. 4.6 Microestrutura após trefilação com 40% de redução.....	44
Fig. 4.7 Microestrutura após trefilação com 50% de redução.....	45
Fig. 4.8 Microestrutura após trefilação com 60% de redução.....	45
Fig. 4.9 Microestrutura após trefilação com 70% redução.....	46
Fig. 4.10 Dureza em função da redução.....	47
Fig. 4.11 Dureza em função da deformação.....	48
Fig. 4.12 Limite de escoamento em função da redução.....	49
Fig. 4.13 Limite de resistência em função da redução.....	49
Fig. 4.14 Alongamento em função da redução.....	50
Fig. 4.15 Microestrutura de amostra tratada após 30 minutos a 550 °C.....	51
Fig. 4.16 Microestrutura de amostra tratada após 60 minutos a 550 °C.....	51
Fig. 4.17 Microestrutura de amostra tratada após 120 minutos a 550 °C.....	52

Fig. 4.18 Microestrutura de amostra tratada após 240 minutos a 550 °C.....	52
Fig. 4.19 Microestrutura de amostra tratada após 480 minutos a 550 °C.....	53
Fig. 4.20 Microestrutura de amostra tratada após 30 minutos a 700 °C.....	53
Fig. 4.21 Microestrutura de amostra tratada após 60 minutos a 700 °C.....	54
Fig. 4.22 Microestrutura de amostra tratada após 120 minutos a 700 °C.....	54
Fig. 4.23 Microestrutura de amostra tratada após 240 minutos a 700 °C.....	55
Fig. 4.24 Microestrutura de amostra tratada após 480 minutos a 700 °C.....	55
Fig. 4.25 Dureza em função do tempo de tratamento térmico.....	57
Fig. 4.26 Fator de amolecimento em função do tempo de tratamento térmico.....	58
Fig. 4.27 Microestrutura de amostra tratada após 60 minutos a 550 °C.....	60
Fig. 4.28 Microestrutura de amostra tratada após 60 minutos a 600 °C.....	60
Fig. 4.29 Microestrutura de amostra tratada após 60 minutos a 650 °C.....	61
Fig. 4.30 Microestrutura de amostra tratada após 60 minutos a 700 °C.....	61
Fig. 4.31 Microestrutura de amostra tratada após 60 minutos a 750 °C.....	62
Fig. 4.32 Microestrutura de amostra tratada após 60 minutos a 800 °C.....	62
Fig. 4.33 Microestrutura de amostra tratada após 60 minutos a 850 °C.....	63
Fig. 4.34 Microestrutura de amostra tratada após 60 minutos a 900 °C.....	63
Fig. 4.35 Microestrutura de amostra tratada após 15 minutos a 850 °C.....	64
Fig. 4.36 Microestrutura de amostra tratada após 30 minutos a 850 °C.....	65

Fig. 4.37 Microestrutura de amostra tratada após 45 minutos a 850 °C.....65

Fig. 4.38 Microestrutura de amostra tratada após 60 minutos a 850 °C.....66

Fig. 4.39 Microestrutura de amostra tratada após 120 minutos a 850 °C.....66

Fig. 4.40 Comparação da dureza em função da temperatura para os tratamentos isócronos .entre os aços inoxidáveis AISI 430 e AISI 439.....68

Fig. 4.41 Fator de amolecimento em função da temperatura para os tratamentos isócronos.....68

Fig. 4.42 Comparação da dureza em função do tempo para tratamento realizados a 850 °C. entre o aço inoxidável AISI 430 e AISI 439.....69

Fig. 4.43 Fator de amolecimento em função do tempo de tratamento térmico a 850 °C.....70

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 Materiais utilizados para fabricação das feiras.....	7
Tabela 2 Seqüência operacional de uma decapagem química.....	9
Tabela 3 Características dos lubrificantes.....	11
Tabela 4 Aços inoxidáveis austeníticos.....	18
Tabela 5 Aços inoxidáveis martensíticos.....	19
Tabela 6 Aços inoxidáveis ferríticos.....	20
Tabela 7 Comparação de propriedades mecânicas e químicas entre os aços inoxidáveis ferríticos AISI 409 e AISI 439.....	21
Tabela 8 Aços inoxidáveis duplex.....	23
Tabela 9 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação.....	23
Tabela 10 Composição química do aço inoxidável usado.....	36
Tabela 11 Dimensões dos tubos trefilados da série redução.....	37
Tabela 12 Valores de dureza HV e ensaios mecânicos da série redução.....	47
Tabela 13 Valores de dureza HV da série recuperação.....	56
Tabela 14 Dureza em função da temperatura para os tratamentos Isócronos.....	67
Tabela 15 Valores de dureza da série recristalização.....	69

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1 - Introdução

1.1 Justificativa.....	1
1.2 Objetivo.....	2

CAPÍTULO 2 - Revisão Bibliográfica

2.1 Introdução.....	3
2.1.1 Fieiras.....	6
2.1.2 Plug	8
2.1.3 Decapagem.....	8
2.1.4 Apontamento dos tubos.....	9
2.1.5 Lubrificação.....	10
2.1.6 Endireitamento.....	11
2.2 Aços Inoxidáveis.....	13
2.2.1 Influência dos elementos de liga.....	15
2.2.2 Aços inoxidáveis austeníticos	18
2.2.3 Aços inoxidáveis martensíticos	19
2.2.4 Aços inoxidáveis ferríticos	19
2.2.4.1 Características gerais do aço inoxidável ferrítico AISI 439.....	20
2.2.5 Aços inoxidáveis duplex.....	22
2.2.6 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação.....	23
2.3 Deformação plástica.....	24

2.3.1	Generalidades	24
2.3.2	Efeito da energia de defeito de empilhamento.....	25
2.3.3	Efeito dos átomos de soluto.....	27
2.3.4	Efeito do tamanho de grão.....	27
2.3.5	Temperatura e velocidade de deformação.....	27
2.3.6	Heterogeneidades de deformação na microestrutura.....	27
2.4	Recozimento.....	28
2.4.1	Recuperação.....	28
2.4.2	Recristalização.....	31
2.4.3	Crescimento de grão.....	33

CAPÍTULO 3 - Procedimento Experimental

3.1	Objetivos do trabalho experimental.....	36
3.2	Materiais utilizados.....	36
3.3	Processamento do material.....	37
3.3.1	Série redução.....	37
3.3.2	Série recozimento para recuperação.....	38
3.3.3	Série recozimento para recristalização.....	38
3.4	Métodos utilizados na obtenção e análise dos resultados.....	39

CAPÍTULO 4 - Apresentação e Discussão de Resultados

4.1	Série redução.....	41
4.1.1	Caracterização microestrutural.....	41
4.1.2	Resultados dos ensaios de dureza e de tração.....	46

4.2 Série recuperação.....	50
4.2.1 Caracterização microestrutural.....	50
4.2.2 Resultados dos ensaios de dureza.....	56
4.3 Série recristalização.....	59
4.3.1 Caracterização microestrutural.....	59
4.3.2 Resultados dos ensaios de dureza.....	67
CAPÍTULO 5 - Conclusões.....	71
CAPÍTULO 6 Referencias Bibliográficas.....	72
Anexo A Certificado de qualidade do aço usado.....	76

1. INTRODUÇÃO

1.1 – JUSTIFICATIVA

Com o advento de novas tecnologias de combustíveis renováveis como o etanol e o biodiesel em alternativa à gasolina, as usinas sucroalcooleiras e as indústrias automobilísticas vem procurando cada vez mais se tornarem mais competitiva. Para se alcançar custos cada vez menores e melhorarem a qualidade de seus processos e produtos, o consumo de aços inoxidáveis vem aumentando por serem produtos com maior durabilidade, qualidade e preços cada vez menores.

Os aços inoxidáveis podem ser divididos em três principais grupos: Austeníticos , Martensíticos e Ferríticos.

A série austenítica é a mais utilizada na indústria por suas excelentes características mecânicas em diversos meios e temperaturas. Entretanto, sua utilização é limitada pelo seu alto preço de venda, devido à adição de níquel em sua fabricação.

Por outro lado, o aço inoxidável ferrítico AISI 439 tem um baixo custo de fabricação e, comparado com o austenítico, tem boas qualidades contra corrosão e oxidação.

A principal utilização do aço inoxidável ferrítico AISI 439 é na indústria automobilística e usinas sucroalcooleiras, sendo usado em sistemas de exaustão automotivos (escapamento), na indústria de álcool e açúcar em trocadores de calor, e na indústria de eletrodomésticos em máquinas de lavar, fornos microondas, entre outras aplicações.

Utilizaremos o aço inoxidável ferrítico com costura AISI 439, por apresentar grande potencial de crescimento, em nosso mercado, e por seu baixo custo de fabricação.

Este trabalho visa obter informações que possam contribuir para o aperfeiçoamento do processo de produção de tubos de aço inoxidável por trefilação a frio, que é bastante útil na medida que se promove a obtenção dos produtos por deformação a frio, conferindo-lhes propriedades mecânicas, alta precisão dimensional e boa qualidade superficial.

1.2 OBJETIVO

O objetivo principal deste trabalho é contribuir para o aperfeiçoamento do processo de trefilação a frio de tubos de aço inoxidável.

Assim, serão estudados através de ensaios realizados em uma série de processamentos por trefilação e tratamentos térmicos, a evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas de tubos de aço inoxidável AISI 439, sempre com a perspectiva da melhoria do processo de trefilação, que visa alta precisão dimensional, propriedades mecânicas controladas e boa qualidade superficial.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - INTRODUÇÃO

A trefilação é um processamento de conformação mecânica, geralmente realizado a frio, que consiste na passagem de uma barra, perfil, tubo ou fio, por uma matriz (fieira), por meio de uma força de tração. Essa passagem calibra o diâmetro inicial para o diâmetro final desejado, conferindo-lhe melhor precisão dimensional, melhor qualidade superficial e melhores propriedades mecânicas [4,26]. A figura 2.1 mostra os vários processos de trefilação de tubos[1,40,45,46,47].

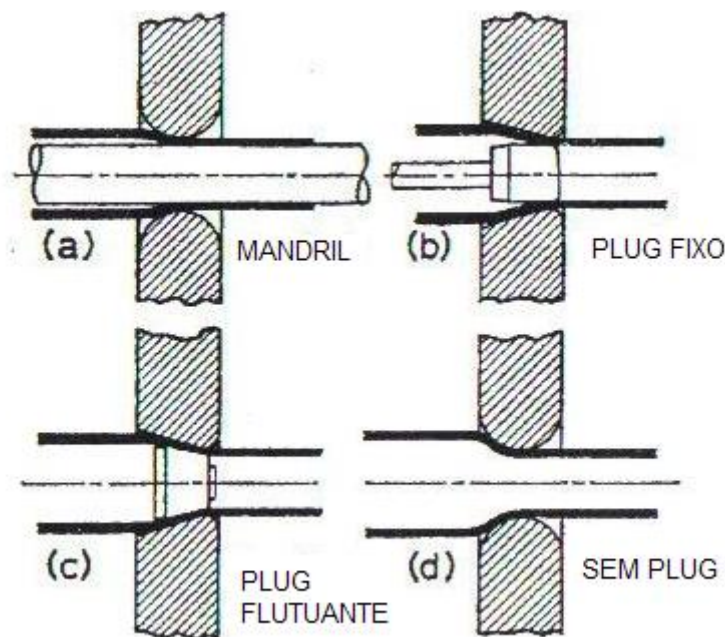


Figura 2.1 Processos de trefilação de tubos : (a) com mandril, (b) com plug fixo, (c) com plug flutuante e (d) sem plug [45].

A passagem do diâmetro inicial para o diâmetro final pela aplicação de um esforço de tração faz com que o material seja encruado esta passagem recebe o nome de passe de trefilação. A figura 2.2 mostra o progresso da deformação do grão, devido a redução de área do material.

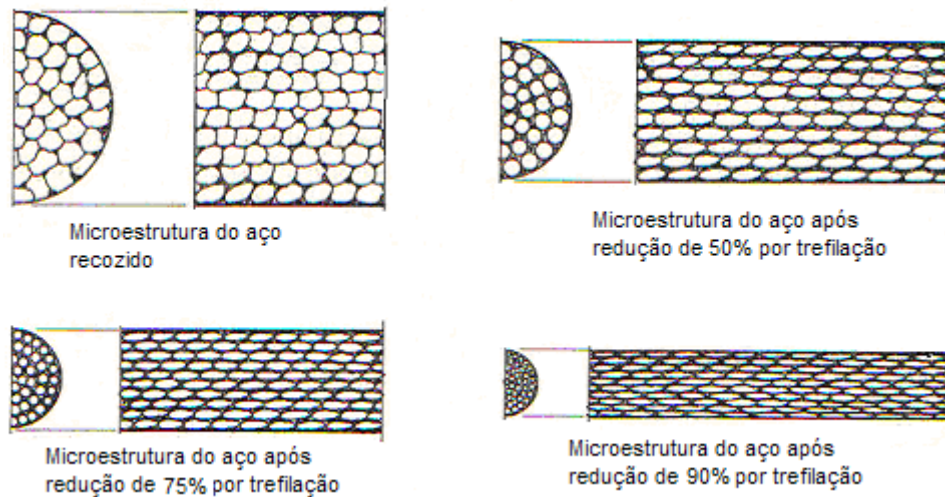


Figura 2.2 Demonstração da deformação progressiva da microestrutura pelo processo de trefilação [22].

Experiências têm mostrado que são possíveis alcançar valores de redução de área em torno de 40% , dependendo do material a ser trefilado [32]. O número de passes influencia fortemente a homogeneidade da deformação e a qualidade final do produto [33]. Existe um limite máximo de passes (deformação) realizável, o qual, sendo ultrapassado, pode levar a ruptura do material. Esse problema pode ser superado, submetendo-se o material encruado ao tratamento térmico de recozimento, no qual ocorre a recristalização do material [9,10,11,12,13,47].

A trefilação de tubos, a qual se refere este estudo, se desenvolve em equipamentos denominados bancos de trefilação. As principais partes do banco estão representadas na figura 2.3 [22 ,46].

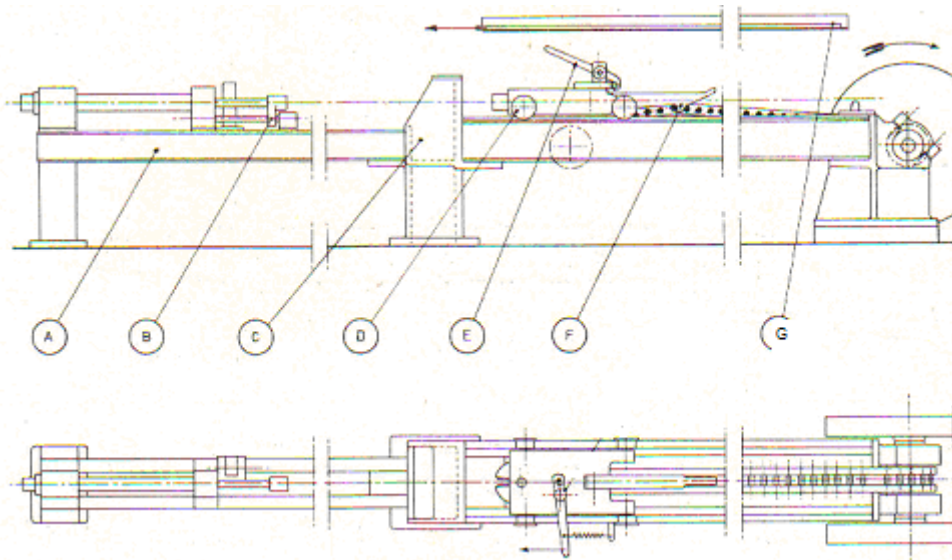


Figura 2.3 Banco de trefila retilíneo para tubos [22].

(A) Vigamento principal da mesa de alimentação, (B) Varão de fixação do plug, (C) Cabeçote porta-fieira, (D) Carro trefilador, (E) Alavanca de engate da corrente, (F) Corrente de tração e (G) Tambor de alimentação (matéria-prima).

As operações de um processo de trefilação em escala industrial seguem a seguinte seqüência:

1. Análise para verificação da qualidade do produto a ser trefilado
2. Tratamento térmico (para aumentar a capacidade de deformação plástica)
3. Tratamento de superfície (decapagem ou lubrificação)
4. Ponteamento (para o material poder passar a ponta pela fieira e ser puxado)
5. Trefilação (redução de área do material)
6. Análise dimensional (conferência das características dimensionais solicitadas pelo cliente)
7. Endireitamento (processo para deixar o material retilíneo)

8. Oleamento protetivo (devido o material ficar estocado por vários dias ou meses, ele recebe um filme de óleo , para evitar-se corrosão)
9. Testes mecânicos (conferência das propriedades mecânicas solicitadas pelo cliente)
10. Controle de qualidade (emissão do certificado de aprovação ou rejeição do material trefilado)
11. Expedição (encaminhamento do produto trefilado ao cliente)

A figura 2.4 mostra a seqüência operacional de um processo de trefilação [30].

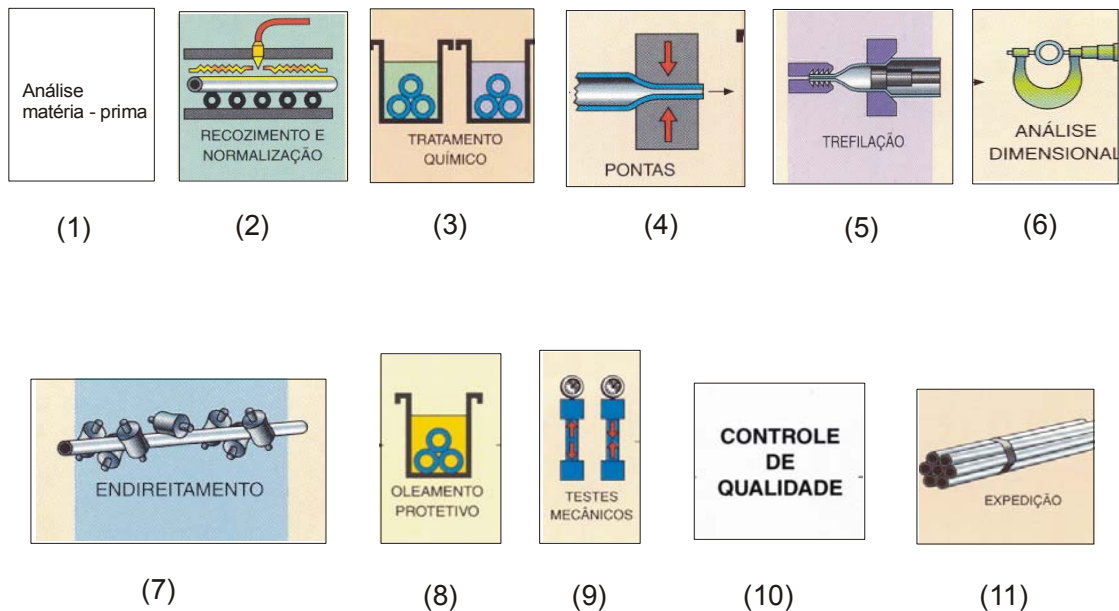


Figura 2.4 Seqüência operacional de um processo de trefilação de tubos [28].

2.1.2 - FIEIRAS

As ferramentas utilizadas no processo de trefilação são fabricadas com materiais de extrema resistência ao desgaste e são constituídas de regiões distintas . A figura 2.5 mostra os ângulos dos cones e o cilindro de calibração Hc. O cilindro de calibração Hc , é onde ocorre o ajuste do diâmetro do produto trefilado. [35].

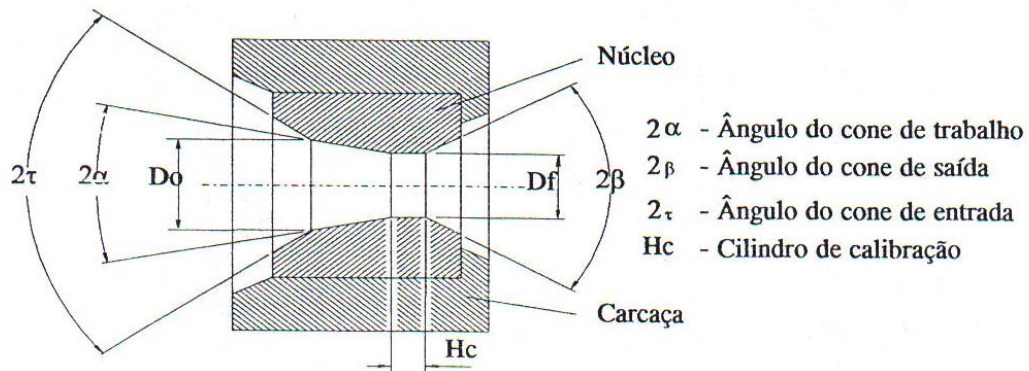


Figura 2.5 Ângulos da Fieira [35]

A tabela 1 mostra os materiais utilizados para fabricação das fieras

Tabela 1 Materiais utilizados para fabricação das fieras [35].

Metal a ser trefilado	Diâmetro mm	Material recomendado para fieira
Aços carbono e aços ligados	< 1,57	Diamante natural ou sintético
	> 1,57	Metal duro ou Aço VC 131 temperado
Aço inoxidável, titânio, tungstênio molibidênio níquel e ligas	> 1,57	Diamante natural ou sintético
	< 1,57	Metal duro
Cobre	< 2,06	Metal duro ou Aço VC 131 temperado
	> 2,06	Diamante natural ou sintético
Ligas de cobre e alumínio	< 2,5	Diamante natural ou sintético
	> 2,5	Metal duro ou Aço VC 131 temperado
Ligas de magnésio	< 2,06	Diamante natural ou sintético
	> 2,06	Metal duro ou Aço VC 131 temperado

As fieras fabricadas com aço VC 131, são temperadas e revenidas com durezas que variam entre 55 a 60 HRC. Em sua superfície interna é aplicada uma camada (de 0,05mm a 0,2 mm) de cromo duro. Essas fieras são usadas em processos de trefilação de tubos de diâmetros maiores que 30 mm ,onde o volume a ser trefilado não justifique o investimento de uma fieira de metal duro.

Qualquer que seja o material empregado na confecção das fieras, são esperadas as seguintes características:

- Permitir a trefilação de grande quantidade de material sem que ocorra um desgaste acentuado na feira.
- Permitir reduções máximas que o material a ser trefilado suporte.
- Conferir controle de calibração estável .
- Conferir acabamento superficial liso, durante todo seu período de uso.

2.1.3 - PLUG

O plug consiste em uma ferramenta para calibração interna do tubo, podendo ser fabricado de metal duro ou aço VC 131 com banho superficial de cromo duro. A área de contato (trabalho) entre o plug e a feira se dá na região cilíndrica da feira, como mostra a figura 2.6 [22].

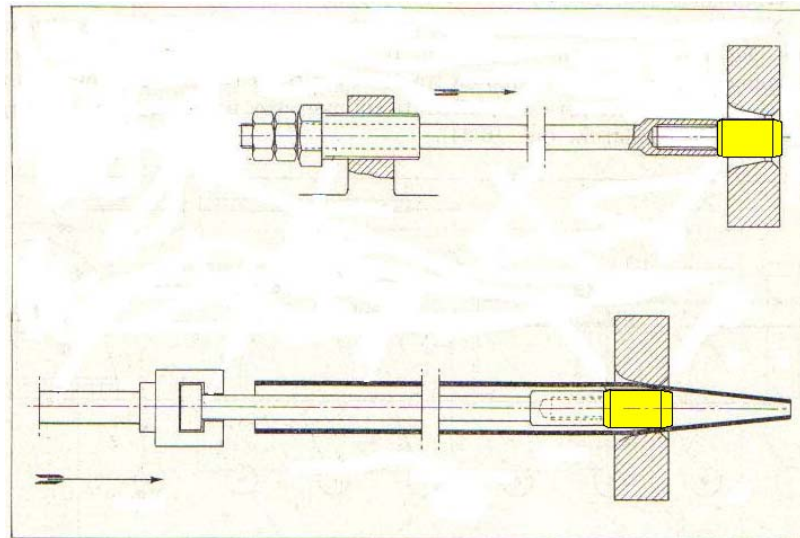


Figura 2.6 Processo de trefilação com utilização de plug fixo [22].

2.1.4 - DECAPAGEM

Decapagem é um processo químico ou mecânico, que tem por finalidade remover a camada de óxidos provenientes do processo de tratamento térmico. Para barras, arames e perfis podem ser adotados qualquer dos dois

processos, mas para tubos apenas o processo químico é adotado, já que no processo mecânico não é possível a remoção dos óxidos do diâmetro interno do tubo [14,30].

A decapagem química de um tubo consiste na imersão estacionária do amarrado de tubo, por um período pré-determinado, em tanques de diferentes soluções. A seqüência desses banhos depende do estado inicial do material. Se o mesmo estiver sujo de óleo ou graxa, terá que entrar primeiro em um banho desengraxante para remoção dos mesmos.

Tabela 2 A seqüência operacional de uma decapagem química [30].

BANHOS DECAPAGEM
▪ Desengraxante Frimox lub
▪ Temperatura 90 graus
▪ Tempo imersão 20 a 30 min
▪ Acido Nítrico+Fluorídrico
▪ Temperatura ambiente
▪ Tempo imersão 20 min
▪ JATO ÁGUA
▪ Temperatura ambiente
▪ Até a remoção total carepas

2.1.5 - APONTAMENTO DOS TUBOS

Existem vários equipamentos para a confecção da ponta do material a ser trefilado; os mais modernos são equipamentos hidráulicos, que fazem a ponta em apenas uma deformação. Como o processo mais usual ainda é o apontamento por laminação, descreveremos o mesmo[22].

O apontamento por rolo laminador tem a finalidade de reduzir a ponta do material, com o objetivo de permitir a passagem do mesmo pela fieira de trefilação, onde será tracionado pelo carro trefilador.

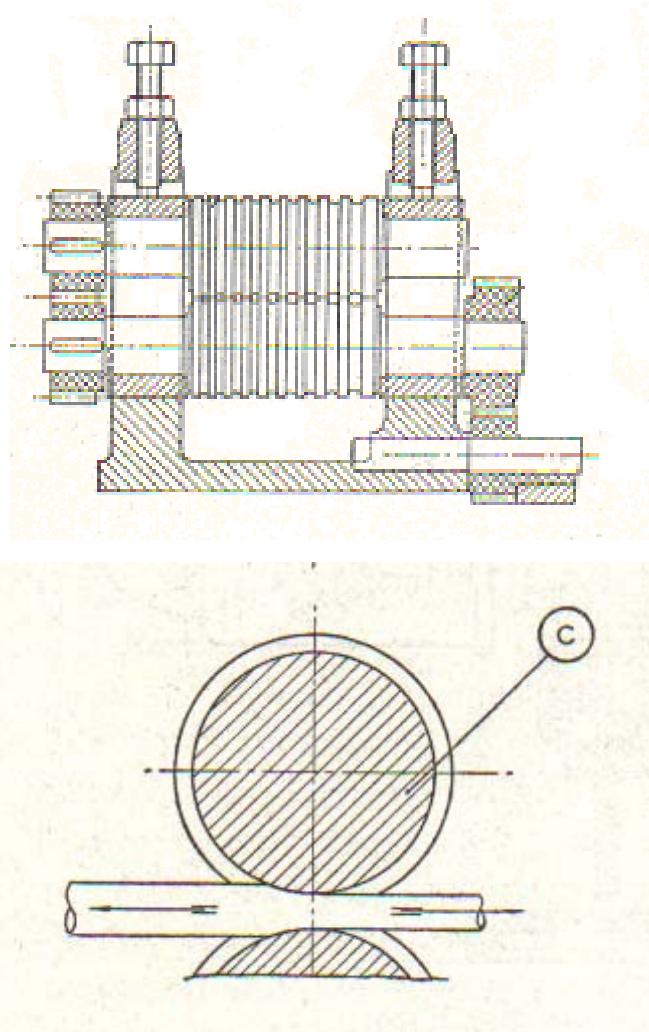


Figura 2.7 Laminador de pontas [22].

2.1.6- LUBRIFICAÇÃO

As superfícies do tubo em contato direto com a fieira em movimento aquecem-se e se desgastam. Isso acontece pelo fato das superfícies apresentarem saliências e reentrâncias. As superfícies levarão ao cisalhamento e arrancamento dessas imperfeições, com geração de calor e desgaste, diminuindo, desta forma, a vida da ferramenta (fieira e plug). Por

esse motivo, são utilizados lubrificantes para a diminuição destes efeitos [26,39].

As funções de um lubrificante são múltiplas. Suas características são apresentadas na tabela 3.

Tabela 3 Características dos lubrificantes [35].

CARACTERÍSTICAS DOS LUBRIFICANTES	
1	Diminuir o atrito superficial até valores compatíveis com as necessidades do processo.
2	Manter separadas a superfície da fiação e a superfície do material, durante o processo de trefilação.
3	Dissipar eficazmente o calor gerado durante o processo de trefilação.
4	Ser de fácil remoção após operações.
5	Manter condições aceitáveis de acabamento superficial dos produtos acabados.
6	Manter-se estável perante mudança de temperatura.
7	Não reagir quimicamente com as superfícies metálicas.
8	Não deixar resíduos ao serem tratados termicamente.
9	Eliminar as partículas abrasivas da superfície de trabalho, como pós, escamas de óxidos, partículas.
10	Possuir propriedades físico-químicas que permitam sua adesão à superfície do metal processado e da fiação.

Para trefilação de tubos de aço é adotado um coeficiente de atrito (μ) entre 0,04 e 0,06 [24].

2.1.7 - ENDIREITAMENTO

O endireitamento é um processo de conformação mecânica que tem por finalidade diminuir a deformação proveniente da trefilação. Esta deformação nada mais é do que uma flecha no material causada pelo desalinhamento

entre a feira e o eixo de simetria do carro trefilador. A figura 2.8 mostra a flecha no material (empenamento) [22].

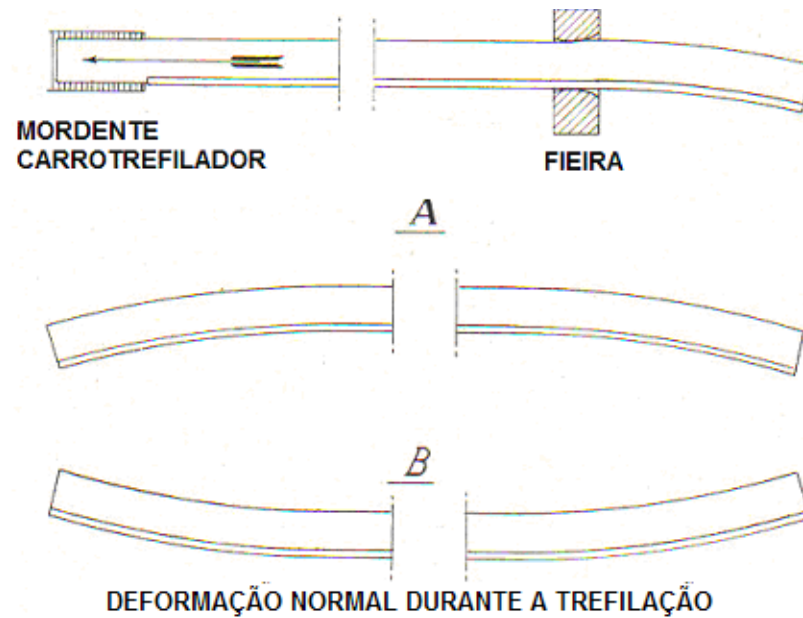


Figura 2.8 Deformação proveniente da trefilação [22].

A figura 2.9 mostra o detalhe de funcionamento de um equipamento para endireitamento de barras e tubos.

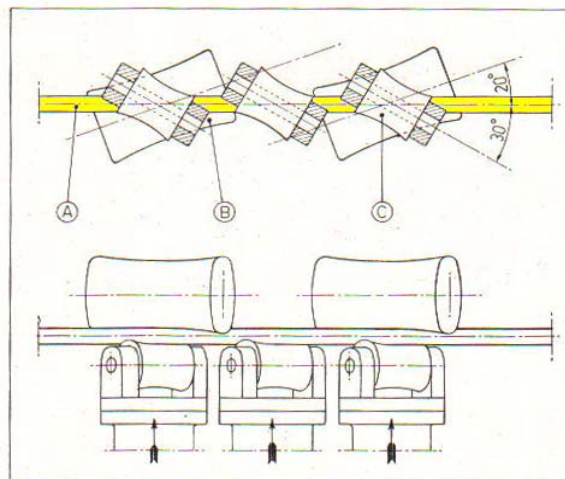


Figura 2.9 Detalhe do funcionamento de uma endireitadeira, (A) Barra (B) Rolo Tracionador (C) rolo de pressionar [22].

O sentido de rotação e avanço do tubo é segundo a rotação do rolo, conforme mostrado na figura 2.10.

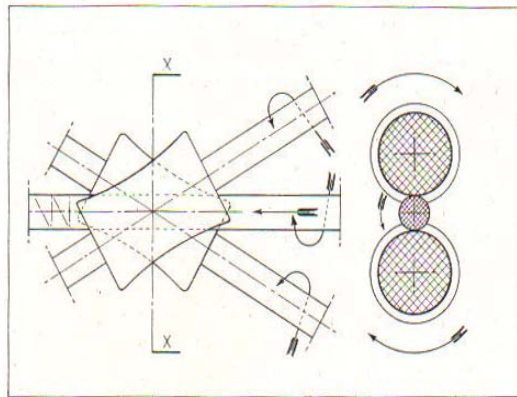


Figura 2.10 Sentido de avanço do tubo em uma endireitadeira [22].

2.2 - AÇOS INOXIDÁVEIS

Aços inoxidáveis são basicamente, ligas de ferro-cromo, mas outros metais podem atuar como elementos de liga. “ A ciência dos aços inoxidáveis é a ciência do cromo como elemento de liga” (CHIAVERINI, 1982,p 327); sua presença é indispensável, para conferir as resistências à corrosão e à oxidação desejadas.

A figura 2.11 ilustra a resistência à corrosão dos aços ao cromo expostos a uma atmosfera industrial durante 10 anos [8].

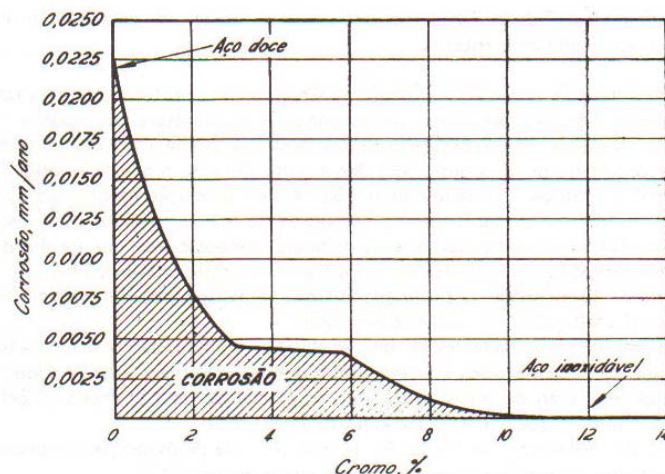


Figura 2.11 Corrosão em mm/ano de aços ao cromo durante 10 anos, expostos a uma atmosfera industrial [8].

Um aço é denominado inoxidável quando possui um teor de cromo da ordem de 12% [15]. Isto lhe confere a capacidade de proteger-se da corrosão. O cromo do aço reage com o oxigênio do ar ou da água, nos quais a superfície do aço, está exposta e forma uma película protetora de óxido de cromo de espessura inferior a dois centésimos de micron [11]. Esta película, se danificada mecânica ou quimicamente, se regenera espontaneamente em presença de oxigênio, como mostrada a figura 2.12.

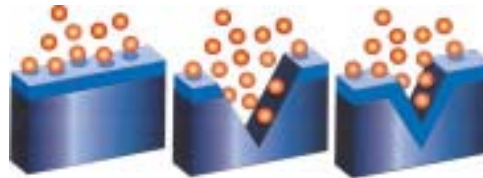


Figura 2.12, Regeneração espontânea do aço inoxidável em contato com o oxigênio do ar ou da água [20].

Os aços inoxidáveis, quando expostos a temperaturas elevadas, também apresentam boa resistências à oxidação e razoável resistência a fluência [34]. A figura 2.13 ilustra o efeito do cromo na resistência à oxidação em altas temperaturas. A partir de 20% de cromo, o aço adquire excelente resistência à oxidação.

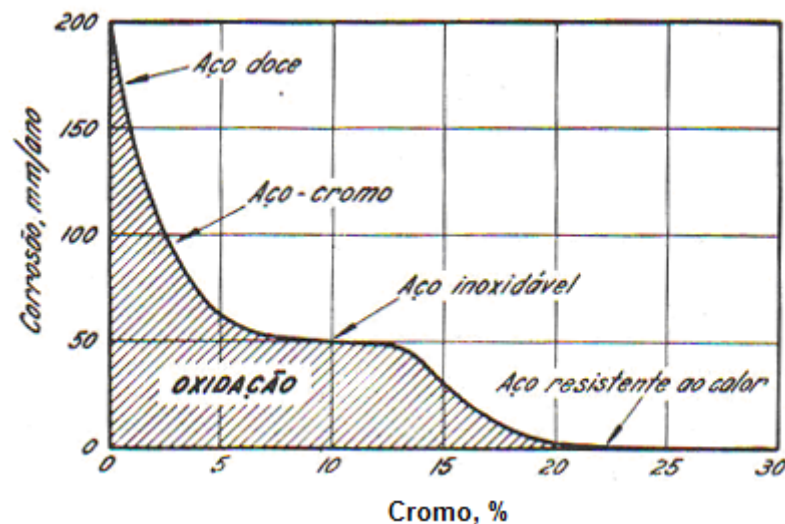


Figura 2.13 Efeito do cromo na resistência a oxidação em altas temperaturas (Cubo de ½" aquecido durante 48 h a 1000 °C no ar) [11].

Os aço inoxidáveis são classificados segundo sua microestrutura na temperatura ambiente, podendo ser divididos em cinco grupos principais [2,15,16,21,25,35,38,43]:

- Austeníticos
- Martensíticos
- Ferríticos
- Duplex
- Endurecíveis por precipitação

2.2.1 - INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA

São vários os elementos químicos que podem estar presentes em um aço inoxidável. São eles: cromo, Níquel, Carbono, Titânio, Nióbio, Silício, Boro, Nitrogênio, Molibdênio, Cobre, Manganês. Os principais são o cromo, níquel e o carbono [15,43].

Cromo :

É o mais importante elemento de liga de um aço inoxidável. É ele que basicamente dá ao aço a capacidade de resistência à corrosão e à oxidação em altas temperaturas. A ação do cromo fornece uma fina camada de óxido sobre a superfície do metal, filme este que é impermeável e insolúvel.

O cromo é um elemento estabilizador da ferrita, ou seja ele diminui o campo austenítico do aço. Podemos observar no diagrama ferro-cromo da figura 2.14 que com uma adição de 13% de cromo, o campo austenítico desaparece.

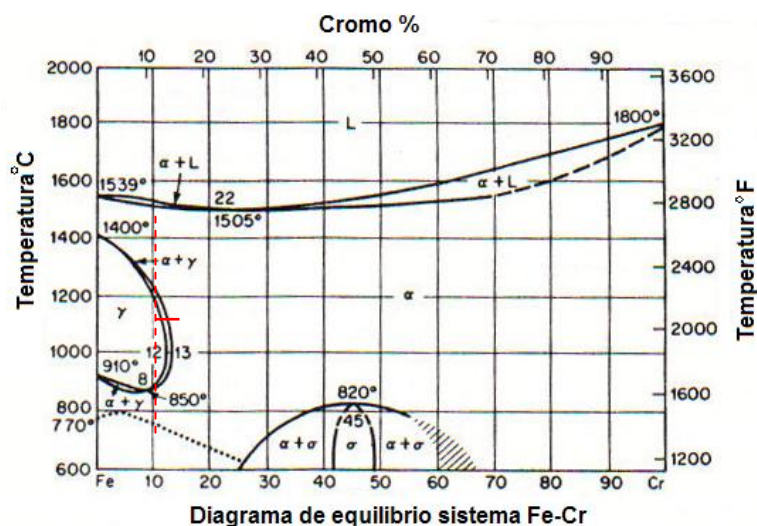


Figura 2.14 Diagrama de equilíbrio Fe-Cr [11].

A figura 2.15 mostra a mudança gradual que as fases sofrem com a adição do cromo e do níquel.

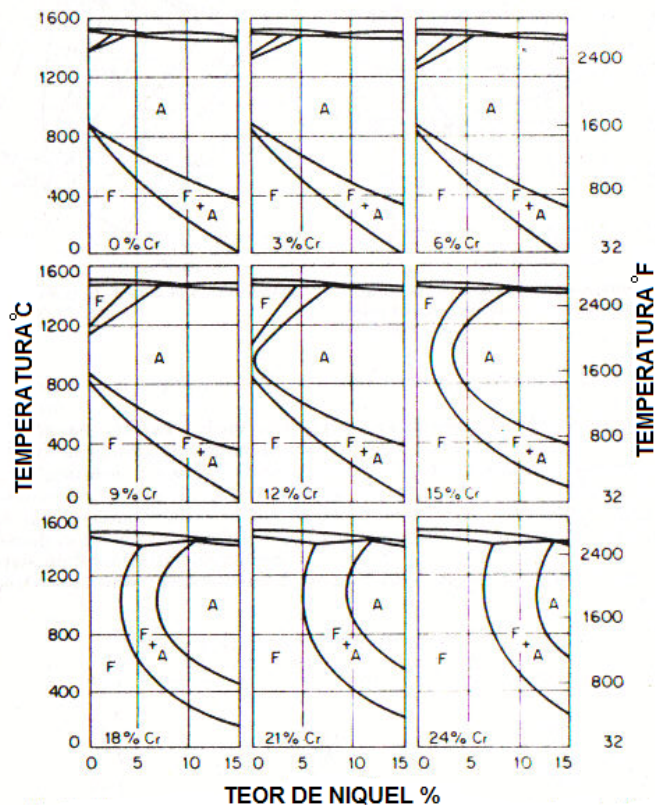


Figura 2.15 Diagramas Fe-Ni para vários teores de cromo [43].

À medida que o teor de cromo aumenta de 0,6% para 20 %, o campo austenítico diminui, como mostra a figura 2.16.

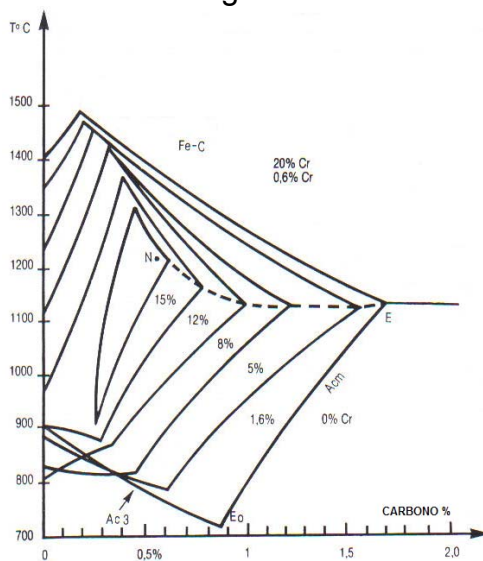


Figura 2.16 Efeito do teor de cromo sobre o campo austenítico [30].

Níquel :

A principal razão de se adicionar o níquel é a de promover uma estrutura austenítica. Para que isso aconteça, o aço inoxidável necessita de, no mínimo 8% de níquel, para promover a formação da estrutura austenítica no aço. Sua adição completa o efeito de proteção conferido pelo cromo em condições corrosivas e oxidantes.

Para se prever o tipo de estrutura dos aços inoxidáveis deve-se conhecer qual o tipo de efeito provocado pelos elementos presentes na composição química, bem como seus potenciais em provocar estes efeitos, os potenciais austenizante e ferritizante de cada elemento podem ser definidos em relação ao níquel e ao cromo, respectivamente, o efeito total será a soma dos efeitos parciais. Com esse objetivo, Schaeffer desenvolveu um diagrama para avaliação da estrutura na temperatura ambiente. Posteriormente por sua importância, alguns pesquisadores propuseram modificações e complementações ao diagrama.

O diagrama de Schaeffer modificado por Schaneider (vide figura 2.17) mostra nas suas abscissa e ordenada os teores de cromo e níquel equivalentes, respectivamente. O teor de cromo equivalente representa a soma dos efeitos dos elementos alfa-gênicos (elementos promotores da formação da ferrita), e o teor de níquel equivalente representa a soma dos efeitos dos elementos gama-gênicos (elemento promotores da formação da austenita).

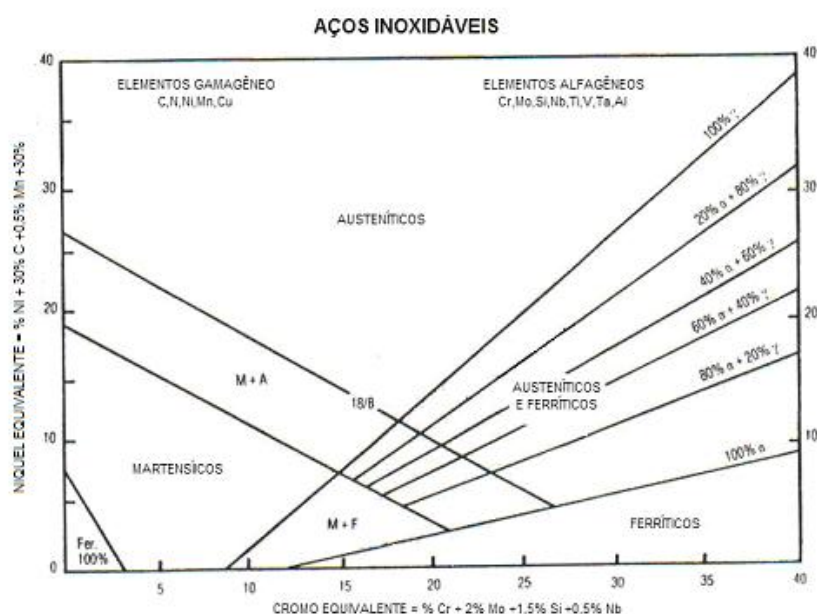


Figura 2.17 Diagrama Cromo-Níquel equivalente [30,43].

Carbono :

O carbono no aço inoxidável austenítico é considerado uma impureza. Ao lado do níquel, manganês e, principalmente, do nitrogênio são elementos formadores de austenita (gamagênicos); por esse motivo, nos aços inoxidáveis ferríticos os teores adicionados são baixos. O carbono desempenha papel importante para classificar um aço inoxidável na classe martensítica ou ferrítica.

A precipitação de carbonetos em contornos de grão, que ocorre com maior intensidade nos aços inoxidáveis austeníticos, é denominada sensibilização e prejudica muito a resistência à corrosão.

2.2.2 - AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Compreendem os aços inoxidáveis que contêm de 12% a 30% de cromo e 7% a 25% de níquel, e outras pequenas quantidades de outros elementos [15,43].

Sua estrutura em temperatura ambiente ou a alta temperatura se conserva a mesma. Atualmente, são os mais populares aços inoxidáveis (série 300) [42], tendo inúmeras aplicações nas indústrias químicas, petroquímicas de álcool, aeronáutica, naval, de refrigeração, alimentícia, de eletrodomésticos, de equipamentos médicos e odontológicos, farmacêuticas, de transporte, de pias, de talheres, de revestimento de elevadores etc.

Alguns aços austeníticos, quando aquecidos na faixa de temperatura entre 400°C e 900°C, estão sujeitos ao fenômeno conhecido como sensibilização (corrosão intergranular) [13]. Nessas temperaturas, o cromo e o carbono se combinam para formar carboneto de cromo ($Cr_{23}C_6$), que precipita preferencialmente, nos contornos de grão.

Esta série não pode ser endurecida por tratamento térmico, mas pode ser endurecida por deformação mecânica. Estes aços são não-magnéticos [8,42,43]. São apresentados abaixo alguns aços da série 300, conforme a AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS [2].

Tabela 4 Aços inoxidáveis austeníticos série 300 AISI [2]

AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Composição química, % máxima

UNS	Tipo	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Outros elementos
S30100	301	0,15	2,00	0,045	0,030	0,75	16,0-18,0	6,0-8,0	N 0,10
S30200	302	0,15	2,00	0,045	0,030	0,75	17,0-19,0	8,0-10,0	N 0,10
S30300	303	0,15	2,00	0,20	0,15 min	1,00	17,0-19,0	8,0-10,0	Mo 0,60 (opcional)
S30400	304	0,08	2,00	0,045	0,030	1,00	18,0-20,0	8,0-12,0	N 0,10
S30403	304L	0,03	2,00	0,045	0,030	1,00	18,0-20,0	8,0-12,0	N 0,10
S30900	309	0,20	2,00	0,045	0,030	1,00	22,0-24,0	12,0-15,0	-
S31000	310	0,25	2,00	0,045	0,030	1,50	24,0-26,0	19,0-22,0	-
S31600	316	0,08	2,00	0,045	0,030	0,75	16,0-18,0	10,0-14,0	Mo 2,0-3,0 N 0,10
S31603	316L	0,03	2,00	0,045	0,030	0,75	16,0-18,0	10,0-14,0	Mo 2,0-3,0 N 0,10
S32100	321	0,08	2,00	0,045	0,030	0,75	17,0-19,0	9,0-12,0	Ti 5x (C+N)-0,70 N 0,10
S34700	347	0,08	2,00	0,045	0,030	0,75	17,0-19,0	9,0-13,0	Cb 10xC-1,00

2.2.3 - AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS.

Compreendem os aços inoxidáveis que contém ao redor de 12% a 16% de cromo, com quantidades de 0,1% a 0,4% de carbono [15]. Nesta série de aços inoxidáveis o carbono está numa concentração tal que permite a formação de austenita a altas temperaturas, e que se transforma em martensita durante o resfriamento. Além de serem endurecíveis através de tratamento térmico, os aços martensíticos tem a característica de serem magnéticos. Quando temperados são muito duros e pouco dúcteis, e é nesta condição que são resistentes a corrosão. Algumas de suas aplicações encontra-se na cutelaria, em discos de freio para motocicletas, equipamentos odontológicos e cirúrgicos, em turbinas etc. São apresentados a seguir alguns aços da série 400 conforme a AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS [2].

Tabela 5 Aços inoxidáveis martensíticos série 400 AISI [2].

AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS

Composição química, % máxima

UNS	Tipo	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Outros elementos
S40300	403	0,15	1,00	0,040	0,030	0,50	11,50-13,0	0,60	-
S41000	410	0,15	1,00	0,040	0,030	1,00	11,50-13,0	0,75	-
S41400	414	0,15	1,00	0,04	0,03	1,00	11,50-13,0	1,25-2,50	-
S41600	416	0,15	1,25	0,06	0,15 min	1,00	12,0-14,0	-	Mo 0,60 (opcional)
S42000	420	0,15 min	1,00	0,04	0,030	1,00	12,0-14,0	-	-
S42200	422	0,20-0,25	1,00	0,04	0,030	0,75	11,5-13,5	0,50-1,00	Mo 0,75-1,25
S43100	431	0,20	1,00	0,04	0,03	1,00	15,0-17,0	1,25-2,50	-
S44002	440A	0,60-0,75	1,00	0,04	0,03	1,00	16,0-18,0	-	Mo 0,75
S44003	440B	0,75-0,95	1,00	0,04	0,03	1,00	16,0-18,0	-	Mo 0,75
S44004	440C	0,95-1,20	1,00	0,04	0,03	1,00	16,0-18,0	-	Mo 0,75
S50100	501	0,10 min	1,00	0,04	0,03	1,00	4,0-6,0	-	Mo 0,40-0,65
S50200	502	0,10	1,00	0,04	0,03	1,00	4,0-6,0	-	Mo 0,40-0,65

2.2.4 - AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

Compreendem os aços inoxidáveis que contém de 16% a 30% de cromo [15]. Assim como os aços inoxidáveis martensíticos , os ferríticos também são magnéticos.

Apesar da menor concentração de carbono, quando comparados com a série de aços martensíticos [46], possuem a propriedade de se tornarem parcialmente austeníticos a alta temperatura, conseqüentemente, podem formar martensita quando sofrem resfriamento rápido ou mesmo ao ar [13]. Em geral, os aços inoxidáveis ferríticos contém um teor de cromo maior que os martensíticos.

Algumas de suas aplicações são: fabricação de moedas, estocagem de ácido nítrico, aplicações decorativas, talheres, sistemas de exaustão automotivos, trocadores de calor na indústria de álcool e açúcar , máquinas de lavar, fornos microondas na indústria de eletrodomésticos etc.

Alguns tipos de aços inoxidáveis ferríticos, quando submetidos a soldagem, ficam sujeitos a formação de martensita na região da solda. Conseqüentemente, esta região próxima ao cordão de solda torna-se frágil, sendo indesejável em aplicações onde hajam esforços mecânicos vibratórios ou mesmo em presença de meios corrosivos. Como a martensita tem mais carbono do que a ferrita, uma boa forma de evitar sua formação é adicionar nas ligas de ferro-cromo, alguns elementos de liga, como o Titânio e Nióbio. São apresentados a seguir alguns aços ferríticos conforme a AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS [2].

Tabela 6 Aços inoxidáveis ferríticos [2].

AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

Composição química, % máxima

UNS	Tipo	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Outros elementos
S40500	405	0,08	1,00	0,040	0,030	1,00	11,5-14,5	0,6	Al 0,10-0,30
S40900	409	0,08	1,00	0,045	0,030	1,00	10,05-11,75	0,5	Ti 6xC- 0,75
S42900	429	0,12	1,00	0,040	0,030	1,00	14,0-16,0	0,75	-
S43000	430	0,12	1,00	0,040	0,030	1,00	16,0-18,0	0,75	-
S43400	434	0,12	1,00	0,040	0,030	1,00	16,0-18,0	-	Mo 0,75 - 1,25
S43600	436	0,12	1,00	0,040	0,030	1,00	16,0-18,0	-	Mo 0,75 - 1,25 (Cb+Ta)
S43900	439	0,07	1,00	0,040	0,030	1,00	17,0-19,0	0,5	Ti 0,20+4(C+n) -1,1 Al 0,15 N 0,04
S44200	442	0,20	1,00	0,040	0,030	1,00	18,0-23,0	-	-
S44300	443	0,20	1,00	0,040	0,030	1,00	18,0-23,0	0,5	Cu 0,90 - 1,25
S44300	444	0,20	1,00	0,040	0,012	1,00	19,0 - 21,0	0,6	Cu 0,30-0,60 N 0,03 Cb10x(C+N)-0,80
S44600	446	0,20	1,50	0,040	0,030	1,00	23,0-27,0	0,25	-

2.2.4.1 - CARACTERÍSTICAS GERAIS DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 439

O aço inoxidável ferrítico tipo AISI 439 foi desenvolvido para várias aplicações, sendo a principal em sistemas de exaustão de automóveis (escapamento), por apresentar melhor resistência à oxidação do que o AISI 409, este já há muito tempo utilizado para esta finalidade.

O aço AISI 439 ainda é de pouco conhecimento do mercado brasileiro, por isso há um grande espaço para o crescimento de sua aplicação

A tabela 7 compara as propriedades mecânicas e químicas dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 409 e AISI 439 conforme AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS [2].

Composições químicas dos aços inoxidáveis ferríticos.

Tipo	C max	Mn max	P max	S max	Si max	Cr	Ni max	Outros elementos
430	0,12	1,00	0,040	0,030	1,00	16,0-18,0	0,75	-
439	0,07	1,00	0,040	0,030	1,00	17,0-19,0	0,5	Ti 0,20+4(C+N) -1,10 Al 0,15 N 0,04

Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ferríticos (para tubo recozido)

TIPO	Lr min Mpa	Le min Mpa	Al % min	DUREZA Max. HV
409	380	207	20	0
439	414	207	20	190

Tabela 7 Comparação de propriedades mecânicas e químicas entre os aços inoxidáveis ferríticos AISI 409 e AISI 439 .[2]

A figura 2.18 apresenta um sistema de exaustão automotivo (escapamento) em aço inoxidável AISI 439

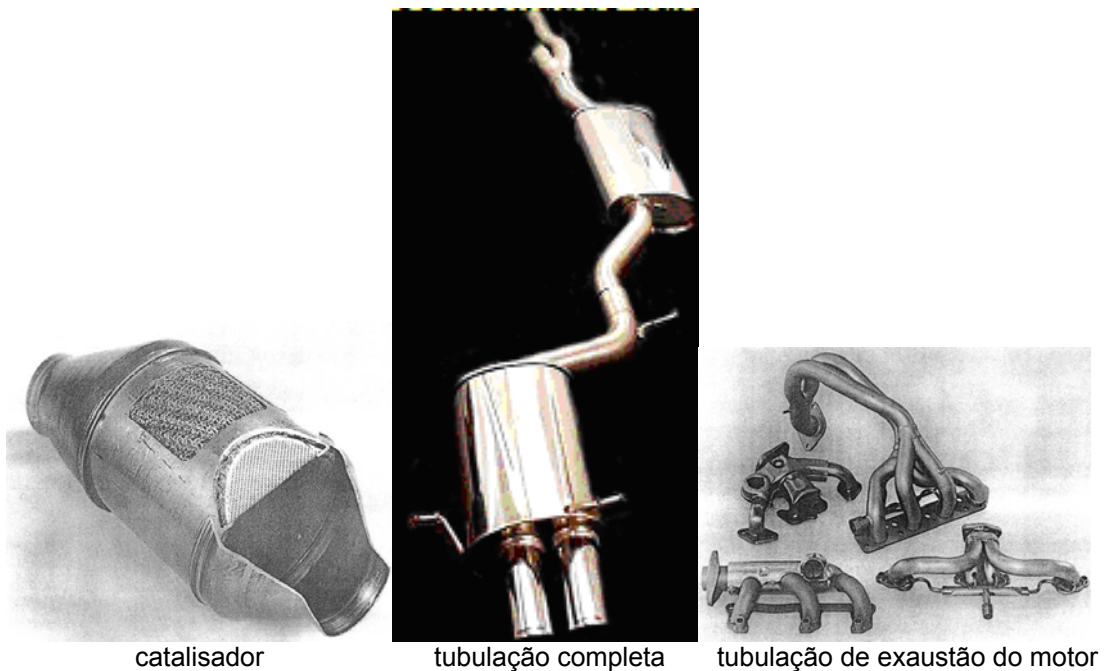


Figura 2.18 Sistema exaustão automotivo em aço inoxidável AISI 439 [28].

Na figura 2.19 podemos observar a microestrutura típica de um aço inoxidável ferrítico.



Figura 2.19 Microestrutura típica de um aço inoxidável ferrítico [43].

Em trabalho sobre aço inoxidável ferrítico AISI 430 , Siqueira et al.,[48] mostram resultados sobre a evolução da estrutura de grãos em condições de laminação e recozimentos em diferentes temperaturas e tempos. Neste trabalho é mostrado a evolução da recristalização no aço AISI 430 que foi laminado com reduções de 50 e 80% e recozido em temperaturas entre 300 a 1100 °C.

2.2.5 - AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Compreendem os aços inoxidáveis que contém de 18% a 30% de cromo e 1% a 8% de níquel [2].

Esta série de aços se caracteriza por apresentar em sua microestrutura duas fases distintas e bem definidas. As fases mais comuns nos aços inoxidáveis duplex são a austenita e a ferrita, sendo assim, também denominados aços austeno-ferríticos [38]. Suas aplicações estão na indústria de base, como petroquímica, química, papel, celulose, energia, plataforma de exploração petrolífera etc. São apresentados a seguir alguns aços duplex, conforme a AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS [2].

Tabela 8 Aços inoxidáveis duplex [2].**AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX**

Composição química, % máxima

UNS	Tipo	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Outros elementos
S31100	XM-26	0,06	1,00	0,040	0,030	1,00	25,0-27,0	6,0-7,0	Ti 0,025
S31200	-	0,03	2,00	0,045	0,030	1,00	24,0-26,0	5,5-6,5	Mo 1,2-2,0 N 0,14-0,20
S31260	-	0,03	1,00	0,030	0,030	0,75	24,0-26,0	5,5-7,5	Mo 2,5-3,5 Cu 0,20-0,80
S31500	-	0,03	1,20-2,00	0,030	0,030	1,40-2,00	18,0-19,0	4,3-5,2	Mo 2,50-3,00
S31803	-	0,03	2,00	0,030	0,020	1,00	21,0-23,0	4,5-6,5	Mo 2,50-3,5 N 0,08-0,20
S32001	-	0,03	4,0-6,0	0,040	0,030	1,00	19,5-21,5	1,0-3,0	Cu 1,00 Mo 0,60 N 0,05-0,17
S32050	-	0,03	1,50	0,035	0,020	1,00	22,0-23,0	6,0-6,8	Cu 0,40 N 0,21-0,32
S32205	-	0,03	2,00	0,030	0,020	1,00	22,0-23,0	4,5-6,5	Mo 3,0-3,5 N 0,14-0,20
S32550	-	0,04	1,50	0,040	0,030	1,00	24,0-27,0	4,5-6,5	Cu 1,5-2,5 Mo 2,9-3,9 N 0,10-0,25
S32750	-	0,03	1,20	0,035	0,020	0,80	24,0-26,0	6,0-8,0	Mo 3,0-5,0 N 0,24-0,32 Cu 0,50
S32900	329	0,08	1,00	0,040	0,030	0,075	23,0-28,0	2,5-5,0	Mo 1,0-2,0

2.2.6 - AÇOS INOXIDÁVEIS ENDURECÍVEIS POR PRECIPITAÇÃO

Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação podem ser subdivididos em três tipos: os martensíticos, os austeníticos e os semiausteníticos [30]. Os teores de cromo nesses aços podem variar no intervalo de 11% a 21% e os de níquel de 3% a 28% [23]. O endurecimento desses aços é obtido pela precipitação de carbonetos complexos; para tanto, são adicionados elementos em menores proporções, como Molibdênio, Titânio, Alumínio, Nióbio e outros. Esses aços são aplicados em molas especiais, na indústria aeronáutica etc [11,15,42].

A seguir são apresentados alguns aços endurecíveis por precipitação, conforme a AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS [2].

Tabela 9 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação [2].**AÇOS INOXIDÁVEIS ENDURECÍVEIS POR PRECIPITAÇÃO**

Composição química, % máxima

UNS	Tipo	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Outros elementos
S13800	XM-13	0,05	0,20	0,010	0,008	0,10	12,3-13,2	7,5-8,5	Mo 2,0-2,5 Al 0,90-1,35 N 0,01
S14800	-	0,05	1,00	0,015	0,010	1,00	13,75-15,0	7,75-8,75	Al 0,75-1,5 Mo 2,0-3,0
S15500	XM-12	0,07	1,00	0,040	0,030	1,00	14,0-15,0	3,5-5,5	Cu 2,5-4,5 (Cb+Ta) 0,15-0,45
S15700	632	0,09	1,00	0,040	0,030	1,00	14,0-16,0	6,5-7,75	Mo 2,0-3,0 Al 0,75-1,5
S15400	630	0,07	1,00	0,040	0,030	1,00	15,0-17,5	3,0-5,0	Cu 3,0-5,0 (Cb+Ta) 0,15-0,45
S17600	635	0,08	1,00	0,040	0,030	1,00	16,0-17,5	6,0-7,5	Ti 0,4-1,2 Al 0,4
S17700	631	0,09	1,00	0,040	0,030	1,00	16,0-18,0	6,5-7,75	Al 0,75-1,5
S35000	633	0,07-0,11	0,5-1,25	0,040	0,030	0,50	16,0-17,0	4,0-5,0	Mo 2,50-3,25 N 0,07-0,13
S66286	660	0,08	2,00	0,040	0,030	1,00	13,5-16,0	24,0-27,0	Al 0,35 B 0,0010-0,010 Mo 1,00-1,50 Ti 1,90-2,35 V 0,10-0,50

2.3 - DEFORMAÇÃO PLÁSTICA

2.3.1 - GENERALIDADES

Um cristal pode deformar-se permanentemente por movimentação de discordâncias e maclação mecânica.

Quando essa deformação é realizada abaixo da temperatura de recristalização, o cristal metálico sofre um processo de encruamento, o que provoca significativas alterações, como aumento da resistência mecânica, aumento da dureza, aumento da resistividade elétrica e diminuição da ductilidade [7,19,55,56]. A figura 2.20 mostra as alterações das propriedades mecânicas com o aumento da deformação plástica, caracterizando o encruamento.

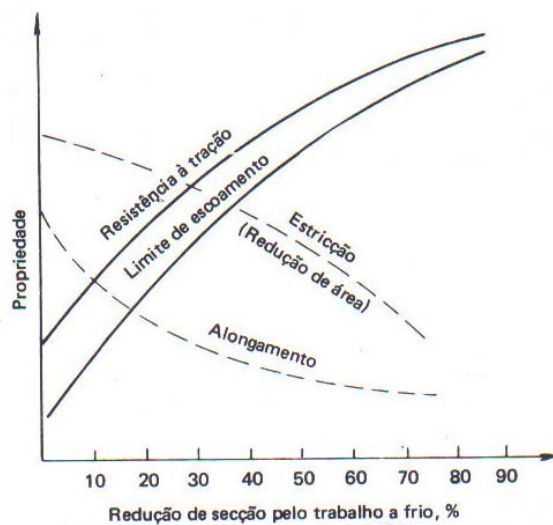


Figura 2.20 Representação esquemática do efeito de encruamento nas propriedades de resistência mecânica e ductilidade [9].

A maior parte da energia gasta no trabalho a frio é dissipada na forma de calor [7,41,56], e o restante é armazenado no cristal deformado, contribuindo para elevação do nível de energia interna de cristais deformados. A figura 3.2 mostra a energia interna acumulada pela deformação plástica. Essa energia está associada aos defeitos cristalinos criados, como átomos intersticiais, falhas de empilhamento, lacunas, contornos de macla, mas a maior parte está relacionada à geração e interação de discordâncias [7,29,56].

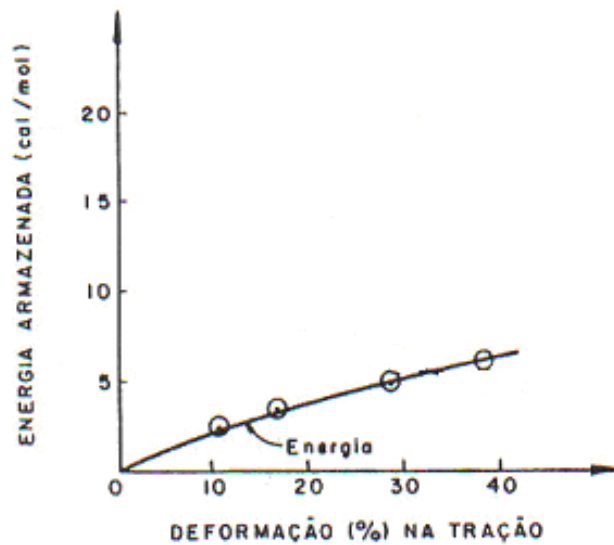


Figura 2.21 Energia armazenada na deformação a frio [7].

Os fatores mais importantes que influenciam o encruamento são: estrutura cristalina do metal, natureza química do metal, pureza do metal, orientação do cristal metálico, temperatura do processo, forma e dimensão do cristal e condições superficiais do cristal. Durante o encruamento, os grãos mudam de forma e orientação; eles geralmente adquirem orientação preferencial, a área dos contornos de grão por unidade de volume aumenta e a quantidade de defeitos pontiformes e de discordâncias por unidade de volume também [7,41,44].

2.3.2 - EFEITO DA ENERGIA DE DEFEITO DE EMPILHAMENTO

O escorregamento plástico que ocorre na deformação plástica é consequência da presença de discordâncias (defeitos cristalinos lineares) nos cristais metálicos. Cálculos teóricos, demonstram que seria necessário um esforço muito grande para se deformar permanentemente um cristal perfeito, entretanto, na prática demonstrou-se que o esforço é muito menor do que o previsto pelos cálculos. Isso deve-se a presença de defeitos cristalinos chamados discordâncias.

A energia de defeito de empilhamento, é uma característica física das ligas metálicas e sabe-se que influencia na mobilidade das discordâncias. Quando a EDE é baixa, devido ao fato das discordâncias parciais estarem muito afastadas entre si, a ocorrência de fenômenos de escorregamento com desvio e escalada é dificultada. E esta baixa mobilidade das discordâncias geradas tenderá a acarretar uma distribuição mais homogênea das discordâncias na microestrutura, como mostrado na figura 2.22.

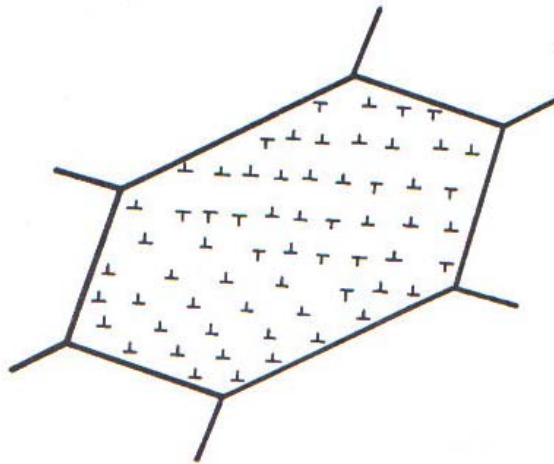


Figura 2.22 Discordâncias homogêneas distribuídas em grão encruado [41].

Em metais com alta energia de defeito de empilhamento as discordâncias têm alta mobilidade por apresentarem discordâncias parciais próximas umas das outras, facilitando, desta forma o escorregamento com desvio e a escalada. Devido a alta mobilidade das discordâncias estas tendem a se localizar em planos cristalinos de baixos índices de Miller [17,29,41], produzindo estruturas de discordâncias menos homogêneas do que no caso das ligas de baixa EDE.

A figura 2.23 mostra a distribuição heterogênea de discordâncias em metais com alta EDE.

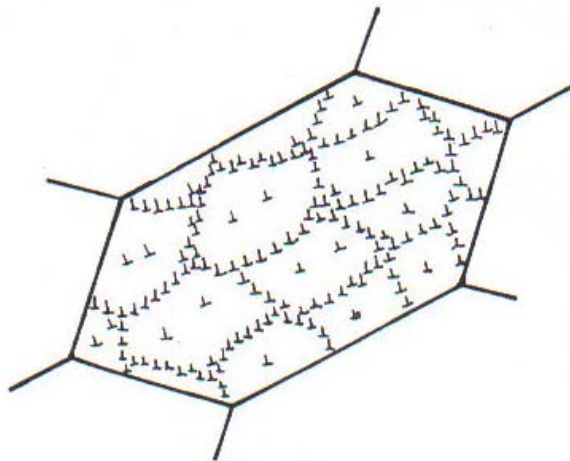


Figura 2.23 Arranjo celular esquemático de discordâncias em grão encruado [41].

2.3.3 - EFEITO DOS ÁTOMOS DE SOLUTO

Solutos, quando adicionados em um metal puro, tendem a alterar a energia de defeito de empilhamento desse metal, influenciando desta forma, a distribuição de discordâncias após a deformação. Adicionando cromo em um aço inoxidável austenítico haverá uma redução da energia de defeito de empilhamento, dificultando a mobilidade das discordâncias. Já a adição de níquel aumenta a energia de defeito de empilhamento, facilitando a mobilidade das discordâncias.

2.3.4 - EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO

O tamanho de grão exerce influência marcante no encruamento. Grãos de tamanhos diferentes, quando submetidos ao mesmo grau de deformação, apresentam densidades de discordâncias diferentes. Grãos menores apresentam maiores valores de densidades de discordância do que os grãos maiores.

2.3.5 - TEMPERATURA E VELOCIDADE DE DEFORMAÇÃO

A temperatura de deformação do metal influencia a densidade, a distribuição das discordâncias e a energia armazenada na deformação.

A diminuição da temperatura faz com que se diminua a mobilidade das discordâncias, podendo também, ocasionar a diminuição da energia de defeito de empilhamento.

O aumento da velocidade de deformação influencia pouco a subestrutura de discordâncias, em relação às variações de temperatura.

2.3.6 - HETEROGENEIDADES DE DEFORMAÇÃO NA MICROESTRUTURA

A distribuição de defeitos cristalinos (heterogeneidades de deformação) é mais importante do que a quantidade de defeitos na ocorrência de recristalização. Em um metal encruado, a distribuição de defeitos é bem heterogênea, sendo que as variações de densidade de defeitos podem ocorrer dentro de um mesmo grão, como entre grãos. As principais heterogeneidades na distribuição de defeitos cristalinos em metais encruados são:

- bandas de transição
- bandas de cisalhamento
- maclas de deformação

2.4 - RECOZIMENTO

O processo de recozimento compreende três fases: a recuperação, a recristalização e o aumento de tamanho de grão. A medida que se aumenta a temperatura, o estado encruado torna-se cada vez mais instável. Os defeitos cristalinos são eliminados devido a mecanismos de rearranjo, quando se diminui a energia armazenada. A figura 4.1 representa esquematicamente as três etapas do recozimento [7,9,41].

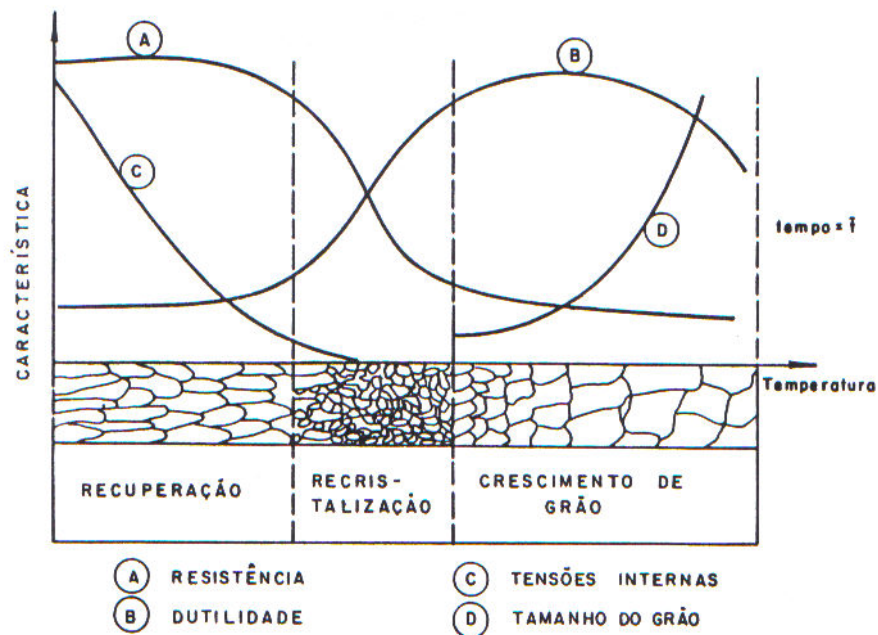


Figura 2.24 Modificações estruturais e de propriedades mecânicas na recristalização e no crescimento de grão (curvas ilustrativas das tendências) [7].

2.4.1 - RECUPERAÇÃO

A recuperação é o primeiro estágio do processo de recozimento; neste estágio ocorrem mudanças microestruturais que levam a uma restauração parcial das propriedades do metal. Aparentemente não há modificação estrutural sensível; nota-se um pequeno rearranjo das discordâncias a configurações mais estáveis, sem muitas modificações no número total das discordâncias [9]. A recuperação pode ser avaliada pelas variações nas propriedades mecânicas, resistividade elétrica, densidade e tensões residuais [31].

Quando a recuperação se desenvolve a baixas temperaturas, nos primeiros estágios, seu mecanismo envolve movimentação e eliminação de lacunas com migração e combinação de defeitos pontuais. Segundo BROOM apud DAMIANO et al [18], as lacunas podem desaparecer através de diferentes processos, na superfície livre do material e nos contornos de grão, através de recombinação com intersticiais, combinando com discordâncias [41].

Também Padilha e Siciliano [41], comentam que em temperaturas maiores que $0,2 T_f$ (temperatura de fusão absoluta) ocorrem, principalmente, a aniquilação de intersticiais e lacunas, e a migração de defeitos puntiformes para contornos de grão e discordâncias. Temperaturas na faixa de $0,2$ a $0,3 T_f$ promovem aniquilação de discordâncias de sinais opostos, assim como o rearranjo das mesmas, delineando subcontornos de grão, também denominados contornos de pequeno ângulo. Em metais de alta energia de defeito de empilhamento, a recuperação torna-se importante pois o rearranjo de discordâncias causa considerável diminuição na energia interna associada a esses defeitos.

Em baixas temperaturas não ocorre climb, porque esse mecanismo envolve difusão, que é um processo altamente termicamente ativado. Em temperaturas intermediárias, a recuperação envolve rearranjo e aniquilação individual de discordâncias pela movimentação (sem climb), como pode ser visto na figura 2.25 a.

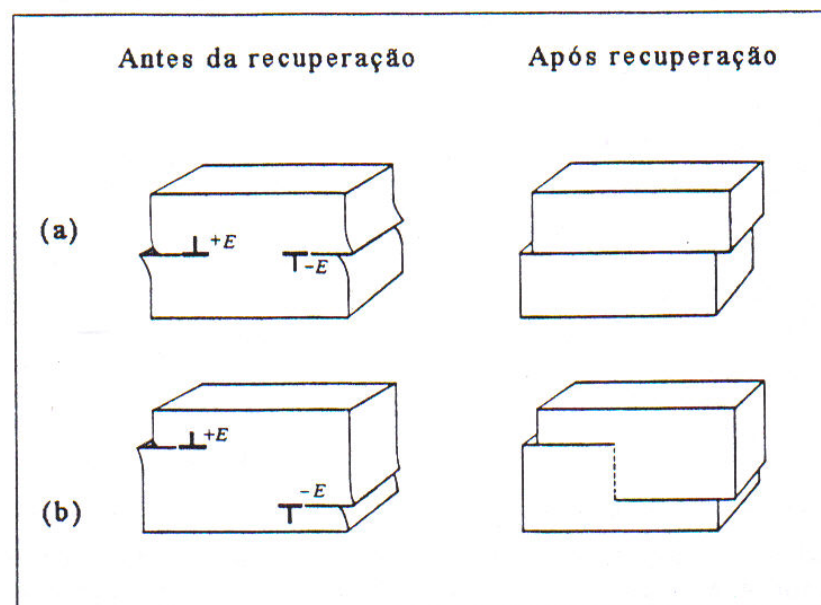


Figura 2.25 Mecanismos de aniquilação de discordâncias durante a recuperação (a) glide e (b) climb [5,16].

Em altas temperaturas observa-se que a recuperação é controlada pelo movimento de discordâncias com climb (vide figura 2.25 b), característica principal da poligonização. Neste caso ocorre um rearranjo das discordâncias que dão então, origem aos subgrãos.

Estudos usando monocristais deformados plasticamente e depois recozidos mostram que o processo de poligonização ocorre através da movimentação e alinhamento de discordâncias em cunha de mesmo sinal, de modo que se observa a divisão do cristal original em pequenos segmentos cristalinos perfeitos. Podemos observar na figura 2.26 a movimentação das discordâncias, que é feita por glide e climb o potencial termodinâmico é a energia de deformação associada às discordâncias[44].

Mecanismos de movimentação e realinhamento de discordâncias durante poligonização [41,44].(A) Excesso de discordâncias em cunha após dobramento do cristal, (B) Rearranjo das discordâncias após poligonização, (C) Movimentação das discordâncias por glide e climb durante a poligonização.

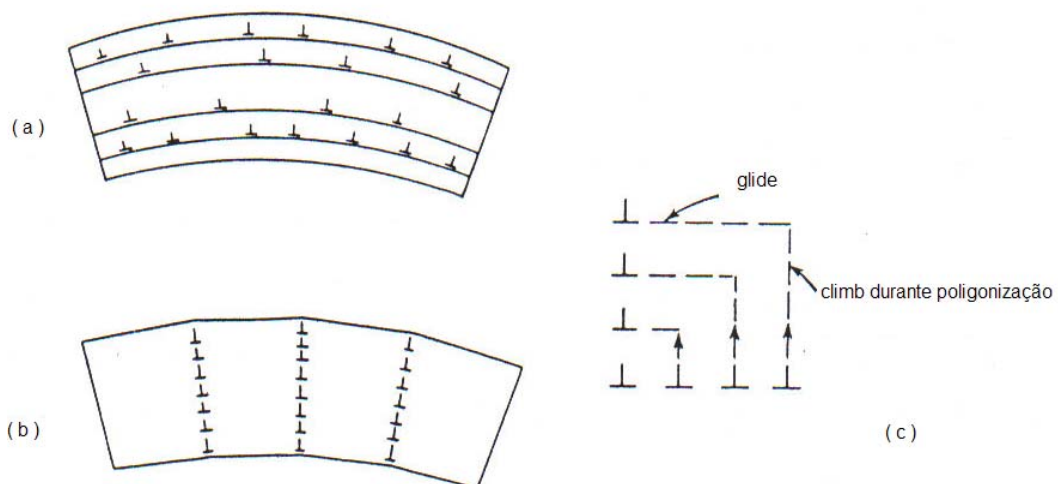


Figura 2.26 Representação esquemática do processo de poligonização.[44].

As propriedades mais afetadas pela recuperação são as mais sensíveis à presença de defeitos pontuais [19]. A variação da dureza é pequena durante a fase de recuperação, já que a diminuição da dureza se dá principalmente, pela redução da densidade de discordâncias , segundo SMALLMAN [52]. A diminuição da dureza pode ocorrer com o rearranjo de discordâncias , segundo VERHOEVEN [56]. A queda de dureza durante a recuperação pode chegar em 20%. A recuperação inicia-se muito rapidamente sendo tão mais rápida quanto maior for a temperatura de recozimento, e diminuindo, entretanto, a medida que o tempo aumenta e, eventualmente, cessa [31].

A Figura 2.27 mostra a recuperação do encruamento de amostra de ferro refinado por zona, deformado a 5% a 0 °C.

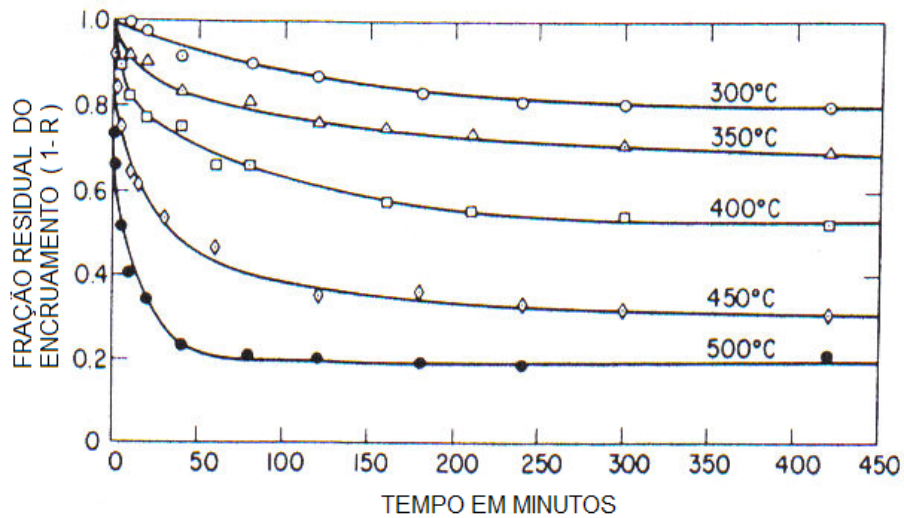


Figura 2.27 Recuperação após deformação de 5% a 0 °C [31].

A fração residual de encruamento (1-R) é definida através da expressão :

$$1 - R = \frac{\bar{\sigma} - \bar{\sigma}_0}{\bar{\sigma}_e - \bar{\sigma}_0}$$

Onde R é a fração recuperada , $\bar{\sigma}$ é a tensão de escoamento num dado instante do recozimento, $\bar{\sigma}_0$ é a tensão de escoamento após o recozimento completo e $\bar{\sigma}_e$ é a tensão de escoamento antes do recozimento.

2.4.2 - RECRISTALIZAÇÃO

Durante a recristalização há a substituição da estrutura trabalhada a frio por novos grãos livres de deformação. Quanto maior for a deformação, maior o número de novos grãos nucleados, diminuindo com isso o tamanho médio de grão da microestrutura recristalizada [19].

O potencial termodinâmico, tanto para a recuperação quanto para a recristalização, é a energia armazenada no trabalho a frio.

A recristalização é facilmente detectada por métodos metalográficos e caracteriza-se por uma grande diminuição da dureza ou da resistência mecânica e por um aumento da ductilidade da liga. A densidade de discordâncias diminui consideravelmente, e todos os efeitos do encruamento são eliminados[19,56].

A cinética de recristalização para recozimento isotérmico segue um padrão sigmoidal em relação ao tempo [31], como pode ser visto na figura 2.28.

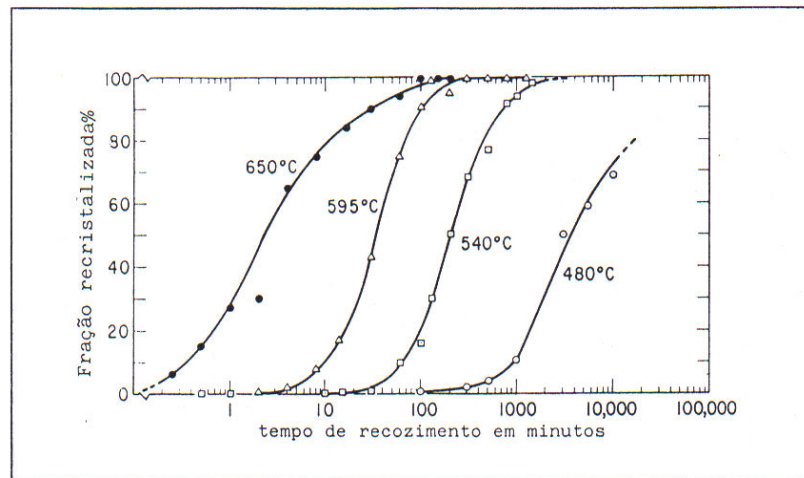


Figura 2.28 Recristalização isotérmica de liga Fe- 0,60 % Mn [31].

A cinética de recristalização pode ser avaliada pela evolução da fração recristalizada em função do tempo, segundo a equação de Avrami [27,52,56]:

$$X_v (t) = 1 - \exp (- \beta t^k)$$

Onde $X_v (t)$ é a fração volumétrica recristalizada após um tempo t de recozimento, β é uma constante e k outra constante que varia normalmente entre 1 e 4.

Pode ser visto na figura 2.28 , que há um período inicial, denominado tempo de incubação, no qual a recristalização não ocorre. Em seguida, o processo se inicia lentamente, acelera até uma taxa máxima, e finalmente se torna completo lentamente [34].

A relação expressa pela equação de Avrami pode ser afetada pela ocorrência simultânea de recuperação, que reduz o potencial termodinâmico para a recristalização, diminuindo o valor de k [27].

Se materiais contendo os novos grãos recristalizados forem submetidos a recozimentos prolongados, usualmente nas mesmas temperaturas para a recristalização, ocorrerá um aumento gradativo no tamanho de grão (grãos grandes crescem, às expensas de outros menores). O potencial termodinâmico para este processo é a redução da energia livre resultante da diminuição da área de contornos de grão, devido ao crescimento de grão [19].

A figura 2.29 resume, de forma esquemática, alterações verificadas em algumas propriedades durante a restauração.

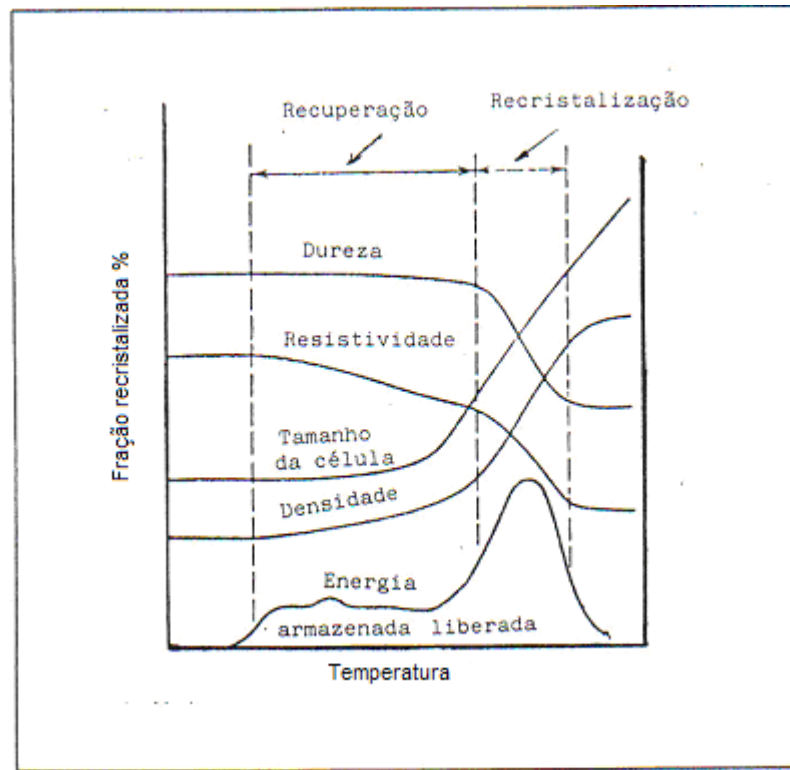


Figura 2.29 Variação de propriedades físicas e mecânicas durante recuperação e recristalização [56].

2.4.3 - CRESCIMENTO DE GRÃO

Após a recristalização ter sido completada, os grãos restaurados continuam a crescer se o metal permanecer em temperaturas elevadas; este fenômeno é chamado de crescimento de grão.

O crescimento de grão não precisa ser precedido pela recuperação ou pela recristalização; ele pode ocorrer em todos os materiais policristalinos como metais e cerâmicas .

Uma energia está associada ao contorno de grão; conforme os grãos crescem, a área total de contornos diminui, levando a uma redução da energia total. Este é o potencial termodinâmico para o crescimento de grão. O crescimento de grão ocorre pela migração dos contornos de grão . Obviamente nem todos os grãos crescem, mas os maiores crescem às custas dos menores, que por sua vez diminuem de tamanho; assim, o tamanho de grão médio aumenta com o tempo e para um determinado instante em particular existirá uma variação do tamanho de grão.

A movimentação de contornos é apenas uma difusão de átomos de um lado para o outro do contorno. A direção da movimentação dos contornos e da direção de movimento dos átomos são opostas [16]. conforme podemos observar na figura 2.30.

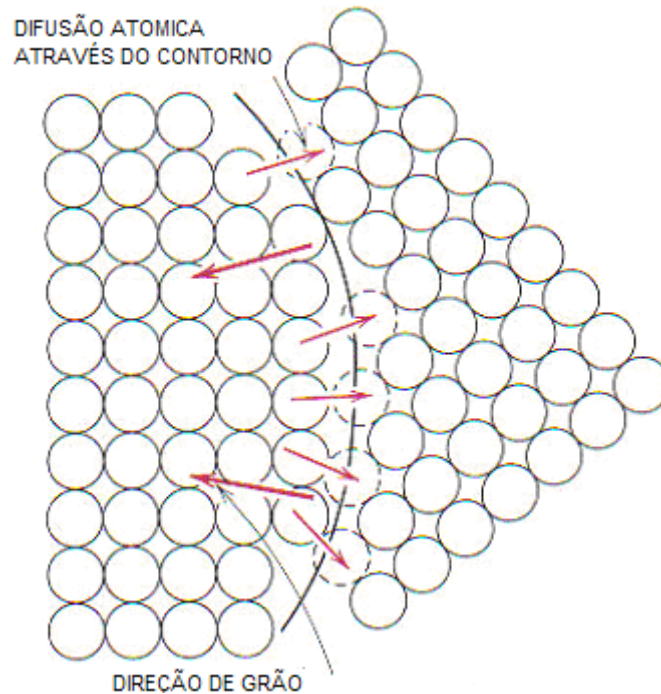


Figura 2.30 Representação esquemática do crescimento de grão via difusão atômica [16].

Para muitos materiais recristalizados, o diâmetro de grão varia com o tempo de acordo com a equação abaixo :

$$D^n - d_0^n = Kt$$

Onde:

d_0 é o diâmetro do grão inicial para o tempo 0
 K e n são constantes independentes do tempo; o valor de n é geralmente igual ou maior que 2.

A dependência do tamanho de grão com o tempo e a temperatura é mostrada na figura 2.31.

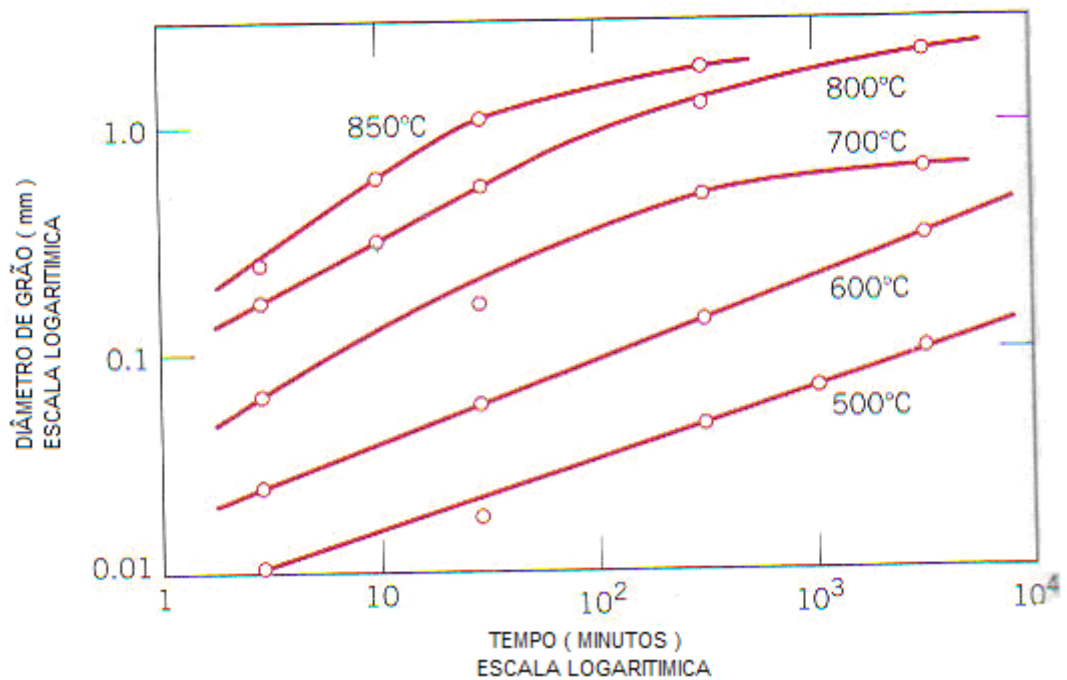


Figura 2.31 Logaritmo do diâmetro de grão versus o logaritmo do tempo para crescimento de grão no latão em temperaturas diversas [16].

Nas temperaturas mais baixas as curvas são lineares; além disso, o crescimento de grão se dá mais rapidamente conforme a temperatura aumenta (ou seja, as curvas são deslocadas para cima para tamanhos de grão maiores). Isso se explica pelo aumento da taxa de difusão com o aumento da temperatura . As propriedades mecânicas à temperatura ambiente nos metais com tamanho de grão refinado são normalmente superiores às dos metais com grãos grosseiros. Se a estrutura de grãos de uma liga monofásica é mais grosseira que o desejado, o refino pode ser atingido pela deformação plástica do material, seguido pelo tratamento térmico que possibilite a recristalização deste material [16].

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 – OBJETIVOS DO TRABALHO EXPERIMENTAL

Durante a parte experimental, objetivou-se investigar a evolução da microestrutura e de propriedades mecânicas em decorrência do processamento por trefilação e do tratamento térmico após a trefilação.

As variáveis independentes estudadas serão a redução, na primeira série, e o tempo e a temperatura, nas duas últimas séries. Os parâmetros avaliados serão a evolução da microestrutura, dureza, resistência a tração, resistência ao escoamento e alongamento [3,50].

3.2 -MATERIAIS UTILIZADOS

O material utilizado neste trabalho foi obtido a partir de tubos com costura de aço inoxidável AISI 439, com diâmetro de 40,00 mm, parede de 2,25 mm e comprimento de 6000 mm, soldados pelo processo E.R.W – HF (HIGH FREQUENCY INDUCTION WELDED).

A composição química do aço usado, segundo análise feita pelo fabricante (Acesita), é dada abaixo:

Tabela 10 – Composição química do aço inoxidável usado.

Composição química da bobina utilizada

Corrida	Carbono	Cromo	Titânio	Nitrogênio	Nióbio	Manganês	Silício	Fósforo	Enxofre	Níquel	Molibdênio
600900E	0,0091	17,263	0,1757	116	0,1908	0,173	0,3733	0,0275	0,0008	0,21	0,0127

Nitrogênio em PPM, outros elementos em %

Este foi o material de partida para as três séries experimentais : redução, recuperação e recristalização.

3.3 - PROCESSAMENTO DO MATERIAL

O procedimento empregado na preparação das amostras, bem como os objetivos de cada série que compõem o trabalho experimental e as condições em que as mesmas se desenvolveram, serão apresentados a seguir.

3.3.1- SÉRIE REDUÇÃO

O objetivo desta série foi a obtenção de resultados de resistência a tração, dureza e acabamento superficial das amostras, em função das reduções em área efetuadas, através da trefilação do diâmetro externo dos tubos.

A redução em área porcentual das amostras estudadas é dada por:

$$\text{Red\%} = \frac{A_i - A_f}{A_i} \times 100\%$$

Onde A_i e A_f são, respectivamente a área da coroa circular inicial (antes da trefilação) e a área da coroa circular final (depois da trefilação).

Foram realizadas nesta série reduções de 10% a 70% (de 10 em 10%) conforme a tabela 11.

Tabela 11 Dimensões dos tubos trefilados da série redução.

DIMENSÃO INICIAL (mm)	DIMENSÃO FINAL (mm)	REDUÇÃO %
40,00 X 2,25	38,50 X 2,10	10
	35,97 X 2,00	20
	31,73 X 2,00	30
	27,48 X 2,00	40
	23,23 X 2,00	50
	19,00 X 2,00	60
	14,75 X 2,00	70

Foram retiradas amostras para ensaio de tração, caracterização microestrutural e ensaio de dureza em todas as dimensões trefiladas.

3.3.2 - SÉRIE RECOZIMENTO PARA RECUPERAÇÃO

Os objetivos desta série foram a caracterização microestrutural e a obtenção de resultados de dureza em função do tempo de recozimento de amostras submetidas a tratamentos isotérmicos após o processo de trefilação.

Amostras do tubo trefilado com redução de 50% foram retiradas para caracterização microestrutural e ensaio de dureza.

Foram realizados, preliminarmente, ensaios em diversas temperaturas e tempos, até se chegar numa combinação de temperatura e tempo adequados para o acompanhamento da recuperação .

Foram adotados intervalos de tempo de 30 minutos a 480 minutos e temperaturas de 550 °C e 700 °C. após completado o tempo de tratamento térmico, cada amostra foi resfriada ao ar.

3.3.3 - SÉRIE RECOZIMENTO PARA RECRISTALIZAÇÃO

Os objetivos desta série foram a caracterização microestrutural e a obtenção de resultados de dureza em função do tempo de recozimento de amostras submetidas a tratamentos isotérmicos após o processo de trefilação.

Foram retiradas amostras do tubo trefilado com redução de 50% para caracterização microestrutural e ensaio de dureza.

Preliminarmente, foram ensaiadas diversas amostras em tratamentos isócronos (550 °C a 900 °C por 60 minutos) até se chegar numa temperatura e tempos adequada para o acompanhamento da recristalização.

Uma vez determinada a faixa de temperaturas nas quais ocorreu recristalização, uma série de tratamentos isotérmicos a 850 °C, com tempos variando entre 15 e 120 minutos, foi realizada.

3.4 - MÉTODOS UTILIZADOS E ANÁLISE DOS RESULTADOS

A metodologia utilizada para obtenção dos resultados pretendidos, para as três séries de experiências, foi:

Realizar ensaios de :

- Tração (Conforme NBR ISO 6892)
- Microdureza (Vickers) com carga de 300g.

A caracterização microestrutural foi feita através de microscopia óptica.

Os corpos-de-prova para observação em microscópio óptico foram preparados segundo método convencional:

- Embutimento em resina acrílica
- Lixamento na seqüência de granulação 100 -150 – 220 – 400 - 600
- Polimento com pasta de diamante 6 a 12 μm
- Polimento com pasta de diamante 1 a 3 μm
- Lavagem e secagem
- Ataque metalográfico com solução de Kalling

100 ml HCl (ácido clorídrico)

5g Cu Cl₂ (cloreto cúprico)

100 ml etanol (95%)

- Lavagem e secagem

Os resultados de dureza foram determinados através da média de dez impressões, sendo o ensaio adotado o tipo microdureza Vickers com carga de 300g.

A fórmula a ser utilizada para cálculo da dureza é.

$$HV = \frac{1,8544 \cdot x}{(d \cdot F \cdot 10^{-3})^2}$$

Onde :

x = é a carga aplicada em kgf

d = é o valor médio das duas diagonais da impressão

F = é o fator da objetiva

Os resultados do ensaio de tração foram determinados através da média de três ensaios. Os ensaios foram realizados segundo a norma NBR ISO 6892.

4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DE RESULTADOS

4.1 - SÉRIE REDUÇÃO:

Serão apresentados a seguir os resultados de caracterização microestrutural e ensaios de dureza, obtidos durante a série redução.

4.1.1 - CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Na figura 4.1 pode-se observar a microestrutura da amostra antes da trefilação, na condição inicial, sem redução (material como fornecido pelo fabricante). Percebe-se que a microestrutura do material de partida tratado é constituída por grãos poligonais ou equiaxiais homogêneos. Na figura 4.2, após tratamento térmico por 60 minutos a 850 °C, podemos observar que a microestrutura apresentou crescimento de grão. Este tratamento térmico foi realizado para atenuar possíveis heterogeneidades microestruturais presentes na região da solda do material como fornecido pelo fabricante.

A seguir serão apresentadas as micrografias das amostras que foram trefiladas.

Na figura 4.3, após redução de 10%, pode-se notar que a estrutura é formada por grãos equiaxiais que praticamente não sofreram alteração em relação à microestrutura mostrada na figura 4.2.

Na figura 4.4, após redução de 20%, pode-se observar um discreto alongamento da estrutura de grãos devido à aplicação da redução na trefilação.

Nas figuras 4.5 e 4.6 são apresentados, respectivamente, as micrografias de 30% e 40% de redução. O alongamento dos grãos torna-se cada vez mais visível à medida que aumenta a redução, devido ao aumento da deformação.

Nas figuras 4.7, 4.8 e 4.9, referentes às reduções de 50, 60 e 70%, respectivamente, pode-se observar a intensa deformação dos grãos, consequência da trefilação a frio.

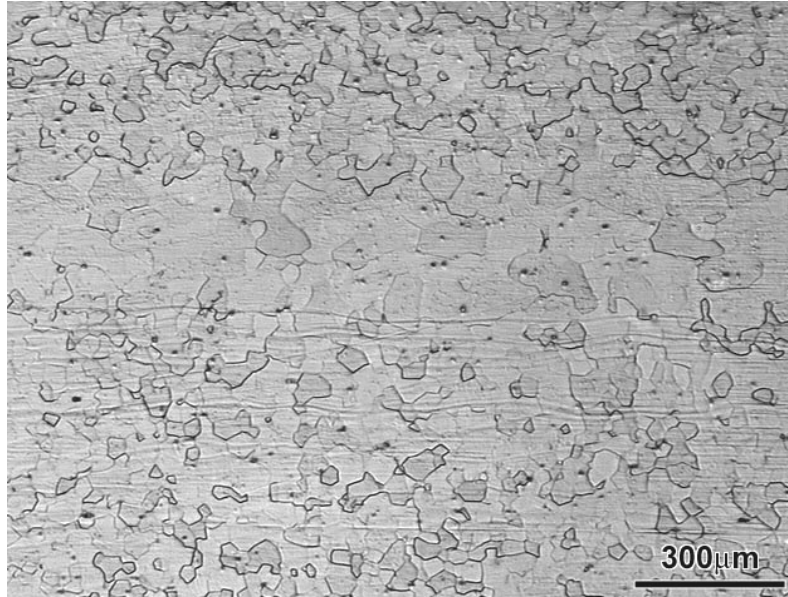


Fig. 4.1 Microestrutura de amostra sem redução (material de partida).

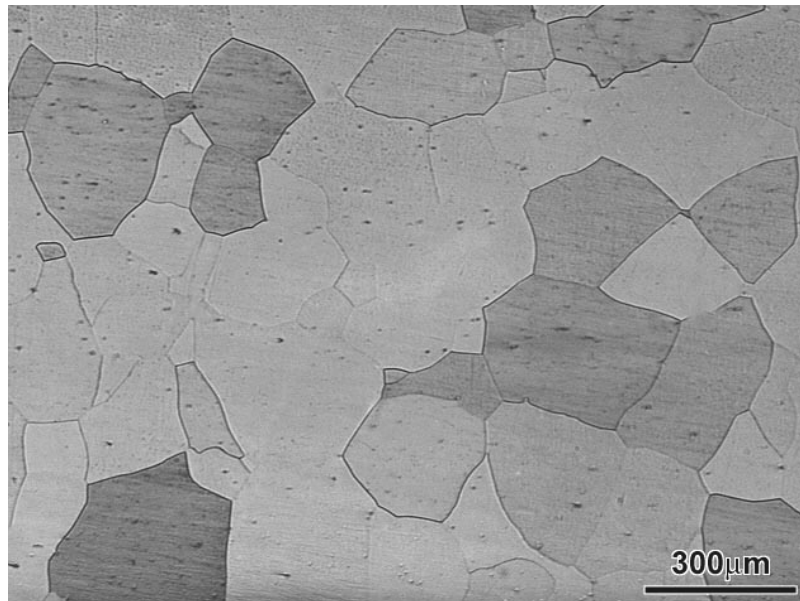


Fig. 4.2 Microestrutura de amostra tratada por 60 minutos a 850 °C.

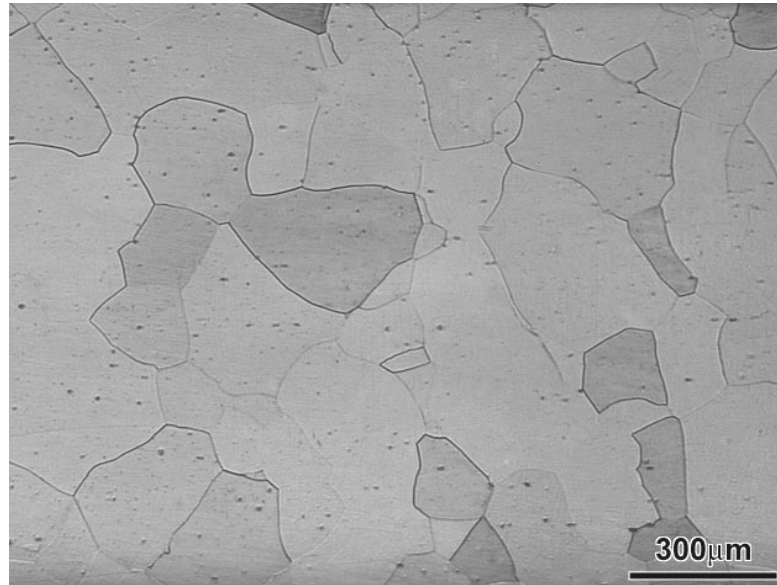


Fig. 4.3 Microestrutura após trefilação com 10% de redução.

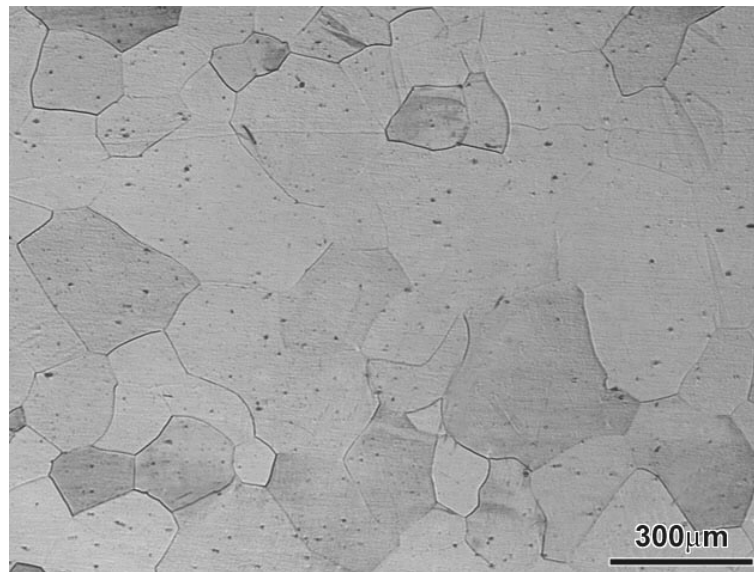


Fig. 4.4 Microestrutura após trefilação com 20% de redução.

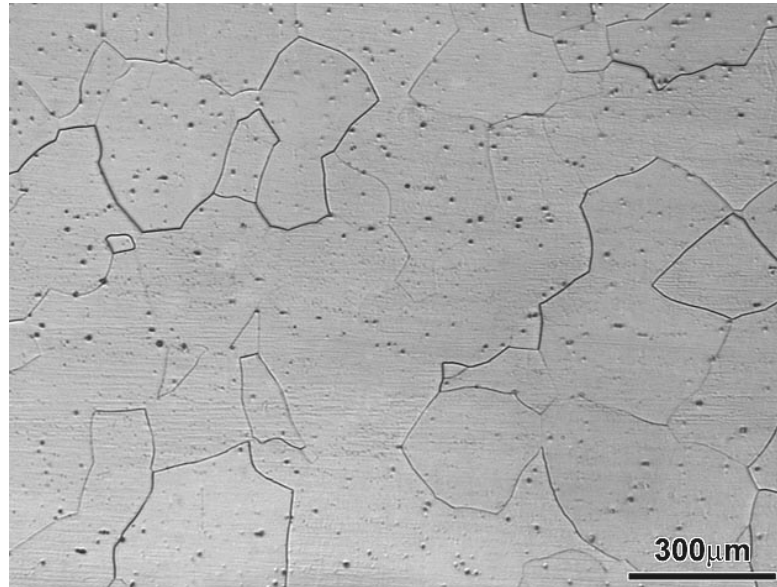


Fig. 4.5 Microestrutura após trefilação com 30% de redução.

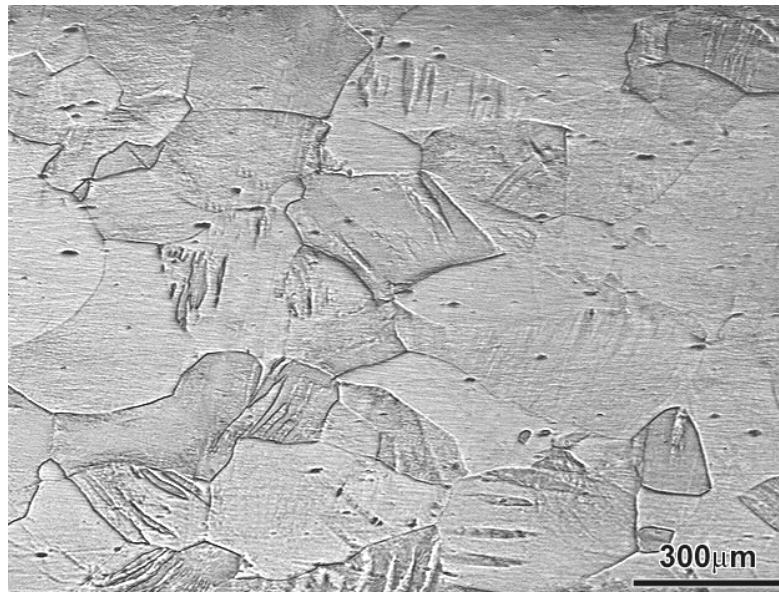


Fig. 4.6 Microestrutura após trefilação com 40% de redução.



Fig. 4.7 Microestrutura após trefilação com 50% de redução.

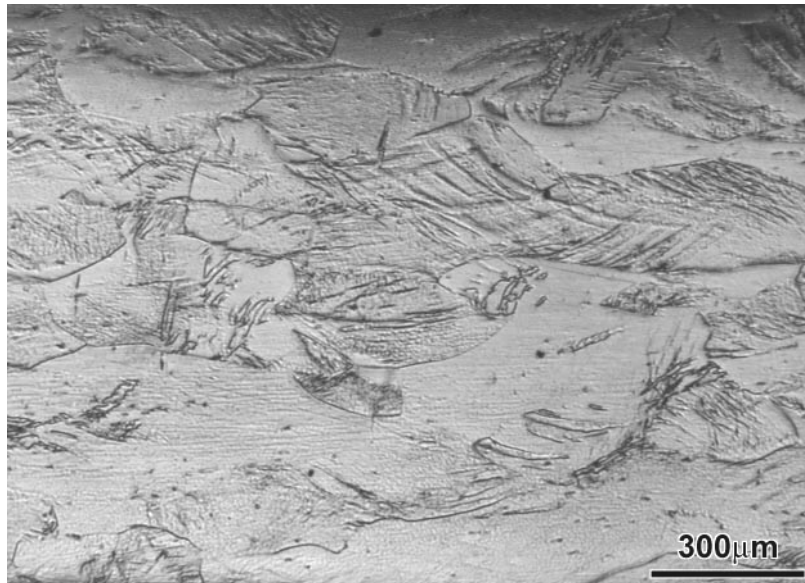


Fig. 4.8 Microestrutura após trefilação com 60% de redução.

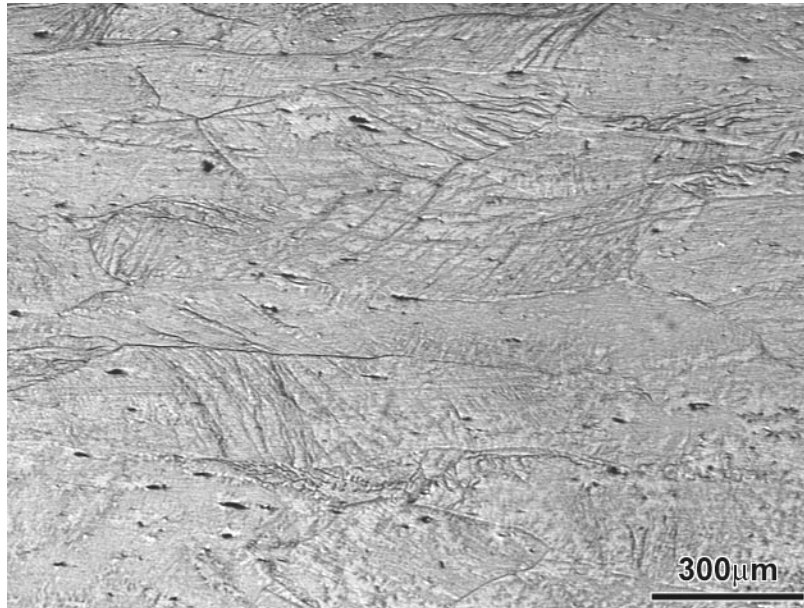


Fig. 4.9 Microestrutura após trefilação com 70% de redução.

Outra constatação importante relativa ao efeito da trefilação sobre a microestrutura dos grãos deformados é a presença de bandas de deformação presentes nos grãos quando a redução é de 40% ou mais, conforme se vê nas figuras 4.6 a 4.9. Estas bandas de deformação, conhecidas a muito tempo, são heterogeneidades de orientação cristalográfica, num mesmo grão, devidas ao processo de deformação plástica. Sabe-se [37,41,52,56] que a banda de deformação define um volume que apresenta orientação cristalográfica constante, a qual é significativamente diferente das orientações presentes nas demais regiões de grão. As bandas de transição são locais favoráveis para a formação de novos grãos durante a recristalização.

A deformação aplicada na trefilação provoca o aumento da dureza e da resistência mecânica do aço por efeito do encruamento, e isso será visto no item seguinte.

4.1.2 - RESULTADOS DOS ENSAIOS DE DUREZA E DE TRAÇÃO

Os resultados relativos aos ensaios de microdureza Vickers (realizados com carga de 300 g) e os ensaios de tração são apresentados a seguir. Na tabela 12 e na figura 4.10 são mostrados os resultados de dureza em função da deformação aplicada na trefilação.

Tabela 12 - Valores de dureza HV e ensaios mecânicos da série redução.

REDUÇÃO	HV 300	Le	Lr	Al %
		TeN/mn ²	Tr N/mm ²	50mm
Mat.prima	211,5	313	521	38,7
Mat.prima recozida 850°C	187,2	284	473	43,9
10% Redução	215,1	489	576	15,0
20% Redução	224,1	545	606	7,4
30% Redução	241,5	602	641	3,6
40% Redução	260,8	656	698	3,0
50% Redução	267,8	682	726	2,8
60% Redução	272,8	708	745	2,5
70% Redução	285,2	772	804	2,5

Podemos observar, na figura 4.10, que quando o tubo é trefilado há um sensível aumento da dureza. Esse aumento é gradativo, até atingir 70% de redução; este endurecimento é causado pelo encruamento do aço. Em outras palavras, o aumento da densidade de discordâncias resultante do encruamento é responsável pela variação de dureza encontrada.

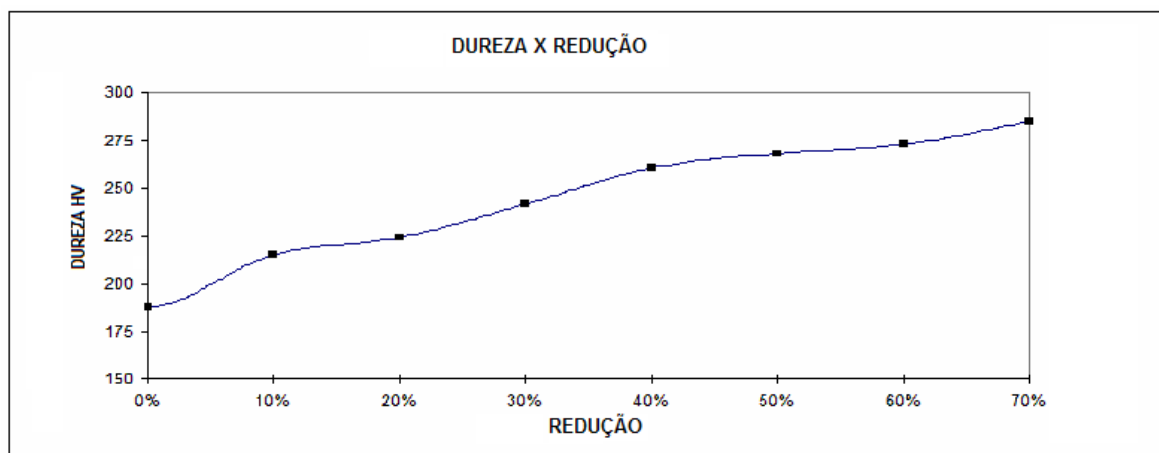


Figura 4.10 Dureza em função da redução.

A figura 4.11 apresenta uma curva de encruamento (dureza em função da deformação) onde se vê um comportamento aparentemente parabólico, típico do encruamento de metais cúbicos .

A deformação apresentada na figura 4.11 é calculada segundo a equação da deformação logarítmica (no estado uniaxial), conforme abaixo:

$$e = 1,155 \cdot \ln (A_i/A_f)$$

Sendo:

A_i = Área inicial do tubo

A_f = Área após trefilação do tubo

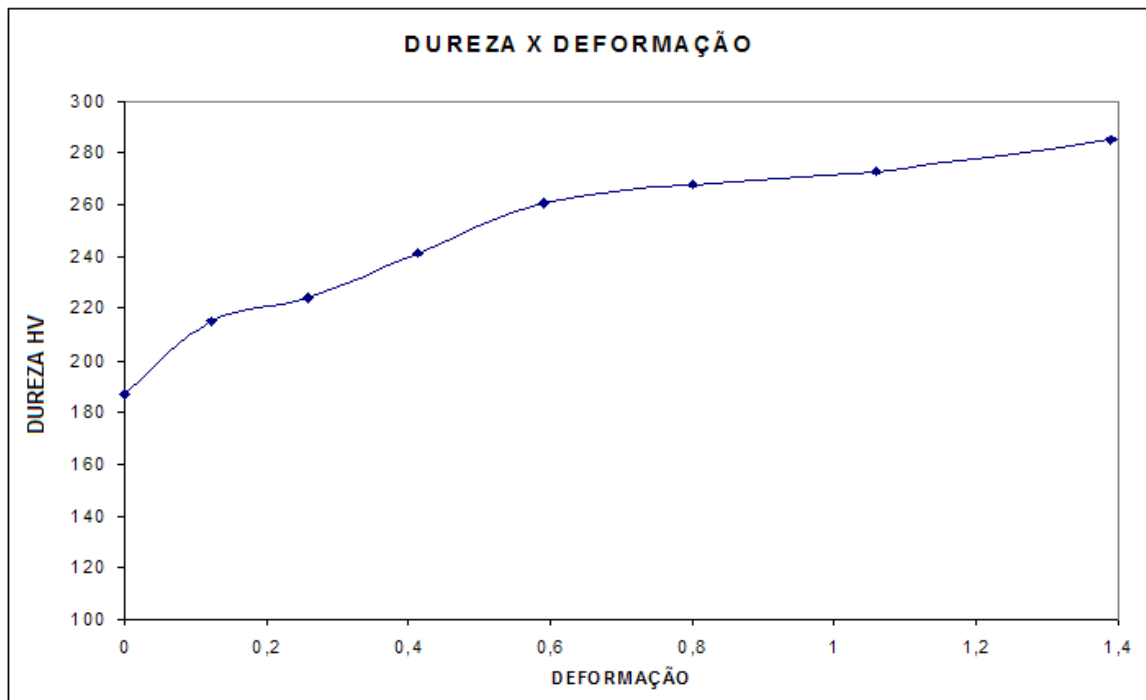


Figura 4.11 - Dureza em função da deformação.

Nas figuras 4.12 e 4.13 são mostrados os gráficos referentes a limite de escoamento. e limite de resistência. em função da redução, e percebe-se um comportamento de aumento da resistência mecânica com o encruamento. O comportamento do limite de escoamento é parecido com o da dureza; o limite de resistência apresenta um aumento sistemático em relação à redução.

No que se refere ao alongamento, observa-se um comportamento parabólico, sendo que há uma redução de ductilidade abrupta já com 10% de redução, chegando-se a valores de 3% para reduções maiores de 30%. Do ponto de vista prático, isto quer dizer que reduções na trefilação superiores a 30% devem ser evitadas sob o risco de haver ruptura do material na trefila. Esse fato pode ser

amenizado com a redução da velocidade de trefilação ou otimizando a lubrificação.

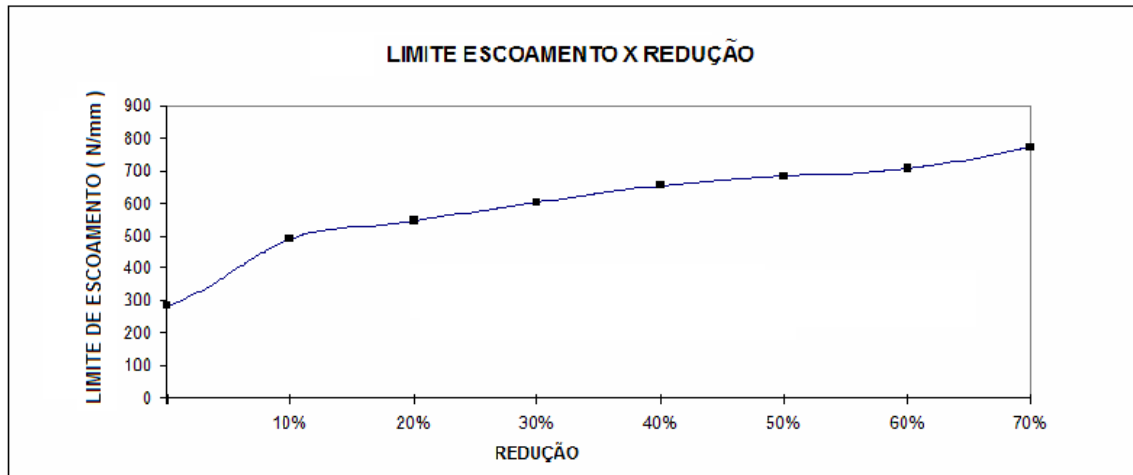


Figura 4.12 Limite de escoamento em função da redução

Figura 4.13 Limite de resistência em função da redução

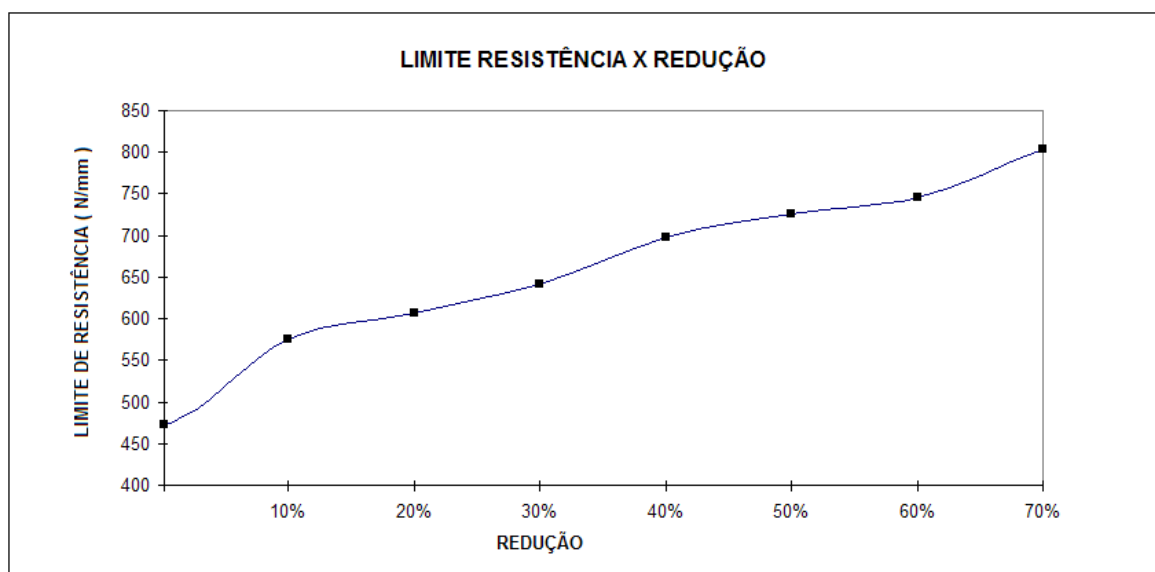
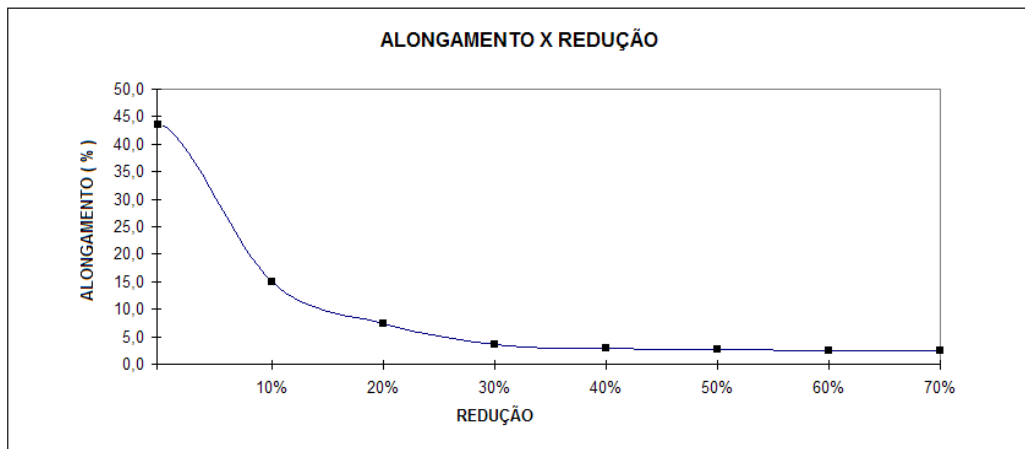


Figura 4.14 Alongamento em função da redução



4.2 - SÉRIE RECUPERAÇÃO

Serão apresentados a seguir os resultados de caracterização microestrutural e ensaios de dureza, obtidos durante a série recuperação. Nesta série foram feitos tratamentos térmicos em temperaturas nas quais houve apenas recuperação, evitando-se a ocorrência de recristalização no material.

4.2.1 – CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Os resultados desta série foram obtidos através de tratamentos térmicos isotérmicos das amostras encruadas com 50 % de redução, em temperaturas de 550 °C e 700 °C. Durante o tratamento térmico nas temperaturas de 550 °C e 700°C não se observou alteração na estrutura de grãos das amostras, esta situação valendo para tempos de 30 min até 480 min de recozimento (vide figuras 4.15 a 4.24).

Serão apresentados a seguir os resultados de caracterização microestrutural de tratamentos térmicos realizados a temperatura de 550 °C, com intervalo de tempos de 30 minutos, 60 minutos, 120 minutos, 240 minutos e 480 minutos.

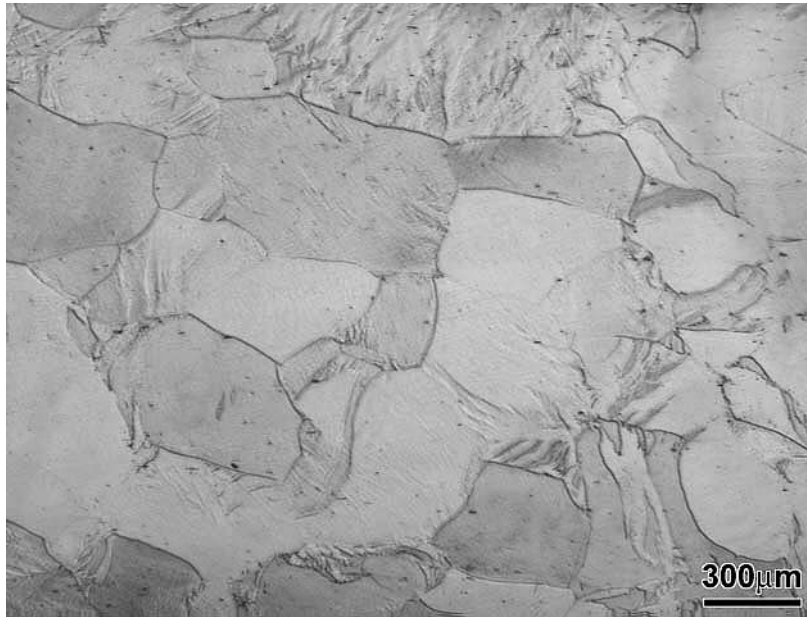


Figura 4.15 Microestrutura de amostra após 30 minutos a 550 °C.

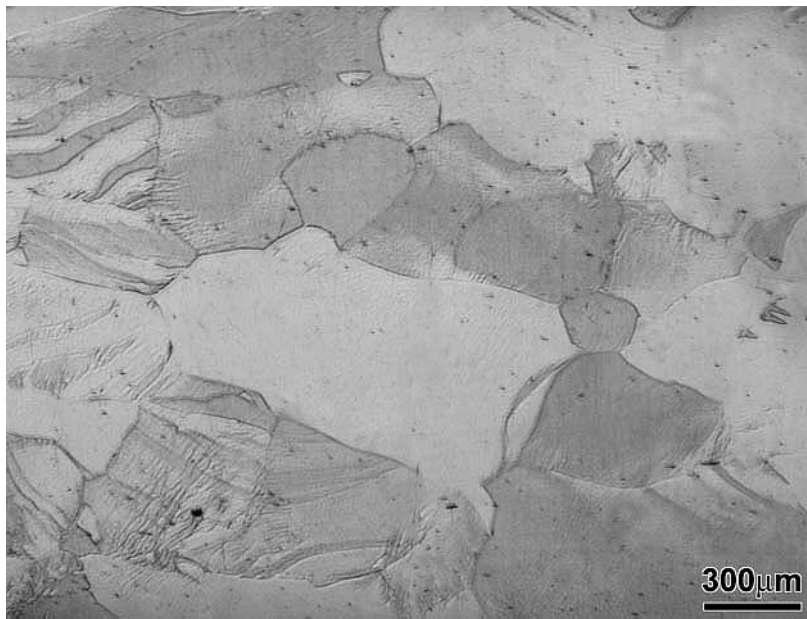


Figura 4.16 Microestrutura de amostra após 60 minutos a 550 °C.

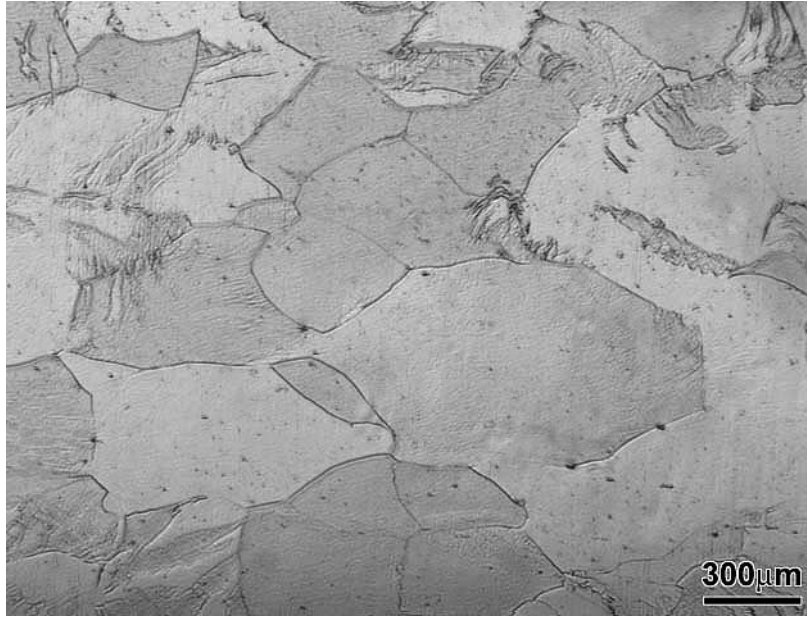


Figura 4.17 Microestrutura de amostra após 120 minutos a 550 °C.

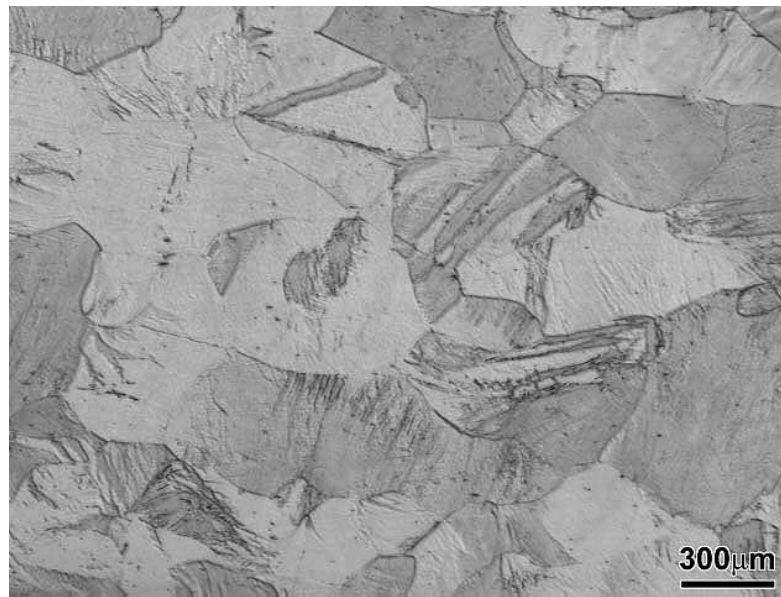


Figura 4.18 Microestrutura de amostra após 240 minutos a 550 °C.

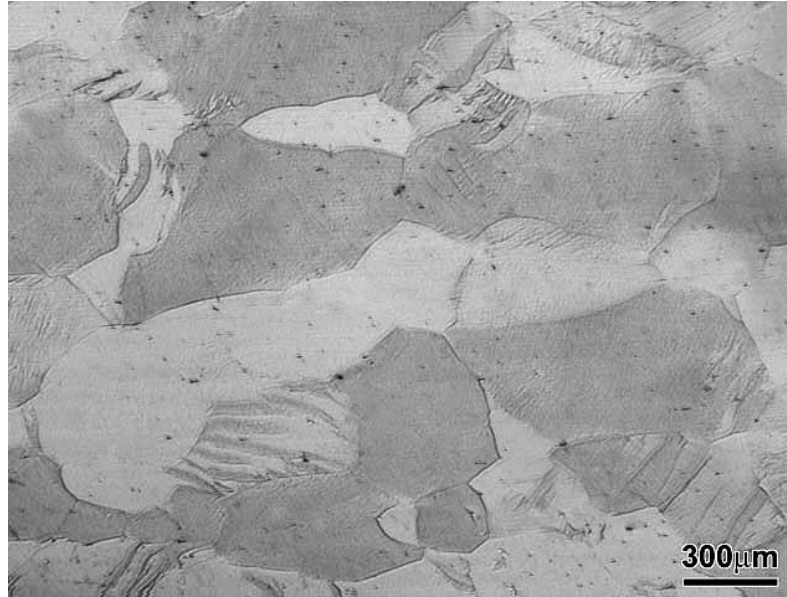


Figura 4.19 Microestrutura de amostra após 480 minutos a 550 °C.

Serão apresentados a seguir os resultados de caracterização microestrutural de tratamentos térmicos realizados a temperatura de 700 °C, com intervalo de tempos de 30 minutos, 60 minutos, 120 minutos, 240 minutos e 480 minutos.

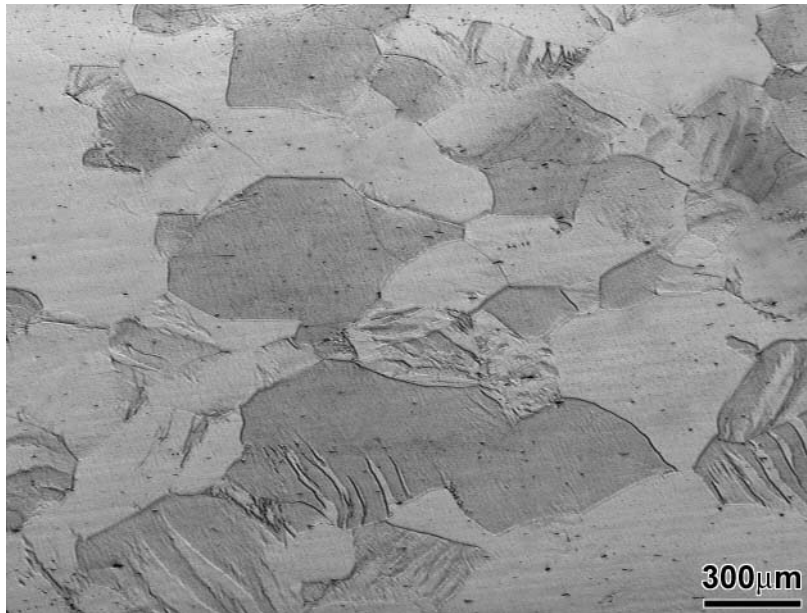


Figura 4.20 Microestrutura de amostra após 30 minutos a 700 °C.

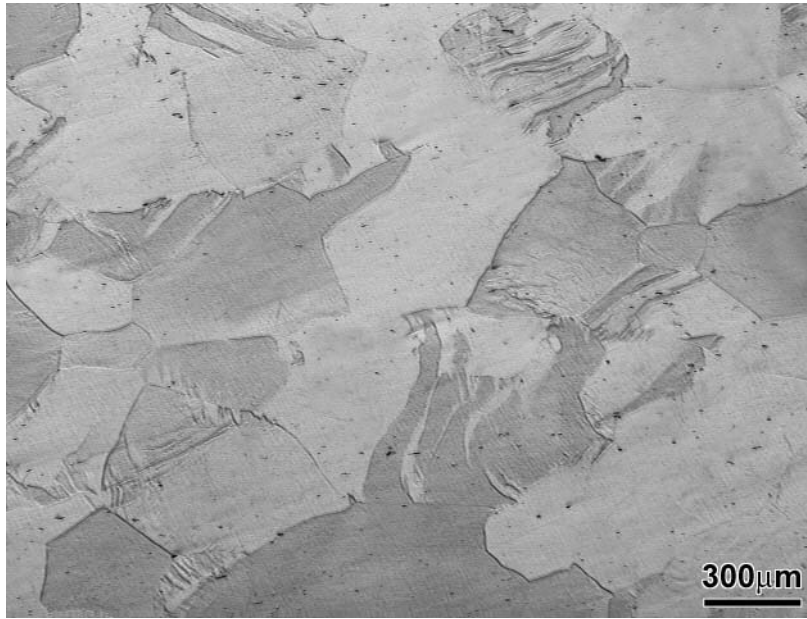


Figura 4.21 Microestrutura de amostra após 60 minutos a 700 °C.

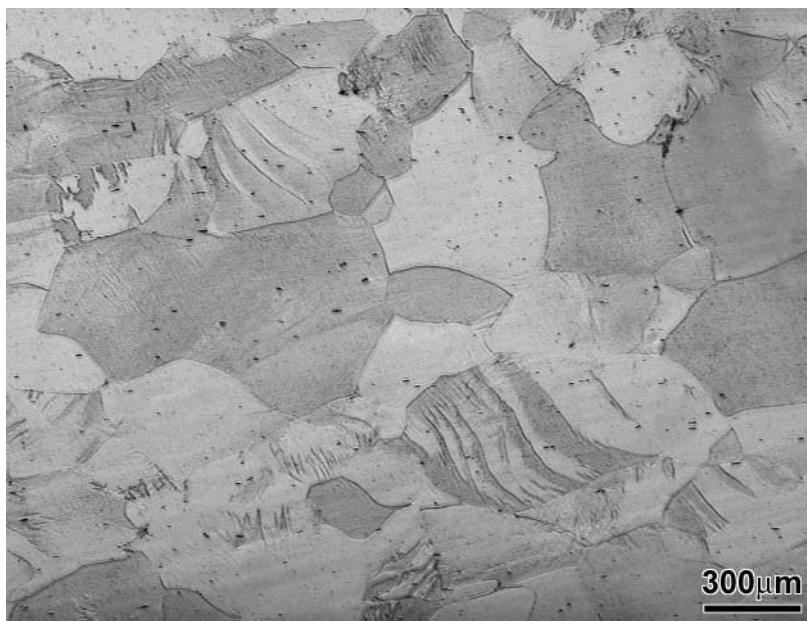


Figura 4.22 Microestrutura de amostra após 120 minutos a 700 °C.



Figura 4.23 Microestrutura de amostra após 240 minutos a 700 °C.

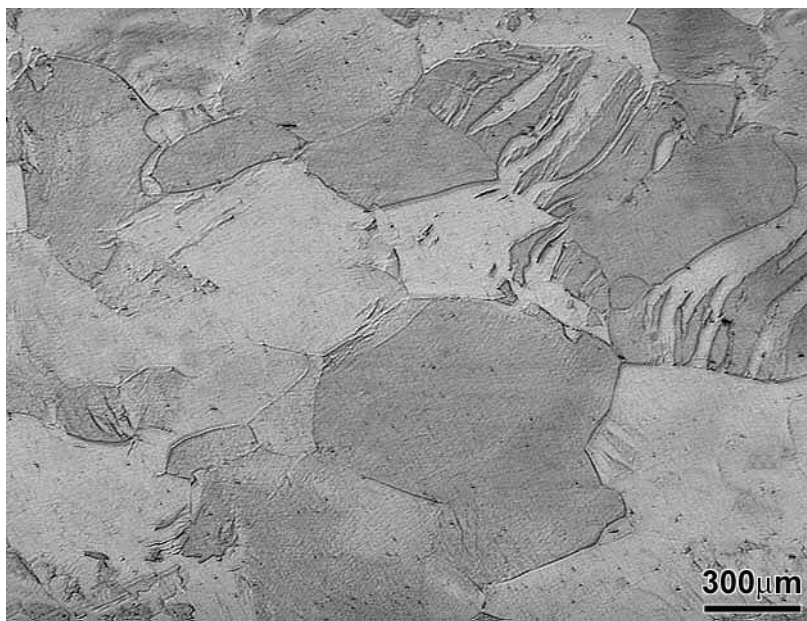


Figura 4.24 Microestrutura de amostra após 480 minutos a 700 °C.

Observa-se que nas temperaturas de 550 e 700 °C não houve alteração da estrutura de grãos. Comparando-se as microestruturas apresentadas nesta seção com aquela referente a amostra encruada mostrada na figura 4.7 (50%), vê-se que o material não apresentou recristalização, na verdade, para ambas as temperaturas, ainda se vêem claramente as bandas de deformação. Isso é

indicativo de que nestas condições de tratamento só ocorreu recuperação e, como os fenômenos relativos à recuperação se manifestam ao nível da subestrutura de grão, não são visíveis através de microscopia óptica.

4.2.2 - RESULTADOS DOS ENSAIOS DE DUREZA

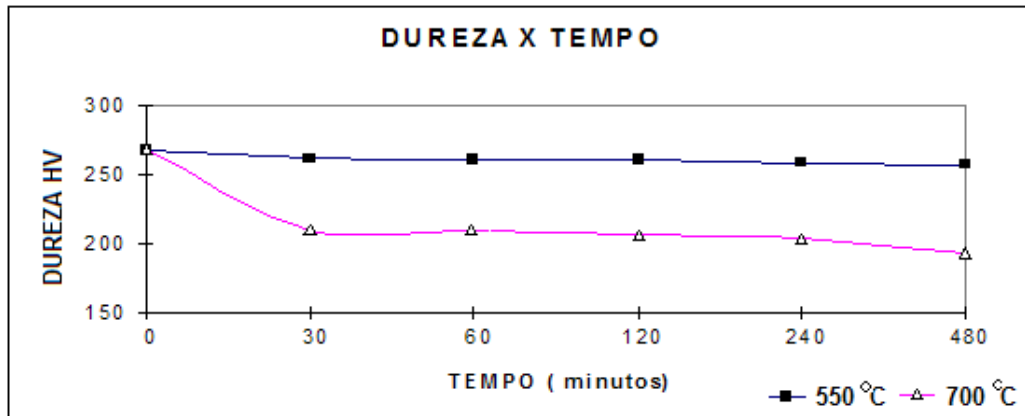
A tabela 13 apresenta os resultados de ensaios de dureza em função do tempo de tratamento. Pode-se observar que para a temperatura de 550 °C os valores de dureza quase não tiveram variação. Já para as amostras relativas à temperatura de 700 °C pode-se observar com mais facilidade a queda nos valores de dureza, característica do processo de recuperação. Os resultados da tabela 13 relativos a esta série são apresentados no gráfico da figura 4.25.

Como pode-se observar nas figuras de 4.13 a 4.24 não houve mudança significativa na microestrutura das amostras, embora a dureza tenha variado conforme mostrado na tabela 13 e na figura 4.25. Isso é evidência clara de que nas condições empregadas nesta série ocorreu apenas recuperação estática durante os tratamentos térmicos aplicados nas amostras.

Tabela 13 Valores de dureza HV da série recuperação.

Temperatura de 550 °C		Temperatura de 700 °C	
Amostras	HV300	Amostras	HV300
50% redução	268	50% redução	268
30 min	262	30 min	210
60 min	261	60 min	210
120 min	261	120 min	206
240 min	258	240 min	203
480 min	257	480 min	193

Figura 4.25 Dureza em função do tempo de tratamento térmico.



Os resultados acima podem ser interpretados usando o chamado fator de amolecimento (F.A), segundo a equação abaixo:

$$F.A. = (H_0 - H_x) / (H_0 - H_{rex})$$

Onde :

H_0 = Dureza da amostra como deformada = 268 HV (tubo trefilado com 50 % redução)

H_x = Dureza da amostra num tempo x

H_{rex} = Dureza da amostra recozida = 160 HV (tubo recozido a 850 °C por 60 minutos)

A figura 4.26 mostra os resultados de F.A em função do tempo de tratamento térmico.

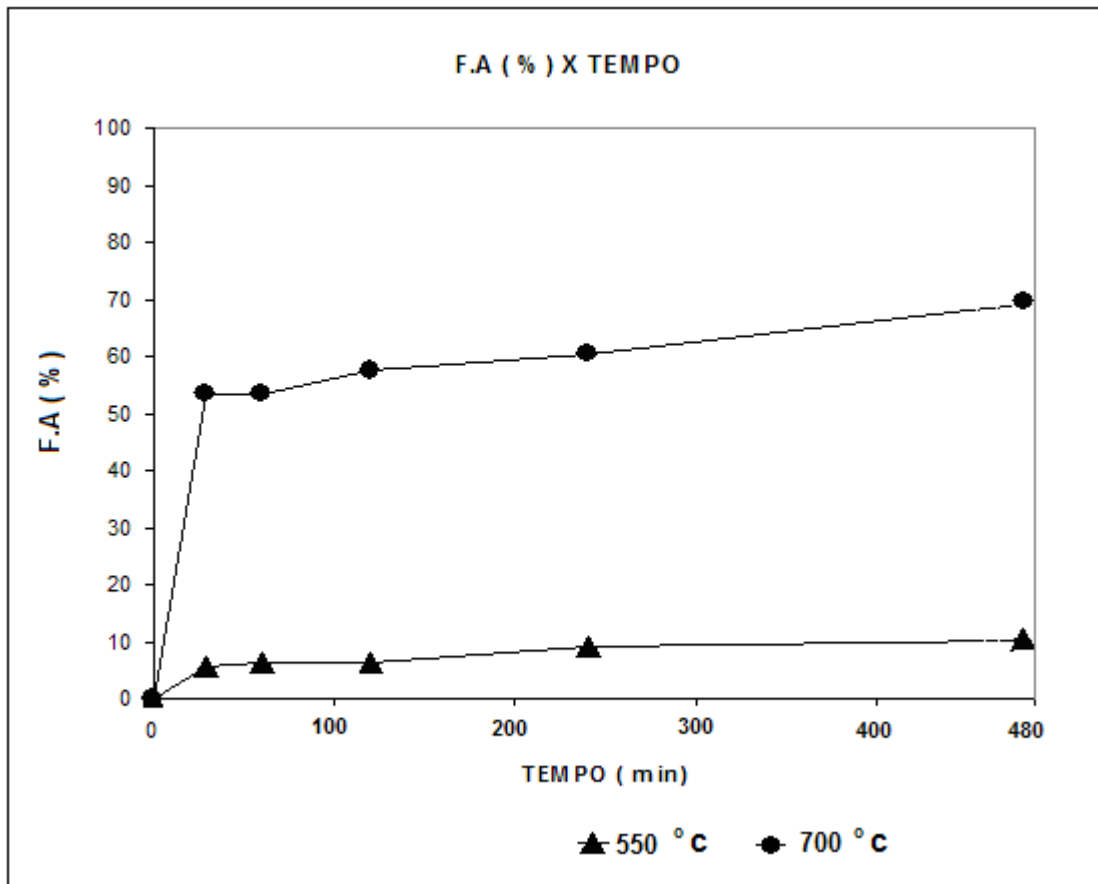


Figura 4.26 - Fator de amolecimento em função do tempo de tratamento térmico.

Vê-se que o fator de amolecimento varia substancialmente entre as duas temperaturas, e que a 550 C o máximo F.A. é de 10%, ao passo que a 700 °C após meia hora já se atinge um F.A. superior a 50 %, mesmo sem a ocorrência de recristalização.

Os resultados relativo ao tratamento térmico a 700 °C mostram surpreendentemente, que a recuperação pode ser responsável por um substancial amolecimento no aço estudado.

4.3 - SÉRIE RECRISTALIZAÇÃO

Serão apresentados a seguir os resultados de caracterização microestrutural e ensaios de dureza obtidos na série recristalização.

4.3.1 – CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Inicialmente foram realizados tratamentos térmicos isócronos (de duração de 60 minutos) nas amostras encruadas com 50 % de redução, nas temperaturas de 550 °C , 600 °C, 650 °C, 700 °C, 750 °C, 800 °C, 850 °C e 900 °C. A finalidade destes experimentos preliminares foi a de identificar a temperatura em que a recristalização ocorreria.

Nas micrografias das Figuras 4.27, 4.28, 4.29, 4.30, 4.31, podemos observar que a microestrutura do material permanece inalterada, não sendo ainda observada a presença de grãos recristalizados nestas microestruturas ainda estão presentes bandas de deformação em alguns grãos.

Já na micrografia da figura 4.32 podemos notar o aparecimento de alguns grãos recristalizados, correspondendo a temperatura de 800 °C ao início da ocorrência da recristalização.

Nas micrografias das figuras 4.33 e 4.34, relativas às temperaturas de 850 e 900 °C, podemos observar que o material já se apresenta quase totalmente recristalizado. Nota-se nestas figuras que as microestruturas são constituídas por uma mistura de grãos grandes e pequenos, supostamente recristalizados. É aparente que nas temperaturas mais elevadas haja a tendência da estrutura recristalizada ser formada por grãos menores e de tamanhos mais homogêneos. Provavelmente, isso se deve a uma maior taxa de nucleação da recristalização nas temperaturas mais elevadas.



Figura 4.27 - Microestrutura de amostra tratada a 550 °C por 60 minutos.

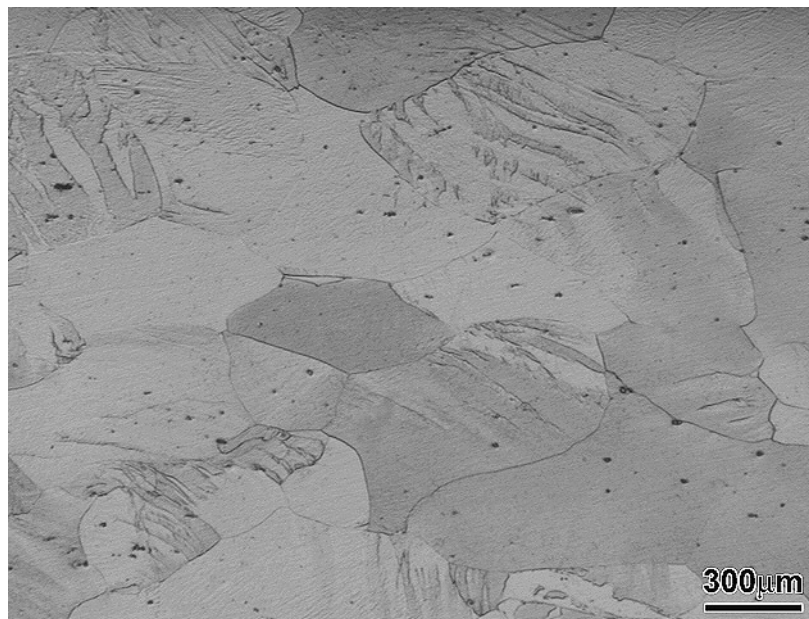


Figura 4.28 - Microestrutura de amostra tratada a 600 °C por 60 minutos.

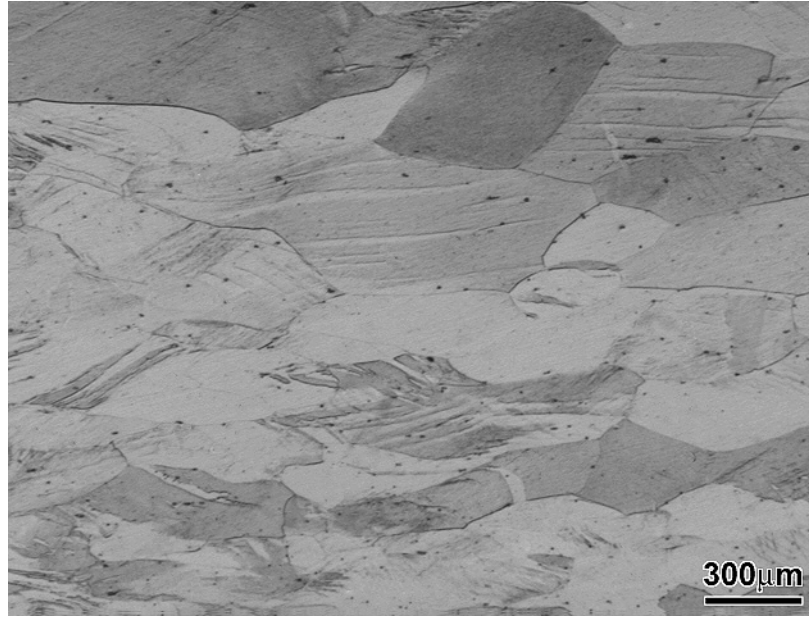


Figura 4.29 - Microestrutura de amostra tratada a 650 °C por 60 minutos.



Figura 4.30 - Microestrutura de amostra tratada a 700 °C por 60 minutos.

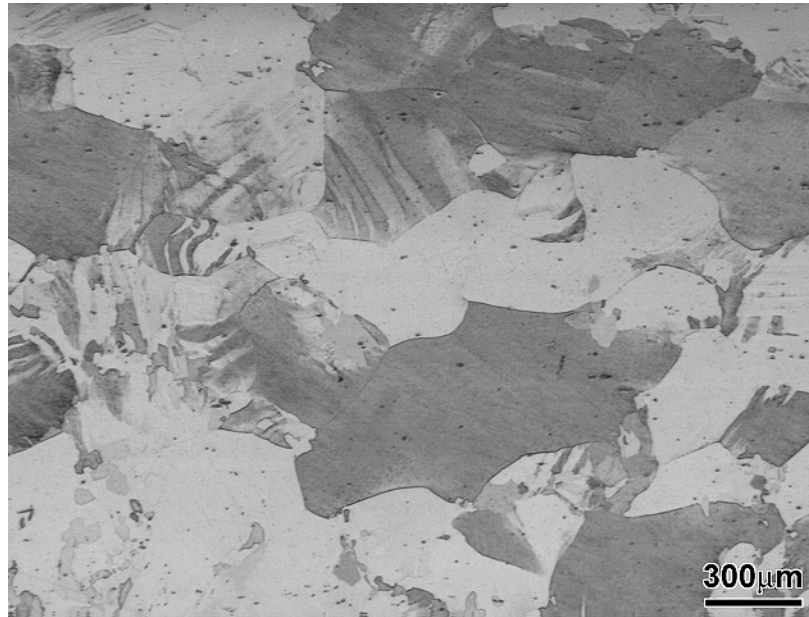


Figura 4.31 Microestrutura de amostra tratada a 750 °C por 60 minutos.

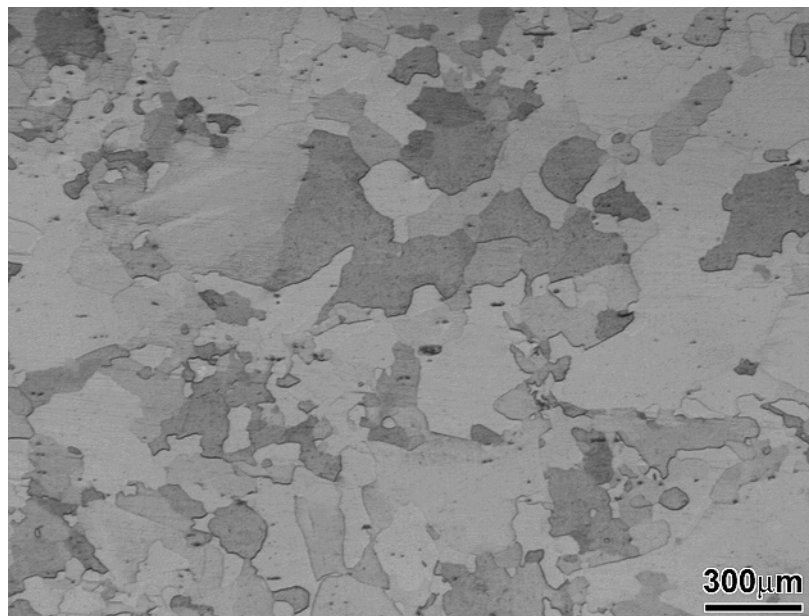


Figura 4.32 Microestrutura de amostra tratada a 800 °C por 60 minutos.

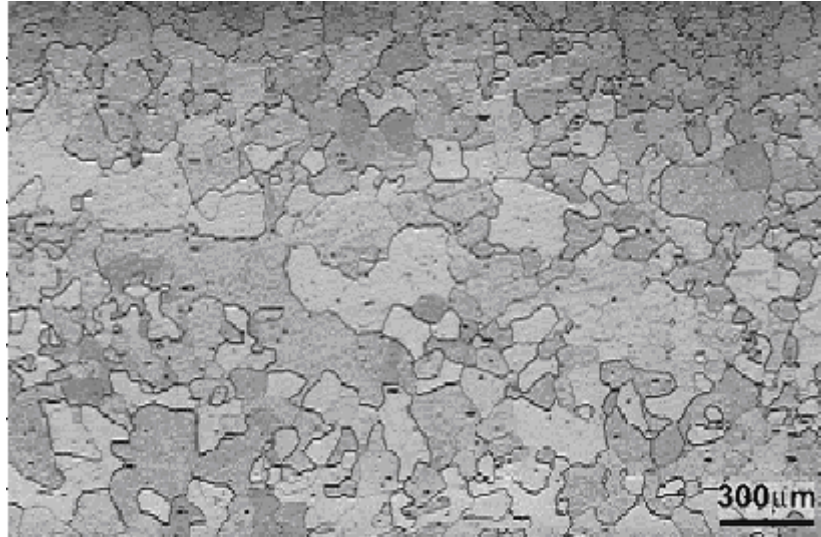


Figura 4.33 Microestrutura de amostra tratada a 850 °C por 60 minutos.

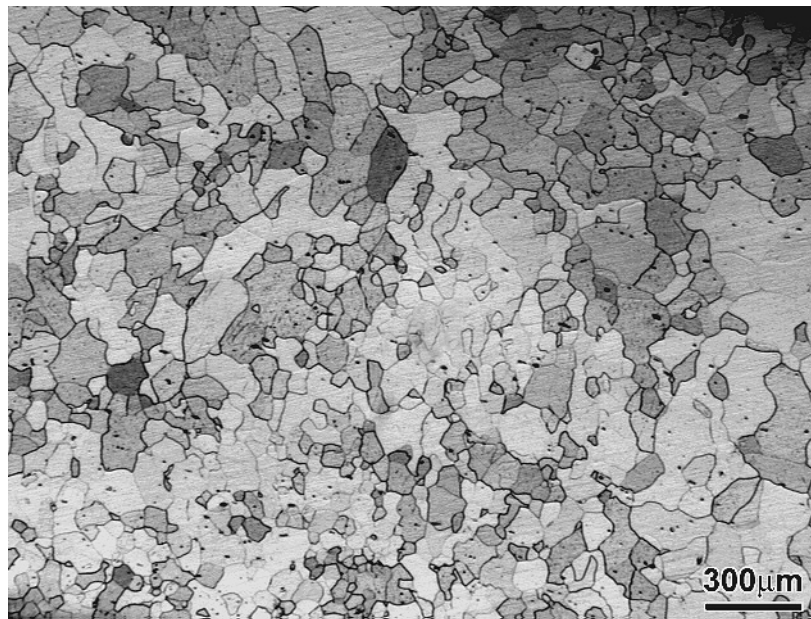


Figura 4.34 Microestrutura de amostra tratada a 900 °C por 60 minutos.

Uma vez determinada a faixa de temperatura nas quais ocorreu a recristalização, foi escolhida a temperatura de 850 °C para uma outra série de experimentos de tratamentos isotérmicos, com tempos variando entre 15, 30, 45, 60 e 120 minutos.

As micrografias correspondentes a estes tempos de tratamento são apresentadas nas figuras 4.35 a 4.39. Vê se que, embora as microestruturas não sejam de fácil interpretação, para todos os tempos de tratamento usados as microestruturas estão muito parecidas, apresentando evidência de recristalização abundante. Os grãos apresentam uma dispersão de tamanhos, formando uma microestrutura em que grãos recristalizados pequenos se mesclam com grãos maiores (podendo ou não ser recristalizados).

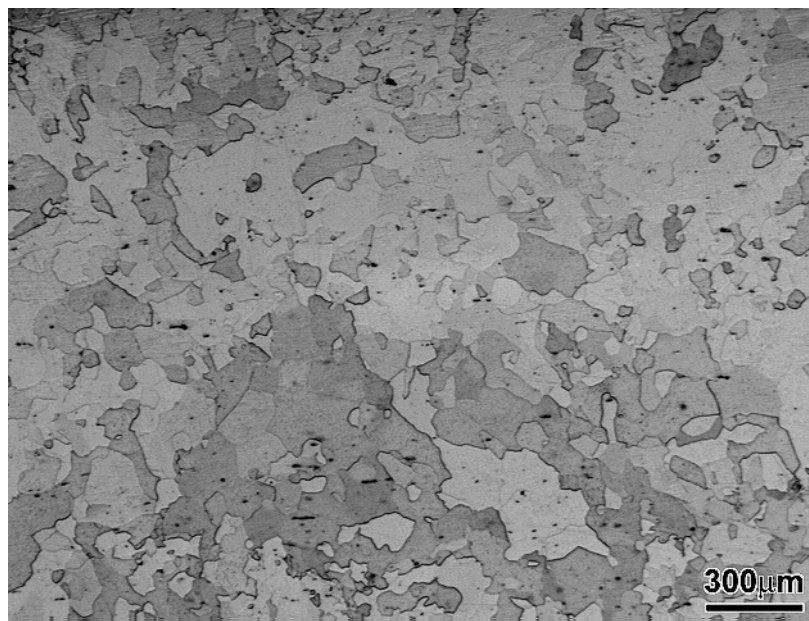


Figura 4.35 Microestrutura de amostra tratada a 850 °C por 15 minutos.

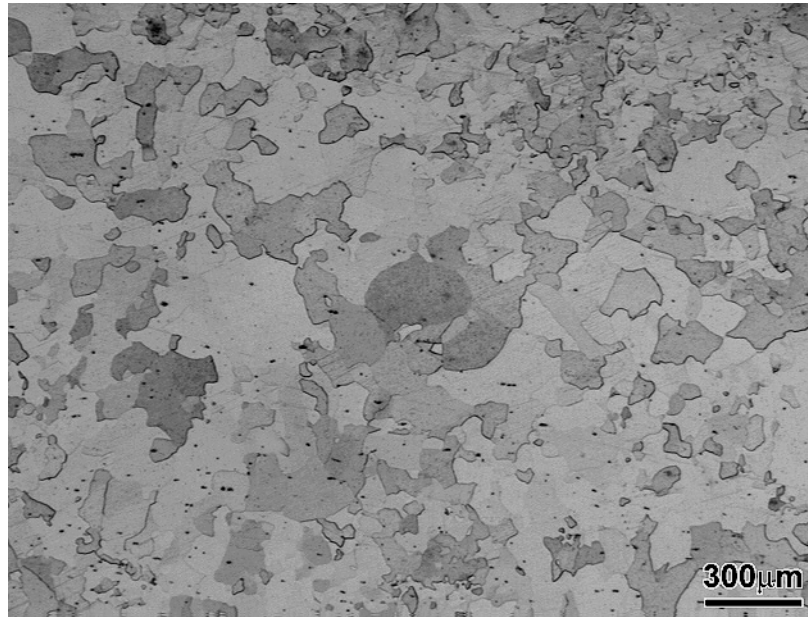


Figura 4.36 Microestrutura de amostra tratada a 850 °C por 30 minutos.

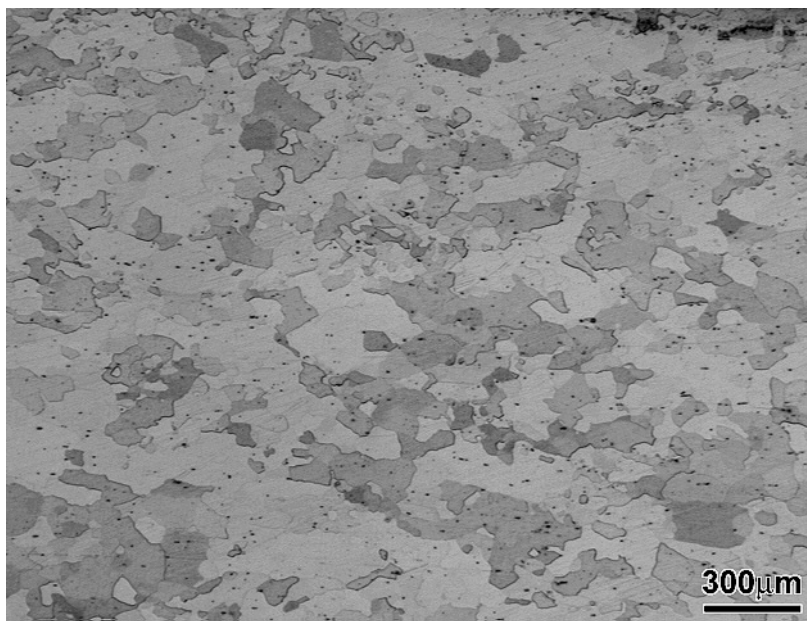


Figura 4.37 Microestrutura de amostra tratada a 850 °C por 45 minutos.

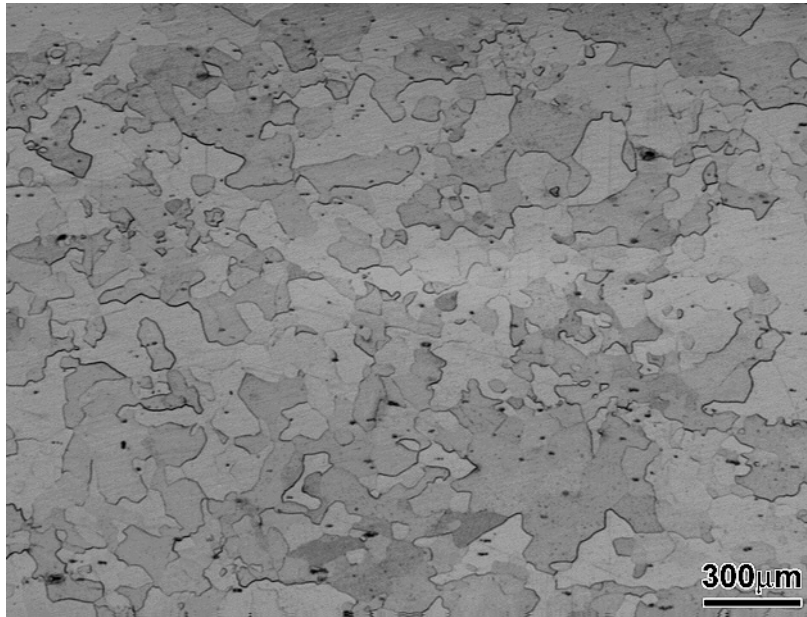


Figura 4.38 Microestrutura de amostra tratada a 850 °C por 60 minutos.

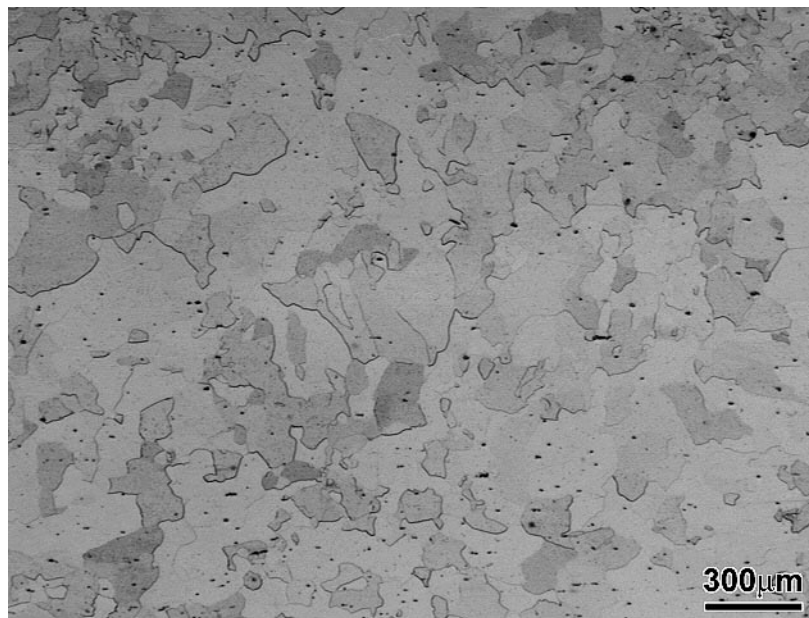


Figura 4.39 Microestrutura de amostra tratada a 850 °C por 120 minutos.

4.3.2 - RESULTADOS DOS ENSAIOS DE DUREZA

Na figura 4.40, que é a representação dos dados da tabela 14, apresenta-se os resultados de ensaios de dureza em função da temperatura para os tratamentos isócronos de 60 minutos. Pode-se observar que entre as temperaturas de 550 °C e 650 °C não ocorrem reduções significativas nos valores de dureza. De 700 °C a 800 °C ocorre uma transição evidente da dureza, e acima de 800 °C a dureza praticamente não cai, mantendo-se no patamar de 160 HV . Isto é indicativo de que em temperaturas até 650 °C as transformações ocorrentes no aço são muito pouco importantes, possivelmente restringindo-se a mecanismos de recuperação envolvendo defeitos pontuais. A partir de 650 °C a 800 °C há uma transição de comportamento, indicando que para temperaturas crescentes, ocorre recristalização. Nos tratamentos em temperatura acima de 800 °C predomina a ocorrência da recristalização e esta observação é corroborada pelas micrografias apresentadas anteriormente. Na figura 4.40 para efeito de comparação, são mostrados resultados da referencia [48]. Observa-se que o comportamento dos dois aços é similar no que se refere à evolução da dureza.

Tabela 14 Dureza em função da temperatura para os tratamentos isócronos.

TEMPO 60 MINUTOS	
TEMPERATURA °C	HV300
550	261
600	256
650	255
700	210
750	196
800	162
850	160
900	157

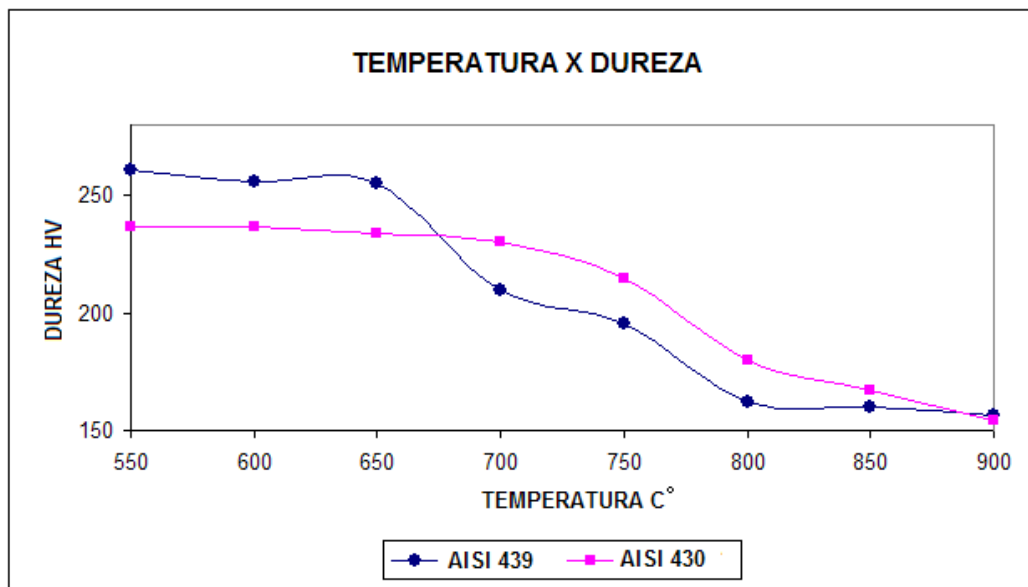


Figura 4.40 Comparação da dureza em função da temperatura para os tratamentos isócronos entre os aços inoxidáveis AISI 439 e AISI 430 [48]

Os resultados da tabela 14 e da figura 4.40 podem ser interpretados usando o fator de amolecimento (F.A.), conforme já definido no item 4.2.2. Pode-se observar os mesmos fatos já discutidos acima, em que três regimes distintos de variação de dureza são observados, como mostra a figura 4.41.

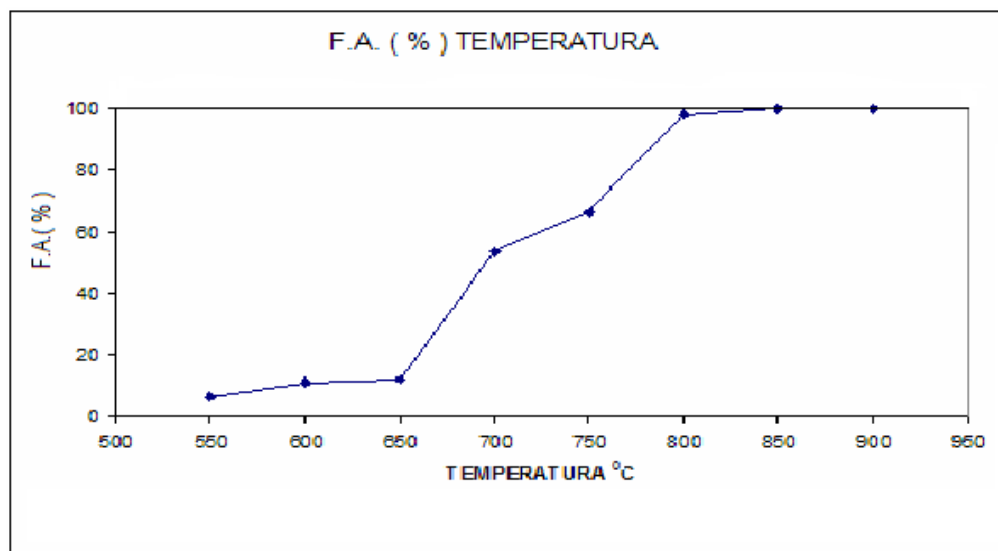


Figura 4.41 – Fator de amolecimento em função da temperatura para os tratamentos isócronos.

Para o caso das experiências feitas em temperatura constante de 850 °C, a tabela 15 e a figura 4.42 apresentam os resultados obtidos. Da análise destes resultados, percebe-se que a dureza cai muito rapidamente já para 15 minutos de tratamento e mantém-se quase constante até o tempo de 2 horas de tratamento térmico. Isso indica que na temperatura usada o material amolece muito rapidamente o que significa que uma estrutura recristalizada é atingida muito rapidamente à uma temperatura de 850 °C. Também aqui são mostrados resultados para o aço AISI 430 [48] e observou-se que os comportamentos são muito parecidos entre os aços 439 e 430.

Temperatura 850 °C

TEMPO	HV300
50% red	267,8
15 min	166,0
30 min	165,7
45 min	163,9
60 min	159,8
120 min	159,9

TABELA 15 Valores de dureza da série recristalização.

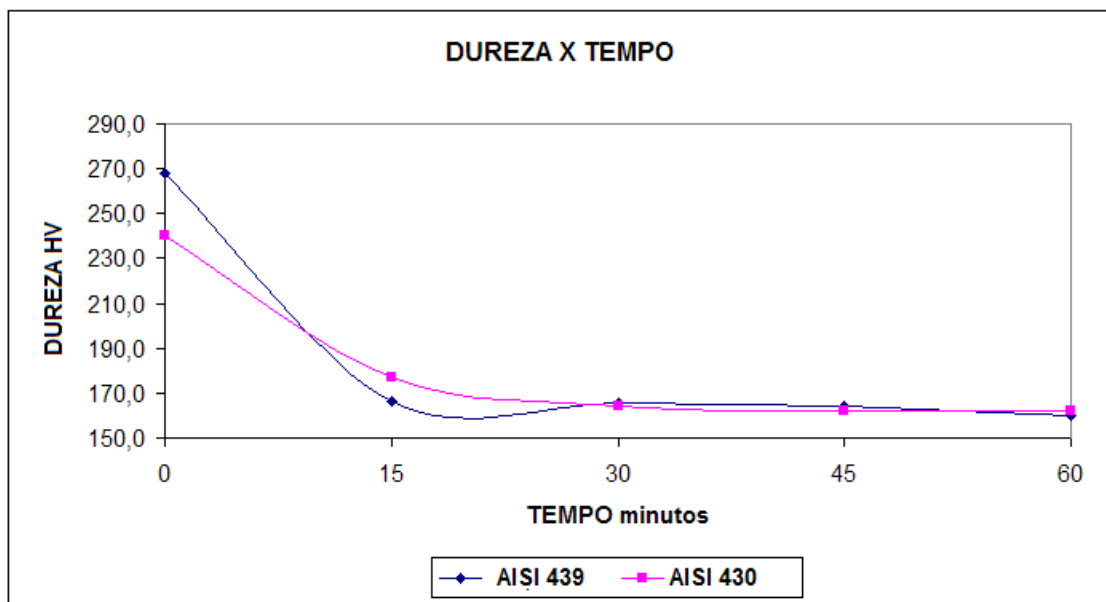


Figura 4.42 Comparação da dureza em função do tempo para tratamento realizados a 850 °C. entre o aço inoxidável AISI 439. AISI 430 [48].

Usando-se mais uma vez o conceito de fator de amolecimento, conforme mostrado na figura 4.43, percebe-se a rápida transformação das amostras desta série.

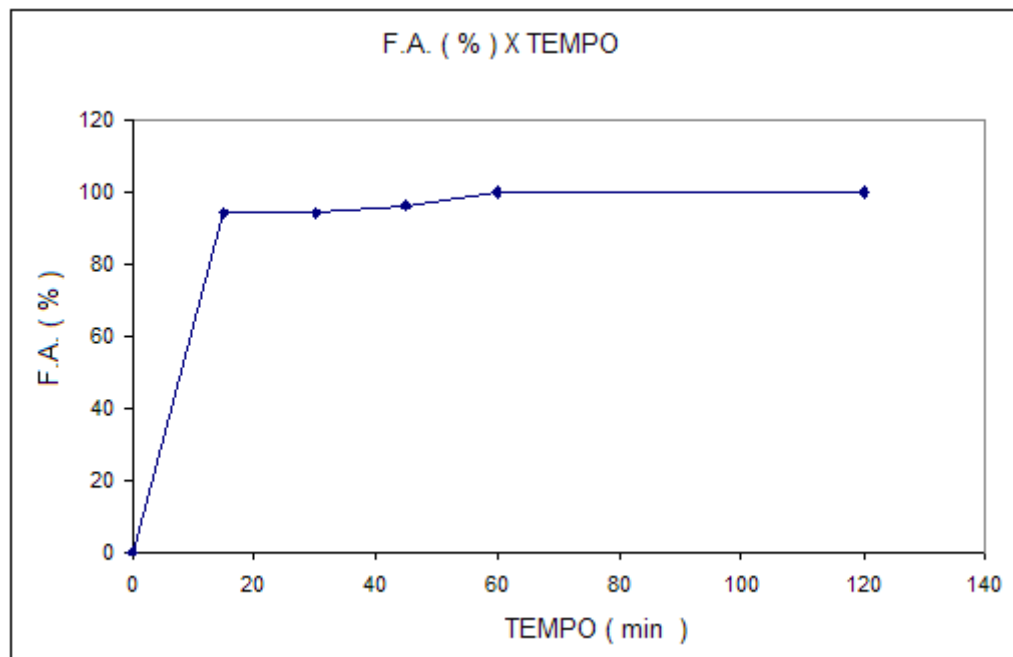


Figura 4.43 Fator de amolecimento em função do tempo de tratamento térmico a 850 °C

5. CONCLUSÕES

Os resultados das séries experimentais permitem as seguintes conclusões :

- O aumento da deformação (redução) acarretou em aumentos nos valores de dureza, limite de resistência , limite de escoamento e no decréscimo do alongamento percentual.
- Deformações de até 30 % não produzem alterações microestruturais perceptíveis ao microscópio óptico.
- Há uma queda brusca do alongamento percentual em função da deformação aplicada, sendo que com 30 % de deformação o alongamento atinge o patamar de 4%. Este resultado aponta para a necessidade de um tratamento térmico de recristalização toda vez que atingirmos reduções iguais ou superiores a 30 %, para evitarmos possíveis defeitos, no material como riscos ou trincas.
- A temperatura de 700 °C mostrou-se bastante eficaz para promover queda de dureza no aço inoxidável AISI 439. Nesta temperatura, devido a ocorrência de recuperação, a dureza caiu 39 %.
- Através dos ensaios isócronos, se observou-se que a temperatura ideal para a recristalização do aço AISI 439 encontra-se situada em torno de 850 °C.
- Para a série de tratamentos isotérmicos verificou-se que a 850 °C, após 15 minutos já ocorria recristalização quase que completa (95% F.A).

6 -REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ALEXANDER,J.M.;BREWER,R.C., **Manufacturing Properties of Materials**,Van Nostrand, New York ,1968, p. 289-300.
- [2] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **Steel products manual**, stainless steel.,USA,1999,p.17-23,180-181.
- [3] ASHBY, M.F.;JONES D.R.H.,**Engineering Materials**, 1 an Introduction to their properties applications,USA,1975 p.77-84.
- [4] AVIZITUR, B., **Metal Forming Processes and Analysis**. McGraw Hill, New York, 1968,p.153-215, 227-356.
- [5] BARRETT, C.R. et al. **The principles of engineering materials**. Ed. Rev., New Jersey, Prentice-Hall, 1973,p.210-211,236-239,492-496.
- [6] BOYER,H.E.,HARDNESS TESTING, **ASM Internacional**, 2 ed., Ohio USA,1990,p.31-51.
- [7] BRESCIANI,E.F.; Et al .**Conformação plástica dos metais**, Ed. Unicamp, 4 ed,Campinas,1991,p.211-223.
- [8] CHIAVERINI, V., **Materiais de Construção mecânica**. McGraw-Hill vol 2 Brasil, 1978,p.243-253.
- [9] _____. **Tecnologia mecânica – Estrutura e propriedades das ligas metálicas**. 2. ed. McGraw-Hill, São Paulo,1986,19-62.
- [10] _____. **Tratamento térmicos das ligas ferrosas**. Associação Brasileira de metais, ABM ,2.ed. Brasil,1987,p.13-61.
- [11] _____. **Aços e Ferros Fundidos**.Associação Brasileira de Metais,ABM, 5.ed Brasil, 1992,p.41-50,75-97,321-358.
- [12] COLPAERT,H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Edgard Blucher Ltda. Brasil, 3 ed. 1974,p.199-228,237-240.
- [13] COSTA, A.L.;MEI P.R. **Aços e Ligas Especiais,Eletrometal** 2. ed. São Paulo, 1988,p.93-105.

- [14] CARVALHO,R.F. **Manual técnico de aços inoxidáveis**, Siderúrgica N.S. Aparecida, São Paulo 1989,p.45-50.
- [15] COLOMBIER,R.; HOCHMANN,J. **Aceros inoxidables aceros refractarios**, Ediciones Urmo,Espanha ,1968,p.19-23,69-93,503-600.
- [16] CALLISTER,W.D.Jr., **Materials Science and Engineering**,5 Ed,John wiley & Son ,USA,1999,p.361-363.
- [17]CHRISTIAN .J.W.,**The Theory of Transformations in Metals and Alloys**, 2 ed., Pergamom Press,Hungary,1975.
- [18] DAMIANO, V.V. et al. **Recovery and Recrystallization** . 2 v. In, Magnetic and Metallurgy , Berkowitz, Ami E. & Kneller, Eckart, eds. New York, 1969,2v,p.358,689-721.
- [19] DIETER, G.E., **Metalurgia Mecânica**, Guanabara Dois, Rio de Janeiro ,1981,p.107-129,203-209,653.
- [20] EURO INOX, **Guía técnica de terados en acero inoxidable**, 1 ED. VOL,5 SERIE Construção,Brusela,Bélgica,2004,p.3.
- [21] ESTEBAN,J.M.L., **Tecnologia del acero**, 2 ed. Octavio y Felle,Zaragoza,1967,p.572—580.
- [22] FRASCIO,A., **Il Filo Metallico, La trafilatura Dei Metalli**. Editore Ulrico Hoepli, Milano, Itália, 1970,p.176-180,193-194.
- [23] FISCHER, G.J.;Maciag, R.J., **The Wrought stainless steel**, Mcgraw-hill Handbook of stainless steel, New York,1979.
- [24] GRUNING,K ., **Técnica da conformação mecânica**, Ed. Polígono da Técnica Mecânica ,São Paulo,p.177-186.
- [25] HANSON, A.;PARR,G., **Stainless Steel**, Americam Society Metal, USA,1989.
- [26] HELMAN, H.;CELIN.P.R., **Fundamentos da Conformação Mecânicas dos Metais**. Guanabara Dois, 2. Ed., Rio de Janeiro ,1981,p.38-47,67-84.
- [27] HONEYCOMBE, R. W. K. **The Plastic Deformation of Metals** 2 ed., London, Edward, Arnold , 1984,129-130,154,288-314,483.
- [28] INCOTEP , **Seqüência operacional de um processo de trefilação de tubos**. Disponível em www.incotep.com.br Acesso em: 5 março 2006.
- [29] KURT, I.L., **Handbook of Metals Forming**,McGraw-Hill,USA, 1985.

- [30] LACOMBE,P.;BAROUX,B.;BERANGER,G.,**Les Aciers inoxydables**, Editeurs Scientifiques,France,1990,p.14-55,865-877.
- [31] LESLIE,W.C., **The Physical Metallurgy of Steels**, McGraw-Hill Book Co. New York, 1981,p.1-59,95-109,396.
- [32] KARNEZIS,P.E Farrugia, D.C.J. **Study of cold drawing by finity-element modeling**. J. Mat. Proc. Tech. v. 80-81, p 90-694,1998.
- [33] LUKSZA, A,J. at al. **Modeling and measurements of mechanical behaviour in multi-pass drawing process**. J. Mat. Proc. Tech. v. 80-81, p. 398-405,1998.
- [34] MARIANO,L., **Desenvolvimento de aços inoxidáveis ferríticos do tipo AISI 409**,1983,1-5f, Tese (Doutorado) Escola de Engenharia, São Carlos , SP. 1983
- [35] MARTINEZ, G.A.S. **Otimização da Velocidade do Aço Inoxidável Austenítico ABNT 304**, 1993. 68f Dissertação (Mestrado) Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP., 1993
- [36] MARTINEZ A.;GONZALES,G.S.;TESSLER,M.B., **Efeito do tamanho de grão inicial na curva de encruamento do aço inoxidável AISI 302**, Segundo seminário brasileiro sobre aços inoxidáveis ,1990, São Paulo, Anais,p.227-243
- [37] MEYERS,M.A.;CHAWLA,K.K., **Princípios de Metalurgia Mecânica**, Edgard Blucher ,São Paulo, 1982,p.58-83,177-256,290-309.
- [38] METALS HANDBOOK **Propriedades and Selection, Irons,Steels, and High-Performance Alloys** , Vol 1 10Th, USA, 1990
- [39] MOURA, C.R.S.; CARRETEIRO .R.P.,**Lubrificantes e Lubrificação** , Livros técnicos e científicos ed. S.A. Rio de Janeiro, 1975,p.81-88.
- [40] NEVES,F.O. **Análise das Tensões Residuais em Tubo Trefilados de Aço Inox ABNT 304** .2003 141f Tese (Doutorado) Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP., 2003
- [41] PADILHA,A.F.;SICILIANO,F.Jr, **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**,2 ed, ABM,São Paulo,2005
- [42] PICKERING,F.B., **The Metallurgical evolution of stainless steels**, The Metals Society,USA,1979,p.17-26,29-37,48-60,63-70,72-79.
- [43] PECKNER,D.;BERNSTEIN,I.M., **Handbook of Stainless Steel**, Mcgraw-Hill,USA,1977
- [44] REED-HILL R.E.,**Princípios de metalurgia física**, Tradução Antonio Galan Patino, 6 ed. C.E.C.S.A., México,1977,p.228-254.

[45] ROWE, G.W., **Principles of Industrial Metalworking Processes**. Eduard Arnold , New York, 1977,p.145-162.

[46] STIPKOVIC.M.F. **Contribuição ao Estudo da Trefilação Hidrodinamica**. 1989. 306 f.Tese (Doutorado) Universidade de São Paulo, Escola Politécnica da USP , São Paulo 1989

[47] SAKIMA,T. **Barras de Aços Especiais com Acabamento de Superfície**. Revista do departamento de Mecânica da faculdade de tecnologia de São Paulo . S.P. 1987 , p. 5-17.

[48] SIQUEIRA, R.P.et al. **Recristalização do aço AISI 430 com estrutura colunar de grãos** Disponível em <http://www.feinox.com.br/new/downloads/inox06/021.pdf>
Acesso em : 5 março 2007.

[49] SOUZA,A.S., **Ensaio mecânicos de materiais metálicos**, ed. Edgard Blucher LTDA. São Paulo,1984,p.7-78,103-137.

[50] SOUZA,S.R.D.;SCHAEFFER,L., **Trefilação de inox 304 e AISI 303**. Segundo seminário brasileiro sobre aços inoxidáveis ,1990, São Paulo, Anais,p.117-134.

[51] SOLOMON,H.D.;DEVINE,JR., 1983 ,**DUPLEX STAINLESS STEEL** COFERENCE ASM, St Louis, 1982 ,Proceedings ed.Lula R.A. Ohio, EUA, ASM,v2,p.693-756.

[52] SMALLMAN, R.E., **Modern Physical Metallurgy**. 4 ed ., Butterworths , London, 1985,p.292-293,349-370,530.

[53] TSCHIPTSCHIN,A.P.; Et al ., **Textura e relações de Orientação**, 2 Workshop,Universidade São Paulo, Escola Politécnica, São Paulo,2003,p.21-33.

[54] ULTRA FORM .,**Stainless Steel**. Disponível em <http://www.aksteel.com> Acesso em : 2 fevereiro 2006.

[55] VLACK L.H.V., **Princípios de ciência dos materiais.**, 15 ed., Tradução Ferrão L.P.C., Edgard Blucher, São Paulo , 1970,p.145-152,427.

[56] VERHOEVEN, J.D., **Fundamentals of Physical Metallurgy**. Wiley, New York, 1974,p.325-352,567.

Anexo A – Certificado de qualidade de qualidade do aço usado.



ACESITA S.A.

CETUBOS CERTIFICADO DE QUALIDADE

IDENTIFICAÇÃO	DESCRIÇÃO DO PRODUTO TUBULAR			NÚMERO DA ORDEM DE PRODUÇÃO
NA EMBALAGEM	Dimensão	Espessura	Liga	
xT04832x x x	40,00	X 2,25 mm	AISI 439	1004766

TUBOS EM AÇO INOXIDÁVEL, SOLDADOS PELO PROCESSO E.R.W - HF (HIGH FREQUENCY INDUCTION WELDED), SEM TRATAMENTO TÉRMICO.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS BOBINAS UTILIZADAS NESTA ORDEM DE PRODUÇÃO

Corrida	Carbono	Cromo	Titânio	Nitrogênio	Nióbio	Manganês	Silício	Fósforo	Enxofre	Níquel	Molibidênio
600900E	0,0091	17,263	0,1757	118	0,1906	0,1731	0,3733	0,0275	0,0008	0,21	0,0127

Nitrogênio em PPM, outros elementos em %

PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS BOBINAS UTILIZADAS NESTA ORDEM DE PRODUÇÃO

Limite de Resistência (Mpa)	Limite de escoamento (Mpa)	Alongamento A 50%
420/600	230 (min)	23 (min)

Valores conforme Norma Internacional

DIN EN 10088-2(1995)

ENSAIOS TECNOLÓGICOS E ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS

Eddy Current test e- "On line"	Aprovado
Achatamento	Aprovado
Achatamento Reverso	Aprovado
Alargamento- 40% (min)	Aprovado

RQ 086 Rev.: 05

Timóteo, 10/03/2006

Acesita Centros de Serviços

CETUBOS
TUBOS INOXIDÁVEIS
 Rodovia BR 381 Km 196
 Núcleo Industrial - Portaria 3
 Timóteo MG - CEP 35180-001
 Fone: (31) 3849-7340

ACESITA S.A.
 Av. Brigadeiro Lima, 1355
 20º Andar - Jardim Paulistano
 São Paulo - SP - CEP 01452-002
 Fone: (11) 3818-1700
 Fax: (11) 3814-1819

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)