



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG



DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

"Efeito dos Parâmetros de Austenitização sobre a Microestrutura e as Propriedades do Aço SAE4130 Submetido a Tratamentos Térmicos por Indução Eletromagnética"



Autor: Marciano Quites Macedo
Orientador: Prof. Fernando Gabriel da Silva Araújo
Co-orientador: Prof. André Barros Cota



Maior de 2007



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

Marciano Quites Macedo

"Efeito dos Parâmetros de Austenitização sobre a Microestrutura e as Propriedades do Aço SAE4130 Submetido a Tratamentos Térmicos por Indução Eletromagnética "

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Fernando Gabriel da Silva Araújo

Co-orientados: Prof. André Barros Cota

Ouro Preto, junho de 2007

Dedico este trabalho aos meus pais que sempre me alicerçaram para que eu concluísse cada etapa da minha vida com sucesso. Dedico também à minha amada Aracely, que me apoiou durante todo o trabalho, e ao meu filho Danilo, que tornou a minha vida mais iluminada.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Fernando Gabriel pela confiança, atenção e conhecimentos que me foram passados.

Ao Professor André Cota que contribuiu enormemente compartilhando seus conhecimentos;

Ao Eng. Ronaldo Eisele, Diretor de Logística da Geosol, por todo o apoio que me foi cedido.

Ao Eng. Carlos Roberto Ferreira, pelos conhecimentos passados durante todo o trabalho.

À Dra. Margareth S. Andrade e aos senhores Thiago Filipe e Francisco Henrique, do setor de Tecnologia Metalúrgica do CETEC, pela realização dos ensaios de dilatométrica;

Ao Eng. Luciano Machado e ao Sr. Fábio Jacob Ferreira, por toda a ajuda na preparação e execução do trabalho;

À Geosol Ltda e à Fundação Victor Dequech pelo incentivo e apoio à pesquisa ;

À Fundação Gorceix, à REDEMAT e à Finep que tornaram possível, através do convênio com a Geosol e a Fundação Victor Dequech, a realização deste trabalho;

Aos funcionários do laboratório do departamento de engenharia metalúrgica e materiais, Ivete, Graciliano e Sidney;

Aos funcionários da oficina da Geosol pela boa vontade em ajudar.

Índice

Agradecimentos.....	2
Índice de tabelas	9
Lista de notações	10
Resumo.....	12
Abstract	13
1. Introdução.....	14
2. Objetivos	15
3. Revisão Bibliográfica.....	15
3.1. Princípios básicos de aquecimento por indução	15
3.2. Influência da transferência de calor e parâmetros eletromagnéticos.....	21
3.3. Têmpera e Revenimento	22
3.4. Os princípios de metalurgia do tratamento térmico por indução eletromagnética	25
3.5. A formação da austenita.....	27
3.6. A martensita e a sua correlação com a austenita.....	35
3.7. O controle do tamanho de grão austenítico	38
3.8. Dilatometria.....	41
4. Materiais e métodos	43
4.1. Material	43
4.2. Determinação das temperaturas críticas de formação da austenita no aquecimento contínuo em altas taxas de aquecimento	43
4.3. Tratamentos térmicos.....	44
4.4. Ensaio de dureza.....	44
4.5. Ensaio de tração	45
4.6. Determinação do tamanho de grão austenítico e quantidade de ferrita não transformada	46
5. Resultados e discussões.....	48
5.1. Microestrutura do aço estudado no estado de entrega	48
5.2. Temperaturas críticas de formação da austenita no aquecimento contínuo em altas taxas de aquecimento	49
5.3. Avaliação do tamanho de grão austenítico prévio e quantidade de ferrita não transformada	53

5.4. Perfil de dureza Vickers ao longo do comprimento das amostras	62
5.5. Perfil de microdureza Vickers ao longo da espessura das mostras	65
5.6. Limite de resistência, limite de escoamento e alongamento percentual	69
6. Conclusões	77
7. Sugestões para trabalhos futuros	79
8. Referências Bibliográficas.	80

Índice de figuras

Figura 3.1. Sistema convencional de aquecimento por indução constituído de uma peça cilíndrica envolvida por uma bobina de várias espiras. ^[2]	16
Figura 3.2. Resistividade elétrica de aços ($\mu\Omega.m$) em função da temperatura ^[2]	18
Figura 3.3. Distribuição da intensidade do campo magnético (H) e da permeabilidade magnética relativa (μ) ao longo de um cilindro homogêneo de aço carbono ^[2]	19
Figura 3.4. Variação típica da profundidade de penetração de corrente durante o aquecimento por indução em uma peça de aço carbono ^[2]	19
Figura 3.5. Distribuição da corrente em barras condutoras devido ao efeito de proximidade ^[2]	20
Figura 3.6. Efeito de anel em condutores (a) retangulares e (b) cilíndricos. ^[2]	21
Figura 3.7. Perdas de calor por convecção e por radiação em aquecimento por indução ^[6] ..	22
Figura 3.8. Deslocamento do átomo de ferro devido ao átomo de carbono na martensita ^[8] ..	23
Figura 3.9. Diagrama esquemático das operações de têmpera e revenido ^[7]	24
Figura 3.10. Variação da resistência a tração e limite de escoamento com a temperatura de revenimento ^[11]	27
Figura 3.11. Efeito da temperatura de austenitização na taxa de formação da austenita a partir de uma microestrutura perlítica em um aço eutetóide ^[8]	28
Figura 3.12. Diagrama do equilíbrio ferro-carbono ^[2]	29
Figura 3.13. Sítios de nucleação da austenita na microestrutura da perlita, onde α é a ferrita, θ é cementita e γ é a austenita ^[8]	30
figura 3.14. Sítios de nucleação da austenita na microestrutura constituída de cementita esferoidizada em matriz ferrítica, onde α é a ferrita, θ é cementita e γ é a austenita ^[8] ..	31
Figura 3.15. Taxa de formação da austenita em função da temperatura, para duas taxas de aquecimento. V_γ é a fração volumétrica de austenita e A_f é a temperatura de início de transformação da ferrita em austenita ^[15]	34
Figura 3.16. Divisão progressiva de um grão austenítico pelas placas de martensita ^[16]	36
Figura 3.17. Correlação entre tamanho de pacote de martensita e tamanho de grão austenítico ^[8]	37
Figura 3.18. Aumento na resistência da martensita com a diminuição do tamanho dos pacotes, D. A linha superior é para martensita com Fe-0,2%C; a linha inferior é para martensita com Fe-Mg ^[8]	38

Figura 3.19. Tamanho de grão austenítico como função da temperatura de austenitização para aços de granulação fina e grosseira ^[8]	39
Figura 3.20. Efeito da concentração de alumínio na temperatura de crescimento de grão da austenita ^[8]	40
Figura 3.21. Variação da porcentagem por volume do AlN como função da temperatura em aço doce contendo 0,01% de nitrogênio e alumínio como é mostrado. As temperaturas de crescimento são indicadas pelas setas ^[8]	40
Figura 3.22. Curva de dilatação térmica de um aço baixo carbono (Fe-0,11C-0,50Mn) obtida a uma taxa de aquecimento de 0,05°C/s ^[18]	41
Figura 4.1. Esquema mostrando como foram retiradas as amostras para o ensaio de dureza Vickers.....	45
Figura 4.2. Corpo de prova para ensaio de tração.....	45
Figura 4.3. Esquema mostrando como foram retirados os corpos de prova para os ensaios de tração.....	46
Figura 5.1 Imagem de microscopia ótica do aço SAE4130 no estado de entrega; amostra atacada com nital, com concentração 2%, durante 20s: a) ampliação de 500x; b) ampliação de 200x.....	48
Figura 5.2. Curvas dilatométricas $\Delta L=f(T)$, do aço SAE4130, para o aquecimento contínuo, para as taxas de 10, 30, 50, 70 e 90°C/s.....	49
Figura 5.3. Derivadas das curvas dilatométricas ($d\Delta L/dT=f(T)$) do aço SAE4130, para o aquecimento contínuo, e taxas de 10, 30, 50, 70 e 90°C/s.....	50
Figura 5.4. Curva dilatométrica $\Delta L=f(T)$ do aço em estudo para o aquecimento contínuo para a taxa de 10°C/s e sua derivada ($d\Delta L/dT=f(T)$).....	51
Figura 5.5. Variação das temperaturas Ac_1 e Ac_3 em função da taxa de aquecimento, para o aço SAE4130.....	52
Figura 5.6. Imagem de microscopia ótica do aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética; amostras atacadas com solução contendo 2g de ácido pícrico, 240ml de água destilada, 2ml de ácido clorídrico e 10 gotas de teepol, durante 4 minutos: a) 850°C durante 15s; b) 850°C durante 25s; c) 850°C durante 35s; d) 850°C durante 45s.....	54
Figura 5.7. Imagem de microscopia ótica do aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética; amostras atacadas com solução contendo 2g de ácido pícrico, 240ml de água destilada, 2ml de ácido clorídrico e 10 gotas de teepol durante 4 minutos: a) 900°C durante 15s; b) 900°C durante 25s; c) 900°C	

durante 35s; d) 900°C durante 45s.	55
Figura 5.8. Imagem de microscopia óptica do aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética; amostras atacadas com solução contendo 2g de ácido pícrico, 240ml de água destilada, 2ml de ácido clorídrico e 10 gotas de teepol durante 4 minutos: a) 950°C durante 15s; b) 950°C durante 25s; c) 950°C durante 35s; d) 950°C durante 45s.	56
Figura 5.9. Imagem de microscopia óptica do aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética; amostras atacadas com solução contendo 2g de ácido pícrico, 240ml de água destilada, 2ml de ácido clorídrico e 10 gotas de teepol durante 4 minutos: a) 1000°C durante 15s; b) 1000°C durante 25s; c) 1000°C durante 35s; d) 1000°C durante 45s.....	57
Figura 5.10. Variação do tamanho de grão austenítico prévio do aço SAE4130 submetido a têmpera e revenimento por indução eletromagnética: a) em função do tempo de indução; b) em função da temperatura de austenitização.	58
Figura 5.11. Imagem de microscopia óptica do aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética, atacado com nital a 2%, durante 20s, onde α indica a ferrita não transformada e M a martensita revenida: a) 850°C durante 15s; b) 850°C durante 25s; c) 850°C durante 35s; d) 850°C durante 45s.....	60
Figura 5.12. Imagem de microscopia óptica do aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética, atacado com nital a 2%, durante 20s, onde α indica a ferrita não transformada e M a martensita revenida: a) 900°C durante 15s; b) 900°C durante 25s.	61
Figura 5.13. Variação da fração volumétrica de ferrita no aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética, em função do tempo de indução.	61
Figura 5.14. Gráficos mostrando o perfil de dureza ao longo do comprimento de amostras tubulares de aço SAE4130, temperados e revenidos por indução eletromagnética, para cada temperatura, nos tempos de indução de: a) 15s; b) 25s; c) 35s; d) 45s.....	63
Figura 5.15. Desvio padrão dos valores de dureza, para a região entre 0,5 e 10cm da extremidade, das amostras de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética: a) como função do tempo de indução; b) como função da temperatura.	64
Figura 5.16. Distribuição de microdureza ao longo da espessura das paredes das amostras tubulares de aço SAE4130, em função da distância da parte externa, para a temperatura	

de austenitização por indução eletromagnética de 850°C, nos tempos de indução de: a) 15s; b) 25s; c) 35s; d) 45s	65
Figura 5.17. Distribuição de microdureza ao longo da espessura das paredes das amostras tubulares de aço SAE4130, em função da distância da parte externa, para a temperatura de austenitização por indução eletromagnética de 900°C, nos tempos de indução de: a) 15s; b) 25s; c) 35s; d) 45s.	66
Figura 5.18. Distribuição de microdureza ao longo da espessura das paredes das amostras tubulares de aço SAE4130, em função da distância da parte externa, para a temperatura de austenitização por indução eletromagnética de 950°C, nos tempos de indução de: a) 15s; b) 25s; c) 35s; d) 45s	67
Figura 5.19. Distribuição de microdureza ao longo da espessura das paredes das amostras tubulares de aço SAE4130, em função da distância da parte externa, para a temperatura de austenitização por indução eletromagnética de 1000°C, nos tempos de indução de: a) 15s; b) 25s; c) 35s; d) 45s	68
Figura 5.20. Gráfico tensão-deformação para amostra do aço SAE4130, austenitizada a 850°C durante 15s, em tratamento de têmpera e revenimento por indução eletromagnética. ...	69
Figura 5.21. Variação do limite de resistência de amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética: a) em função do tempo de indução; b) em função da temperatura.	70
Figura 5.22. Variação do limite de escoamento de amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética: a) em função do tempo de indução; b) em função da temperatura.	72
Figura 5.23. Variação do alongamento total de amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética: a) em função do tempo de indução; b) em função da temperatura.	74
Figura 5.24. Variação do alongamento uniforme de amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética: a) em função do tempo de indução; b) em função da temperatura.	75
Figura 5.25. Variação do produto do limite de resistência pelo alongamento total, em função da temperatura de austenitização, para cada tempo de indução, de amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética.	76

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 4.1. Composição química do aço SAE 4130, % em peso.....	43
Tabela 5.1. Temperaturas críticas de formação da austenita (Ac_1 e Ac_3) para o aquecimento contínuo para diferentes taxas de aquecimento para o aço SAE 4130.....	51
Tabela 5.2. Desvio padrão dos valores de microdureza ao longo da espessura das amostras tratadas termicamente.....	69

LISTA DE NOTAÇÕES

- Ac₁- Temperatura de início de formação da austenita;
- Ac₃. Temperatura de final de formação da austenita;
- Af- Temperatura de início da transformação da ferrita em austenita;
- AL- Alongamento percentual;
- D- Tamanho dos pacotes de martensita;
- f- Frequência do campo magnético alternado da bobina;
- G- Velocidade de crescimento de grão;
- H- intensidade do campo magnético;
- HTW- Tipo de haste para sondagem geológica (H é referente ao diâmetro externo da haste que é de 91mm, o W é referente à rosca que é do tipo cônica com perfil trapezoidal e o T é para especificar que é uma rosca fina (thin));
- HV- Dureza Vickers;
- I- Intensidade de corrente elétrica;
- L₀- Comprimento inicial da amostra de dilatométrica;
- LE- Limite de escoamento;
- LR- Limite de resistência;
- M- Martensita;
- Mf- Temperatura de final de formação da martensita;
- Mi- Temperatura de início de formação da martensita;
- \dot{N} - Taxa de nucleação;
- P- Perlita;
- r- Raio do primeiro núcleo formado;
- R- Resistência elétrica;
- t_x- Taxa de aquecimento;
- Tc- Temperatura de Curie;
- V_{α0} - Fração volumétrica de ferrita não transformada;
- V_γ- Fração volumétrica de austenita;
- X- Fração volumétrica da fase nucleada;
- α- Ferrita;
- δ- Profundidade de penetração de corrente;
- ΔL- Dilatação térmica da amostra de dilatométrica;

γ - Austenita;

μ - Permeabilidade magnética da peça;

μ_0 - Permeabilidade magnética no vácuo;

μ_r - Permeabilidade magnética relativa;

θ - Cementita;

ρ - Resistividade elétrica da peça;

RESUMO

No tratamento térmico por indução eletromagnética, a correlação entre o tipo de aço tratado, os parâmetros utilizados e as propriedades finais obtidas é ainda pouco conhecida. Para fazer tal correlação, no presente trabalho, foram inicialmente determinadas as temperaturas críticas de início e fim de formação da fase austenita no aquecimento rápido, de um aço SAE4130, através de ensaios de dilatométrica. Foi feita a análise das variações da microestrutura através de microscopia óptica e as propriedades mecânicas foram medidas através de ensaios de dureza e tração, de amostras tratadas por indução eletromagnética. As amostras analisadas foram austenitizadas a 850, 900, 950 e 1000 °C, durante 15, 25, 35 e 45 s de indução, temperadas e revenidas a 500°C durante 15s. A temperatura de início de formação da austenita (A_{c1}), praticamente não variou quando a taxa de aquecimento aumentou de 10 °C/s para 90 °C/s. A temperatura de final de formação da austenita (A_{c3}) aumentou de 920 °C para 1035 °C quando a taxa de aquecimento aumentou de 10 °C/s para 90 °C/s. O tamanho médio dos grãos austeníticos prévios aumentou em função do aumento do tempo de indução e do aumento da temperatura de austenitização. Para o tratamento térmico por indução eletromagnética, o tempo de indução de corrente tem uma influência menor nas propriedades mecânicas, quando comparado com o aumento da temperatura de austenitização. O aumento da temperatura proporcionou uma melhora das propriedades mecânicas, ou seja, para temperaturas maiores, foram obtidos maiores valores de resistência a tração, alongamento total e uniforme, além de uma distribuição de dureza mais homogênea ao longo região tratada termicamente das amostras tubulares.

ABSTRACT

In the heat treatment by electromagnetic induction, the correlation between the type of treated steel, the parameters utilized and the final properties obtained, are still little known. To make such a correlation, the present work initially determined the critical temperatures for the beginning and end of austenite formation of a SAE4130 steel, for high heating rates, by dilatometric analysis. The evolution of the microstructures of samples treated by induction heating were examined by optical microscopy and their mechanical properties were measured by hardness and tensile tests. The samples were quenched after austenitizing by induction at 850, 900, 950 and 1000°C, during 15, 25, 35 and 45s, for each temperature, and tempered at 500°C during 15s. The temperature for the beginning of austenite formation (Ac_1) did not change when the heating rate was increased from 10°C/s to 90°C/s. The temperature for the end of austenite formation (Ac_3) increased from 920°C to 1035°C when the heating rate was increased from 10°C/s to 90°C/s. The prior austenite average grain size increased with the induction time and with the austenitization temperature. For the induction heat treatment, the time of current induction has less influence on the mechanical properties than the increase in the austenitization temperature. The temperature increase improved the mechanical properties, with higher values for the tensile strength, total and uniform elongation, together with a more homogeneous distribution of the hardness through the length of the heat treated regions of the tube samples.

1. INTRODUÇÃO

A tecnologia de tratamento térmico por indução eletromagnética de materiais, utilizada em campos diversos da engenharia, vem sendo aplicada no setor mineral e, especificamente, nas hastes para sondagem geológica.

Os tratamentos térmicos visam modificar as principais propriedades físicas e mecânicas dos materiais metálicos, sendo os aços aqueles que melhor respondem a tais processos, resultando, mediante processos específicos de tratamento, em produtos mais resistentes à abrasão e ao desgaste, além de uma boa resistência ao choque.

O aquecimento a alta velocidade proporcionado pela indução eletromagnética altera sensivelmente as temperaturas de transformação dos aços e, conseqüentemente, suas microestruturas. Outro fator importante a ser considerado está relacionado ao tipo de aço que se deseja tratar, uma vez que diferentes microestruturas iniciais e diferentes teores de carbono e de elementos de liga influenciam a microestrutura austenítica produzida, assim como os produtos de sua têmpera e revenimento.

A correlação entre tipos de aços tratados, parâmetros de tratamento térmico por indução eletromagnética e as propriedades finais obtidas é que promoverá a compreensão inicial dos fenômenos envolvidos e constitui uma importante investigação para a área de tratamentos térmicos.

Com ensaios que permitam tal correlação, neste trabalho foi dada continuação a desenvolvimentos tecnológicos da parceria entre a REDEMAT, a Fundação Gorceix e a Geosol, nos quais foram estabelecidos os parâmetros ótimos de tratamento térmico por indução de tubos dos aços SAE1045 e SAE4130, para a fabricação de hastes de sondagem geológica.

As amostras para a realização do trabalho foram retiradas de tubos do aço SAE4130 que possuem as dimensões adequadas para a fabricação das hastes HTW, onde o H é referente ao diâmetro externo da haste que é de 91mm, o W é referente à rosca que é do tipo cônica com perfil trapezoidal e o T é para especificar que é uma rosca fina (thin)

2. OBJETIVOS

Geral

- Correlacionar os parâmetros dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento por indução eletromagnética à microestrutura e conseqüentemente às propriedades mecânicas finais do aço SAE4130.

Específicos

- Otimizar o tratamento térmico por indução eletromagnética das extremidades de tubos de aço, para a utilização como hastes de sondagem do tipo HTW.
- Aumentar a vida útil de hastes em operações de sondagem geológica, uma vez que a haste termicamente tratada tem duração de quatro a seis vezes maior que a haste não tratada.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. PRINCÍPIOS BÁSICOS DE AQUECIMENTO POR INDUÇÃO

Uma corrente elétrica alternada circulando através de um condutor produz sempre um campo magnético à volta deste condutor. Se a corrente circula em um condutor em forma de espiral e introduz-se um corpo metálico no campo magnético no interior do espiral, este campo cria no metal uma força eletromotriz induzida que produz uma corrente elétrica (correntes parasitas ou de Foucault), em sentido tal que produzam, por sua vez, um campo magnético induzido que se opõe à variação do fluxo magnético da bobina^[1].

A esta corrente podemos associar perdas por efeito Joule ($P=I^2R$), que farão com que a energia injetada no sistema para criar campo magnético será, em grande parte, transformada em calor^[1].

Além deste efeito de aquecimento, devido as perdas por efeito Joule, um outro fenômeno acontece causado pelas chamadas perdas por histerese. Os elementos ferromagnéticos, possuindo uma permeabilidade magnética relativa $\mu \gg 1$, apresentam este efeito num campo alternado. Ele resulta do fato do material magnético ser composto por minúsculos ímãs elementares dispostos ao acaso. No campo magnético alternado da bobina de

indução estes são obrigados a mudar continuamente a sua orientação, ao ritmo da frequência da corrente que circula na bobina. Esta mudança de direção provoca uma quantidade de calor que aumenta com a elevação da frequência, mas mesmo para frequências elevadas este aquecimento é consideravelmente fraco, por comparação com a quantidade de calor devido às perdas por efeito Joule, pois estas aumentam com o quadrado da frequência.

As perdas por histerese aparecem até o ponto de Curie. Próximo a este ponto e acima dele a permeabilidade magnética relativa do material decresce então para 1, enquanto que em temperaturas menores que a temperatura de Curie é elevada^[1].

Um sistema de aquecimento por indução convencional, que consiste em uma peça cilíndrica envolvida por uma bobina de indução de várias espiras, é mostrado na figura 3.1.

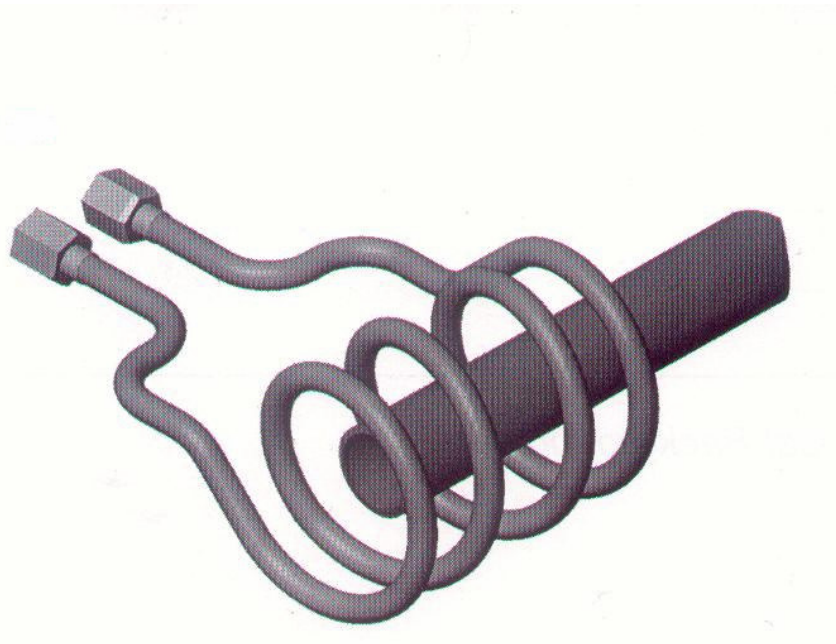


Figura 3.1. Sistema convencional de aquecimento por indução constituído de uma peça cilíndrica envolvida por uma bobina de várias espiras. ^[2]

Devido a fenômenos eletromagnéticos, a distribuição de corrente dentro do indutor e da peça é não uniforme. Esta não uniformidade da fonte de calor resulta em um perfil de temperatura não uniforme na peça. Uma distribuição de corrente não uniforme pode ser causada por fenômenos eletromagnéticos complexos, incluindo: efeito superficial, efeito de proximidade e efeito de anel. Estes efeitos têm um importante papel na compreensão do fenômeno aquecimento por indução ^[2].

3.1.1. EFEITO SUPERFICIAL

Quando uma corrente alternada atravessa um condutor, a distribuição de corrente não é uniforme. O valor máximo da densidade de corrente sempre estará localizado na superfície do condutor e diminuirá da superfície para o seu interior (em direção ao centro). Este fenômeno de distribuição de corrente não uniforme dentro de uma seção através do condutor é chamado de efeito superficial. Este efeito sempre ocorre em condutores isotrópicos na sua seção reta, sendo também encontrado na peça localizada dentro da bobina (figura 3.1).

Devido ao efeito superficial, aproximadamente 86% da corrente concentra-se na camada superficial do condutor, em uma região chamada de camada de referência ou de penetração, de profundidade δ . Em corrente alternada, o grau do efeito superficial depende da frequência da corrente alternada e de propriedades do material aquecido, como resistividade elétrica e permeabilidade magnética relativa^[2].

O efeito superficial pode ser descrito por uma equação diferencial, cuja solução demonstra que a corrente induzida em uma superfície plana reduz exponencialmente em direção ao centro da peça. A profundidade de penetração de corrente em determinada peça em tratamento é definida pelo limite no qual a densidade de corrente alcança 37% do valor obtido na superfície^[3,4], conforme pode ser calculado pela equação 3.1. ^[5]

$$\delta = (\rho / (\pi \cdot \mu_0 \cdot \mu \cdot f))^{1/2} \quad 3.1$$

sendo:

δ = profundidade de penetração.

ρ = resistividade elétrica da peça.

μ_0 = permeabilidade magnética no vácuo.

μ = permeabilidade magnética da peça.

f = frequência do campo magnético alternado da bobina.

Para os aços, pode-se considerar que, acima do ponto Curie, a profundidade (δ) de penetração da corrente, em mm, é aproximadamente:

$$\delta = 500/f^{1/2} \quad 3.2$$

onde f é a frequência da corrente em Hertz.

Na camada com essa espessura, dispende-se aproximadamente 87% de toda energia calorífica. Conseqüentemente, a profundidade de penetração da corrente, δ , diminui com a elevação de sua frequência.

Na utilização do efeito de superfície, está baseado o aquecimento por indução de elevada frequência para a têmpera superficial.

Nos cálculos práticos, a permeabilidade magnética de uma peça não magnética, μ , é próxima à do ar e assume valor 1. Isto se aplica também para aços acima da temperatura de Curie. A permeabilidade magnética relativa de aços magnéticos comumente usada em aquecimento por indução pode variar de pequenos valores de μ_r ($\mu_r=2$ ou 3) a valores muito altos de μ_r (acima de 500), dependendo da intensidade do campo magnético H e da temperatura^[2]. A resistividade elétrica (ρ) dos materiais é uma função da temperatura, como ilustrado para aços na figura 3.2. Durante o ciclo de aquecimento, a resistividade elétrica dos aços pode aumentar o seu valor de 4 a 5 vezes em relação ao valor inicial.

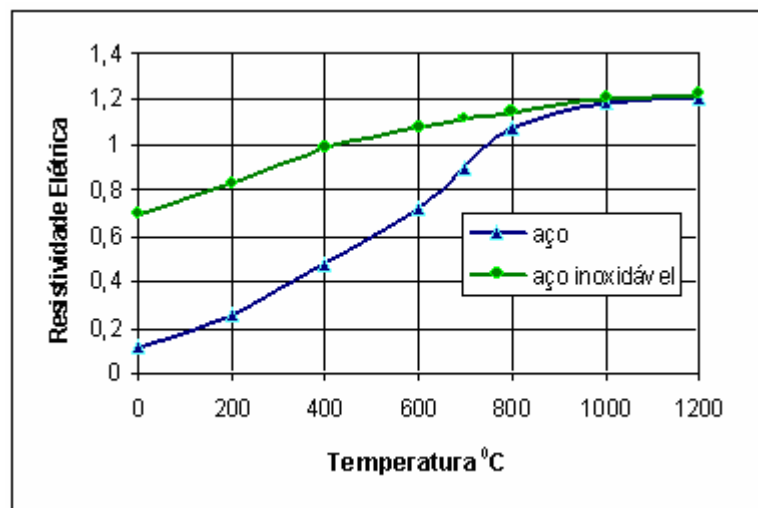


Figura 3.2. Resistividade elétrica de aços ($\mu\Omega.m$) em função da temperatura ^[2].

Similar à distribuição da corrente, a intensidade do campo magnético apresenta valor máximo na superfície da peça com queda exponencial em direção ao centro, como mostrado na figura 3.3. A permeabilidade magnética também varia dentro do corpo magnético. Com o aumento da distância da superfície, μ aumenta e, após atingir seu valor máximo, em $H=H_{\text{crítico}}$ (campo magnético), torna a reduzir, como mostra a figura 3.3^[2].

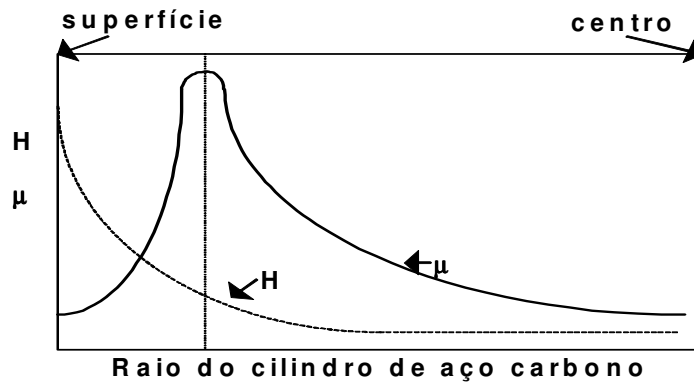


Figura 3.3. Distribuição da intensidade do campo magnético (H) e da permeabilidade magnética relativa (μ) ao longo de um cilindro homogêneo de aço carbono^[2].

A profundidade de penetração também é função da temperatura. No início do ciclo de aquecimento, a penetração de corrente dentro do aço aumenta, devido ao aumento da resistividade elétrica do metal com a temperatura, figura 3.4. Próximo da temperatura crítica T_c (temperatura de Curie) a permeabilidade cai drasticamente, para uma unidade, pois o metal se torna paramagnético, aumentando ainda mais a profundidade de penetração. Após o aquecimento acima da temperatura crítica T_c , a profundidade de penetração continuará a aumentar devido ao aumento na resistividade elétrica do metal, entretanto, a razão de crescimento não será tão significativa, quanto a que ocorre na transição através da temperatura de Curie^[2].

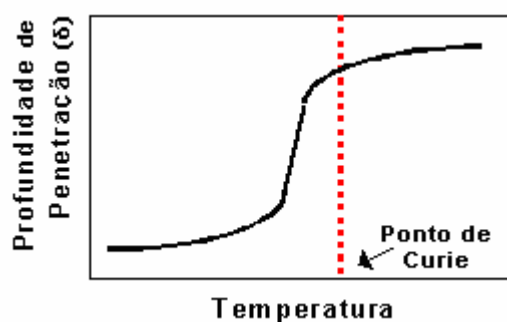


Figura 3.4. Variação típica da profundidade de penetração de corrente durante o aquecimento por indução em uma peça de aço carbono^[2].

A variação de δ em uma peça de aço, durante o tratamento térmico por indução, muda drasticamente o grau do efeito superficial. Este fator é de grande importância no projeto de

um equipamento de indução para têmpera de aço, onde a diferença de temperatura superfície-centro é primeiramente um resultado do efeito superficial^[2].

3.1.2. EFEITO ELETROMAGNÉTICO DE PROXIMIDADE

Quando ocorre um fluxo de corrente em direções opostas, através de dois condutores paralelos, um forte campo magnético se forma na região entre estes, figura 3.5. As linhas do campo magnético, que são produzidas nas barras paralelas, têm a mesma direção, fazendo com que o campo magnético resultante entre as barras seja muito forte. Se as correntes têm a mesma direção, então as linhas do campo magnético têm direções opostas na área entre as barras, e assim elas se cancelam. O aumento da distância entre as barras diminui a potência do efeito de proximidade^[2].

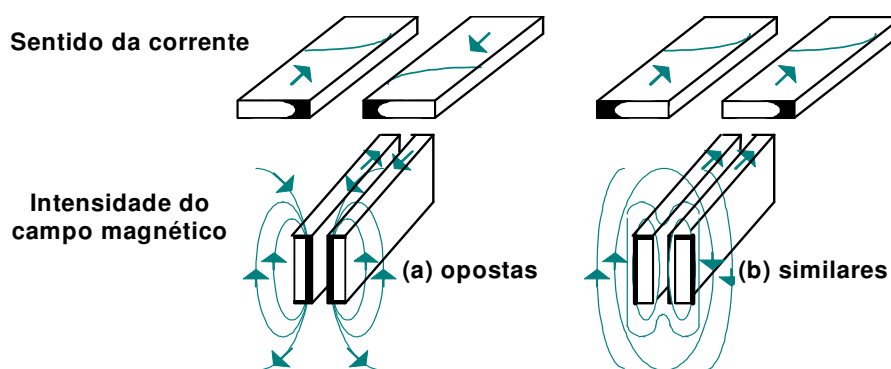


Figura 3.5. Distribuição da corrente em barras condutoras devido ao efeito de proximidade^[2].

Os sistemas de indução consistem de dois condutores: um é o indutor que transporta a corrente da fonte e o outro é a peça localizada próxima ao indutor. Correntes parasitas são induzidas na peça por um campo magnético alternado externo. Devido aos efeitos de proximidade, as correntes da bobina e as induzidas na peça se concentrarão nas áreas faciais de uma a outra.

3.1.3. EFEITO DE ANEL ELETROMAGNÉTICO

Se a barra de condução é curva, em forma de anel, como mostrado na figura 3.6, ocorrerá também a redistribuição da corrente. As linhas de fluxo magnético se concentrarão dentro do anel e assim a densidade do campo magnético será alta nessa região. Como

resultado, a maior parte da corrente fluirá dentro de uma fina camada superficial interna. Este efeito de anel é similar ao efeito de proximidade e provoca a concentração da corrente na superfície interna da bobina de indução. [2]

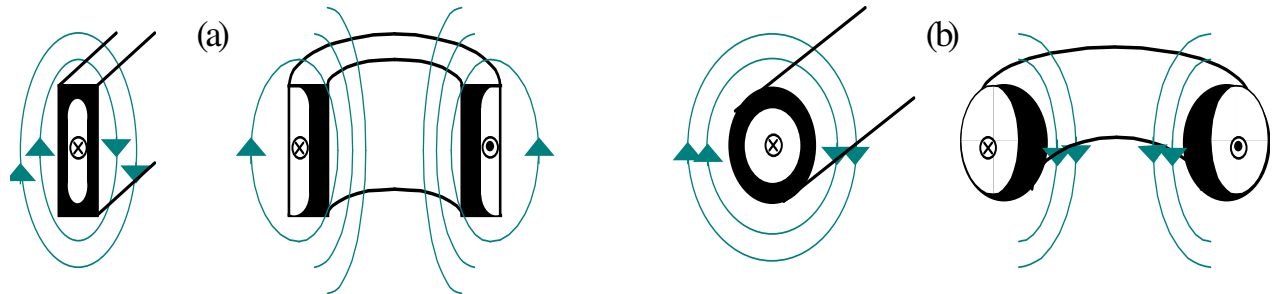


Figura 3.6. Efeito de anel em condutores (a) retangulares e (b) cilíndricos. [2]

3.2. INFLUÊNCIA DA TRANSFERÊNCIA DE CALOR E PARÂMETROS ELETROMAGNÉTICOS

A natureza do aquecimento por indução é uma combinação de dois fenômenos: transferência de calor e indução de corrente. Eles estão rigorosamente inter-relacionados, porque as propriedades físicas rigorosamente dependem dos dois fenômenos, intensidade do campo magnético e temperatura [6].

No aquecimento por indução, as três formas de transferência de calor estão presentes: condução, convecção e radiação. Em geral, os problemas de condução de calor transiente na peça condutora podem ser descritos pela equação de Fourier. Devido ao fenômeno de transferência de calor por condução, o calor é conduzido da região de alta temperatura da peça em direção à região de baixa temperatura. A razão de transferência de calor é proporcional ao gradiente de temperatura e à condutividade térmica do material. Devido ao comportamento não constante das propriedades térmicas da peça, tal como condutividade térmica e calor específico, o problema de transferência de calor é não linear. O projeto da bobina baseado na aproximação bruta da condutividade térmica pode conduzir a erros significativos na previsão do perfil de temperatura com a peça [6].

Aproximação não exata do calor específico pode não somente induzir a perfis de temperatura incorretos, mas pode também criar um erro significativo na escolha da potência requerida.

Geralmente os problemas de aquecimento por indução são afetados por perda de calor por convecção e radiação. Perdas de calor pela superfície da peça são distintamente variáveis devido ao comportamento não constante das perdas por convecção e especialmente as perdas por radiação. Em análises feitas para baixa temperatura, de aplicações de aquecimento por indução (aquecimento por indução do alumínio, chumbo, zinco, estanho, magnésio, etc), perdas por convecção são uma parte significativa da perda total de calor. Porém, em aplicações a alta temperatura (tal como aquecimento por indução do aço carbono, titânio, tungstênio, níquel, etc) perdas por radiação são a maior parte das perdas de calor.

A figura 3.7 mostra as perdas de calor por convecção e radiação no aquecimento por indução, com o aumento de temperatura^[6]. A figura revela que, devido às perdas por radiação, altas temperaturas diminuem fortemente a eficiência do processo.

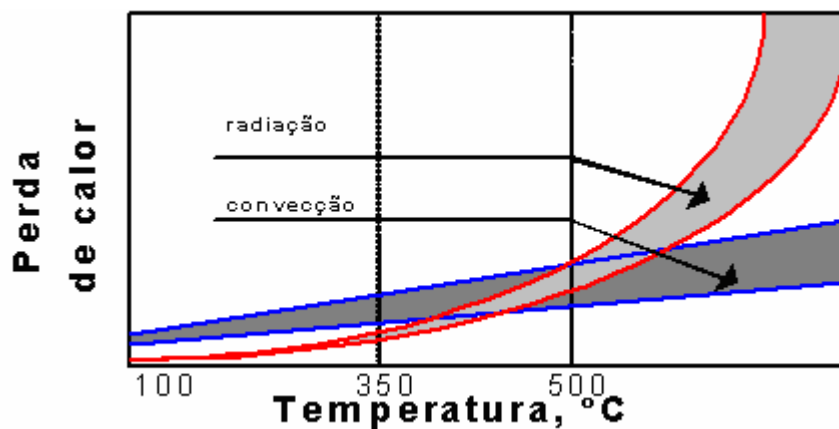


Figura 3.7. Perdas de calor por convecção e por radiação em aquecimento por indução^[6].

Transferências de calor por radiação e convecção são usualmente fatores negativos no processo de aquecimento por indução convencional, porque eles refletem o valor da perda de calor. Além disto como um resultado desses fatores, no aquecimento por indução da peça, ocorre o indesejável perfil não uniforme de temperatura^[6].

3.3. TÊMPERA E REVENIMENTO

3.3.1. TÊMPERA

A têmpera do aço visa a obtenção da estrutura martensítica, através do resfriamento rápido, acima da velocidade crítica de resfriamento, a partir da temperatura de austenitização.

A martensita de um aço comum é uma solução sólida super-saturada de carbono em ferro alfa, o que provoca uma distorção do reticulado cúbico centrado, transformando-o em tetragonal, gerando discordâncias e tensões internas de grande intensidade^[7]. Esta distorção no retículo cristalino do ferro torna o movimento de discordâncias muito difícil e é considerada como a maior responsável pelas altas resistência e dureza da martensita^[8]. A figura 3.8 mostra esquematicamente um exemplo da distorção do reticulado do cristalino ferro.

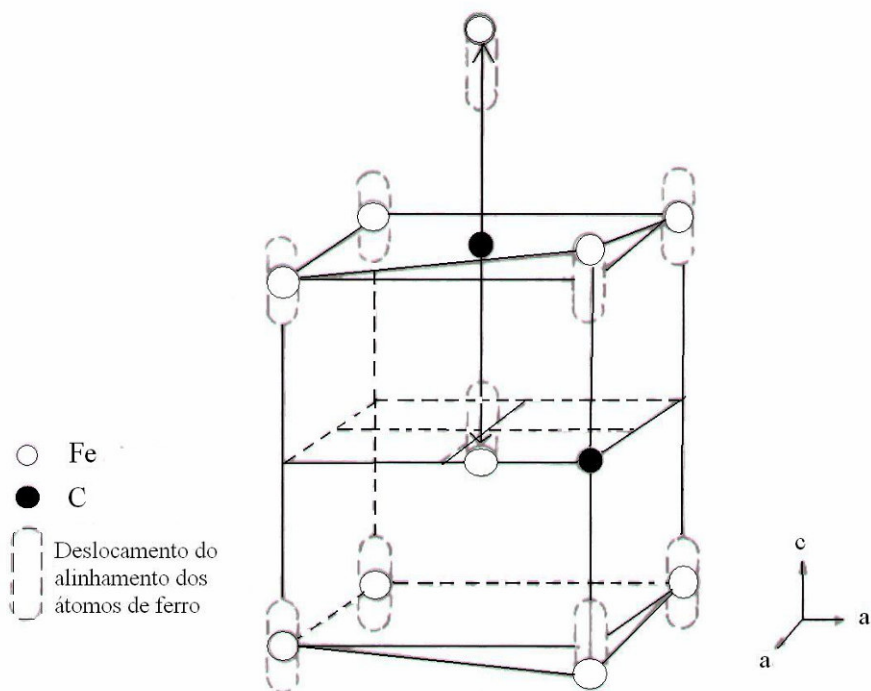


Figura 3.8. Deslocamento do átomo de ferro devido ao átomo de carbono na martensita^[8].

A temperatura de austenitização, o tempo de manutenção e a velocidade de resfriamento são fatores muito importantes no tratamento térmico de têmpera, pois estes fatores determinam o êxito da operação. A figura 3.9 mostra esquematicamente o tratamento de têmpera e revenimento. Vários fatores devem ser considerados neste processo, tais como: forma da peça; condições externas; potencial de extração de calor do meio de resfriamento; etc.

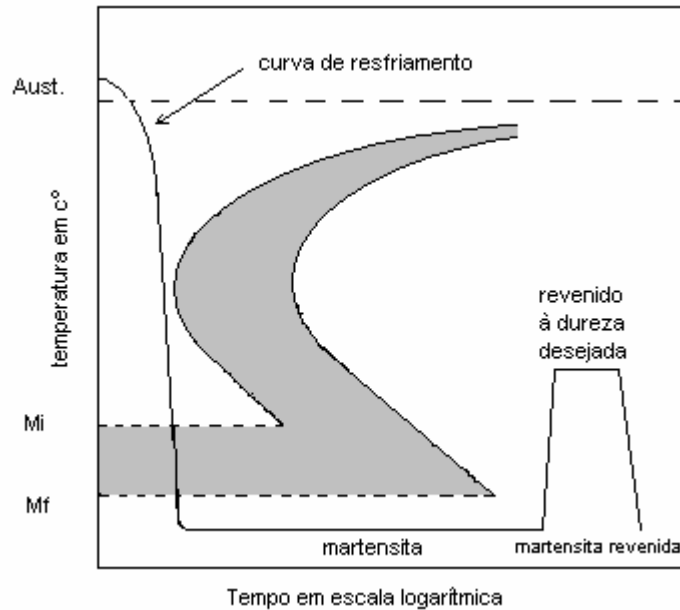


Figura 3.9. Diagrama esquemático das operações de têmpera e revenido^[7].

3.3.2. REVENIMENTO

A peça temperada possui estrutura martensítica, de alta dureza, mas tensões internas introduzidas durante a têmpera promovem sua fragilização^[7]. A fragilidade da estrutura martensítica é devida a vários fatores, como distorção da rede causada pelo átomo de carbono retido no sítio octaédrico da martensita, segregação de átomos de impureza nos contornos de grãos prévios da austenita e tensão residual produzida durante a têmpera^[8]. A tenacidade e a ductilidade podem ser melhoradas e as tensões internas reduzidas através do revenimento.

A microestrutura martensítica de um aço é altamente instável. Razões para a instabilidade incluem a super-saturação de átomos de carbono na rede tetragonal do reticulado de corpo centrado da martensita; a energia de deformação associada com a pequena distorção ou estrutura de macla da martensita; a energia interfacial associada com a alta densidade de contornos de ripas ou placas; a austenita retida que está presente principalmente em aços de baixo carbono. A super-saturação de átomos de carbono fornece: força motriz para a formação de carboneto; alta energia de deformação, que é força motriz para a recuperação; alta energia interfacial, que é a força motriz para o crescimento de grão da matriz ferrítica; e austenita instável, que é a força motriz para a transformação de ferrita e cementita no revenimento^[8].

Na prática, revenimento consiste em reaquecer a peça temperada até temperaturas inferiores à temperatura de transformação em austenita, como mostrado na figura 3.9,

aliviando as tensões internas provenientes da têmpera e promovendo alterações estruturais, tais como: formação de carboneto de transição e redução da concentração de carbono na matriz martensítica; transformação de austenita retida em ferrita e cementita; troca de carboneto de transição e martensita de baixo carbono por cementita e ferrita^[8]. Estas mudanças estruturais reduzem a fragilidade da estrutura martensítica.

A temperatura de revenimento altera consideravelmente as propriedades mecânicas dos aços, tais como tenacidade, dureza e limite de resistência. O aumento da temperatura de revenimento reduz a dureza, sendo que este efeito aumenta com o aumento da concentração de carbono^[8]. Tanto o limite de escoamento como o limite de resistência diminuem continuamente e a ductilidade aumenta com o aumento da temperatura de revenimento^[8].

Alguns elementos de liga também ajudam a retardar o amaciamento durante o revenimento. Os elementos mais efetivos a este respeito são fortes formadores de carbonetos como cromo, molibdênio e vanádio. Sem estes elementos, os aços amaciam rapidamente com o aumento da temperatura de revenimento^[8]. Porém, quando presentes em quantidade suficiente, estes elementos formadores de carbonetos não apenas retardam o amolecimento como também formam carbonetos finos, que provocam um aumento na dureza em altas temperaturas de revenimento^[8].

3.4. OS PRINCÍPIOS DE METALURGIA DO TRATAMENTO TÉRMICO POR INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA

O aquecimento por indução é um processo muito rápido. A taxa de aquecimento excede frequentemente o valor de 100°C/s e a alta taxa de aquecimento afeta drasticamente a cinética da formação da austenita, que desloca esta transformação para as temperaturas mais altas^[2,9]. As temperaturas de tratamento apropriadas para aços dependem não somente da taxa de aquecimento, mas são funções da microestrutura anterior e também da concentração de carbono. As microestruturas de amostras que contém perlita fina ou de amostras temperadas e revenidas são consideradas mais adequadas ao tratamento térmico por indução^[2]. Tais microestruturas, na medida em que permitem reduzir a temperatura requerida para a formação da austenita, permitem a resposta rápida e consistente da liga ao tratamento, com uma quantidade mínima de crescimento de grão, menor distorção de forma e tamanho, mínimo de energia requerida e de superfície oxidada.

Se a microestrutura inicial de uma peça de aço tiver uma quantidade significativa de perlita grosseira e, o mais importante, ferrita grosseira com aglomerados ou faixas de ferrita, ela apresentará maiores dificuldades na obtenção de um tratamento térmico de têmpera e revenimento que resulte em propriedades mecânicas desejadas. As grandes áreas, (conjuntos ou faixas) de ferrita requerem um longo tempo para a homogeneização da microestrutura e, ao fim da têmpera, um complexo de microestrutura ferrítica-martensítica poderá ser formado. Pontos macios e duros dispersados caracterizam esta estrutura de austenitização por indução não uniforme, o que resulta em propriedades mecânicas indesejadas. Temperaturas mais altas e tempos mais longos de permanência são requeridos para austenitizar tais estruturas. Recomenda-se, portanto, maior cuidado ao tratar as microestruturas zonadas e segregadas das peças no estado de entrega. Os aços com grandes carbonetos estáveis têm também resposta ruim ao endurecimento por indução e implicam na necessidade de ter o aquecimento prolongado e temperaturas mais altas para a austenitização. Um tempo mais longo de fornecimento de calor conduz ao crescimento do grão, ao aparecimento da martensita grosseira, zona de transição estendida, maior superfície de oxidação / descarbonetação, além de maior distorção da forma^[10].

No revenimento, a diferença entre os valores de resistência à tração, obtidos em amostras revenidas por indução e nas amostras revenidas por banho de sal, é relativamente pequena, para temperaturas de revenimento em torno de 300°C, isto comparado com as diferenças obtidas para temperaturas de revenimento acima de 500°C. Isto pode ser atribuído ao curto tempo no revenimento por indução eletromagnética, que é insuficiente para a aniquilação de discordâncias e para a recuperação a altas temperaturas. A figura 3.10 mostra a variação do limite de resistência (LR) e limite de escoamento (LE) em função da temperatura de revenimento para amostras revenidas por banho de sal (BS) e por indução eletromagnética(IE)^[11].

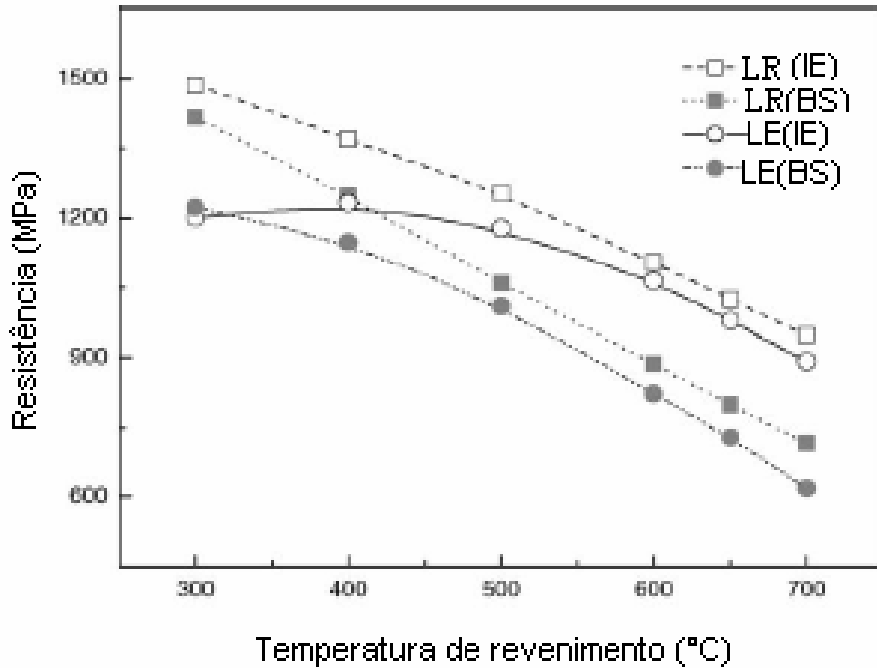


Figura 3.10. Variação da resistência a tração e limite de escoamento com a temperatura de revenimento^[11].

3.5. A FORMAÇÃO DA AUSTENITA

A formação da austenita em aços se dá por nucleação e crescimento com o aumento da temperatura, que por sua vez aumenta a mobilidade atômica. A força motriz para o crescimento de grão é a redução da área de contorno de grão por unidade de volume, reduzindo a energia de superfície.

Tanto a força motriz termodinâmica como a mobilidade atômica se tornam maiores com o aumento da temperatura e com isso tanto a taxa de nucleação como a taxa de crescimento deverão aumentar continuamente com o aumento da temperatura^[12]. A figura 3.11 mostra o aumento na velocidade de formação da austenita em um aço perlítico com 0,8% de carbono, quando a temperatura de austenitização foi aumentada de 730°C para 751°C^[8].

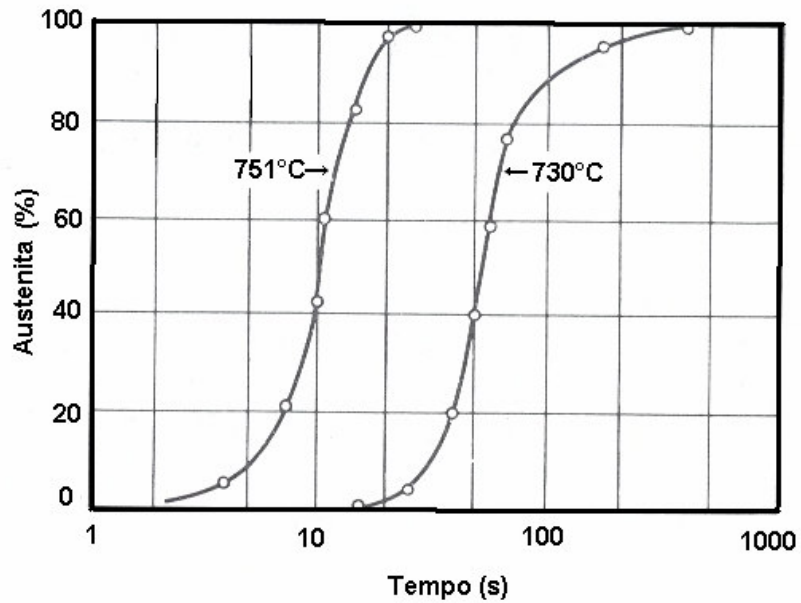


Figura 3.11. Efeito da temperatura de austenitização na taxa de formação da austenita a partir de uma microestrutura perlítica em um aço eutetóide^[8].

A concentração de carbono na austenita aumenta continuamente com o tempo na medida em que mais carbonetos são dissolvidos, alcançando o valor do equilíbrio que é dado pelo limite de solubilidade na temperatura de interesse^[12]. A figura 3.12 mostra o diagrama do equilíbrio ferro-carbono. Neste diagrama é mostrado o campo de estabilidade da austenita (γ).

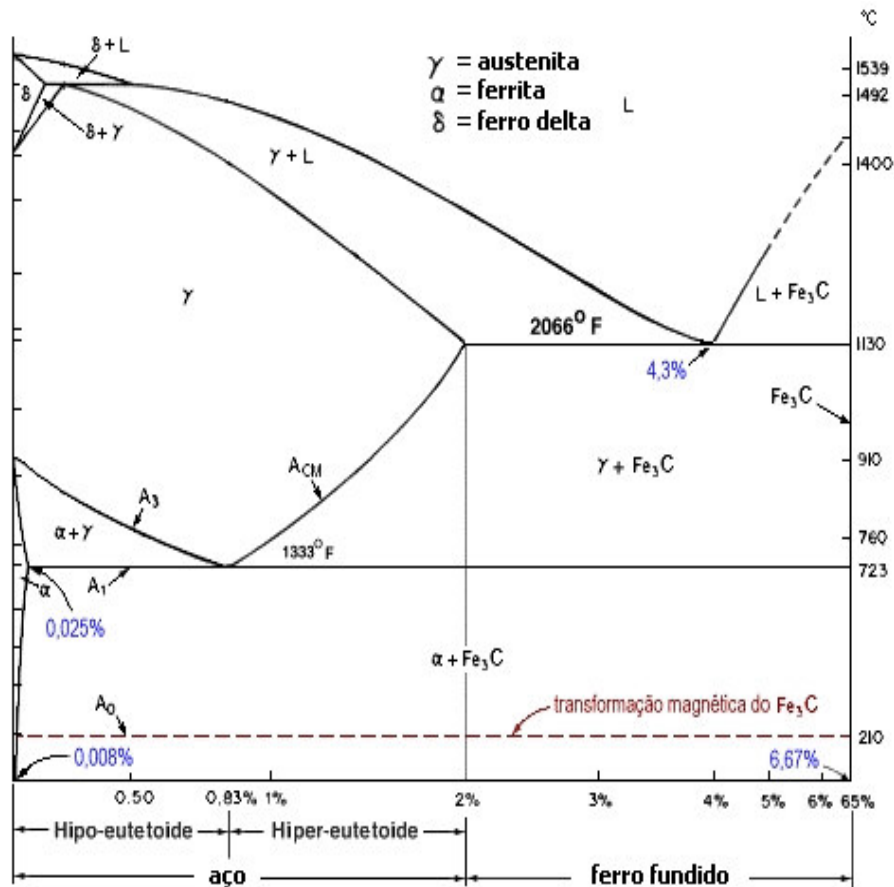


Figura 3.12. Diagrama do equilíbrio ferro-carbono [2].

A presença dos elementos de liga nos aços também altera a estabilidade das fases. O magnésio e o níquel, por exemplo, são estabilizadores de austenita; o silício, o cromo e o nióbio são estabilizadores de ferrita. Os estabilizadores de ferrita e austenita expandem os respectivos campos de estabilidade das fases. Os estabilizadores da austenita abaixam a temperatura eutectóide, expandindo a faixa acima da qual a austenita é estável^[8]. Para o aquecimento lento, quase no equilíbrio, algumas fórmulas empíricas, que mostram os efeitos dos elementos de liga, foram desenvolvidas por análise de regressão de grande quantidade de dados experimentais, como por exemplo as fórmulas elaboradas por Andrews para obter as temperaturas críticas de início de formação da austenita (Ac_1) e de final de formação da austenita (Ac_3)^[8]:

$$Ac_1 = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (3.3)$$

$$Ac_3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W \quad (3.4)$$

sendo a composição química dada em % em peso.

3.5.1. FORMAÇÃO DA AUSTENITA A PARTIR DE UMA MICROESTRUTURA PERLÍTICA

Para o aço eutetóide, a transformação para austenita no aquecimento envolve a reação ferrita+cementita→austenita. Então, podemos esperar que a nucleação da austenita ocorra na interface ferrita-cementita, que é uma nucleação heterogênea. Como a perlita tem uma grande área superficial de interface ferrita-cementita, espera-se que a nucleação da austenita na perlita ocorra com taxas extremamente altas^[12].

Uma observação mais cuidadosa da microestrutura da austenita formada da perlita mostra grãos de austenita nucleados na interface entre as colônias de perlita e não apenas na interface ferrita-carboneto

A energia de superfície é uma função da descontinuidade da rede entre dois cristais adjacentes e um contorno de alto ângulo pode favorecer a nucleação. Por esta razão ocorre pouca nucleação na interface ferrita-cementita da microestrutura perlítica, ocorrendo uma maior nucleação nos contornos de alto ângulo entre as colônias de perlita, onde a energia de superfície é mais favorável^[12]. A figura 3.13 mostra os sítios de nucleação da austenita na perlita.

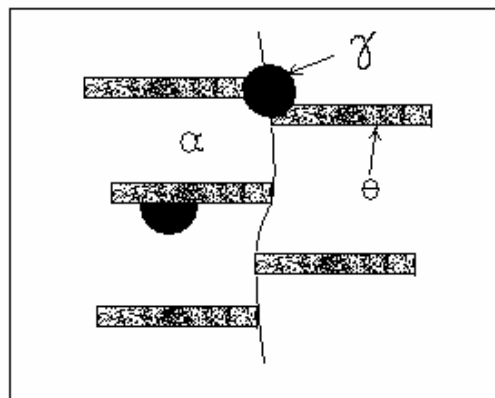


Figura 3.13. Sítios de nucleação da austenita na microestrutura da perlita, onde α é a ferrita, θ é cementita e γ é a austenita^[8].

3.5.2. A FORMAÇÃO DA AUSTENITA A PARTIR DE ESTRUTURAS DE FERRITA PRIMÁRIA E PERLITA

A formação da austenita em aços hipoeutetóides, a partir de uma microestrutura de ferrita primária e perlita, é bem diferente daquela formada a partir de uma microestrutura toda perlítica. As regiões perlíticas tornam-se instáveis acima da temperatura Ac_1 , que é a

temperatura de início de formação da austenita. Então, no aquecimento para uma temperatura acima de A_{c1} , as regiões perlíticas convertem-se em austenita e a ferrita primária é inicialmente estável. Os contornos entre a austenita e a ferrita se movem para diminuir a quantidade de ferrita, até que toda a ferrita seja consumida. Simultaneamente, o carbono nas regiões austeníticas estará se difundindo para regiões de baixa concentração de carbono, para aumentar a concentração na austenita recém formada (das regiões ferríticas)^[12].

3.5.3. A FORMAÇÃO DA AUSTENITA A PARTIR DE UMA MICROESTRUTURA DE CEMENTITA ESFEROIDIZADA EM MATRIZ FERRÍTICA

Em uma microestrutura de cementita esferoidizada em matriz ferrítica, a austenita nucleia-se nas interfaces cementita-ferrita, especialmente para cementita nos contornos de grão ferríticos. A austenita cresce ao longo da interface, até que a cementita esteja envolvida por uma camada de austenita. A formação subsequente de austenita depende de difusão de carbono através da austenita, com a dissolução do carboneto, o que leva a uma taxa de formação de austenita mais baixa, comparada com aquela que ocorre em um aço perlítico, onde o pequeno espaçamento entre as lamelas de ferrita e cementita reduz a distância de difusão para a formação da austenita^[8]. A continuação da formação da austenita ocorre pelo movimento da interface ferrita-austenita e também pelo movimento da interface cementita-austenita. Então as partículas de cementita são reduzidas no tamanho^[12]. A figura 3.14 mostra esquematicamente os sítios preferenciais para a formação da austenita em uma microestrutura de cementita esferoidizada em matriz ferrítica.

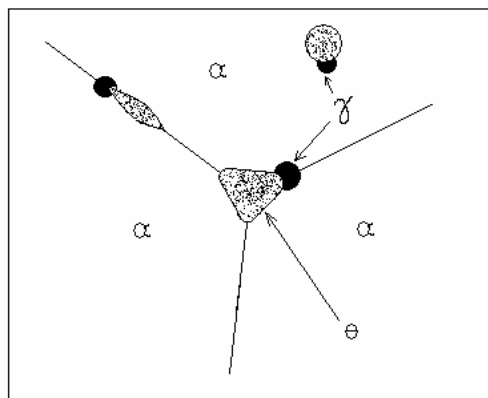


figura 3.14. Sítios de nucleação da austenita na microestrutura constituída de cementita esferoidizada em matriz ferrítica, onde α é a ferrita, θ é cementita e γ é a austenita^[8].

3.5.4. CINÉTICA DA NUCLEAÇÃO E DE CRESCIMENTO DE GRÃO

Para modelar processos de nucleação e crescimento, segundo condições isotérmicas, é geralmente usada a equação de Avrami. Considerando-se um núcleo esférico de raio r , uma velocidade de crescimento G e o tempo t , tem-se a relação^[13]:

$$r = G.t \quad (3.5)$$

A variação da fração volumétrica em função do tempo é dada por:

$$\frac{dX}{dt} = \frac{4}{3} \pi r^3 \dot{N}(1-X) \quad (3.6)$$

onde X é a fração volumétrica e \dot{N} é a taxa de nucleação, o termo $(1-X)$ foi adicionado ao segundo termo da equação para compensar a superposição no crescimento de vários núcleos próximos^[13]. Separando-se as variáveis, substituindo r por $G.t$ e integrando ambos os termos têm-se:

$$\int \frac{dx}{(1-x)} = \int \frac{4}{3} \pi G^3 t^3 \dot{N} dt \quad (3.7)$$

$$-\ln(1-X) = \frac{\pi}{3} G^3 \dot{N} t^4 \quad (3.8)$$

então se obtém a equação:

$$X = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3} G^3 \dot{N} t^4\right) \quad (3.9)$$

que geralmente é apresentada na forma:

$$X = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (3.10)$$

onde K é uma constante para uma dada temperatura, t é o tempo e n é uma constante, caracterizando a cinética ^[14].

Para a formação da austenita, em condições não isotérmicas, é necessário adaptar a equação de Avrami. Considerando que:

$$\frac{\pi}{3} G^3 \dot{N} = K$$

então substituindo em (3.9):

$$X = 1 - \exp(-Kt^4) \quad (3.11)$$

Tomando o logaritmo e a derivada da equação (3.11) para calcular a fração de austenita formada durante o aquecimento contínuo tem-se^[14]:

$$d\left(\ln \frac{1}{1-X}\right) = \frac{dX}{1-X} = 4Kt^3 dt \quad (3.12)$$

Se for considerada uma taxa constante (t_x) para a condição de aquecimento, o tempo pode ser expresso por:

$$dt = \frac{dT}{t_x} \quad t = \frac{\Delta T}{t_x} \quad (3.13)$$

e substituindo na equação (3.12) tem-se:

$$\frac{dX}{1-X} = 4K \frac{\Delta T^3}{t_x^4} dT \quad (3.14)$$

Integrando a equação (3.14) nos intervalos $[0,X]$ e $[Ac1,T]$ nos lados esquerdo e direito respectivamente:

$$\int_0^X \frac{dX}{1-X} = \int_{Ac1}^T 4K \frac{\Delta T^3}{t_x^4} dT = \int_{Ac1}^T \frac{4\pi}{3t_x^4} \dot{N} G^3 \Delta T^3 dT \quad (3.15)$$

logo, conclui-se que:

$$X = 1 - \exp \int_{Ac1}^T \frac{4\pi}{3t_x^4} \dot{N} G^3 \Delta T^3 dT \quad (3.16)$$

onde \dot{N} e G são funções da temperatura^[14].

Para o aquecimento contínuo, a taxa de formação da austenita atinge o máximo aproximadamente à temperatura final de dissolução da perlita, sendo que a taxa de formação da austenita em função da temperatura é maior para taxas de aquecimento maiores^[15], como mostra a figura 3.15

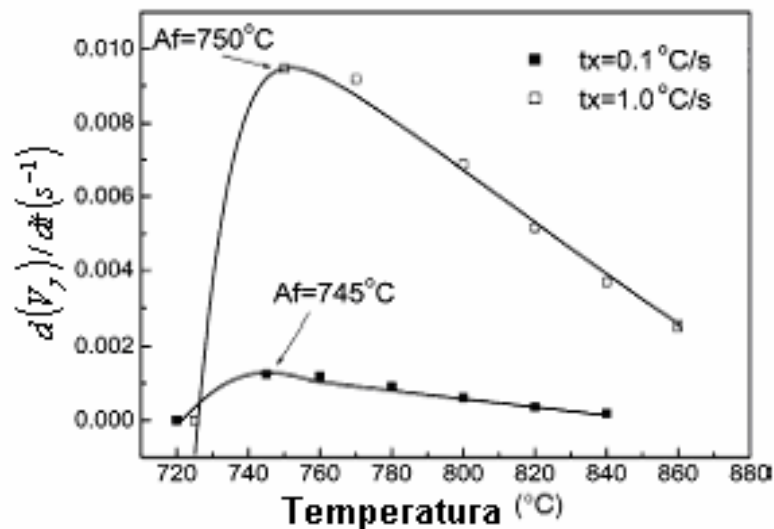


Figura 3.15. Taxa de formação da austenita em função da temperatura, para duas taxas de aquecimento. V_γ é a fração volumétrica de austenita e Af é a temperatura de início de transformação da ferrita em austenita^[15].

Do resultados de Oliveira et al.^[15], o parâmetro K da equação de Avrami, associado com a cinética de austenitização, aumenta consideravelmente com a taxa de aquecimento. Este parâmetro representa a influência da taxa de aquecimento na taxa de nucleação e

crescimento da austenita, além disto, o parâmetro n da equação de Avrami é praticamente independente da taxa de aquecimento.

3.6. A MARTENSITA E A SUA CORRELAÇÃO COM A AUSTENITA

Nos aços, a austenita é a fase que pode se transformar em martensita no resfriamento rápido. A transformação martensítica é adifusional e, portanto, a martensita possui exatamente a mesma concentração de carbono presente na austenita. Assim que a difusão dos átomos de carbono é contida pelo resfriamento rápido, os mesmos não se difundem para formar a ferrita e cementita, mas são instantaneamente aprisionados nos sítios octaédricos da estrutura cúbica de corpo centrado, produzindo um novo constituinte, a martensita^[8].

A temperatura de início de formação da martensita diminui significativamente com o aumento da concentração de carbono nos aços. O carbono em solução sólida aumenta a resistência ao cisalhamento da austenita e, portanto, uma grande força motriz é requerida para iniciar o cisalhamento para a formação da martensita em ligas com alta concentração de carbono. Elementos de liga também influenciam a temperatura M_i dos aços, sendo que todos os elementos de liga diminuem a temperatura M_i , exceto o cobalto. A equação desenvolvida por Andrews, descrita abaixo, fornece bons resultados entre a temperatura M_i calculada e medida experimentalmente^[8].

$$M_i(^{\circ}C) = 512 - 453C - 16,9Ni + 15Cr - 9,5Mo + 217(C)^2 - 71,5(C)(Mn) - 67,6(C)(Cr) \quad (3.17)$$

sendo a composição química dada em % em peso.

Com respeito à transformação, os contornos de grão austeníticos são sítios preferenciais para a nucleação das fases pro-eutetóides e perlita. Portanto, se o tamanho de grão austenítico em um aço é grosseiro, poucos sítios de nucleação estão disponíveis e a transformação por difusão controlada da austenita é retardada. Como resultado, a temperabilidade martensítica é aumentada^[8].

O tamanho de grão austenítico também afeta a cinética da transformação martensítica, pelo seu efeito na temperatura M_i . Em ligas Fe-Ni e Fe-Ni-C, redução do tamanho de grão austenítico abaixa significativamente a temperatura M_i . O último resultado é atribuído à alta resistência da austenita de granulação fina, a qual aumenta por sua vez a resistência cisalhante da transformação austenita-martensita.

A temperatura M_i aumenta com o aumento do tamanho de grão austenítico. Para o aço AISI 4340 pode ser representada pela equação abaixo^[16]:

$$M_i(^{\circ}C) = 526,6 - 28,1 \times G \quad (3.18)$$

onde G é o número ASTM do tamanho de grão^[16].

Foi observado também que o tamanho de grão austenítico afeta a resistência mecânica da martensita em aços de baixo carbono. Quando o tamanho de grão da austenita é reduzido, ocorre um aumento significativo da resistência.

As ripas de martensita formam unidades de martensita em arranjos paralelos, chamados pacotes, os quais subdividem o grão austenítico prévio, e cada pacote é efetivamente um grão^[8]. A orientação específica vem da relação entre austenita e martensita, que exclui a possibilidade das placas martensíticas se estenderem através do contorno de grão da fase austenita. Evidentemente, o tamanho de grão determina o tamanho da primeira placa a se formar, que quase sempre se estende de contorno a contorno. A primeira placa divide o grão austenítico em duas regiões. As placas que se formam nessas regiões são pequenas e tem uma orientação diferente^[17], como mostra a figura 3.16.

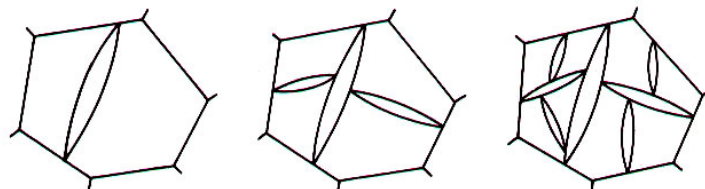


Figura 3.16. Divisão progressiva de um grão austenítico pelas placas de martensita^[16]

Como a divisão do grão em regiões cresce, o volume médio das placas decresce^[16]. A Figura 3.17 mostra que tamanho de pacote está diretamente relacionado com tamanho de grão austenítico, e ajuda a explicar porque a resistência da ripa de martensita pode ser relacionada com tamanho de grão prévio da austenita ou tamanho de pacote^[8].

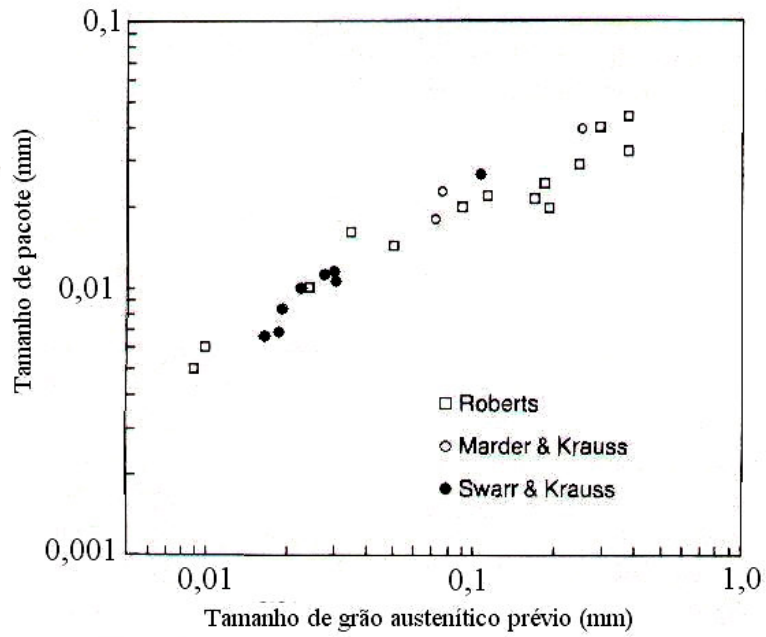


Figura 3.17. Correlação entre tamanho de pacote de martensita e tamanho de grão austenítico^[8]

Desta maneira, tanto o tamanho do pacote de martensita como o tamanho de grão austenítico podem ser correlacionados com propriedades mecânicas. A figura 3.18 mostra o aumento do limite de escoamento com o decréscimo do tamanho dos pacotes de martensita em uma liga de Fe-0,2%C. Tamanho dos pacotes (D) é representado graficamente no eixo $D^{-1/2}$, no qual é relacionado para como uma representação gráfica de Hall-Petch^[8].

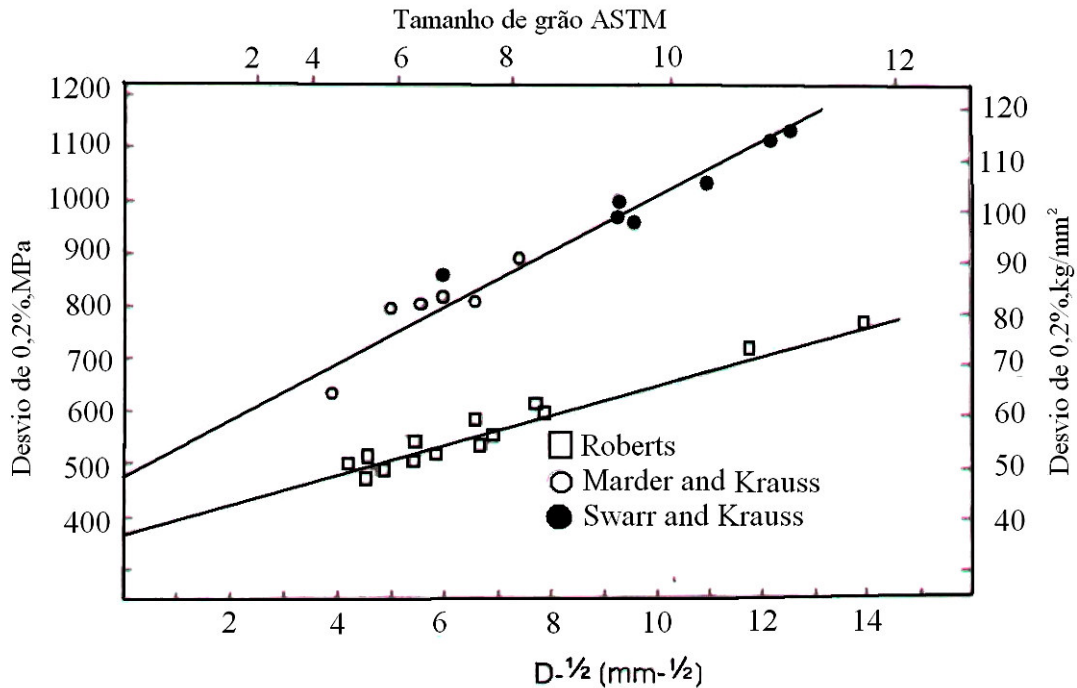


Figura 3.18. Aumento na resistência da martensita com a diminuição do tamanho dos pacotes, D. A linha superior é para martensita com Fe-0,2%C; a linha inferior é para martensita com Fe-Mg^[8]

3.7. O CONTROLE DO TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO

Aços podem ter granulação fina ou grosseira. Aços de granulação fina são geralmente desoxidados com alumínio e contém partículas finas de nitreto de alumínio, que retêm o crescimento do grão austenítico. Aços de granulação grosseira são geralmente desoxidados com sílica, método que não produz dispersão efetiva de partículas que inibem o crescimento do grão austenítico^[8]. Aços de granulação grosseira coalescem gradualmente com a temperatura de austenitização, mas aços de granulação fina não mostram crescimento até que uma temperatura de austenitização relativamente alta seja alcançada, como mostra a figura 3.19.

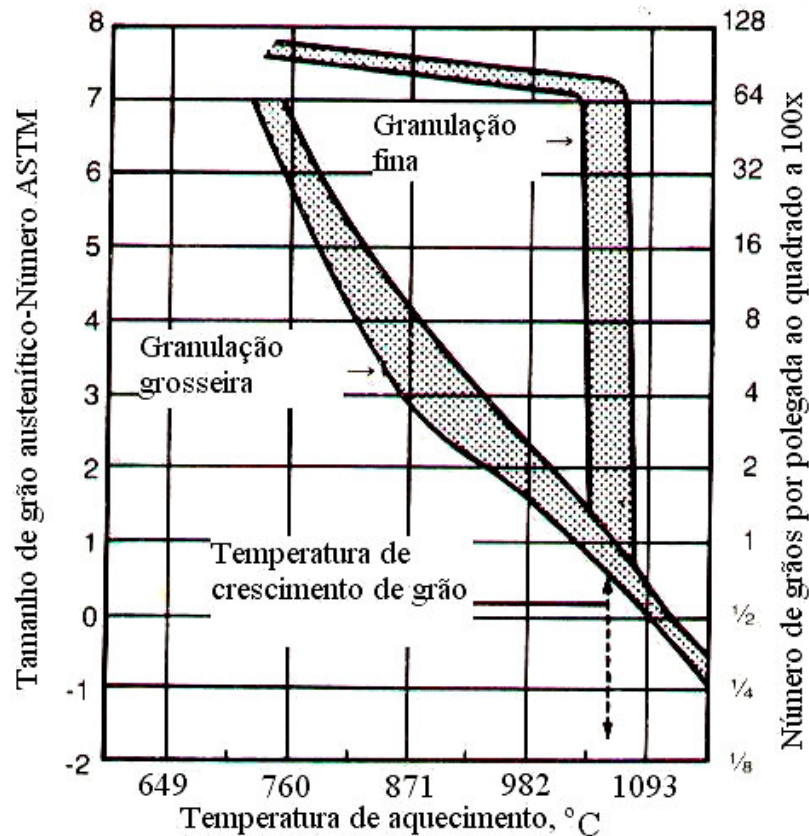


Figura 3.19. Tamanho de grão austenítico como função da temperatura de austenitização para aços de granulação fina e grosseira^[8].

Em muitos tratamentos térmicos, a temperatura de austenitização nunca excede 980°C. Aços de grãos refinados, portanto, retêm um fino tamanho de grão austenítico, mas em aços de granulação grosseira os grãos crescem significativamente, especialmente em tratamentos realizados durante muitas horas a uma faixa de 930°C a 955°C^[8].

O mecanismo de controle de tamanho de grão é baseado no fato de o alumínio que não se combina com o oxigênio durante a desoxidação, combinar-se com nitrogênio e formar uma dispersão de partículas finas de nitreto de alumínio. Essas partículas se posicionam no contorno de grão e, deste modo, inibem o crescimento do grão. Contudo, com o aumento da temperatura, as partículas de alumínio crescem e ou se dissolvem. Quando a distribuição de partículas se torna muito grossa para conter o crescimento efetivamente, muito rapidamente ocorre o crescimento de grão^[8].

A figura 3.20 mostra o efeito do alumínio na temperatura de crescimento de grão no aço baixo carbono. Alumínio até 0,08% aumenta a temperatura de crescimento anormal de grão, mas alta adição causa uma diminuição da temperatura de crescimento^[8].

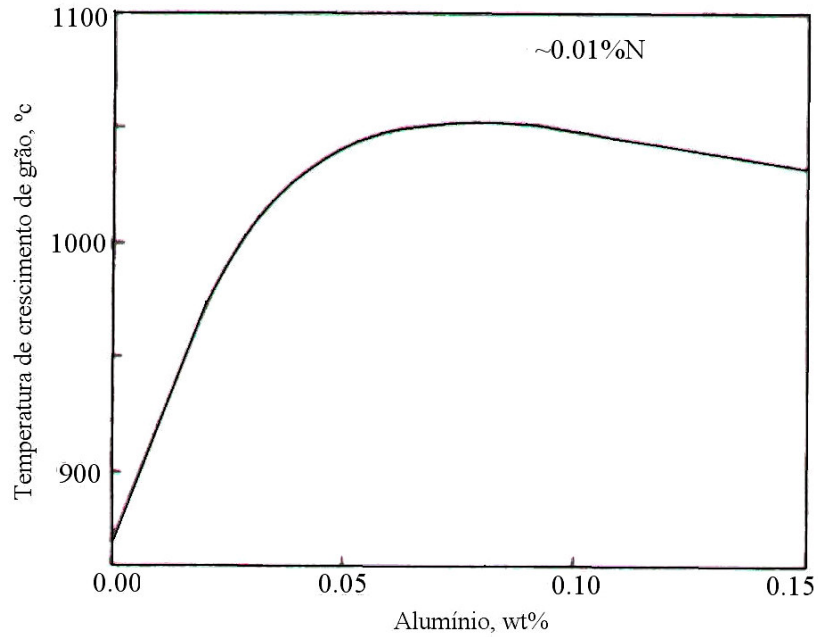


Figura 3.20. Efeito da concentração de alumínio na temperatura de crescimento de grão da austenita^[8].

A reação $\text{Al} + \text{N} \rightleftharpoons \text{AlN}$ é reversível e a altas temperaturas algumas partículas de AlN retornam em solução permitindo o crescimento do grão, especialmente em aços com pouca quantidade de alumínio. A figura 3.21 mostra a solubilidade do nitreto de alumínio em três diferentes concentrações de Al^[8].

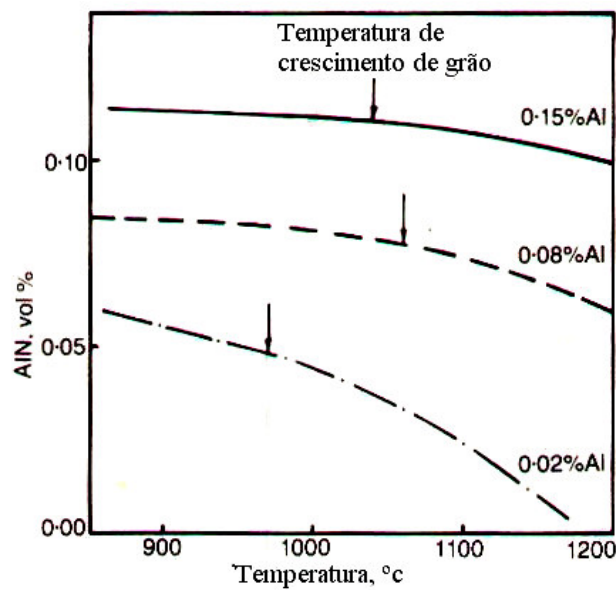


Figura 3.21. Variação da porcentagem por volume do AlN como função da temperatura em aço doce contendo 0,01% de nitrogênio e alumínio como é mostrado. As temperaturas de crescimento são indicadas pelas setas^[8].

O tamanho de grão austenítico pode ser controlado por outros elementos sem ser o alumínio, em particular os metais de transição semelhantes como o titânio, vanádio e nióbio, que são fortes formadores de carbonetos e nitretos com comportamento similar ao do alumínio com respeito à produção de dispersão de partículas, que inibem o crescimento do grão austenítico. Pequenas quantidades, freqüentemente menos de 0,05% de nióbio, vanádio e titânio são usados em aços de baixa liga e alta resistência^[8].

3.8. DILATOMETRIA

A dilatometria é uma técnica muito utilizada para estudar a transformação de fases em aços. Esta técnica permite monitorar em tempo real a evolução das transformações em termo de mudanças dimensionais que ocorrem na amostra com a aplicação de um ciclo térmico. No caso de pesquisas de transformações de fases no estado sólido, a dilatometria é empregada devido às mudanças no volume específico das amostras, durante uma transformação de fase^[14,18]. Quando o material sofre uma mudança de fase a estrutura cristalina da rede muda e isto é, em princípio, acompanhado de uma mudança do volume específico^[18]. A transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ nos aços durante o aquecimento é acompanhada de uma mudança no volume atômico de aproximadamente 1%, a qual é associada com uma significativa contração na curva dilatométrica^[18]. A temperatura de início da transformação austenítica, Ac_1 , é definida como a temperatura na qual a expansão térmica representada graficamente pela função $\Delta L/L_0=f(T)$, sofre o primeiro desvio da linearidade, como é mostrado na figura 3.22.

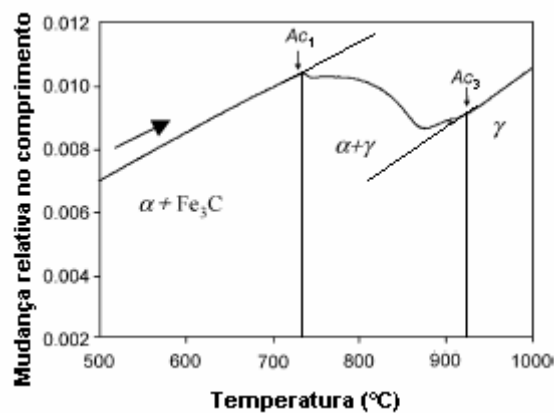


Figura 3.22. Curva de dilatação térmica de um aço baixo carbono (Fe-0,11C-0,50Mn) obtida a uma taxa de aquecimento de 0,05°C/s^[18].

Este efeito é causado pela contração do volume que é associada à formação da austenita, que possui a estrutura cristalina CFC a qual é mais compacta que a estrutura cristalina CCC da ferrita. Posteriormente volta a ocorrer a expansão térmica normal do aço devido ao aumento da temperatura. A localização deste ponto é obtida através da extrapolação da linearidade da curva de expansão térmica. Pelo mesmo caminho, a temperatura de final da transformação é obtida através da extrapolação da porção linear após a transformação^[18].

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram investigados os efeitos dos parâmetros de aquecimento por indução eletromagnética, para têmpera e revenimento, sobre um aço carbono microligado, para correlacionar as microestruturas prévias com as propriedades mecânicas finais, a fim de conferir previsibilidade ao processo.

4.1. MATERIAL

O material estudado neste trabalho foram amostras tubulares do aço SAE4130, produzidas pela V&M do BRASIL S.A.

A composição química deste aço é mostrada na tabela abaixo:

Tabela 4.1. Composição química do aço SAE 4130, % em peso.

ELEMENTO	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Cu	Mo
% peso Min	0,28	0,40	---	---	0,15	---	0,80	---	0,15
% peso Max	0,33	0,60	0,03	0,04	0,35	0,25	1,10	0,35	0,25

4.2. DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS CRÍTICAS DE FORMAÇÃO DA AUSTENITA NO AQUECIMENTO CONTÍNUO EM ALTAS TAXAS DE AQUECIMENTO

As temperaturas de críticas de início e fim de formação da austenita foram determinadas através de ensaio de dilatometria. As temperaturas críticas foram obtidas para as taxas de aquecimento de 10°C/s, 30°C/s, 50°C/s, 70°C/s e 90°C/s.

Os ensaios foram realizados no setor de tecnologia metalúrgica do CETEC (Fundação centro tecnológico de Minas Gerais), em um dilatômetro de têmpera do tipo Adamel Ihomargy LK02, a temperatura de setup foi de 1100°C, sendo que o dilatômetro atinge 1200°C.

As amostras foram cortadas com 0,6mm de espessura, 2mm de largura e 12mm de comprimento.

4.3. TRATAMENTOS TÉRMICOS

Foi utilizado um equipamento de indução eletromagnética fabricado pela empresa Inductoheat, com ajustes e adaptações de projeto feitos por técnicos da Geosol e pela equipe de pesquisa. O equipamento de tratamento térmico de tubos por indução eletromagnética tem, como principais características, uma potência máxima de operação de 150kW, frequência fixa de 10kHz, operação nos modos contínuo e pulsado, controle do tratamento por definição das potências e tempos de operação e monitoramento da temperatura por pirômetro óptico. A alimentação das amostras nas regiões da bobina de aquecimento e do jato de solução polimérica é feita por controle automático pneumático.

Neste trabalho foram utilizadas 64 amostras tubulares, as mesmas foram cortadas com 300mm de comprimento e foram confeccionadas roscas internas do tipo HTW, Estas roscas foram confeccionadas para a fixação em uma haste do tipo HTW, para que ficassem com o comprimento de 3115mm que é a medida para a qual o forno é projetado. Tendo como base os parâmetros utilizados por Ferreira et al^[20,21], as amostras foram austenitizadas por indução eletromagnética com a potência de 97,5kW e 10kHz de frequência, nas temperaturas nominais e tempos de indução listados abaixo, sendo 4 amostras em cada parâmetro:

1. 850°C durante 15s, 25s, 35s e 45s
2. 900°C durante 15s, 25s, 35s e 45s
3. 950°C durante 15s, 25s, 35s e 45s
4. 1000°C durante 15s, 25s, 35s e 45s

Em seguida foram temperadas em solução polimérica (água + polímero para tratamento térmico AQUA QUENCH 251, fornecido pela HOUGHTON BRASIL LTDA) na temperatura de 30°C, durante 15s.

Todas as amostras foram revenidas por indução eletromagnética com a temperatura nominal de 500°C, com 150kW de potência, durante 15s e depois foram novamente resfriadas em solução polimérica.

4.4. ENSAIOS DE DUREZA

As amostras para o ensaio de dureza foram cortadas com 250mm de comprimento e aproximadamente 10mm de largura, como indicado no esquema da figura 4.1.

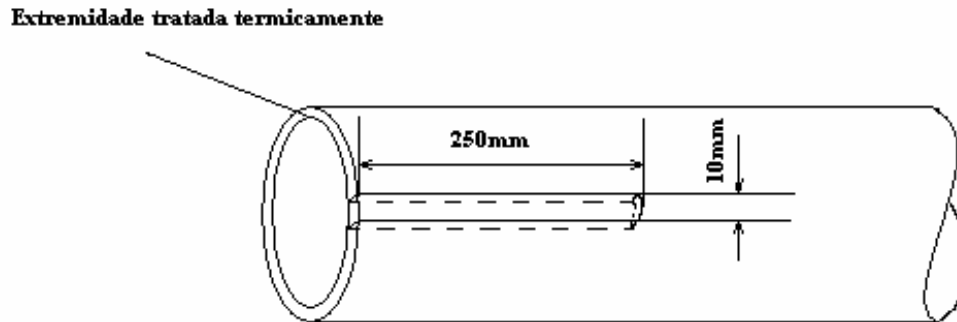


Figura 4.1. Esquema mostrando como foram retiradas as amostras para o ensaio de dureza Vickers.

Em seguida, as amostras foram fresadas e posteriormente foi feito o lixamento em um plano das amostras com lixas 180, 220, 320, 400, 600 e 800, a fim de obter superfícies adequadas ao ensaio de dureza Vickers, sendo que neste ensaio foram feitas duas impressões a cada 10mm ao longo do comprimento das amostras com a carga de 100kgf. Os ensaios de dureza foram realizados no laboratório do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Minas, em um durômetro da marca Wolpert.

Para o ensaio de microdureza Vickers as amostras foram cortadas a uma distância de 50mm da extremidade e embutidas em resina. Posteriormente foi feito lixamento com as lixas 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200. Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados ao longo da espessura da parede da amostra com espaçamento de 0,15mm entre cada impressão com carga de 0,025kgf.

4.5. ENSAIO DE TRAÇÃO

As amostras para o ensaio de tração foram confeccionadas em um equipamento de usinagem automatizado conforme a norma ASTM E8M, com as dimensões indicadas na figura 4.2.

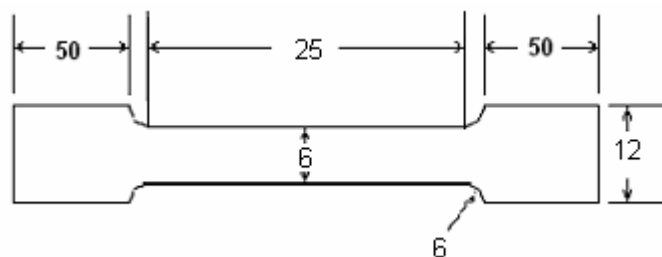


Figura 4.2. Corpo de prova para ensaio de tração.

Foram retirados 3 corpos de prova em cada uma das amostras tubulares, como indicado no esquema da figura 4.3, para uma maior confiabilidade no ensaio.

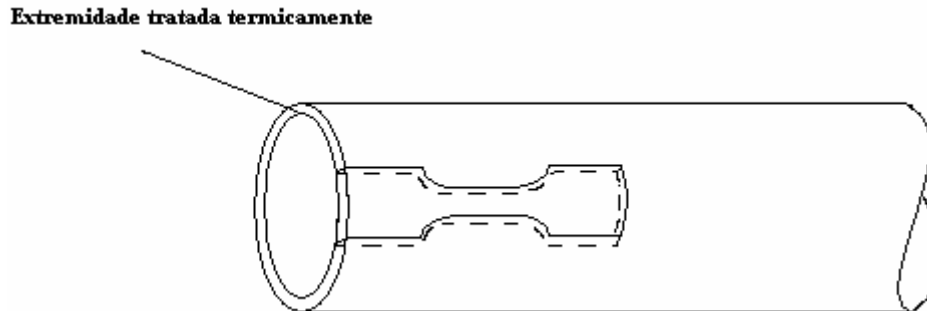


Figura 4.3. Esquema mostrando como foram retirados os corpos de prova para os ensaios de tração.

Os ensaios foram realizados no laboratório do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Minas, em um equipamento de tração da marca Instron modelo 8802, que utiliza uma bomba de óleo da marca Instron modelo 3411. Foi utilizada uma célula de carga para 25000kgf, o programa de operação do equipamento foi limitado em 5000kgf devido a limitações da garra de fixação do corpo de prova. A taxa de deformação aplicada foi de 20mm/min.

4.6. DETERMINAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO E QUANTIDADE DE FERRITA NÃO TRANSFORMADA

Para a determinação do tamanho de grão austenítico e quantidade de ferrita residual, foram observados os resultados do ensaio de tração e selecionada a amostra mais representativa em cada parâmetro de tratamento térmico. As amostras selecionadas foram embutidas em resina e em seguida foram o lixadas em um plano com lixas 180, 220, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200. Posteriormente, as amostras foram polidas com pasta de diamante de 6, 3 e 1 μ m. Foram lavadas e atacadas com solução contendo 2g de ácido pícrico, 240ml de água destilada, 2ml de ácido clorídrico e 10 gotas de teepol durante 4 minutos, permitindo assim revelar os grãos austeníticos prévios. Foram obtidas imagens de microscopia ótica e foram medidos os grãos austeníticos pelo método de interceptos. Para determinar a quantidade de ferrita residual as amostras foram polidas novamente com

alumina e posteriormente atacadas com nital de concentração 2% durante 20 segundos. Novamente foram obtidas imagens de microscopia ótica e as quantidades de ferrita não transformada foram obtidas através do software de aquisição de imagens do microscópio ótico.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. MICROESTRUTURA DO AÇO ESTUDADO NO ESTADO DE ENTREGA

A figura 5.1 mostra a microestrutura do aço SAE 4130. A microestrutura é constituída de ferrita, que são os grãos claros da figura 5.1 (a), e perlita, que são os grãos escuros, indicadas na figura por α e P, respectivamente.

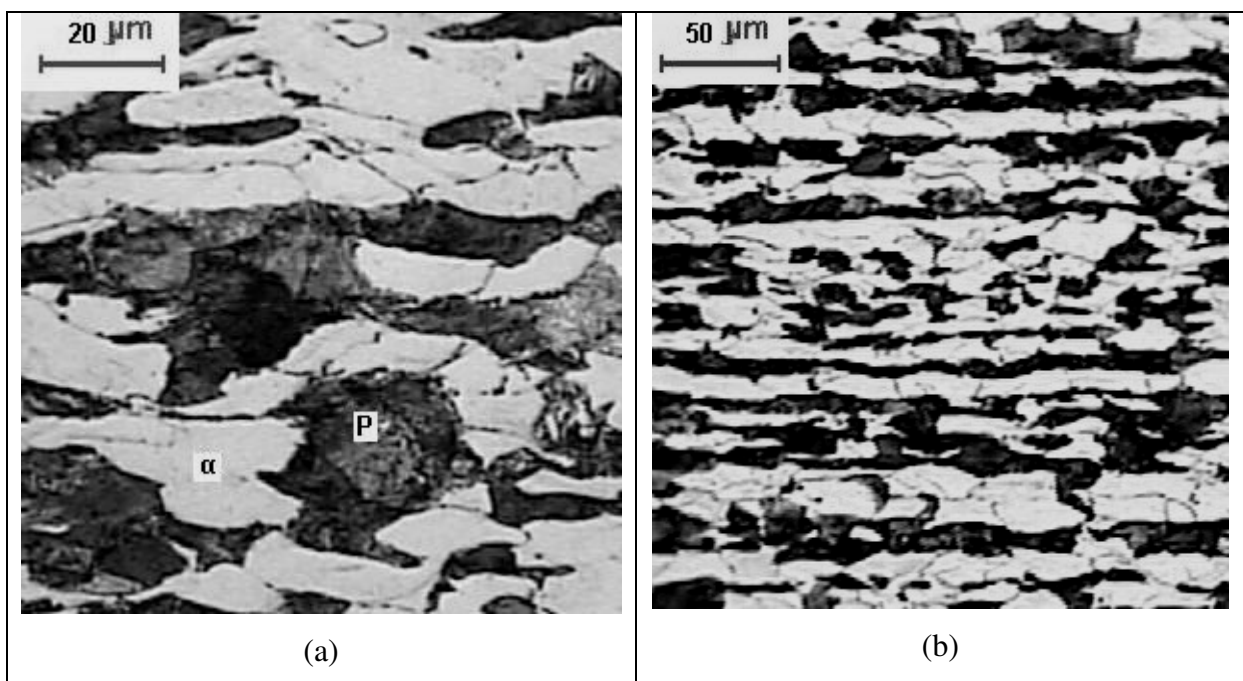


Figura 5.1 Imagem de microscopia ótica do aço SAE4130 no estado de entrega; amostra atacada com nital, com concentração 2%, durante 20s: a) ampliação de 500x; b) ampliação de 200x.

A amostra contém uma fração volumétrica de ferrita de $V_{\alpha_0} = (48 \pm 0,6)\%$, com a estrutura de bandas, que é devida aos processos de laminação e trefilação para a fabricação dos tubos.

5.2. TEMPERATURAS CRÍTICAS DE FORMAÇÃO DA AUSTENITA NO AQUECIMENTO CONTÍNUO EM ALTAS TAXAS DE AQUECIMENTO

Utilizando as equações de Andrews (3.3 e 3.4) os valores de Ac_1 e Ac_3 para o aço SAE4130, no aquecimento lento, são: $Ac_1 = (736 \pm 4)^\circ C$ e $Ac_3 = (793 \pm 4)^\circ C$.

Para o aquecimento contínuo e em altas taxas de aquecimento, foram feitos ensaios de dilatométrica para determinar as temperaturas Ac_1 e Ac_3 . A figura 5.2 mostra as curvas dilatométricas $\Delta L=f(T)$, para o aquecimento contínuo em altas taxas de aquecimento do aço em estudo .

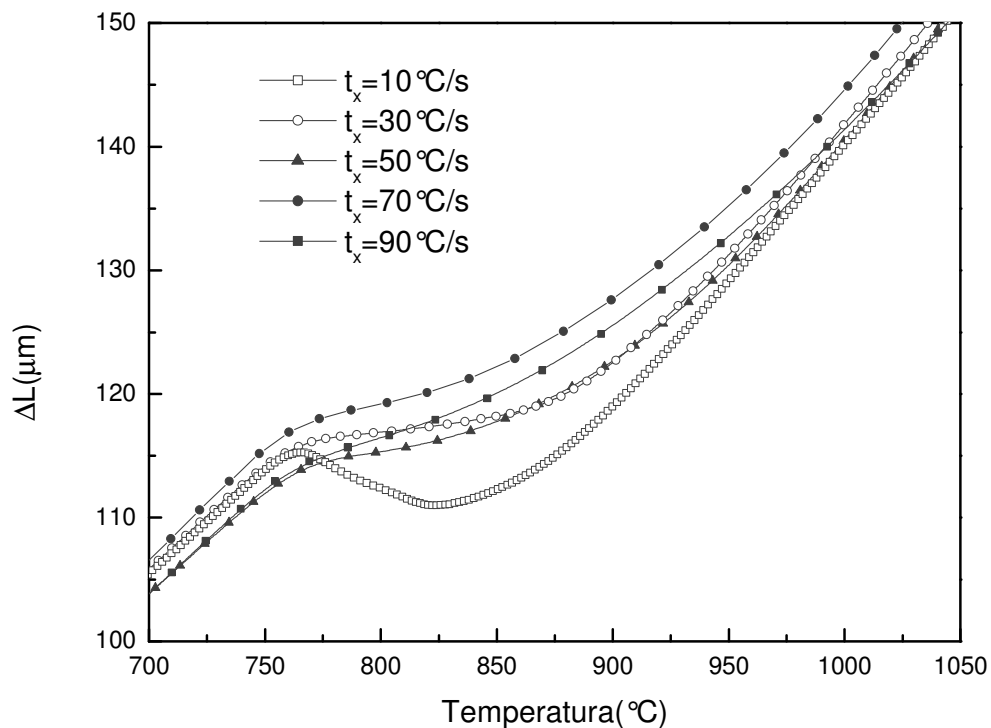


Figura 5.2. Curvas dilatométricas $\Delta L=f(T)$, do aço SAE4130, para o aquecimento contínuo, para as taxas de 10, 30, 50, 70 e 90 $^\circ C/s$.

A figura 5.3 mostra as derivadas das curvas dilatométricas $d\Delta L/dT=f(T)$, evidenciando melhor as grandes diferenças entre as temperaturas de final de formação austenítica, Ac_3 , com a variação das taxas de aquecimento.

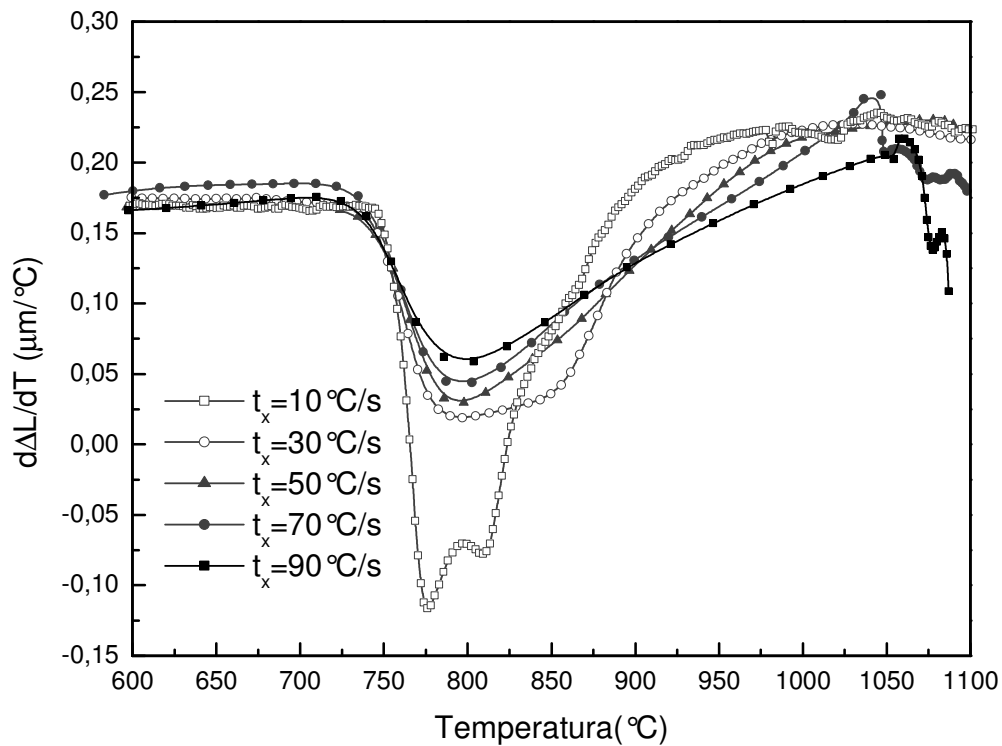


Figura 5.3. Derivadas das curvas dilatométricas ($d\Delta L/dT=f(T)$) do aço SAE4130, para o aquecimento contínuo, e taxas de 10, 30, 50, 70 e 90°C/s.

Na figura 5.4, para a taxa de aquecimento mais baixa de 10°C/s, é possível identificar a temperatura de início da transformação da ferrita em austenita (Af_i), que é de aproximadamente de 790°C, após a dissolução da perlita. Na figura 5.4 também estão indicadas as temperaturas Ac_1 e Ac_3 . Para taxas de aquecimento mais altas, a transformação da perlita em austenita ocorre em taxas muito altas^[15], então a temperatura Af_i não é tão facilmente identificada, como mostra a figura 5.3.

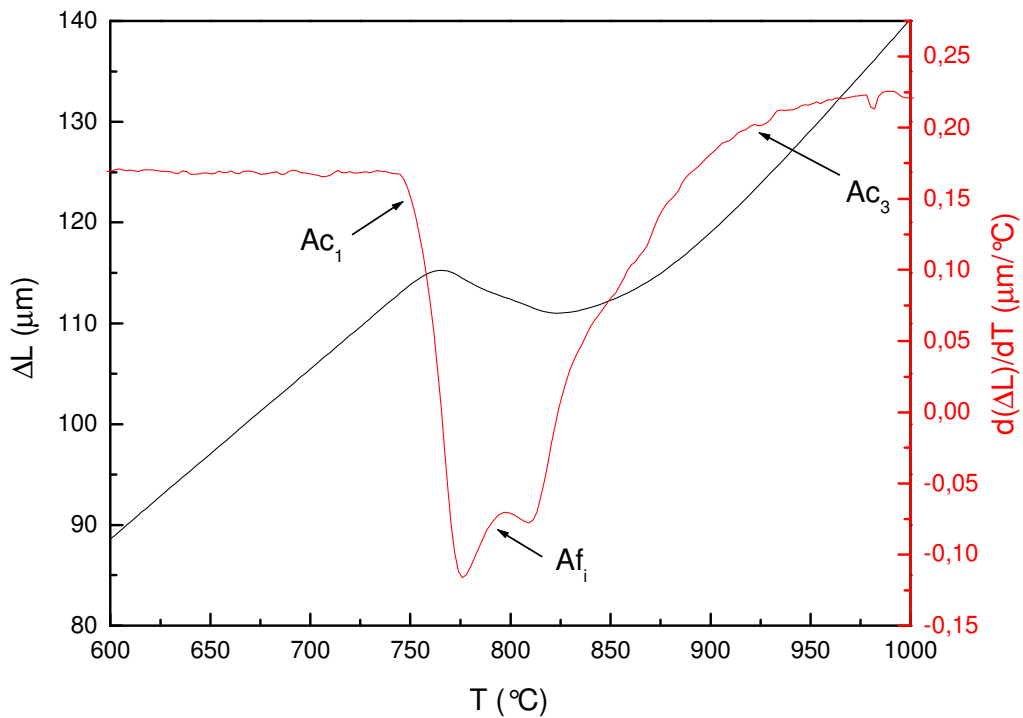


Figura 5.4. Curva dilatométrica $\Delta L=f(T)$ do aço em estudo para o aquecimento contínuo para a taxa de 10°C/s e sua derivada ($d\Delta L/dT=f(T)$).

Os valores das temperaturas Ac_1 e Ac_3 , para cada taxa de aquecimento no aquecimento contínuo são listados na tabela 5.1.

Tabela 5.1. Temperaturas críticas de formação da austenita (Ac_1 e Ac_3) para o aquecimento contínuo para diferentes taxas de aquecimento para o aço SAE 4130.

t_x ($^{\circ}\text{C/s}$)	Ac_1 ($^{\circ}\text{C}$)	Ac_3 ($^{\circ}\text{C}$)
10	740	920
30	744	977
50	740	985
70	738	1016
90	740	1035

A figura 5.5 mostra a variação das temperaturas Ac_1 e Ac_3 em função da taxa de aquecimento, para as taxas de 10, 30, 50, 70 e 90 °C/s.

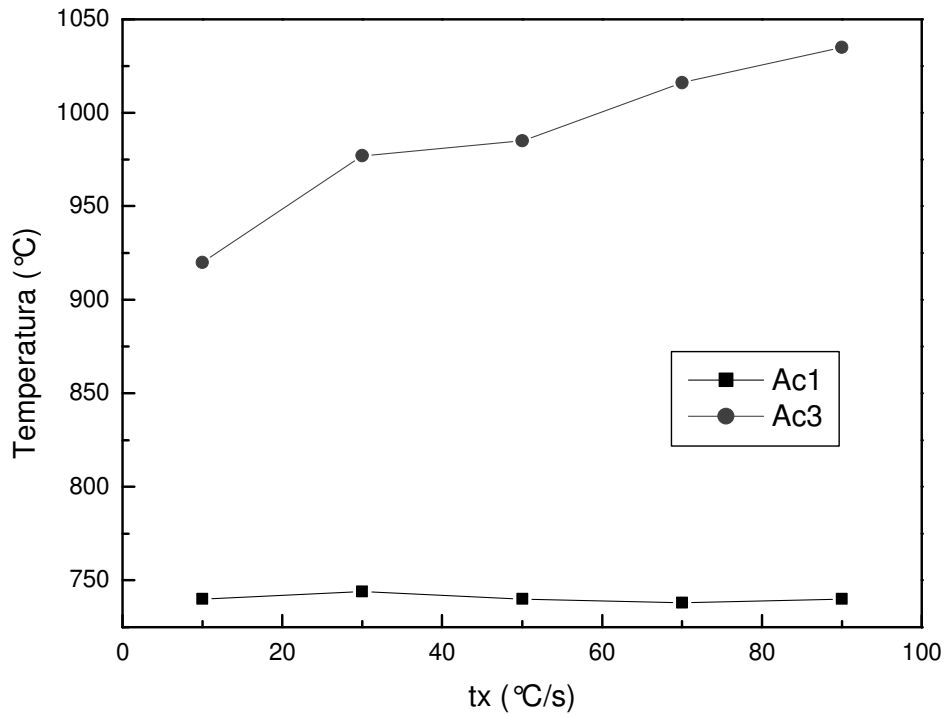


Figura 5.5. Variação das temperaturas Ac_1 e Ac_3 em função da taxa de aquecimento, para o aço SAE4130.

A temperatura de início de formação da austenita (Ac_1), definida como a temperatura na qual a expansão térmica linear, que é função da temperatura, se desvia da linearidade^[18], praticamente não variou com a taxa de aquecimento, como pode ser visto também nas figuras 5.2 e 5.3. . A formação da austenita a partir de uma microestrutura de ferrita e perlita se inicia com a dissolução da perlita, pois a mesma se torna instável a temperaturas acima de Ac_1 . A nucleação da austenita ocorre nas interfaces entre as colônias de perlita e na interface ferrita-cementita, o que implica em altas taxas de formação, devido às pequenas distâncias para a difusão do carbono. Portanto, mesmo com o aumento da taxa de aquecimento a força motriz para o início da transformação e, conseqüentemente Ac_1 , permanecem inalteradas. A temperatura final de transformação austenítica (Ac_3) aumenta com o aumento da taxa de aquecimento. Este aumento da taxa de aquecimento diminui o tempo

para a formação da austenita, ou seja, reduz o tempo para o processo difusional, o que exige maior força motriz para a transformação, e portanto em maior valor de A_{c3} .

5.3. AVALIAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO PRÉVIO E QUANTIDADE DE FERRITA NÃO TRANSFORMADA

As figuras de 5.6 a 5.9 mostram os contornos dos grãos austeníticos prévios através de microscopia óptica, revelados por ataque químico, das amostras austenitizadas por indução eletromagnética a 850, 900, 950 e 1000°C durante 15, 25, 35 e 45s para cada temperatura. A evolução do tamanho de grão austenítico prévio das amostras de aço SAE4130, em função do intervalo de tempo de indução e da temperatura de austenitização é mostrada na figura 5.10.

Os tratamentos térmicos por indução eletromagnética proporcionam altas taxas de aquecimento, em torno de 100°C/s. Isto resulta em tamanhos de grão austenítico pequenos e heterogêneos, devido aos curtos intervalos de tempo para a homogeneização da microestrutura. Mesmo para os pequenos intervalos de tempo do tratamento térmico por indução, o tamanho de grão austenítico aumentou com o aumento do tempo de indução, para as temperaturas acima de 850°C, e aumentou com o aumento da temperatura para um mesmo tempo de indução de corrente, como pode ser visto na figura 5.10.

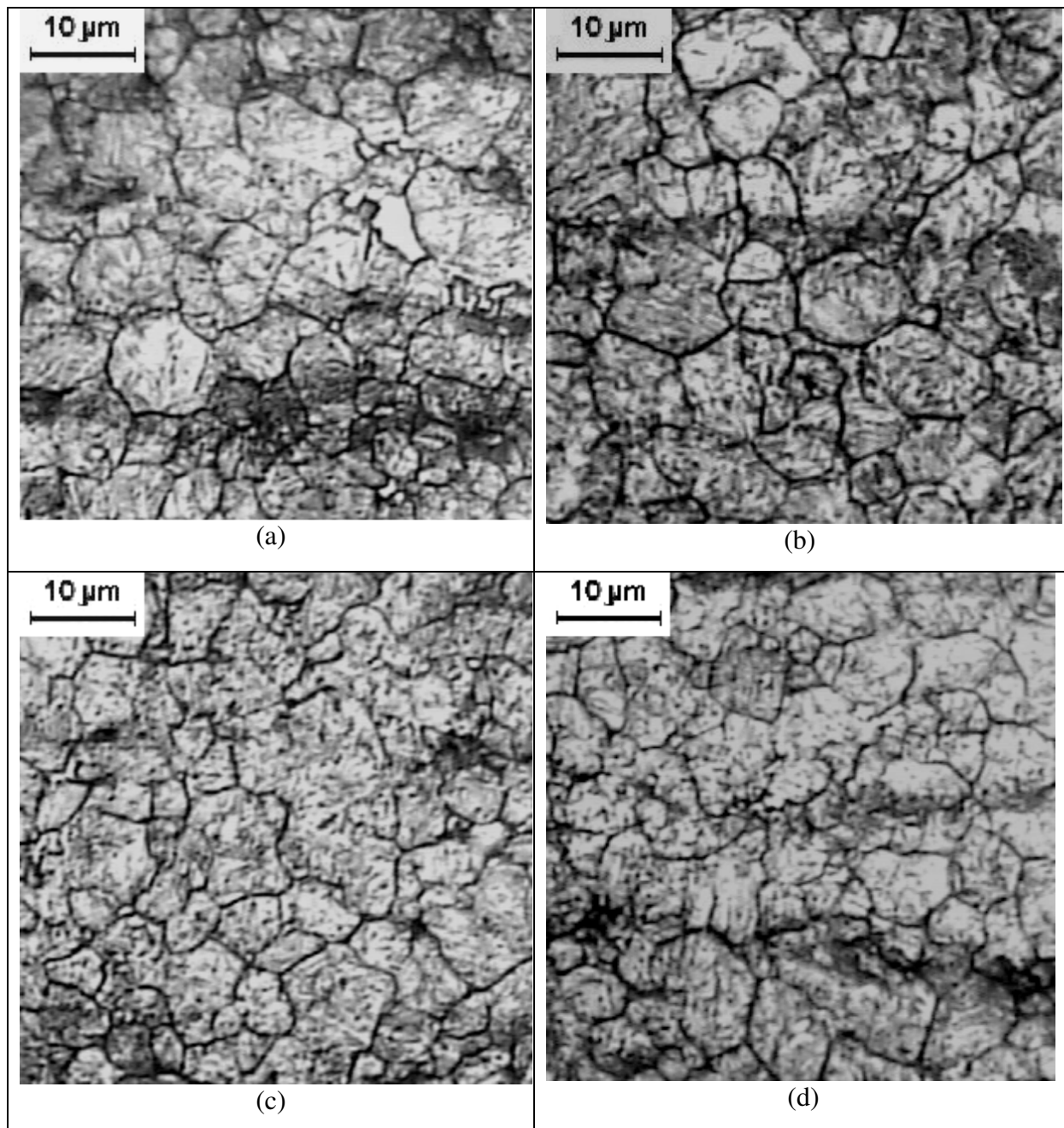


Figura 5.6. Imagem de microscopia óptica do aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética; amostras atacadas com solução contendo 2g de ácido pícrico, 240ml de água destilada, 2ml de ácido clorídrico e 10 gotas de teepol, durante 4 minutos: a) 850°C durante 15s; b) 850°C durante 25s; c) 850°C durante 35s; d) 850°C durante 45s.

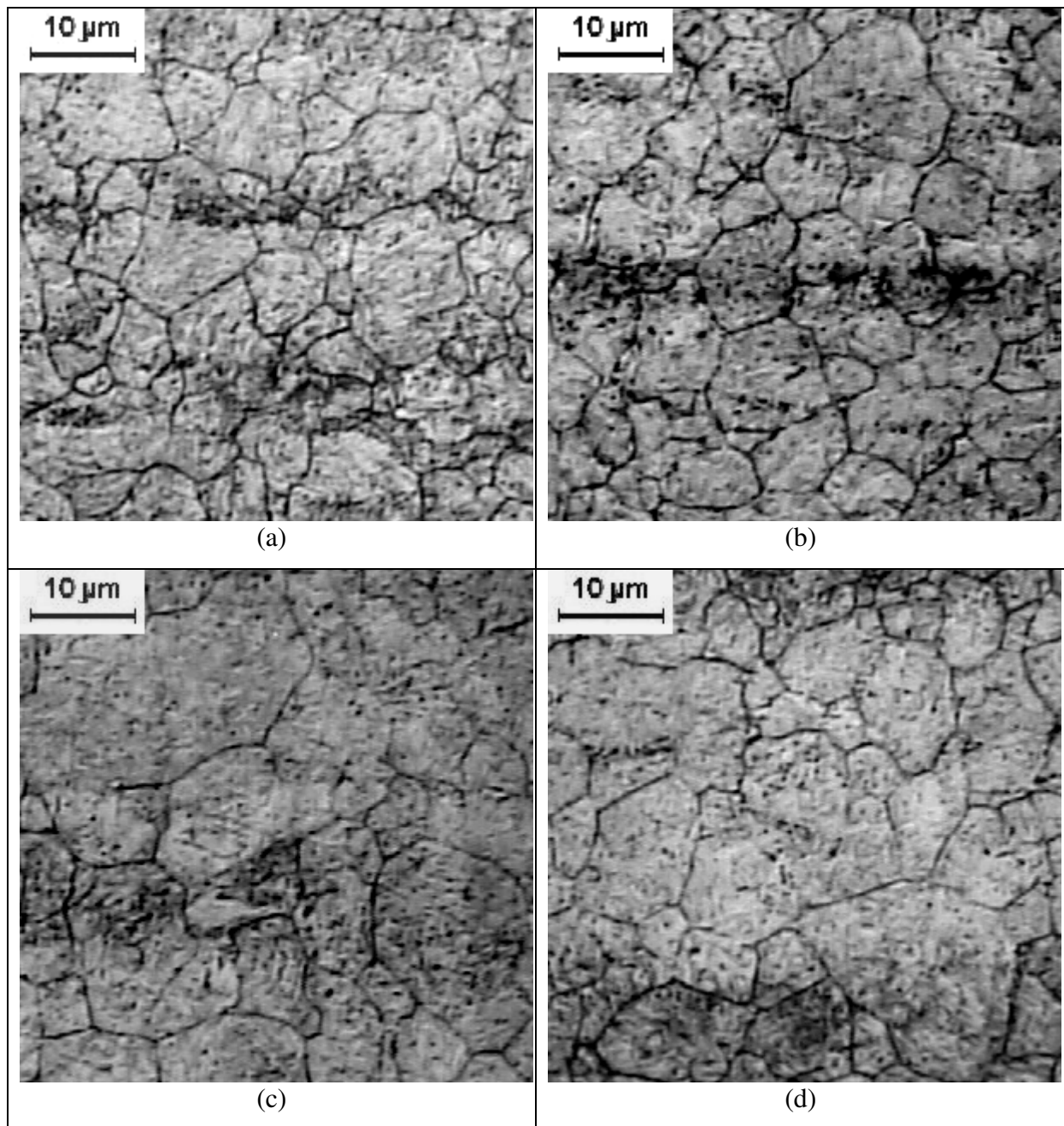


Figura 5.7. Imagem de microscopia ótica do aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética; amostras atacadas com solução contendo 2g de ácido pícrico, 240ml de água destilada, 2ml de ácido clorídrico e 10 gotas de teepol durante 4 minutos: a) 900°C durante 15s; b) 900°C durante 25s; c) 900°C durante 35s; d) 900°C durante 45s.

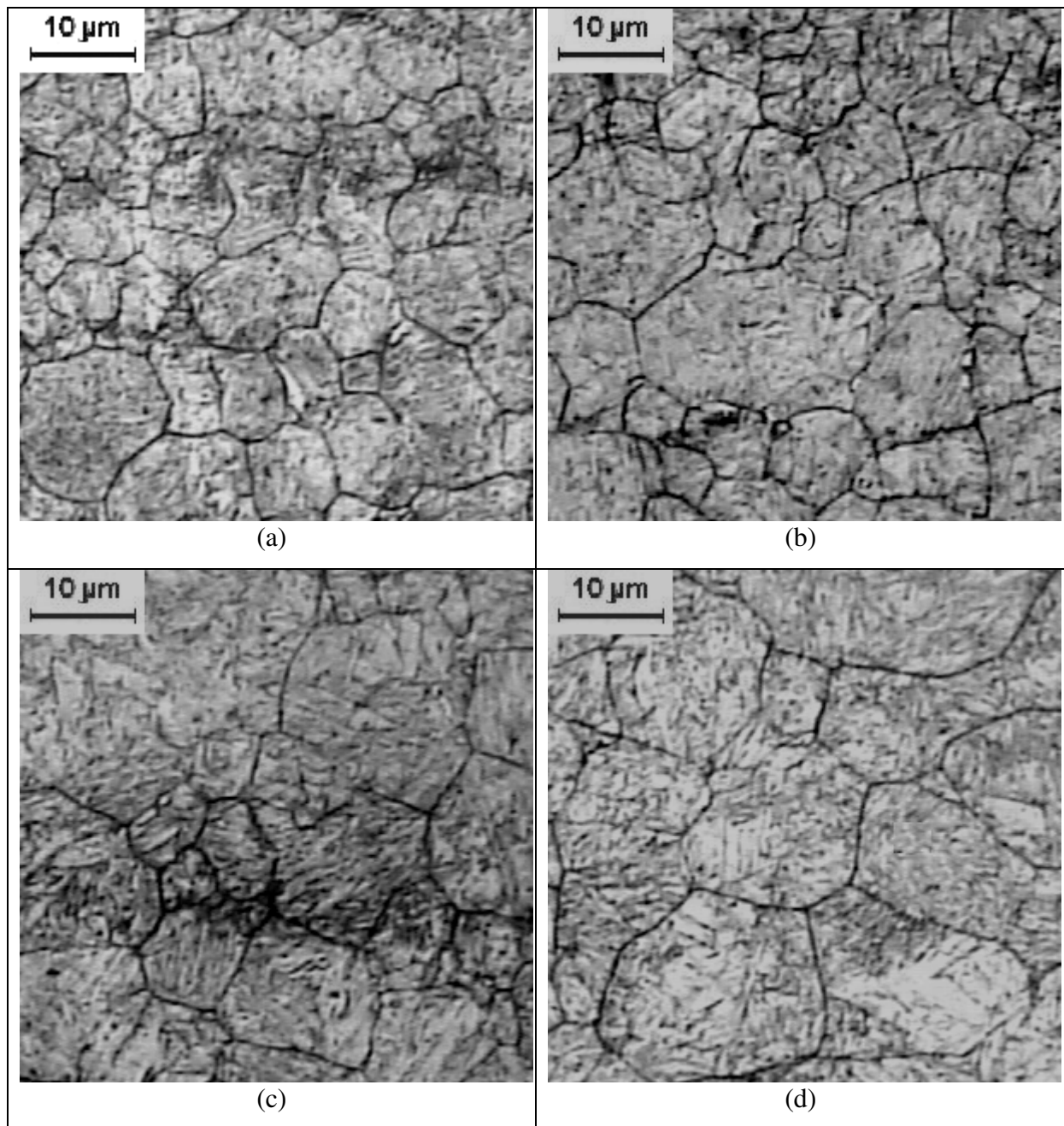


Figura 5.8. Imagem de microscopia óptica do aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética; amostras atacadas com solução contendo 2g de ácido pícrico, 240ml de água destilada, 2ml de ácido clorídrico e 10 gotas de teepol durante 4 minutos: a) 950°C durante 15s; b) 950°C durante 25s; c) 950°C durante 35s; d) 950°C durante 45s.

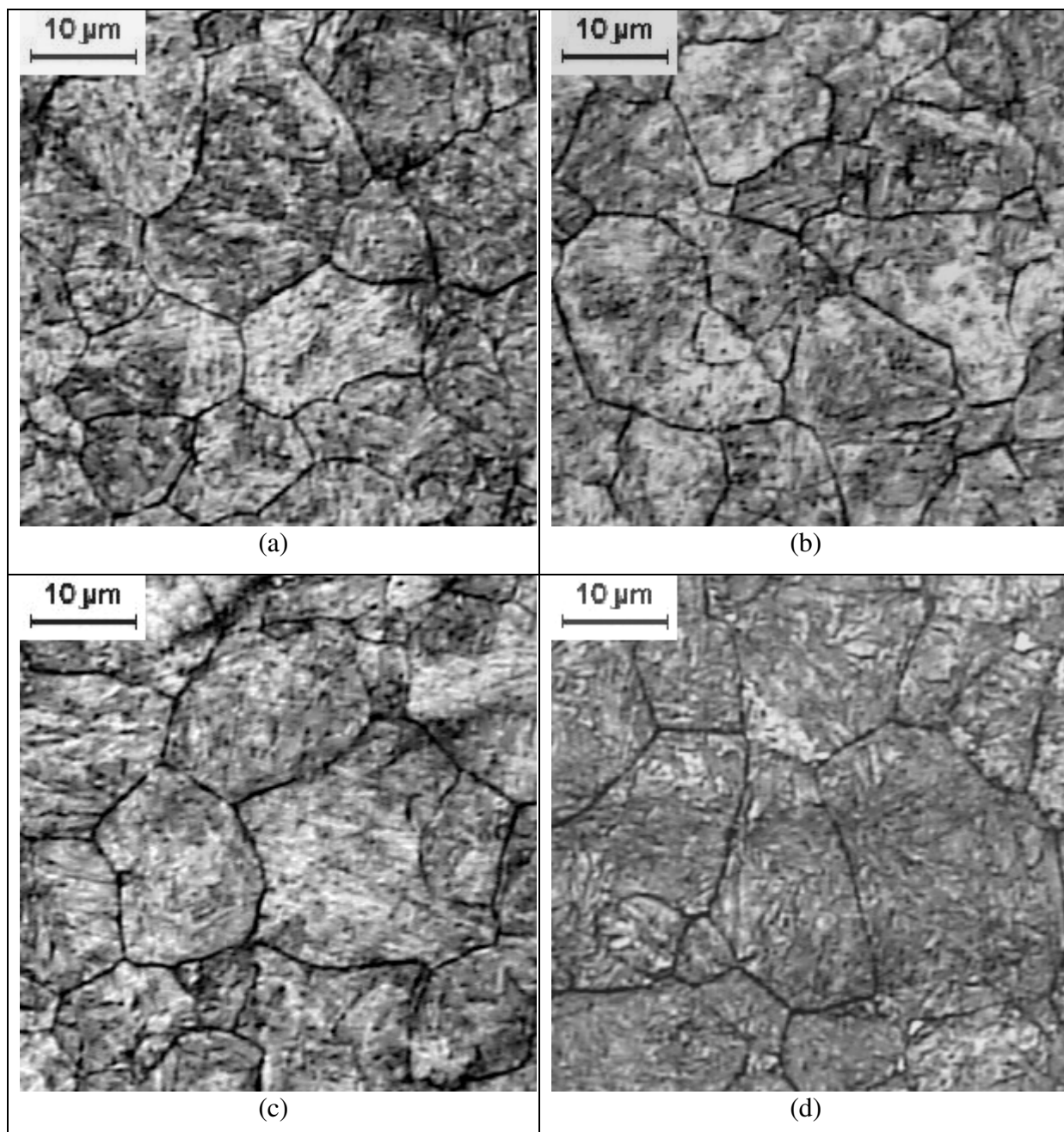
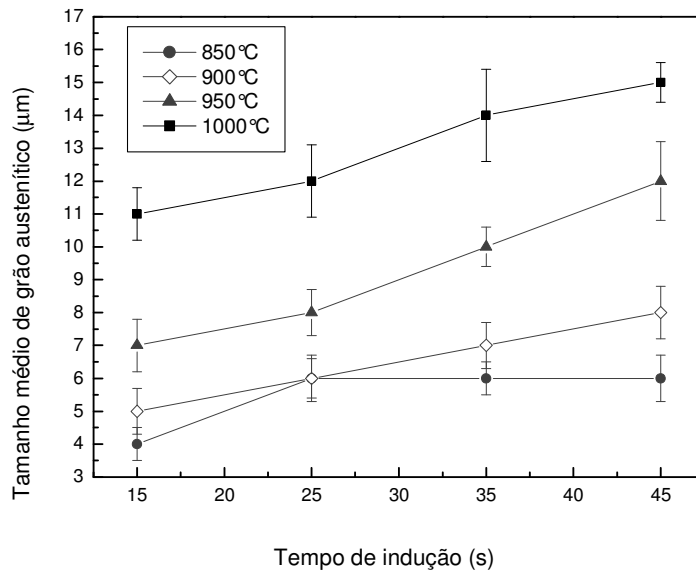
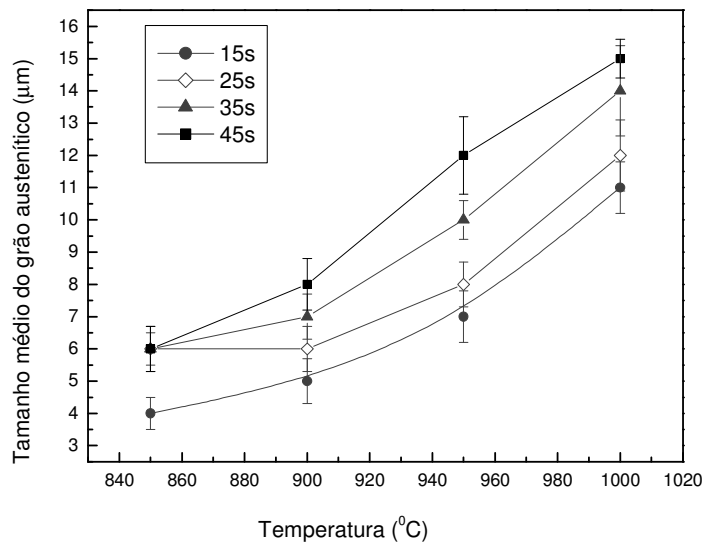


Figura 5.9. Imagem de microscopia óptica do aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética; amostras atacadas com solução contendo 2g de ácido pícrico, 240ml de água destilada, 2ml de ácido clorídrico e 10 gotas de teepol durante 4 minutos: a) 1000°C durante 15s; b) 1000°C durante 25s; c) 1000°C durante 35s; d) 1000°C durante 45s.



(a)



(b)

Figura 5.10. Variação do tamanho de grão austenítico prévio do aço SAE4130 submetido a têmpera e revenimento por indução eletromagnética: a) em função do tempo de indução; b) em função da temperatura de austenitização.

Para as temperaturas de 850°C e 900°C foi possível verificar e quantificar, através de microscopia óptica, a presença de ferrita não transformada. As imagens obtidas nas amostras austenitizadas a 850 e 900°C, atacadas com nital com concentração 2%, são mostradas nas figuras 5.11 e 5.12. A ferrita não transformada é a parte clara, sendo a parte escura a martensita revenida. A figura 5.13 mostra a fração volumétrica de ferrita em função do tempo de indução de corrente para as temperaturas de 850 e 900°C.

Para as temperaturas de 850 e 900°C, o aumento do tempo de indução ocasionou uma diminuição da fração volumétrica de ferrita não transformada, que é mostrada na figura 5.13, e do tamanho dos grãos de ferrita, como pode ser notado na figura 5.11 e 5.12. Como foi verificada no item 5.2, a temperatura A_{c3} para a taxa de 90°C/s no aquecimento contínuo, para o aço SAE4130, foi de 1035°C. Este fato reforça os resultados obtidos, que mostram que é necessário um tempo maior para as temperaturas de 850 e 900°C ou uma temperatura maior que 900°C para a completa austenitização deste aço, em altas taxas de aquecimento.

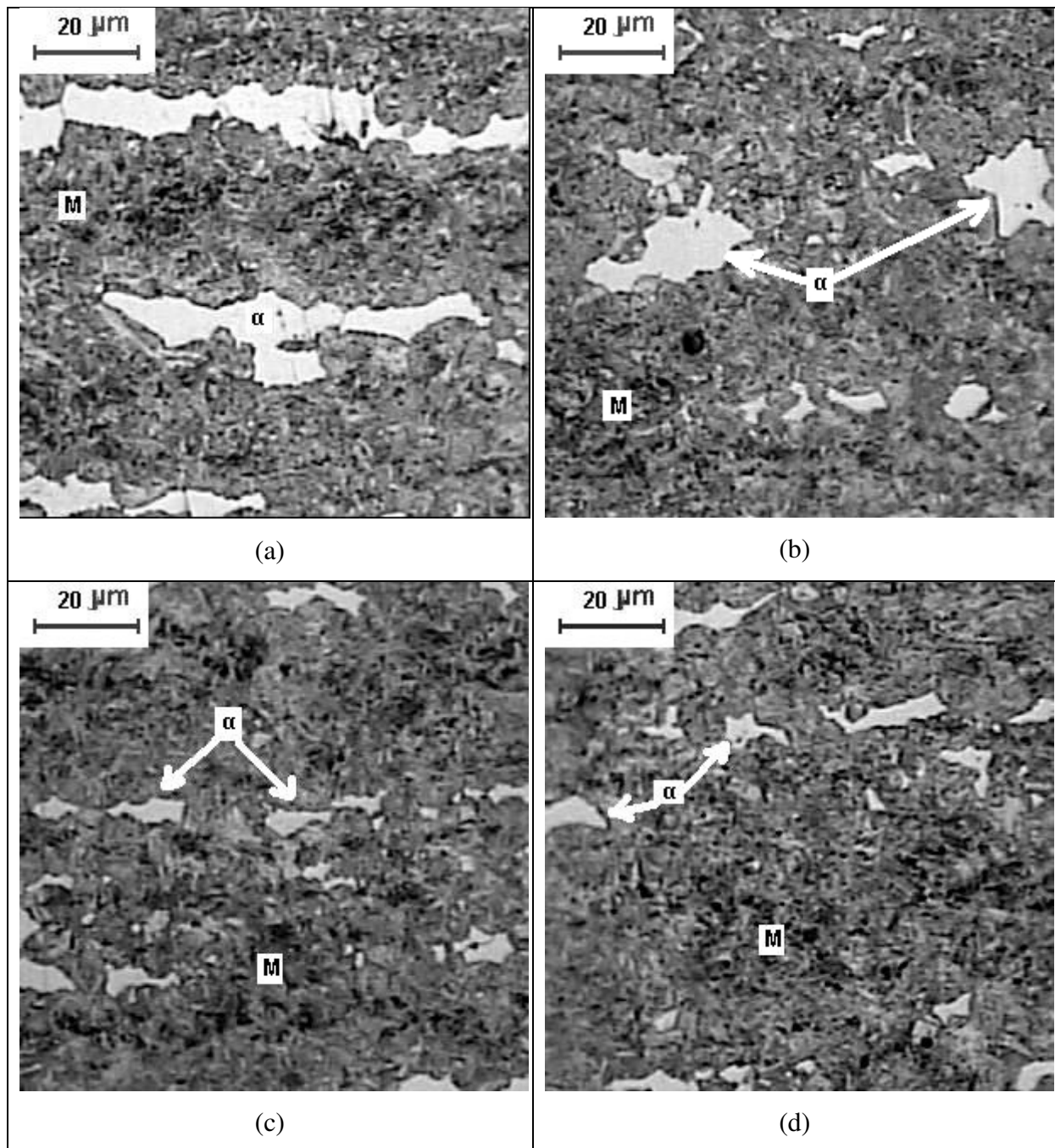


Figura 5.11. Imagem de microscopia óptica do aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética, atacado com nital a 2%, durante 20s, onde α indica a ferrita não transformada e M a martensita revenida: a) 850°C durante 15s; b) 850°C durante 25s; c) 850°C durante 35s; d) 850°C durante 45s.

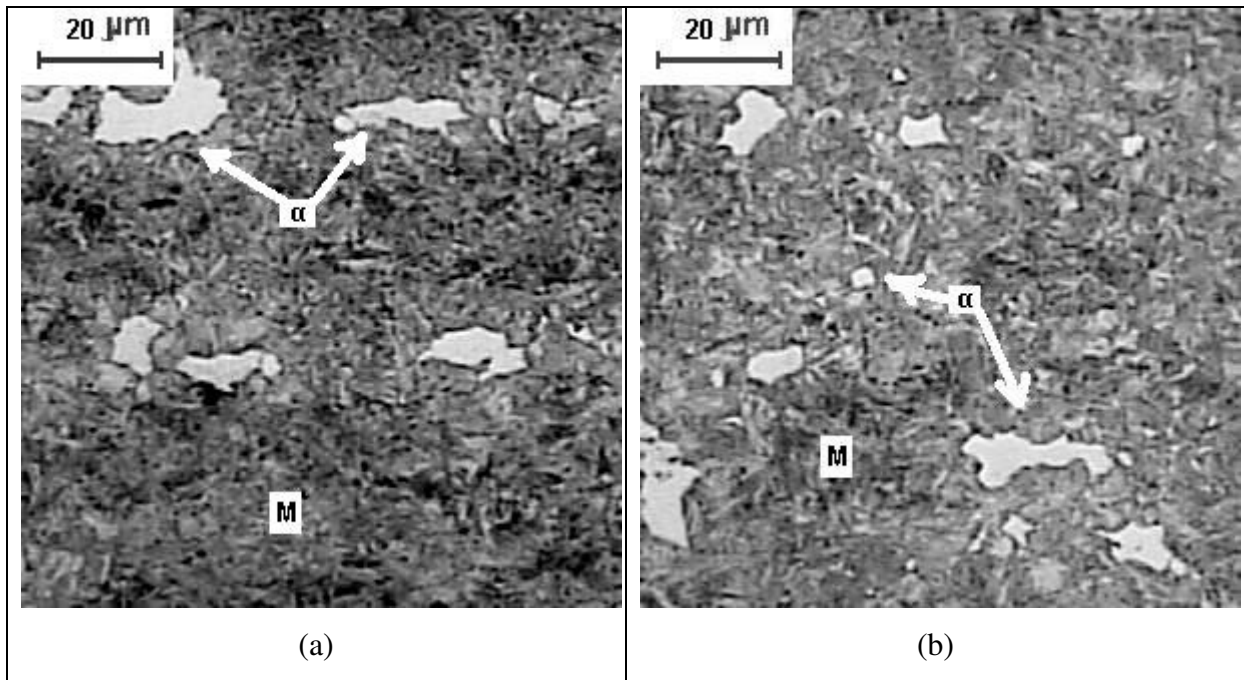


Figura 5.12. Imagem de microscopia óptica do aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética, atacado com nital a 2%, durante 20s, onde α indica a ferrita não transformada e M a martensita revenida: a) 900°C durante 15s; b) 900°C durante 25s.

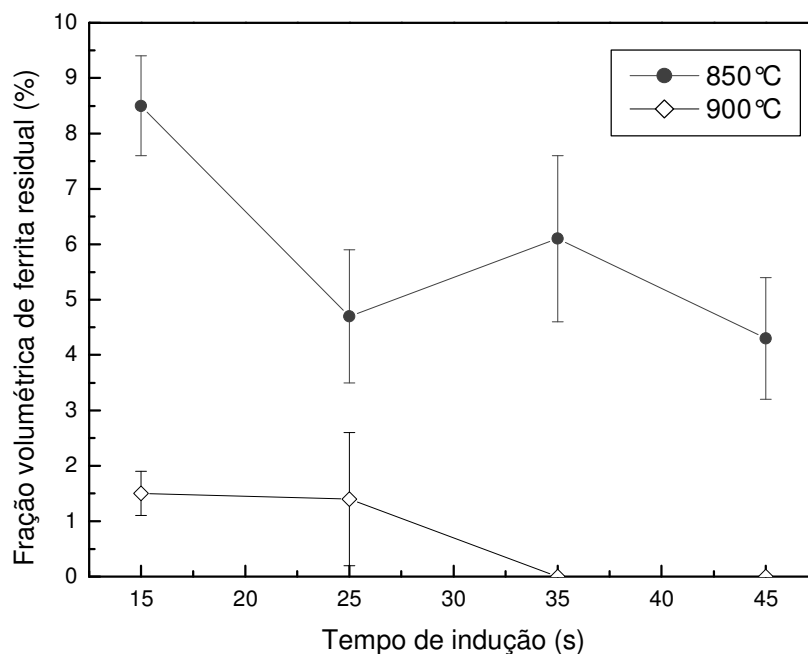


Figura 5.13. Variação da fração volumétrica de ferrita no aço SAE4130, após tratamento térmico de têmpera e revenimento por indução eletromagnética, em função do tempo de indução.

5.4. PERFIL DE DUREZA VICKERS AO LONGO DO COMPRIMENTO DAS AMOSTRAS

No tratamento térmico por indução eletromagnética, a ocorrência de alguns fenômenos eletromagnéticos torna difícil a previsão da distribuição de corrente na peça a ser tratada e, conseqüentemente, a distribuição de temperatura. Uma não uniformidade do perfil de temperatura na austenitização irá provocar uma não uniformidade das propriedades mecânicas da peça após a têmpera. A distribuição de dureza ao longo do comprimento das amostras correlaciona a distribuição de temperatura com a variação das propriedades mecânicas. A figura 5.14 mostra o perfil de dureza ao longo do comprimento das amostras, em função da distância da extremidade, para as temperaturas de austenitização de 850, 900, 950 e 1000°C, para cada tempo de indução de corrente.

Para analisar a homogeneidade da região tratada por indução eletromagnética, a figura 5.15 mostra o desvio padrão dos valores de dureza Vickers, ao longo da distância de 0,5 a 10cm da extremidade das amostras tubulares, como função da temperatura e do tempo de indução de corrente.

Com o aumento do tempo de indução de corrente, a distribuição de dureza praticamente não se alterou ao longo do comprimento das amostras, para as temperaturas de austenitização de 900°C, 950°C e 1000°C. Para a temperatura de 850°C, o aumento do tempo de indução para 45s promoveu uma modificação na distribuição de dureza, como pode ser visto também na figura 5.15 (a), isto devido ao fato de aumentar o tempo para homogeneizar a temperatura por condução térmica na amostra. Para todos os tempos de indução, verificou-se que o aumento da temperatura promove uma distribuição de dureza bem mais homogênea, isto pode ser verificado claramente na figura 5.15(b), com a diminuição do desvio padrão dos valores de dureza.

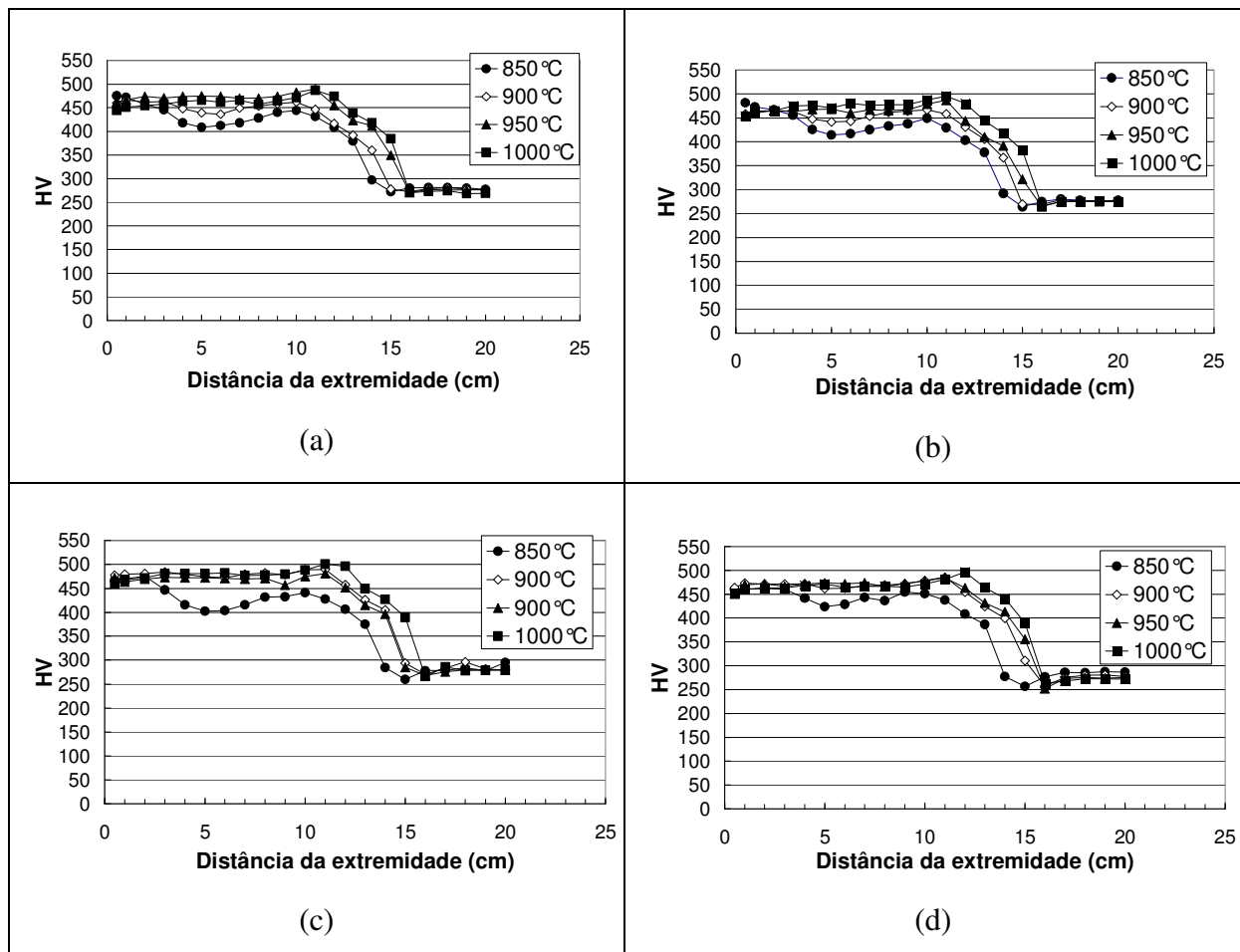
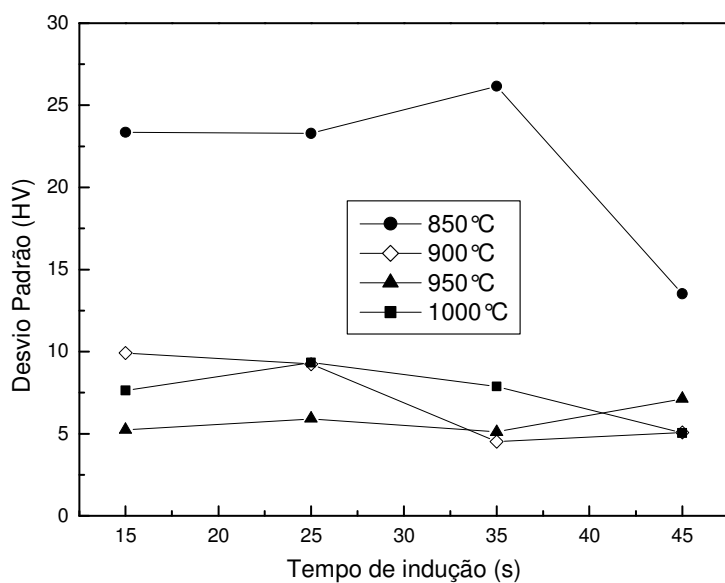
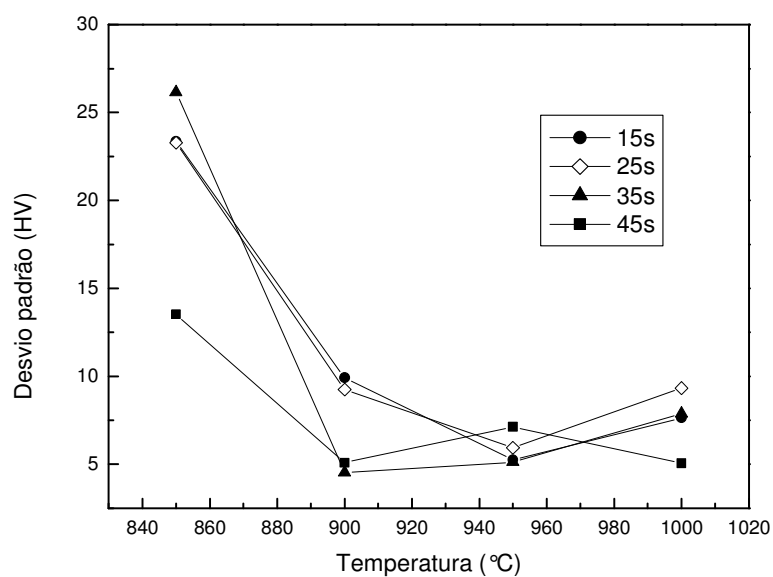


Figura 5.14. Gráficos mostrando o perfil de dureza ao longo do comprimento de amostras tubulares de aço SAE4130, temperados e revenidos por indução eletromagnética, para cada temperatura, nos tempos de indução de: a) 15s; b) 25s; c) 35s; d) 45s.



(a)



(b)

Figura 5.15. Desvio padrão dos valores de dureza, para a região entre 0,5 e 10cm da extremidade, das amostras de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética: a) como função do tempo de indução; b) como função da temperatura.

5.5. PERFIL DE MICRODUREZA VICKERS AO LONGO DA ESPESSURA DAS MOSTRAS

Em um tratamento térmico por indução eletromagnética, 86% da corrente que circula na peça a ser tratada se situa na superfície, conseqüentemente, isto afetará inicialmente o perfil de temperatura. Então, com o objetivo de verificar a eficiência do tratamento ao longo da espessura das amostras, para todos os tempos e temperaturas, analisou-se a distribuição de dureza ao longo da espessura das amostras tubulares tratadas, com paredes de 4mm de espessura. As figuras de 5.16 a 5.19 mostram a distribuição de microdureza ao longo da espessura das paredes de amostras tubulares de aço SAE4130, em função da distância da parte externa, para as temperaturas de austenitização por indução eletromagnética de 850, 900, 950 e 100°C, para cada tempo de indução de corrente, seguido por têmpera e revenimento. Os valores foram obtidos ao longo da espessura a aproximadamente 10mm da extremidade das amostras tubulares.

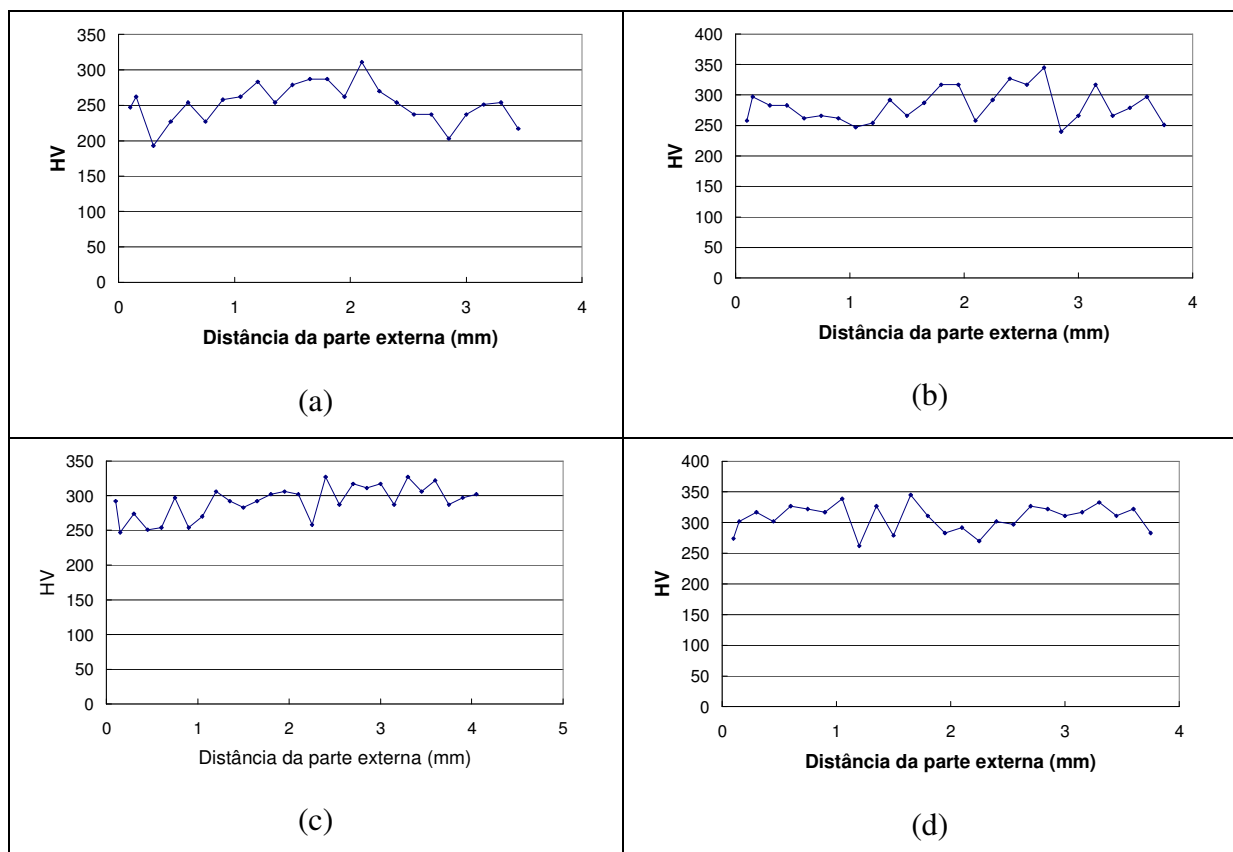


Figura 5.16. Distribuição de microdureza ao longo da espessura das paredes das amostras tubulares de aço SAE4130, em função da distância da parte externa, para a temperatura de austenitização por indução eletromagnética de 850°C, nos tempos de indução de: a) 15s; b) 25s; c) 35s; d) 45s

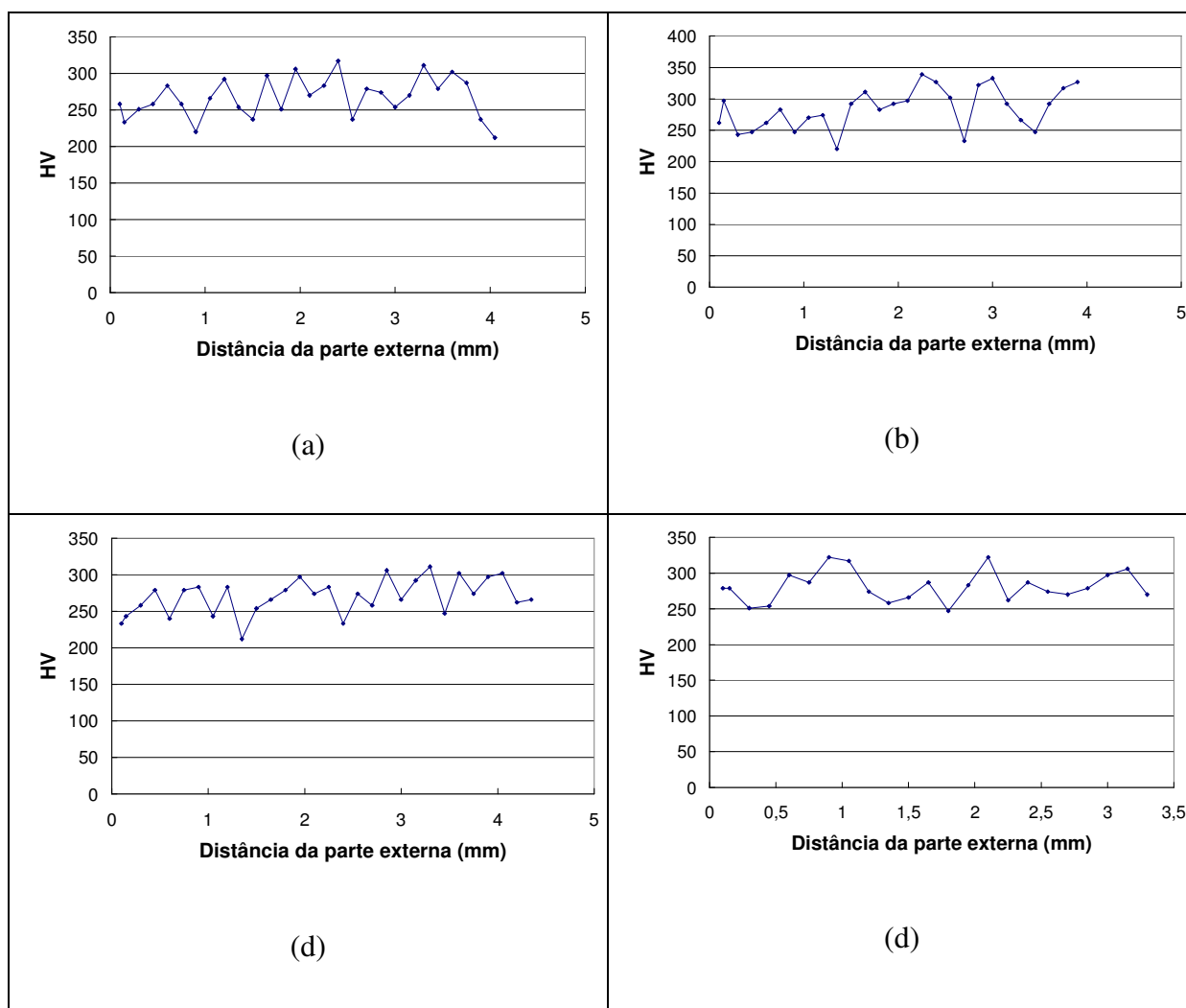


Figura 5.17. Distribuição de microdureza ao longo da espessura das paredes das amostras tubulares de aço SAE4130, em função da distância da parte externa, para a temperatura de austenitização por indução eletromagnética de 900°C, nos tempos de indução de: a) 15s; b) 25s; c) 35s; d) 45s.

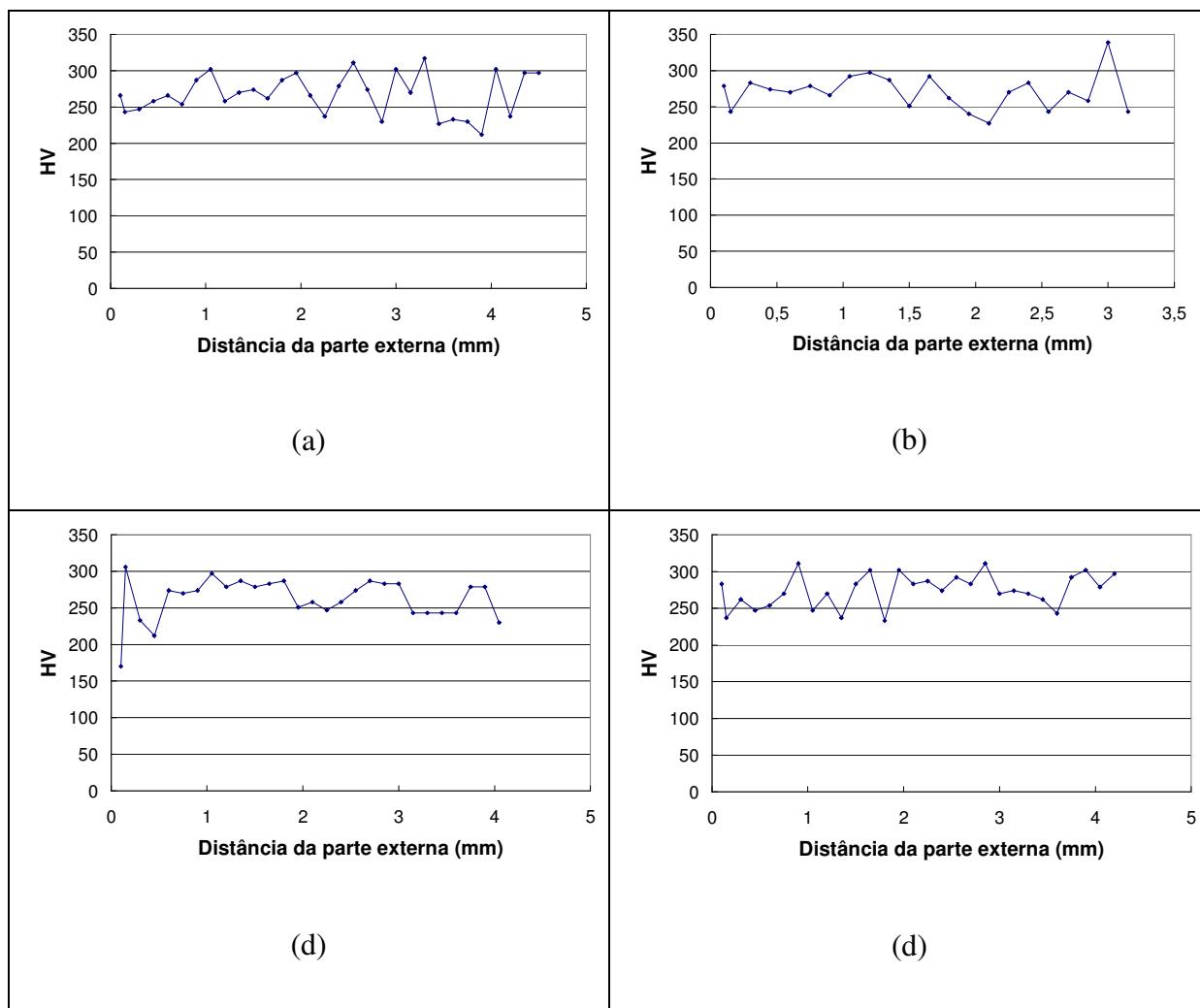


Figura 5.18. Distribuição de microdureza ao longo da espessura das paredes das amostras tubulares de aço SAE4130, em função da distância da parte externa, para a temperatura de austenitização por indução eletromagnética de 950°C, nos tempos de indução de: a) 15s; b) 25s; c) 35s; d) 45s

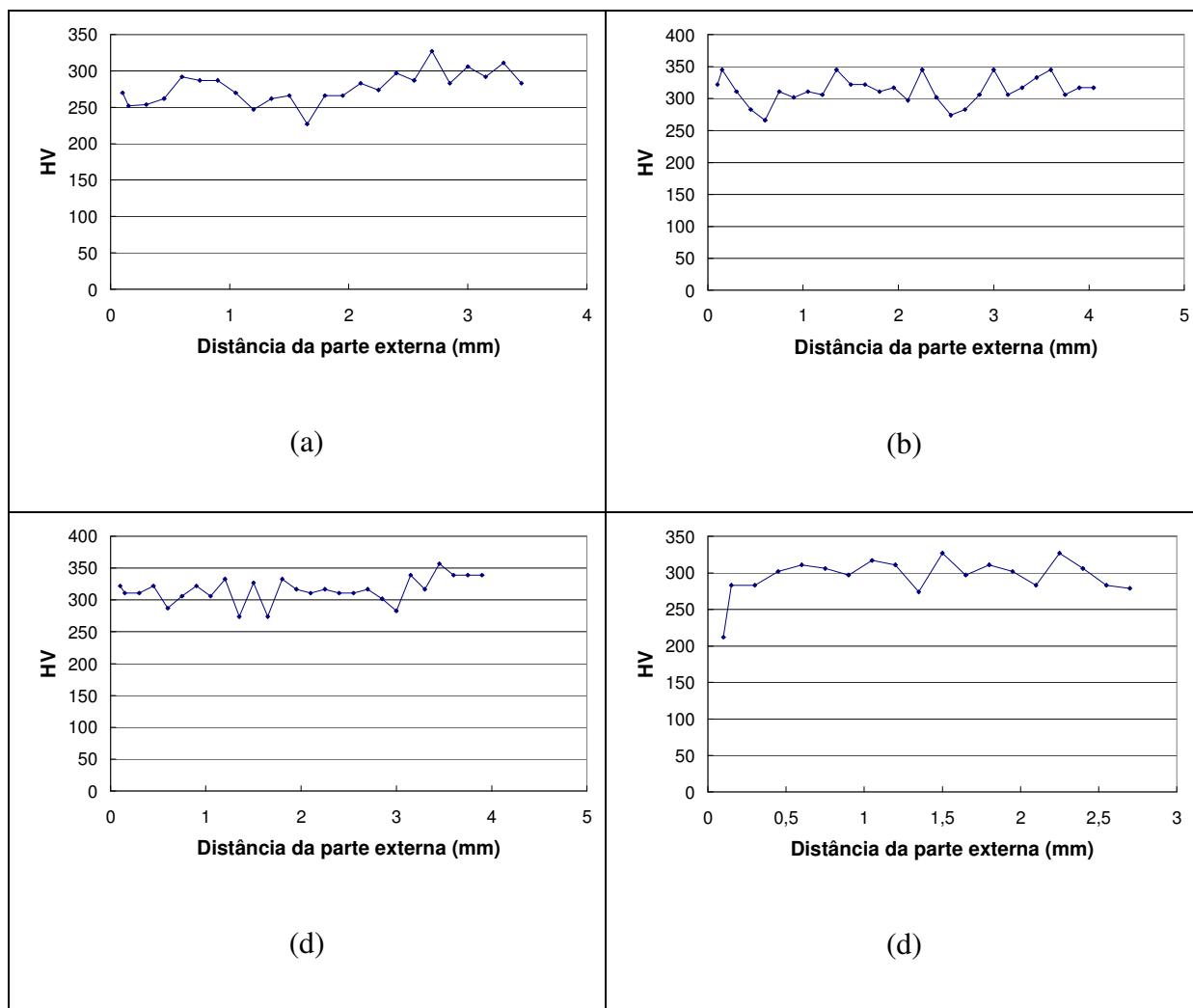


Figura 5.19. Distribuição de microdureza ao longo da espessura das paredes das amostras tubulares de aço SAE4130, em função da distância da parte externa, para a temperatura de austenitização por indução eletromagnética de 1000°C, nos tempos de indução de: a) 15s; b) 25s; c) 35s; d) 45s

A distribuição dos valores de microdureza ao longo da espessura das amostras mostrou que o tratamento foi eficaz para todos os parâmetros de tratamento, ou seja, não mostrou uma diferença considerável dos valores de dureza entre a parte externa e interna das amostras tubulares. A variação de parâmetros de austenitização também não alterou a homogeneidade dos valores de dureza ao longo da espessura. A tabela 5.2 mostra os valores do desvio padrão das durezas ao longo da espessura das amostras.

Tabela 5.2. Desvio padrão dos valores de microdureza ao longo da espessura das amostras tratadas termicamente.

Temperatura Tempo	850°C	900°C	950°C	1000°C
15s	± 11%	± 10%	± 10%	± 8%
25s	± 10%	± 11%	± 9%	± 7%
35s	± 8%	± 9%	± 11%	± 6%
45s	± 7%	± 8%	± 8%	± 9%

5.6. LIMITE DE RESISTÊNCIA, LIMITE DE ESCOAMENTO E ALONGAMENTO PERCENTUAL

A fração transformada e o tamanho de grão austenítico, como já foi dito anteriormente, têm relação direta com as propriedades mecânicas obtidas após têmpera e revenimento. Uma maneira de avaliar estas propriedades é através de ensaio de tração. A figura 5.20 mostra uma curva de tensão em função da deformação de uma das amostras tratadas neste trabalho.

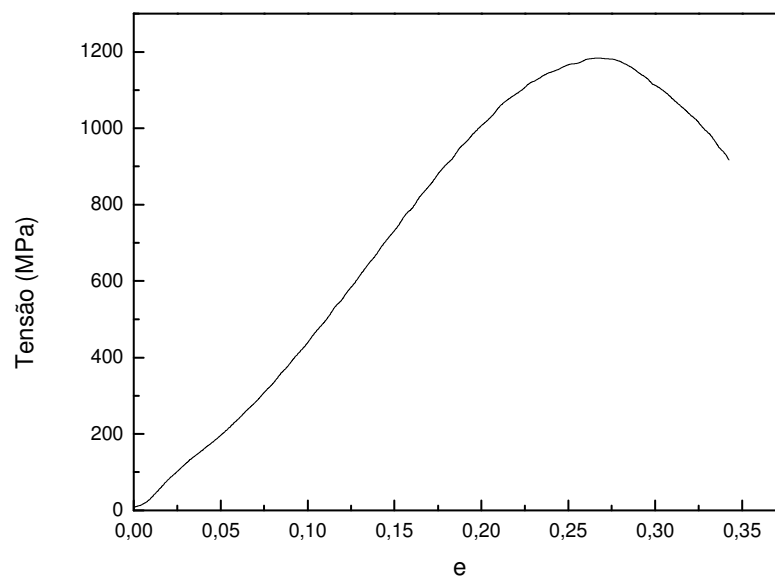
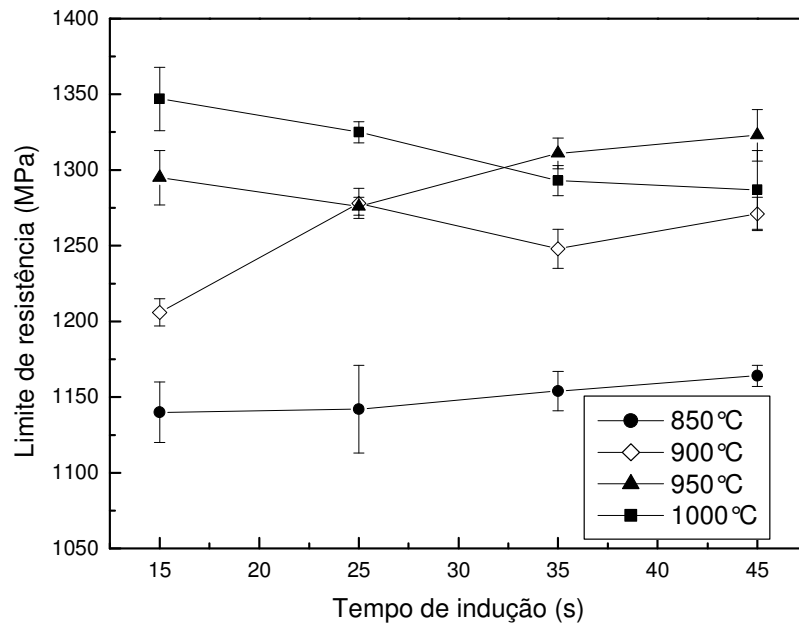
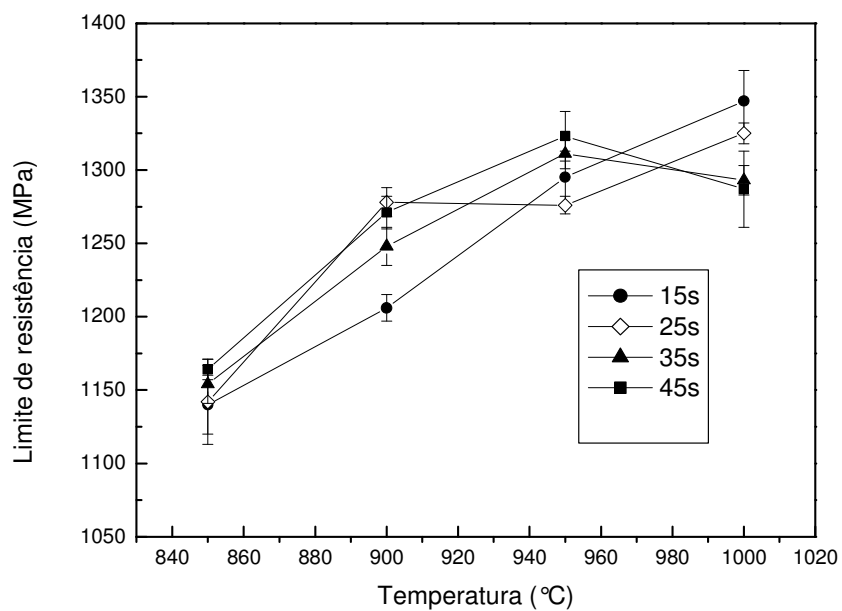


Figura 5.20. Gráfico tensão-deformação para amostra do aço SAE4130, austenitizada a 850°C durante 15s, em tratamento de têmpera e revenimento por indução eletromagnética.

A figura 5.21 mostra o limite de resistência em função do tempo de indução e da temperatura de austenitização.



(a)

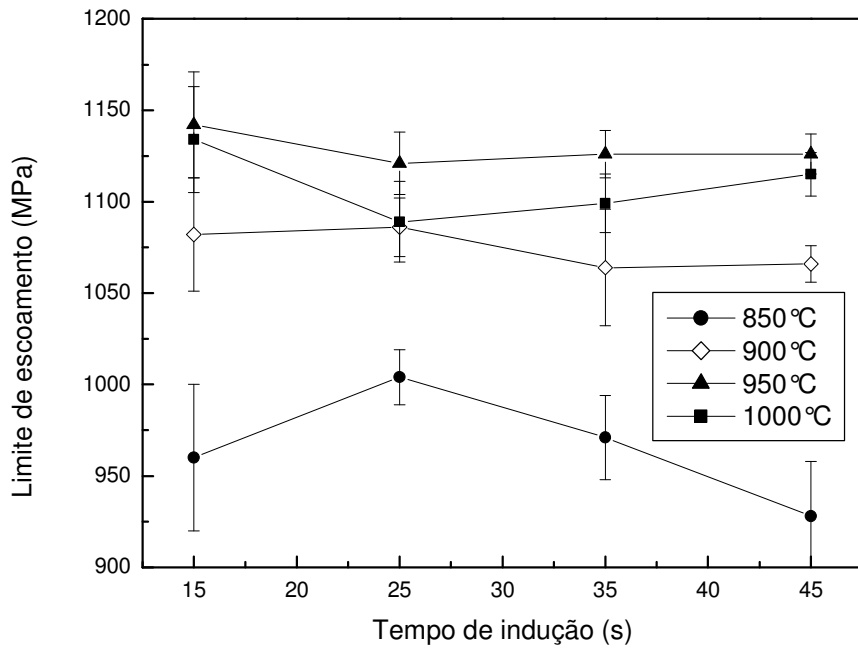


(b)

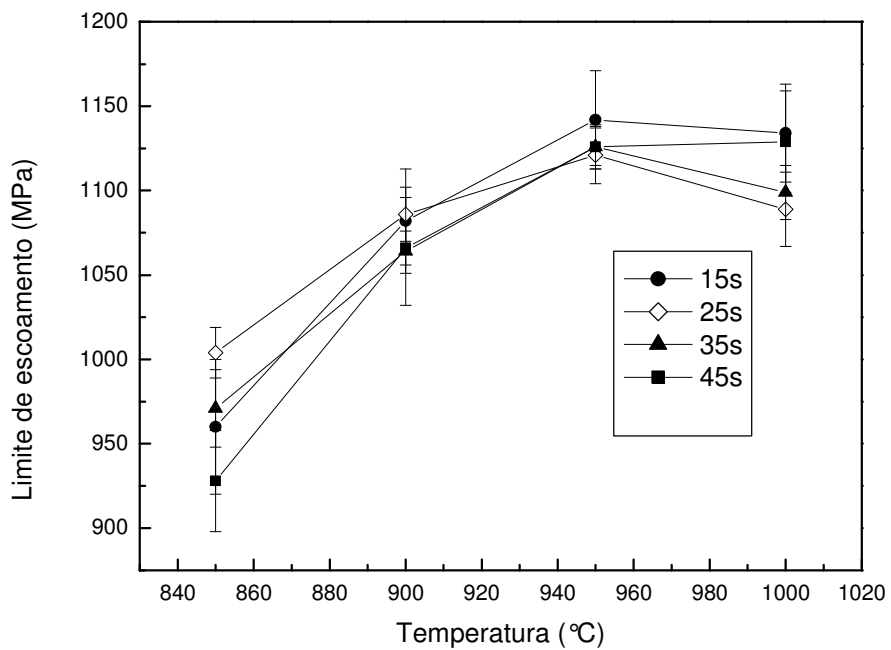
Figura 5.21. Variação do limite de resistência de amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética: a) em função do tempo de indução; b) em função da temperatura.

Para as temperaturas de 850, 900 e 950°C, o limite de resistência apresentou uma tendência a aumentar com o aumento do tempo de indução de corrente. Este fato pode ser explicado pela diminuição da fração volumétrica de ferrita residual. Nas amostras temperadas e revenidas, como já foi mostrado, a fração volumétrica de ferrita diminuiu com o aumento do tempo de indução, isto implica em um maior limite de resistência. O aumento do tempo de indução aumentou também o tamanho dos grãos austeníticos nas amostras austenitizadas a 900, 950 e 1000°C, o que proporcionou um aumento da temperabilidade martensítica. Para a temperatura de 1000°C, o limite de resistência diminuiu com o aumento do tempo de indução, tornando-se menor que o limite de resistência para a amostra austenitizada a 950°C. Isto pode estar relacionado ao fato de que a têmpera a 1000°C resultou em uma microestrutura totalmente martensítica, então o aumento na temperabilidade com o aumento do tamanho de grão será menos pronunciado quando comparado com temperaturas de têmpera mais baixas. Por outro lado, o aumento do tamanho de grão austenítico resulta em um maior tamanho de pacote martensítico e conseqüentemente um menor limite de resistência^[19]. Para todos os tempos de indução o aumento da temperatura aumentou o limite de resistência, devido ao aumento da temperabilidade com o aumento do tamanho de grão, sendo que para os tempos de indução de 35 e 45s, o limite de resistência diminuiu quando a temperatura foi aumentada de 950°C para 1000°C, devido ao aumento no tamanho dos pacotes de martensita como foi explicado anteriormente.

A figura 5.22 mostra a variação do limite de escoamento em função do tempo de indução e da temperatura de austenitização, de amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética.



(a)



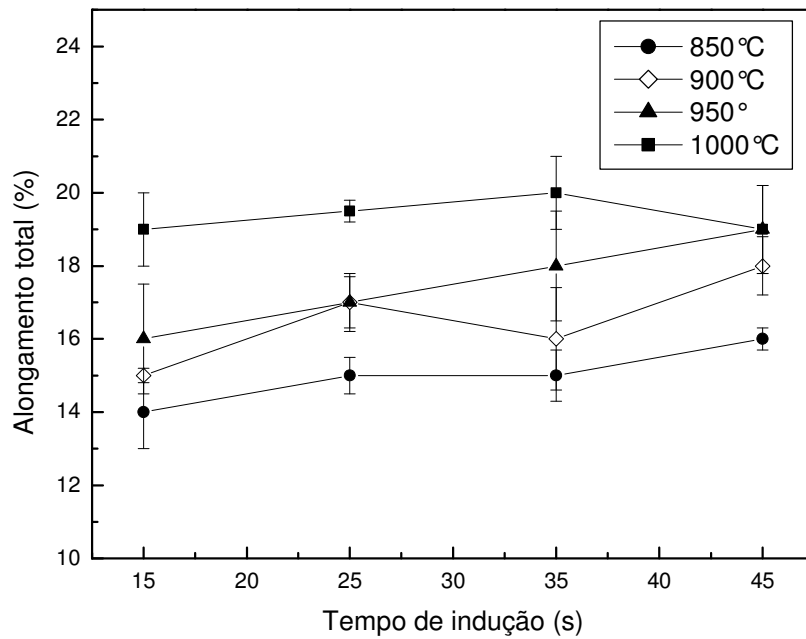
(b)

Figura 5.22. Variação do limite de escoamento de amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética: a) em função do tempo de indução; b) em função da temperatura.

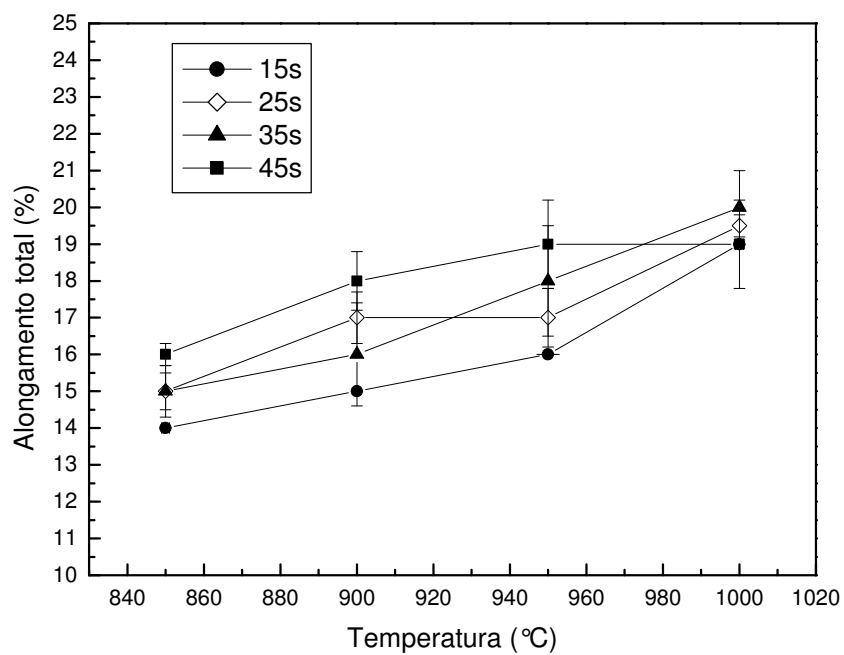
Para a temperatura de 850°C, o limite de escoamento aumenta com o aumento do tempo de indução de 15 para 25s, sendo o efeito predominante a redução da fração de ferrita residual e a redução do tamanho dos grãos de ferrita. A temperabilidade também foi aumentada devido a um pequeno aumento do tamanho de grão austenítico, quando o tempo de indução foi aumentado de 15 para 25s. Para os tempos maiores, o efeito da recuperação foi mais acentuado. O aumento do tamanho do grão austenítico aumenta a temperabilidade martensítica, resultando em uma maior quantidade de martensita formada, que implica em maior energia de deformação associada às discordâncias geradas na transformação martensítica. Esta energia de deformação é a força motriz para os processos de recuperação durante o revenimento, que resultaram em um menor limite de escoamento.

Para as temperaturas de 900, 950 e 1000°C o limite de escoamento não apresentou fortes alterações com aumento do tempo de indução. Para todos os tempos de indução, o aumento da temperatura resultou em um aumento no limite de escoamento, devido ao aumento da temperabilidade com o aumento do tamanho de grão. Contudo, quando a temperatura atinge 1000°C, notou-se uma pequena recuperação durante o revenimento. Durante a recuperação, ocorre diminuição da densidade de discordâncias geradas na têmpera, isto resulta em valores maiores de alongamento percentual.

As variações dos alongamentos total e uniforme em função do tempo de indução e da temperatura são mostradas nas figuras 5.23 e 5.24, respectivamente. O aumento do tempo de indução, como foi verificado, provoca um aumento mais discreto na temperabilidade, visto que o aumento no tamanho de grão é mais discreto em função do aumento do tempo, que em função do aumento da temperatura. Conseqüentemente, esta influência mais discreta do aumento do tempo de indução também foi observada nos alongamentos total e uniforme.

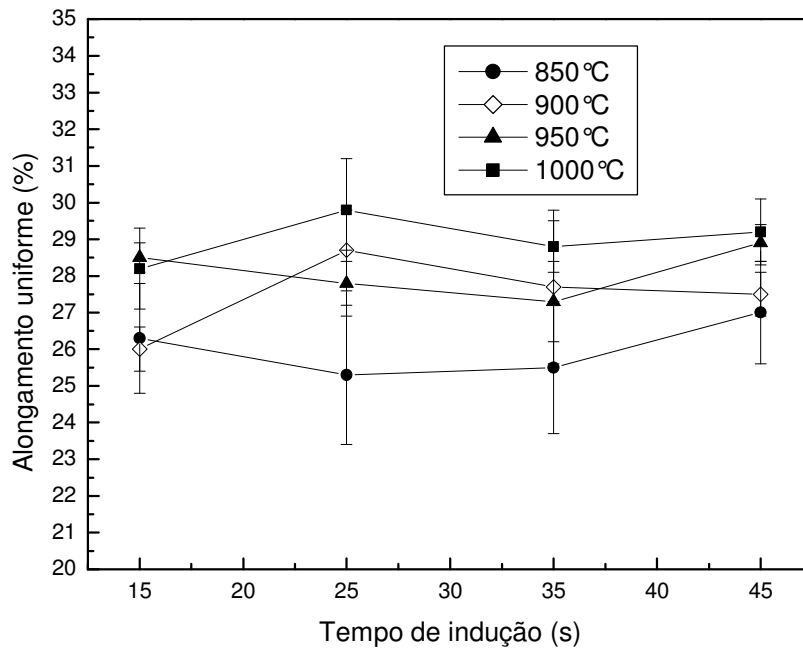


(a)

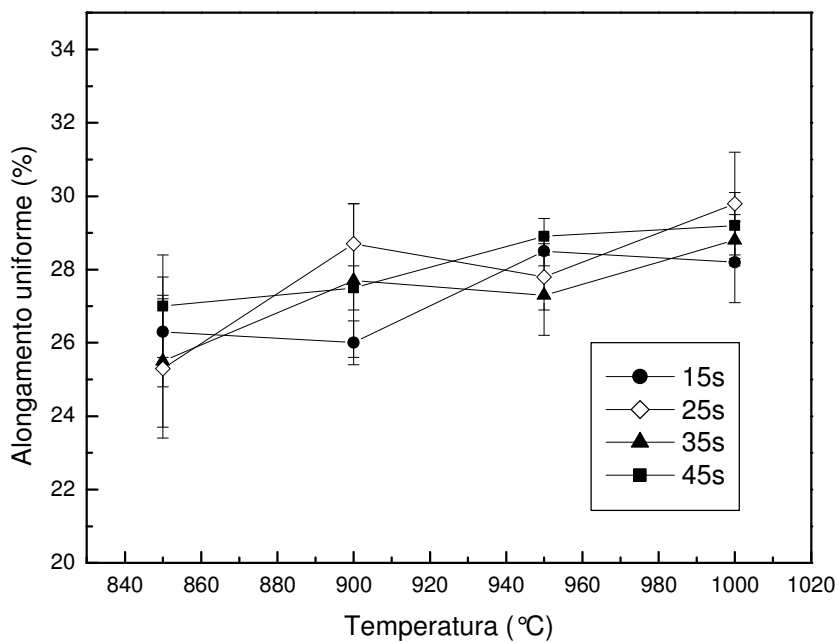


(b)

Figura 5.23. Variação do alongamento total de amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética: a) em função do tempo de indução; b) em função da temperatura.



(a)



(b)

Figura 5.24. Variação do alongamento uniforme de amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética: a) em função do tempo de indução; b) em função da temperatura.

O parâmetro utilizado para a otimização das propriedades mecânicas foi o produto do limite de resistência pelo alongamento total das amostras, em função da temperatura de austenitização, como mostra a figura 5.25.

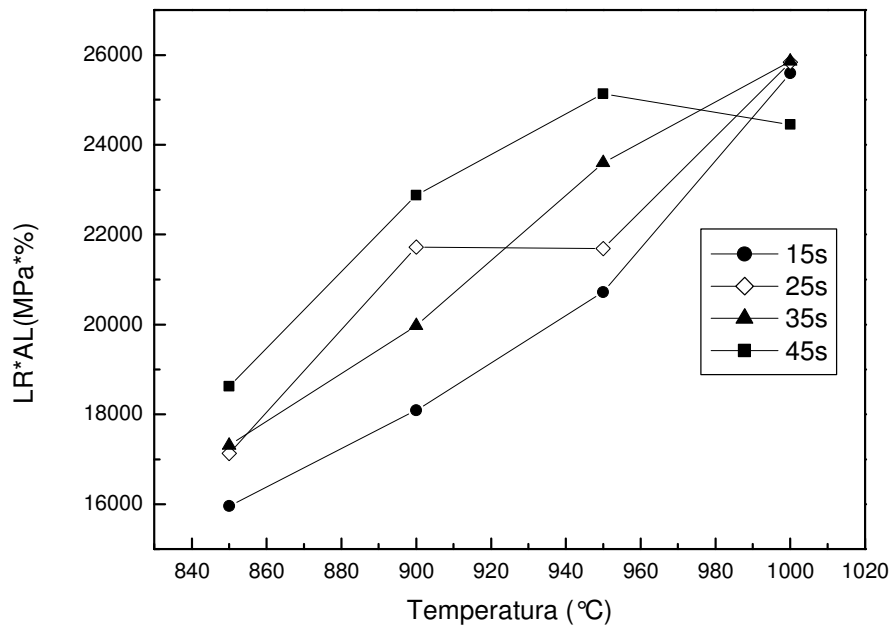


Figura 5.25. Variação do produto do limite de resistência pelo alongamento total, em função da temperatura de austenitização, para cada tempo de indução, de amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética.

Na figura 5.25 verifica-se que as amostras temperadas a partir da temperatura de austenitização de 1000°C, com tempo de indução de 15, 25 e 35s, apresentam melhores propriedades mecânicas, ou seja, maior resistência associada a uma boa ductilidade.

6. CONCLUSÕES

- Para o aço SAE 4130, o aumento da taxa de aquecimento entre 10 e 90°C/s, não influenciou a temperatura crítica de início de formação da austenita (Ac_1), mantida próxima a 740°C, mas aumentou fortemente a temperatura crítica de final de formação da austenita (Ac_3), que aumentou de 920 para 1035°C.
- Apesar dos curtos tempos no tratamento térmico por indução eletromagnética, foi observado um aumento do tamanho dos grãos austeníticos de 4 μ m para 15 μ m quando a temperatura de austenitização foi aumentada de 850°C para 1000°C e o tempo de indução de 15s para 45s. Na temperatura de 850°C o crescimento dos grãos austeníticos foi observado apenas quando o tempo de indução foi aumentado de 15s para 25s, a partir daí não ocorreu crescimento a esta temperatura.
- Para o aço SAE4130, são necessários tempos de indução mais elevados que 45s, nas temperaturas de 850 e 900°C, para uma completa transformação da ferrita em austenita.
- A heterogeneidade das propriedades mecânicas ao longo da região tratada, que normalmente ocorre em tratamentos térmicos por indução eletromagnética, pode ser reduzida com o aumento da temperatura.
- O tratamento térmico de tubos de aço SAE4130 por indução eletromagnética, com temperaturas de austenitização entre 850°C e 1000°C e tempos de indução entre 15s e 45s, com uma potência de 97,5kW e 10kHz de frequência, é capaz de produzir perfis de dureza homogêneos ao longo da espessura da parede dos tubos.
- A diminuição da fração volumétrica de ferrita e o aumento da temperabilidade com o aumento do tamanho dos grãos austeníticos, em função do aumento do tempo de indução, nas amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética, resultaram em aumento do limite de resistência, para as temperaturas de 850, 900 e 950°C. Na temperatura de 1000°C, devido ao aumento da

temperabilidade, a microestrutura obtida na têmpera é totalmente martensítica, neste caso o limite de resistência diminuiu com o aumento do tempo de indução, devido ao aumento do tamanho dos grãos austeníticos e dos pacotes de martensita.

- Tanto o limite de resistência quanto o limite de escoamento aumentaram com o aumento da temperatura de austenitização, para amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética, para tempos de austenitização entre 15 e 45s.
- Nos tratamentos térmicos por indução eletromagnética, o tempo de indução de corrente para a austenitização é muito curto, assim sendo, o aumento do tempo de indução de corrente nas amostras não provocou fortes alterações nas propriedades mecânicas.
- O aumento da temperabilidade com o aumento do tamanho de grão resultou em um maior alongamento total e uniforme, devido ao efeito da recuperação durante o revenimento.
- As amostras tubulares de aço SAE4130 temperadas e revenidas por indução eletromagnética, austenitizadas a 1000°C durante 15s, 25s e 35s apresentaram as melhores propriedades mecânicas para a produção de ferramentas ou peças, que são submetidas a grandes esforços.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Verificar o efeito dos parâmetros de revenimento por indução eletromagnética sobre as propriedades mecânicas do aço SAE 4130, austenitizado por indução eletromagnética e temperado.
- Verificar a resistência a fadiga do aço SAE4130 tratado termicamente por indução eletromagnética com os parâmetros utilizados neste trabalho.
- Verificar o desempenho de ferramentas tratadas com os parâmetros otimizados, fazendo comparação com as ferramentas disponíveis no mercado.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

1. MARTINS, N. Introdução à teoria da eletricidade e do magnetismo. 2ª ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 1975. p 189-303.
2. RUDNEV, V. I.; LOVELESS, D. L.; COOK, R. L. e BLACK, M. R. Handbook of induction Heating. New York: Editora Marcel Dekker,2003. p 11 – 136.
3. LOVELESS, D. L.; COOK, R. L.; RUDNEV, V. I. Considering Nature and Parameters of Power Supplies for Efficient Induction Heat Treating. Industrial Heating, June 1995.
4. LOVELESS, D., RUDNEV, V.; LANKFORD, L.; DESMIER, G. AND MEDHANIE, H. Advanced Non-rotational Induction Crankshaft Hardening Technology Introduced Automotive Industry. Industrial Heating, November, 2000.
5. ASM Metals Hand Book. vol. 4
6. LOVELESS, D.; RUDNEV, V.; COOK, R.; AND BOUSSIE, T. “Longitudinal Flux Induction Heating of Slabs, Bars and Strips Is No Longer”. Industrial Heating, February 1995.
7. CHIAVERINI,V. Tratamento térmico das Ligas Ferrosas. Associação Brasileira de Metais, 1985. p 31 – 74.
8. KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Precessing Principles. ASM International, 1990, p. 145-256.
9. RUDNEV,V. Can Fe-Fe₃C phase transformation diagram be directly applied in induction hardening of steel? , Professor Induction Series, Heat Treating Progress, ASM Int., June/July, 2003, pp.27.

10. RUDNEV, V. Induction Heat Treating: The Basics & Beyond. In: II Conferência Brasileira de Temas de Tratamento Térmico, 2004, Atibaia, São Paulo, 22 a 25 de novembro de 2004
11. AHN, S.T.; KIM, D. S; NAM, J.W. Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Low Alloy Steel Tempered by Induction Heating. *Journal of Materials Processing Technology*, vol.160, pg. 54-58, 2005.
12. BROOKS, C. R. Principles of the Austenitization of Steels. Eseevier Science Publishers Ltd, 1992.
13. PADILHA, A. F.; SICILIANO, F.Jr. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. 3ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. p. 92-103.
14. GARCIA DE ANDRÉS, C.; CABALLERO, F.C.; CAPDEVILA, C.; BHADSHIA, H.K.D.H. Modelling of Kinetics and Dilatometric Behavior of Non-Isothermal Pearlite-To-Austenite Transformation in an Eutectoid Steel. *Scripta Materials*, vol 39, N° 6, pg 791-796, 1998
15. OLIVEIRA, F.L.G.; ANDRADE, M.S.; COTA, A.B. Kinetics of Austenite Formation During Continuous Heating in a Low Carbon Steel. *Materials Characterization*, vol 58, pg 256-261, 2007.
16. LEE, S.J.; PARK, Y.M.; LEE, Y.K. Relationship Between Austenite Grain Size, Martensite Start Temperature, and Transformation Kinetics of AISI 4340 Steel. *Materials Letters*, 2006.
17. OLSON, G.B., OWEN, W.S. MARTENSITE: A Tribute to Morris Cohen. ASM International, 1992, p. 215-224.
18. GARCIA DE ANDRÉS, C.; CABALLERO, F.C.; CAPDEVILA, C.; ÁLVAREZ, L.F. Application of Dilatometric Analysis to the Study of Solid-Solid Phase Transformations in Steels. *Materials Characterization*, Vol 48, pg 101-111, 2002.

19. MORITO, S.; YOSHIDA, H.; MAKI, T.; HUANG, X. Effect of Block Size on the Strength of Lath Martensite in Low Carbon Steels. *Materials Science & Engineering A*, 2006.

20. FERREIRA, C. R.; Dissertação de mestrado; Tratamento Térmico Por Indução Eletromagnética de Hastes de Aço SAE 1045 Para Sondagem Geológica. *REDMAT*, janeiro de 2004.

21. FERREIRA, C. R.; Araújo, F. G. S.; Oliveira, C. P.; Cota, A. B.; Tratamento Térmico Por Indução Eletromagnética em Tubos de Aço SAE 1045 Para produção de Hastes de Sondagem Geológica. *REM- Revista da Escola de Minas*, pg 23-26, Março de 2004.