

VIVIANE LIMA DE MORAIS

**TRATAMENTO TÉRMICO E REFINO DE CARBONETO DE UM AÇO
HIPEREUTETÓIDE LAMINADO A FRIO**

Trabalho de Formatura apresentado à Escola
Politécnica da Universidade de
São Paulo.

Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica

Orientador:
Prof. Dr. Hélio Goldenstein.

São Paulo
2004

VIVIANE LIMA DE MORAIS

**TRATAMENTO TÉRMICO E REFINO DE CARBONETO DE UM AÇO
HIPEREUTETÓIDE LAMINADO A FRIO**

Trabalho de Formatura apresentado à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

Orientador: Prof. Dr. Hélio Goldenstein.

Co-Orientador: Prof. Dr. Mário Boccalini Jr.

São Paulo
2004

ÍNDICE

LISTA DE TABELAS

LISTA DE FIGURAS

1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
2.1 Aços de ultra alto teor de carbono	2
2.2 Refino por tratamento térmico	4
2.3 Refino por processamento termomecânico	7
2.4 Superplasticidade	8
3 OBJETIVOS	12
4 MATERIAIS E MÉTODOS	.13
4.1 Tratamentos Térmicos	.15
4.1.1 Austenitização e Têmpera	15
4.1.2 Revenimento	17
4.1.3 Medidas de Microdureza	17
4.2 Metalografia qualitativa	18
4.3 Metalografia quantitativa	18
4.3.1 Tamanho médio de carbonetos	18
5 RESULTADOS	20
5.1 Tratamentos Térmicos	20
5.1.1 Austenitização e Têmpera	20
5.1.2 Revenimento	.22
5.1.3 Medidas de Microdureza	27
..5.2 Metalografia quantitativa	33
5.2 1 Tamanho médio de carbonetos	33
6 DISCUSSÃO	34

7 CONCLUSÕES	36
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	37

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química (% massa) do aço hipereutetóide utilizado neste plano de trabalho	13
Tabela 2 – Medidas de microdureza e diâmetro dos carbonetos (ϕ) do aço hipereutetóide de partida	15
Tabela 3 – Temperaturas, tempos de austenitização e meio de têmpera ensaiados	16
Tabela 4 – Condições de austenitização e temperaturas e tempos de revenimento	17
Tabela 5 - Valores médios de microdureza dos corpos-de-prova ensaiados	28
Tabela 6 – Dureza em função dos parâmetros de Hollomam-Jaffe (P), para todas as condições ensaiadas	32
Tabela 7 - Valores médios de diâmetro de carbonetos	33

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama Fe-C – os aços de ultra alto teor de carbono são definidos como aços que contêm de 1 a 2%C	3
Figura 2 – Ciclo de tratamento térmico proposto	5
Figura 3 – Processo de formação da microestrutura duplex ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) no tratamento de têmpera e revenimento	7
Figura 4 – Diagrama Fe-C ilustrando a região (pela área hachurada) em que é possível obter superplasticidade em AUAC	9
Figura 5 - Alongamento até a ruptura de AUAC processados termomecanicamente. Teste de tração feito a 973K (700°C) para várias taxas de deformação	10
Figura 6 - Microestrutura do aço utilizado como material de partida. Microscópio óptico, ataque Nital, 1000x.	13
Figura 7 - Aço hipereutetóide utilizado como material de partida para os experimentos. (a) microestrutura obtida em MEV-elétrons secundários; (b) análise química do ponto marcado (pt 1)	14
Figura 8 – Diagrama Fe-C ilustrando em quais campos as temperaturas de austenitização estudadas encaixam-se	16
Figura 9 – Evolução microestrutural em função da temperatura de austenitização. Microscópio óptico. Ataque: solução de 50ml nital (4%) e 50ml picral (4%)	20
Figura 10 – Evolução microestrutural em função da temperatura de austenitização (°C). Ataque: Vilella. MEV – elétrons secundários	21
Figura 11 – Imagens de microscópio óptico ilustrando a evolução microestrutural das amostras austenitizadas a 770°C em função do tempo e da temperatura de revenimento. (a) 400°C x 30min; (b) 400°C x 120 min; (c) 500°C x 30min; (d) 500°C x 120min; (e) 600°C x 30min; (f) 600°C x 120min.	23
Figura 12 – Imagens de microscópio óptico ilustrando a evolução microestrutural das amostras austenitizadas a 850°C em função do tempo e da temperatura de revenimento. (a) 400°C x 30min; (b) 400°C x 120 min; (c) 500°C x 30min; (d) 500°C x 120min; (e) 600°C x 30min; (f) 600°C x 120min.	24

Figura 13 – Imagens de microscópio óptico ilustrando a evolução microestrutural das amostras austenitizadas a 970°C em função do tempo e da temperatura de revenimento. (a) 400°C x 30min; (b) 400°C x 120 min; (c) 500°C x 30min; (d) 500°C x 120min; (e) 600°C x 30min; (f) 600°C x 120min. 25

Figura 14 – - Evolução da microestrutura em função da temperatura de austenitização e do tempo de revenimento a 600°C. MEV –Elétrons secundários. 26

Figura 15 - Dureza em função do tempo de revenimento a 600°C para as três temperaturas de austenitização. 29

Figura 16 - Dureza (HRC) em função do tempo para cada temperatura de revenimento. (a) austenitização a 770°C x 10min, (b) austenitização a 850°C x 10min, (c) austenitização a 970°C x 10min 30

Figura 17 - Valores da dureza (HRC) em função do parâmetro de Hollomon-Jaffe (P) para todas as temperaturas de austenitização 33

AGRADECIMENTOS

Aos Professores Dr. Hélio Goldenstein e Dr. Mário Boccalini Jr. pela orientação, sem os quais não seria possível a realização deste trabalho.

À Brasmetal Waelzholz em nome do Eng. Antenor Ferreira Filho pela oportunidade e pelo fornecimento de materiais para a realização dos precedimentos experimentais.

A todos os colegas da Divisão de Metalurgia do IPT, em especial a Cláudia Serantoni da Silva.

Ao Ailton pelo companheirismo e colaboração inestimável na execução deste trabalho.

Aos meus pais pelo apoio irrestrito e incentivo que sempre tive.

RESUMO

Os aços de ultra alto teor de carbono podem ser conformados por meio de uma série de rotas de processamento termomecânico que têm sido desenvolvidas para obtenção de uma grande variedade de microestruturas, como esferoidizadas e as perlíticas. As presenças de matriz de grãos ferríticos finos e de partículas de cementita esferoidizada finamente dispersas tornam o aço superplástico em temperaturas próximas a A_1 (727°C). A superplasticidade de aços de ultra alto teor de carbono é uma propriedade que vem sendo cada vez mais buscada. Neste trabalho, propôs-se estudar o efeito da temperatura e do tempo de austenitização e da temperatura e do tempos de revenimento como rota de refinamento da microestrututra de um aço hipereutetóide (1,3%C) laminado a frio. Os tratamentos de austenitização propostos foram feitos no campo γ e no campo bifásico ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$), seguidos de resfriamento em água e de tratamento subcrítico para decomposição da austenita retida em $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ e, ao mesmo tempo, revenimento da martensita. Realizaram-se a caracterização microestrutural, por meio de microscopias óptica e eletrônica de varredura e medições de microdureza e de tamanho de carboneto em todas as condições. Não foi possível refinar os carbonetos por meio das rotas de tratamentos térmicos propostas neste trabalho.

ABSTRACT

Ultra high carbon steels can be worked through different routes of thermomechanical processing that have been developed for obtaining a great variety of microstructures, as the spheroidized. The presence of a matrix of fine ferrite grains and finely dispersed spheroidized cementite particles makes the steel superplastic in temperatures around A_1 (727°C). The superplasticity of ultra high carbon steel is a property that comes more being each searched time. In this work, it was considered to study the effect of temperature and time of austenitizing and temperature and time of tempering in the refinement of the microstructure of a cold rolled hypereutectoid steel (1,3%C). The austenitizing treatment was made in the γ field and in the two-phase ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$) field followed by water cooling and sub-critical treatment for decomposition of the retained austenite in $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ and, at the same time, tempering of the martensite. The microstructure characterization in optical microscope and SEM, the microhardness measurements and the measurements of the carbides were carried out. It was not possible to refine the carbide by means of a route of the proposed heat treatments.

1. INTRODUÇÃO

A superplasticidade dos aços de ultra alto teor de carbono com microestrutura duplex é observada em temperaturas próximas a A_1 e pode revolucionar a indústria de manufatura, pois materiais superplásticos podem ser conformados em formas complexas¹. A superplasticidade pode reduzir ou até mesmo eliminar muitas etapas de processamento como solda, corte e retífica, reduzindo em até 30% o custo de fabricação de muitos componentes de aço¹. Sabe-se que há dois atributos para que um material metálico seja superplástico. O primeiro é a necessidade dos grãos serem finos (que também está relacionado ao tamanho do carboneto), ou seja, se um material apresenta grãos ultra finos, certamente também apresentará carbonetos refinados. A presença de grãos finos permite a deformação por um processo de escorregamento dos contornos de grão, o que confere ao material a propriedade de viscosidade (a taxa de deformação é alta) e a superplasticidade é alcançada.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Aços de ultra alto teor de carbono

Aços de ultra alto teor de carbono (AUAC) - “ultra high carbon steels” (UHCS) – são aços hipereutetóides com teor de carbono entre 1 e 2%, como pode ser visto na Figura 1, que mostra o diagrama Fe-C². Aços hipereutetóides são conhecidos como materiais com baixa tenacidade à fratura, fato que é um importante fator limitante de seu uso. Contrário à essa percepção, os AUAC têm sido produzidos com propriedades mecânicas muito interessantes.

Nos últimos anos, foi demonstrado que os AUAC podem ser conformados por meio de uma série de rotas de processamento termomecânico que têm sido desenvolvidas para obtenção de uma grande variedade de microestruturas, como as esferoidizadas e as perlíticas³. A fragilidade associada à rede de cementita (Fe₃C) proeutetóide ou cementita massiva pode ser evitada com esses processamentos, que serão vistos com mais detalhes posteriormente, produzindo uma microestrutura de cementita esferoidizada finamente dispersa e grãos de ferrita (α) também finos, mais conhecida como microestrutura duplex (α + Fe₃C). A presença de grãos finos torna o aço superplástico em temperaturas próximas a A₁. Essa associação de superplasticidade em elevadas temperaturas, com alta resistência, ductilidade e tenacidade à temperatura ambiente tornam os AUAC muito atrativos para algumas aplicações na engenharia.

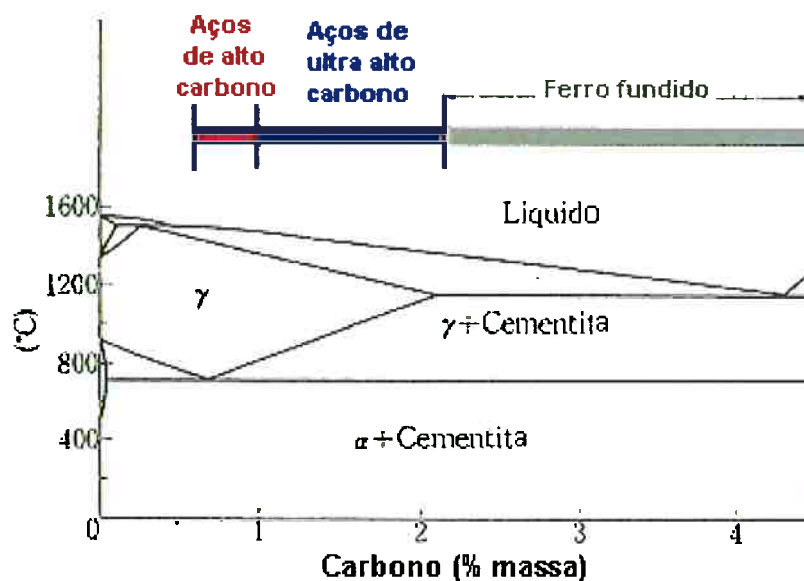


Figura 1 – Diagrama Fe-C - os aços de ultra alto teor de carbono são definidos como aços que contêm de 1 a 2% C^1 .

Uma grande dúvida é se essas propriedades obtidas em escala laboratorial podem ser reproduzidas em escala industrial, já que é muito difícil controlar os parâmetros envolvidos no processo para uma escala maior. Pouca informação está disponível na literatura sobre a simulação das condições de laminação, assim como tempos e temperaturas de tratamento para esferoidização. Por exemplo, no Centro Nacional de Investigações Metalúrgica, em Madri, uma máquina de torção a quente está sendo utilizada para simular processamento de conformação em altas temperaturas, na faixa de 900 a 1200°C¹. Os resultados são promissores. Um aço de ultra alto teor de carbono (1,3%C) sem altas adições de elementos de liga resultou em ótima conformabilidade e baixa resistência à deformação plástica, em relação a outros aços convencionais¹. Deve-se tal comportamento dos aços de ultra alto teor de carbono à dissolução do carbono na austenita contribuindo para o aumento da taxa de difusão do ferro, que aumenta o processo de *amolecimento* que favorece altas taxas de formabilidade e baixa resistência à deformação plástica. Um resfriamento por hélio (50°C.s⁻¹) seguido do teste de torção leva à formação de perlita.

Inicialmente, os estudos de superplasticidade eram realizados essencialmente em aços de ultra alto teor de carbono planos. Vários processos termomecânicos foram e são usados para a obtenção das microestruturas duplex, incluindo laminação a quente e a morno (HWW), laminação a morno isotérmica (IWW), transformação eutetóide divorciada (DET), e transformação eutetóide divorciada associada a deformação (DETWAD)^{4,5}. Além disso, há trabalhos^{8,9,10} (em menor quantidade) citando processos com ciclos de tratamento térmico de AUAC fundidos que também apresentam microestrutura fina e com propriedades superplásticas.

AUAC com microestrutura duplex são superplásticos a temperaturas próximas à da reação eutetóide e, simultaneamente, possuem propriedades únicas à temperatura ambiente. Isso porque as finas partículas de cementita esferoidizada (cerca de 0,5µm) em meio a uma matriz de grãos ferríticos finos (cerca de 1µm) quando austenitizados logo acima da temperatura A_1 (723°C), transforma-se em grãos finos de austenita com partículas de cementita que não se dissolvem^{6,7}. Há divergências em relação aos valores ideais de tamanho de carboneto e de tamanho de grão para a obtenção da superplasticidade, pois cada rota de processamento resulta em um tamanho de partícula. Entretanto, pode-se generalizar, e afirmar, que todos os processos conduzem a diâmetro médio do grão ferrítico inferior a 1µm e a partículas esferoidizadas de cementita com diâmetros médios inferiores a 0,5µm.

2.2. Refinamento por tratamento térmico

Uma das formas de se conseguir produzir uma microestrutura de matriz ferrítica e cementita esferoidizada finamente dispersa para atingir a propriedade de superplasticidade é o refinamento dos carbonetos por tratamento térmico.

Poucas informações estão disponíveis na literatura sobre métodos de obtenção de microestrutura duplex apenas por tratamentos térmicos, sem nenhum tipo de deformação mecânica. Maki et al.⁸ propuseram um ciclo de tratamentos térmicos objetivando uma microestrutura duplex, como pode ser visto na Figura 2. O ciclo proposto é composto de três etapas:

- Formação de microestrutura totalmente perlítica, sem partículas proeutetóide;
- Têmpera a partir do campo ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$) para obtenção de martensita;
- Revenimento para recristalização da martensita, abaixo da temperatura A_1

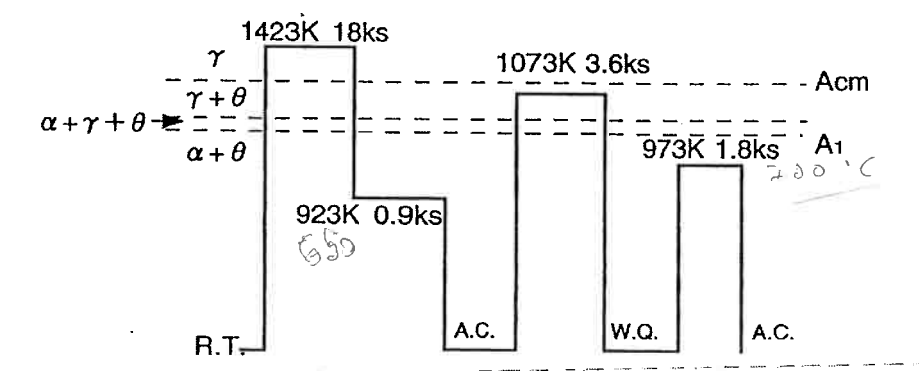


Figura 2 – Ciclo de tratamento térmico proposto por Maki et al.⁸

Inicialmente, as amostras são austenitizadas a 1150°C por 5h e temperadas em banho de sal a 650°C por 15min para assegurar a transformação perlítica. A microestrutura de um aço hipereutetóide que foi lentamente resfriado a partir de uma temperatura do campo austenítico consiste em uma rede contínua de cementita proeutetóide em contorno de grão primário austenítico em meio a colônias de perlita.

Devido à rede de cementita, as propriedades mecânicas deste aço estão comprometidas. Para se obter uma microestrutura duplex que possui excelentes propriedades mecânicas, é feita a segunda etapa do ciclo térmico. Na segunda etapa o aço é austenitizado a 800°C por 1h no campo bifásico ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$) e posteriormente temperado em água para a obtenção de uma estrutura composta por duas fases: cementita e martensita. Em seguida, para completar o ciclo, o aço é revenido a 700°C por 30min (logo abaixo da temperatura A_1) para a obtenção da microestrutura duplex.

A Figura 3 descreve esquematicamente o que acontece na transição da condição bruta de têmpera para a condição totalmente revenida⁹. A presença de partículas de

cementita proeutetóide (que não se dissolvem quando tratadas no campo bifásico ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$)) dispersas na microestrutura são muito importantes para a formação da estrutura duplex. No tratamento de austenitização a 800°C na região de dois campos ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$) a mistura de grãos de austenita e partículas de cementita que não se dissolvem é obtida. O tamanho médio de grão austenítico é relativamente pequeno (cerca de $11\mu\text{m}$) devido à presença da cementita que evita o crescimento do grão austenítico. Por meio de têmpera, a austenita transforma-se em ripas de martensita (a presença de partículas de cementita evita o crescimento das ripas de martensita). Sabe-se que essas ripas formam blocos (grupo de ripas com quase mesma orientação) e pacotes (grupo de agulhas de martensita com quase os mesmos planos) que são refinados em relação ao caso de uma microestrutura que não contenha cementita não dissolvida. Após o revenimento a 700°C ocorre a diminuição da densidade de discordâncias e a precipitação de novas partículas de cementita nos contornos das ripas de martensita. Os contornos das ripas de martensita não podem ser vistos após recuperação da microestrutura, indicando que as ripas começam a coalescer até formar grãos ferríticos. Sabe-se que os limites (fronteira) entre os blocos e os pacotes são contornos de alto ângulo. Dessa forma, nesta etapa os grãos ferríticos com formato de ripas são formados. Assim, ainda durante o revenimento, a forma dos grãos de ferrita modificam-se para equiaxiais e a presença das partículas de cementita inibem o crescimento dos grãos ferríticos. O resultado é uma microestrutura duplex de tamanho médio de grão $0,4\mu\text{m}$ e partículas de cementita de $0,18\mu\text{m}$.

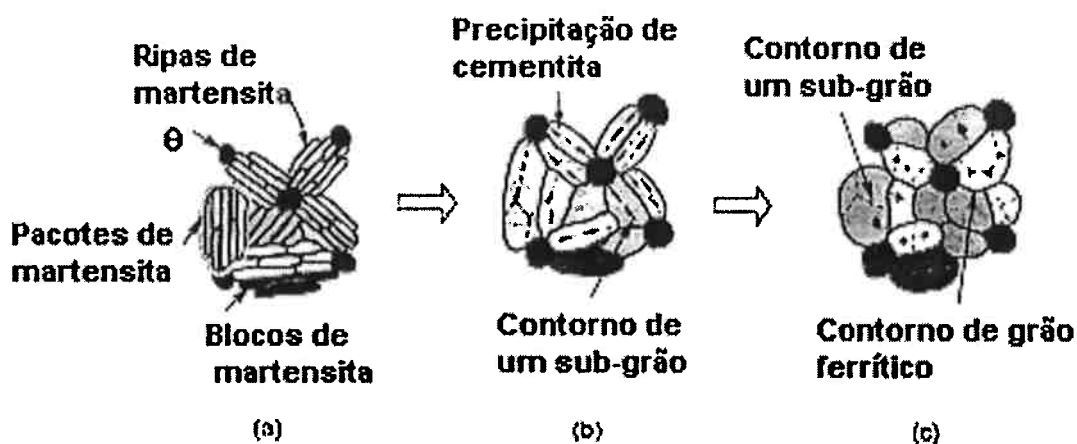


Figura 3 - Processo de formação da microestrutura duplex ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) no tratamento de têmpera e revenimento. ⁹

Em outro trabalho, a mesma equipe (Maki et al.¹⁰) propôs uma pequena alteração nas temperaturas de austenitização e revenimento, mas obtendo o mesmo resultado. Kayali et al.¹¹ mostrou que, partindo de um AUAC bruto de fundição e aplicando um ciclo de tratamentos térmicos também é possível obter uma microestrutura fina e com propriedades superplásticas.

Com isso, pode-se afirmar que há possibilidade de obter uma microestrutura duplex sem nenhum processo complicado de deformação a quente.

2.3. Refinamento por processamento termomecânico

A superplaticidade em AUAC é atingida com uma microestrutura duplex $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ com partículas de cementita esferoidizadas e finamente distribuídas em uma matriz de grãos finos ferríticos. Uma série de processos termomecânicos foram desenvolvidos objetivando uma microestrutura refinada (grãos e carbonetos refinados) partindo de uma estrutura perlítica.

Sherby et al.^{3,6,7,12,13} desenvolveram tal microestrutura por complicados processos termomecânicos compostos por três partes. Um dos processos consiste em (i) laminação a quente após austenitização no campo bifásico ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$); (ii) laminação a morno a

partir da temperatura abaixo da A_1 ; (iii) austenitização na região de duas fases ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$) seguida de têmpera e revenimento abaixo da temperatura A_1 .

Furuhara et al.^{9,14} estudaram vários processos termomecânicos para a obtenção da microestrutura duplex partindo de uma estrutura perlítica. Entre eles está a transformação da microestrutura por laminação a morno. Por meio de pesados passes de laminação a morno (abaixo da temperatura A_1) as lamelas de cementita iniciais tornam-se finas com carbonetos esferoidizados dispersos na matriz ferrítica.

Seto et al.¹⁵ apud Furuhara et al.⁹ também desenvolveram um processo partindo de uma microestrutura perlítica produzida por laminação a frio e recozimento. A laminação a frio faz com que o espaçamento interlamelar e o alinhamento das lamelas resultem em uma microestrutura não-uniforme. Quando essas amostras são recozidas (cerca de 650°C), a estrutura resultante consiste de grãos ferríticos finos e partículas de Fe_3C , mas com uma distribuição e tamanho de partículas não-uniforme, devido à heterogeneidade da estrutura laminada a frio.

Embora muitos processos para obtenção de uma microestrutura duplex em AUAC tenham sido estudados^{6,8,9,14,15,16}, um processo termomecânico relativamente complicado é necessário para obter partículas finas de cementita, ao invés do coalescimento das partículas proeutetóides de Fe_3C . Um processo termomecânico típico envolve dissolução de partículas de cementita na matriz auténítica, seguida de laminação a quente partindo do campo bifásico ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$) e laminação a morno (abaixo da temperatura A_1).

Chattopadhyay¹⁷ investigou a sequência de eventos que levam à esferoidização partindo de lamelas de cementita, assim como sua quantificação.

2.4. Superplasticidade

Aços de ultra alto teor de carbono que contêm entre 1 e 2 % de carbono têm como propriedade a superplasticidade em temperaturas perto da temperatura A_1 ^{6,9,10,12,13,15} ou 723°C (tanto acima quanto abaixo da temperatura A_1 , como pode ser visto na Figura 4). Isso é comprovado quando a microestrutura é composta de grãos finos de ferrita (α) com uma distribuição uniforme de cementita esferoidizada (Fe_3C),

isto é, uma microestrutura duplex ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$). Além disso, são caracterizados por apresentarem uma combinação de alta resistência e boa ductilidade^{7,18,19}.

Como foi discutido no tópico anterior, vários tipos de processos termomecânicos são utilizados para a obtenção de uma série de microestruturas duplex. Para poder quantificar a superplasticidade desses materiais, a forma mais usual é por meio de um ensaio de tração a quente.

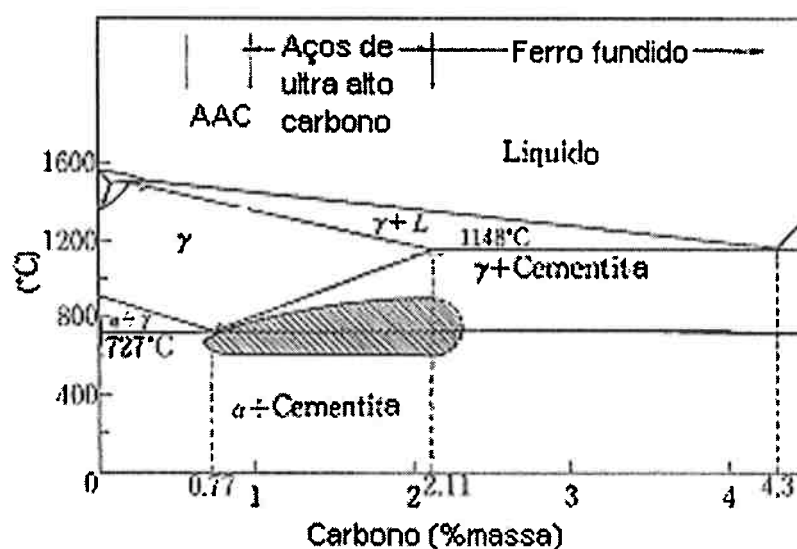


Figura 4 – Diagrama Fe-C ilustrando a região (pela área hachurada) em que é possível obter superplasticidade em AUAC². AAC significa “aços de alto carbono”.

Na literatura há muitos gráficos que relacionam a tensão necessária à ruptura em função da taxa de deformação utilizada no teste para cada tipo de microestrutura obtida por diferentes combinações de processos termomecânicos. Outro parâmetro também relacionado ao alongamento da amostra é a taxa de deformação. A Figura 5 pode exemplificar o que foi descrito. A amostra temperada e revenida (2) apresentou alongamento maior que 500% para taxas de deformação baixas ($1,7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) embora a combinação de laminação a morno seguida de têmpera e revenimento (1) tenha melhor desempenho superplástico. Os dois processos citados são conhecidos por resultarem em microestruturas de grande proporção de grãos com diferentes orientações entre eles.

Materiais que apresentam contornos de grande ângulo possuem propriedades superplásticas muito melhores do que os que possuem contornos de pequeno ângulo, como por exemplo, as amostras apenas laminadas a morno (4).

Aços que são laminados a frio e recozidos estaticamente (3) resultam em uma microestrutura duplex mista, isto é, há regiões de grãos coalescidos com contornos de grande ângulo e regiões de grãos finos com contornos de pequeno ângulo. A combinação de microestruturas implica em desempenho inferior ao de amostras que foram apenas tratadas termicamente (2) ou as que foram laminadas a morno seguidas de têmpera e revenimento (1). Podemos concluir que quanto maior a fração de contornos de grão ferrítico de grande ângulo que forem capazes de escorregar, maior será a superplasticidade do AUAC com microestrutura duplex ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$). A microestrutura de grãos finos ferríticos e carbonetos esferoidizados de cementita apresenta melhor desempenho do que a microestrutura perlítica (6).

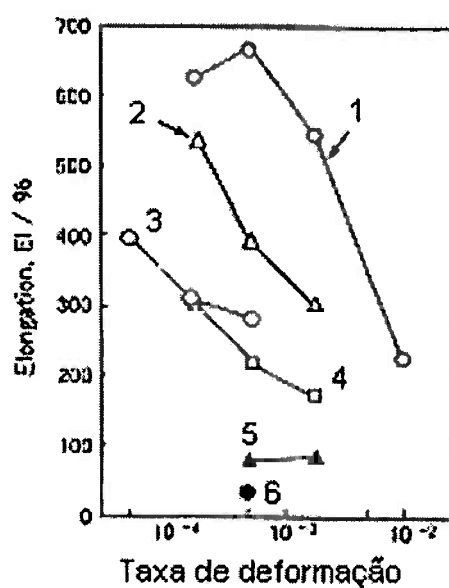


Figura 5 - Alongamento até a ruptura de AUAC processados termomecanicamente. Teste de tração feito a 973K (700°C) para várias taxas de deformação⁹.

A superplasticidade está associada aos materiais que possuem tamanho de grão fino, tipicamente, menor de 5 μm . Cisalhamento ou migração de contornos de grão parecem ser dominantes na microestrutura de materiais superplásticos durante o

escoamento plástico. A relação entre temperatura e a taxa de deformação é geralmente associada à difusão nos contornos de grão ou no reticulado cristalino²⁰. Quando a taxa de deformação é controlada pela difusão nos contornos de grão, geralmente em temperaturas intermediárias (0,4 a 0,6 T_m), a taxa de fluência é inversamente proporcional ao cubo do tamanho do grão. Quando a taxa de deformação é controlada pela difusão no reticulado cristalino, geralmente em temperaturas mais elevadas (maior que 0,7 T_m), a taxa de fluência é inversamente proporcional ao quadrado do tamanho de grão²¹.

Na literatura há trabalhos que estudam a influência da adição de elementos de liga para melhorar a superplasticidade dos AUAC^{22,23}. Adicionando Al, Si e Cr ao aço, a temperatura A_1 aumenta permitindo trabalhar numa faixa maior de temperatura para deformação plástica. O Si aumenta a atividade do carbono e favorece a cinética de formação e dissolução do carboneto; restringe o crescimento e coalescimento dos carbonetos. O Cr em pequenas quantidades estabiliza a cementita, limita o crescimento de grão ferrítico durante a deformação plástica e previne a grafitização, fazendo com que o coalescimento seja mais difícil de acontecer²⁴. O Al inibe a formação da rede de cementita proeutetóide e estabiliza a ferrita. A adição de 1,6% de Al aumenta a temperatura de transformação A_1 de 727 para 780°C.

3. OBJETIVOS

O presente trabalho teve dois objetivos. O primeiro foi a revisão bibliográfica sobre os aços de ultra alto teor de carbono (AUAC) dando ênfase aos processos utilizados para a obtenção de uma microestrutura duplex composta de matriz ferrítica e carbonetos esferoidizados e finamente dispersos. O segundo foi a utilização de um dos processos discutidos como meio de refino dos carbonetos para a obtenção de uma microestrutura duplex. A rota escolhida para o procedimento experimental foi o processo por tratamento térmico sem conformação mecânica, ou seja, a realização de tratamentos em várias temperaturas de austenitização e diferentes tempos e temperaturas de revenimento.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho, o material de partida utilizado para a realização dos procedimentos experimentais foi um aço hipereutetóide de 0,8mm de espessura laminado a frio. A Tabela 1 apresenta sua composição química.

Tabela 1- Composição química (% massa) do aço hipereutetóide utilizado neste plano de trabalho.

Composição química (%massa)				
C	Mn	Si	Cr	P
1,29	0,31	0,20	0,35	0,011

Realizou-se a caracterização do material de partida por meio de análise metalográfica (microscópios óptico e eletrônico de varredura (MEV)). As imagens obtidas podem ser vistas na Figura 6 e 7 e suas propriedades (dureza e tamanho médio de carboneto) estão na Tabela 2. A microestrutura é composta de matriz ferrítica com carbonetos esferoidizados de cementita dispersamente distribuídos. Os carbonetos apresentam-se muito heterogêneos, como pode ser visto na Figura 7.

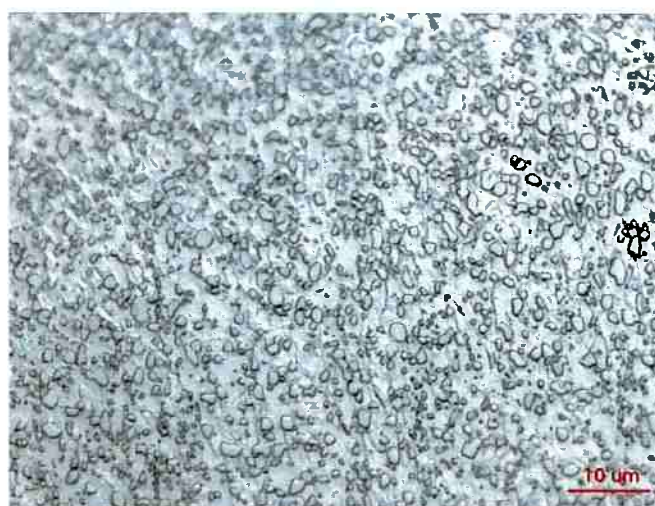
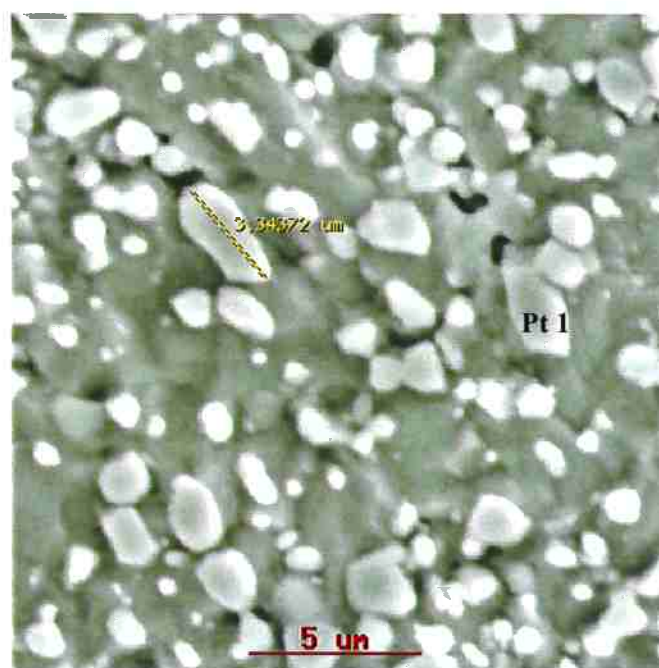
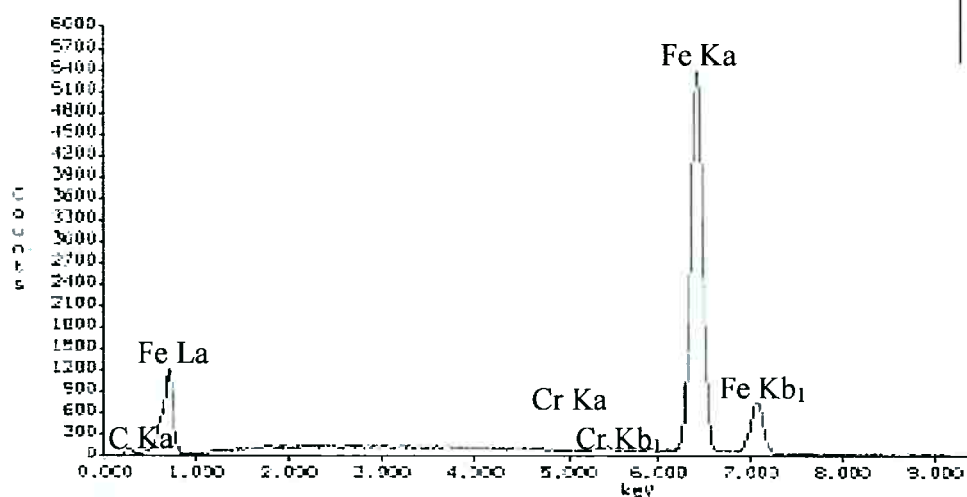


Figura 6 – Microestrutura do aço utilizado como material de partida. Microscópio óptico, ataque Nital, 1000x.



(a)



(b)

Figura 7 - Aço hipereutetóide utilizado como material de partida para os experimentos. (a) microestrutura obtida em MEV-elétrons secundários; (b) análise química do ponto marcado (pt 1).

Tabela 2 – Medidas de microdureza e diâmetro dos carbonetos (ϕ) do aço hipereutetóide de partida.

	Média	Desv Pad	Int Confiança
Dureza (HRC)	31	0,4	0,3
Diâmetro dos carbonetos (μm)	2,51	1,15	0,33

A análise química da amostra também foi feita para certificar qual a composição química dos carbonetos. Foram realizadas dez análises em dez carbonetos diferentes no material de partida. Em todas as análises pode-se perceber que os maiores picos observados são de Fe e C. O Cr apresenta-se dissolvido nos carbonetos, em pequenas quantidades, de acordo com a figura 7(b). Dessa forma, foi concluí-se que os carbonetos são Fe_3C ou cementita.

4.1. Tratamentos térmicos

As etapas de tratamento térmico descritas a seguir, foram aplicadas como ferramentas para refino dos carbonetos da microestrutura, objetivando alcançar as especificações para um aço apresentar superplasticidade. Como foi visto anteriormente, o aço possui diâmetro médio dos carbonetos de $2,5\mu\text{m}$ e a literatura cita que a superplasticidade é atingida quando o tamanho médio dos carbonetos é de $0,5\mu\text{m}$ ⁹.

4.1.1. Austenitização e têmpera

Inicialmente, estudou-se o efeito do tempo de austenitização em 2, 5, 7, 10 e 20 minutos, concluindo que não houve alteração microestrutural e nem na dureza das amostras testadas. Dessa forma, adotou-se como padrão 10 minutos de tratamento para austenitização. Segundo a literatura²⁵ a faixa de temperatura recomendada para austenitização do aço com a composição igual ao estudado neste trabalho é de 770 a 800°C. De acordo com o diagrama Fe-C ilustrado na Figura 8, pode-se concluir que, na faixa recomendada, a austenitização estaria sendo feita no campo $\text{Fe}_3\text{C} + \gamma$. Por essa razão, estabeleceu-se uma série de temperaturas para abranger o campo austenítico, além

do campo $\text{Fe}_3\text{C} + \gamma$. A Tabela 3 apresenta todas as condições de austenitização utilizadas neste trabalho.

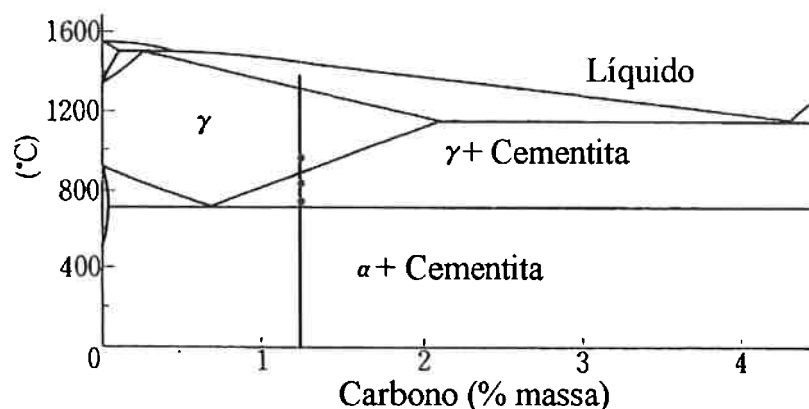


Figura 8 – Diagrama Fe-C ilustrando em quais campos as temperaturas de austenitização estudadas encaixam-se.

Tabela 3 – Temperatura, tempos de austenitização e meio de têmpera ensaiados.

Temperatura de austenitização (°C)	Tempo de austenitização (min)	Meio de têmpera
770	10	H ₂ O
850	10	H ₂ O
970	10	H ₂ O

Estudos metalográficos sobre aços temperados revelam grandes mudanças na microestrutura em função da temperatura de austenitização⁷. Quando as amostras são austenitizadas em temperaturas baixas (próximas da A_1), grãos finos de austenita formam-se previamente à têmpera. Em contraste, a austenitização em temperaturas mais elevadas provoca a diminuição na resistência à fratura por causa do coalescimento dos produtos durante a transformação. Quando analisados por microscopia, as amostras austenitizadas em temperaturas baixas revelam a presença de uma martensita imperceptível ao microscópio óptico, sendo possível apenas a análise em microscópio

eletrônico de transmissão. A estrutura é composta de agulhas de martensita muito finas e partículas de cementita que não se dissolveram.

4.1.2. Revenimento

Não foram encontrados dados específicos na literatura sobre revenimento do aço estudado neste trabalho. Dessa forma, foram estabelecidas três temperaturas diferentes de revenimento e dois tempos para poder estudar o efeito dos mesmos sobre a microestrutura, principalmente sobre os carbonetos. A tabela 4 apresenta todas as condições estudadas. As amostras foram resfriadas ao ar após o tratamento de revenimento.

Tabela 4 – Condições de austenitização e temperaturas e tempos de revenimento.

Condições de austenitização	Temperatura de revenimento (°C)	Tempo de revenimento (min)
770°C x 10min	400	30 e 120
	500	30 e 120
	600	30 e 120
850°C x 10min	400	30 e 120
	500	30 e 120
	600	30 e 120
970°C x 10min	400	30 e 120
	500	30 e 120
	600	30 e 120

4.1.3 Medidas de microdureza

Os corpos de prova foram preparados metalograficamente, por meio de técnicas convencionais, e então submetidos a medição de microdureza Vickers (e conversão dos valores para dureza HRC do próprio aparelho) em microdurômetro da marca Buehler, com carga de 500g e aumento de 1000x. Em cada uma das amostras foram feitas 10

medições de microdureza. Os valores médios obtidos serão apresentados e comentados posteriormente.

4.2. Metalografia qualitativa

Todas as amostras foram analisadas na seção longitudinal (sentido da laminação). Cada uma das amostras foi embutida em baquelite e posteriormente lixadas em lixa de grana 100, 180, 220, 360, 400, 600 mesh; em seguida foram polidas com pasta de diamante de 6, 3 e 1 μm e solução de sílica coloidal.

Os corpos-de-prova foram observados em microscópios óptico e eletrônico de varredura (MEV). Uma grande dificuldade foi escolher o melhor reagente que revelasse a matriz das amostras para análise em microscopia óptica. Muitos reagentes foram testados e o que apresentou o melhor resultado foi uma solução com 50ml de Nital (concentração 4%) e 50ml de Picral (4%)^{26,27}. Para as amostras analisadas em microscópio eletrônico de varredura foram feitos ataques profundos para permitir a visualização da distribuição do carbonetos. Para isso, foi utilizado reagente Villela.

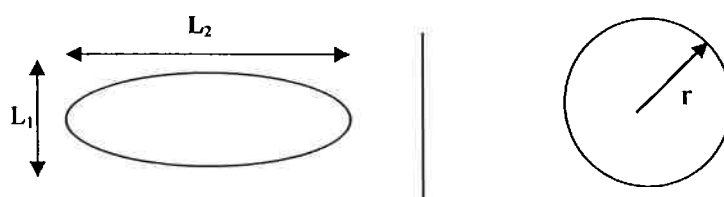
4.3. Metalografia quantitativa

4.3.1 Tamanho médio de carbonetos

As amostras foram preparadas metalograficamente e submetidas a ataque químico profundo. O reagente utilizado foi Vilella (100ml de álcool, 5ml de HCl e 2g de ácido pícrico), aplicado por imersão durante 90s. Devido à ausência de um analisador de imagem acoplado ao microscópio eletrônico de varredura, a medição dos carbonetos foi manual.

Como os carbonetos observados no MEV não eram totalmente esferoidizados, tendendo ao formato de elipse, fez-se a seguinte conversão para que fosse possível calcular o raio equivalente de uma esfera:

Carboneto observado (elipse)	Carboneto equivalente (Circunferência)
Área de uma elipse: $\pi(L_1 * L_2)$	Área de uma circunferência: πr^2



Para calcular o raio equivalente, foram medidos os dois lados de cada carboneto (L_1 e L_2). Igualando as equações que nos fornecem as áreas das figuras, temos:

$$\pi(L_1 * L_2) = \pi r^2$$

$$r^2 = L_1 * L_2$$

Portanto, o diâmetro de cada carboneto é duas vezes a raiz quadrada do produto entre as extremidades maior e menor, respectivamente. Foram medidos 60 carbonetos de cada corpo-de-prova.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Tratamentos térmicos

5.1.1. Austenitização e Têmpera

As amostras tratadas nas condições estabelecidas na Tabela 3 foram analisadas em microscópio óptico (figura 9) e em MEV (figura 10).

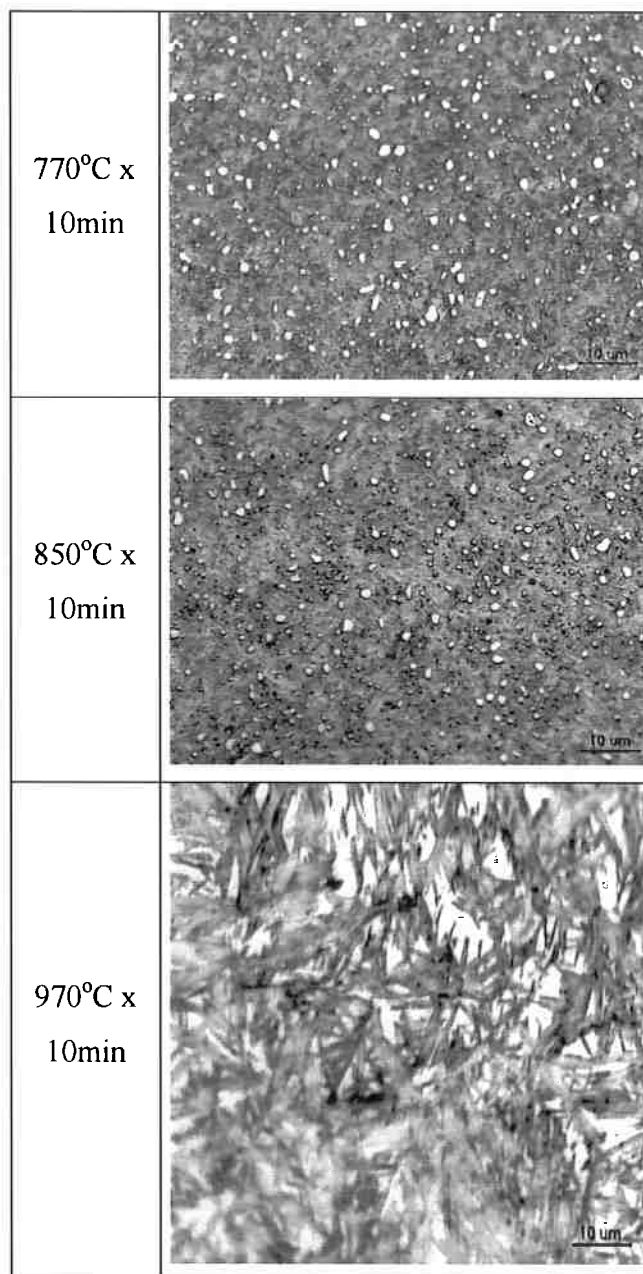


Figura 9 - Evolução microestrutural em função da temperatura de austenitização. Microscópio óptico. Ataque: solução de 50ml nital (4%) e 50ml picral (4%).

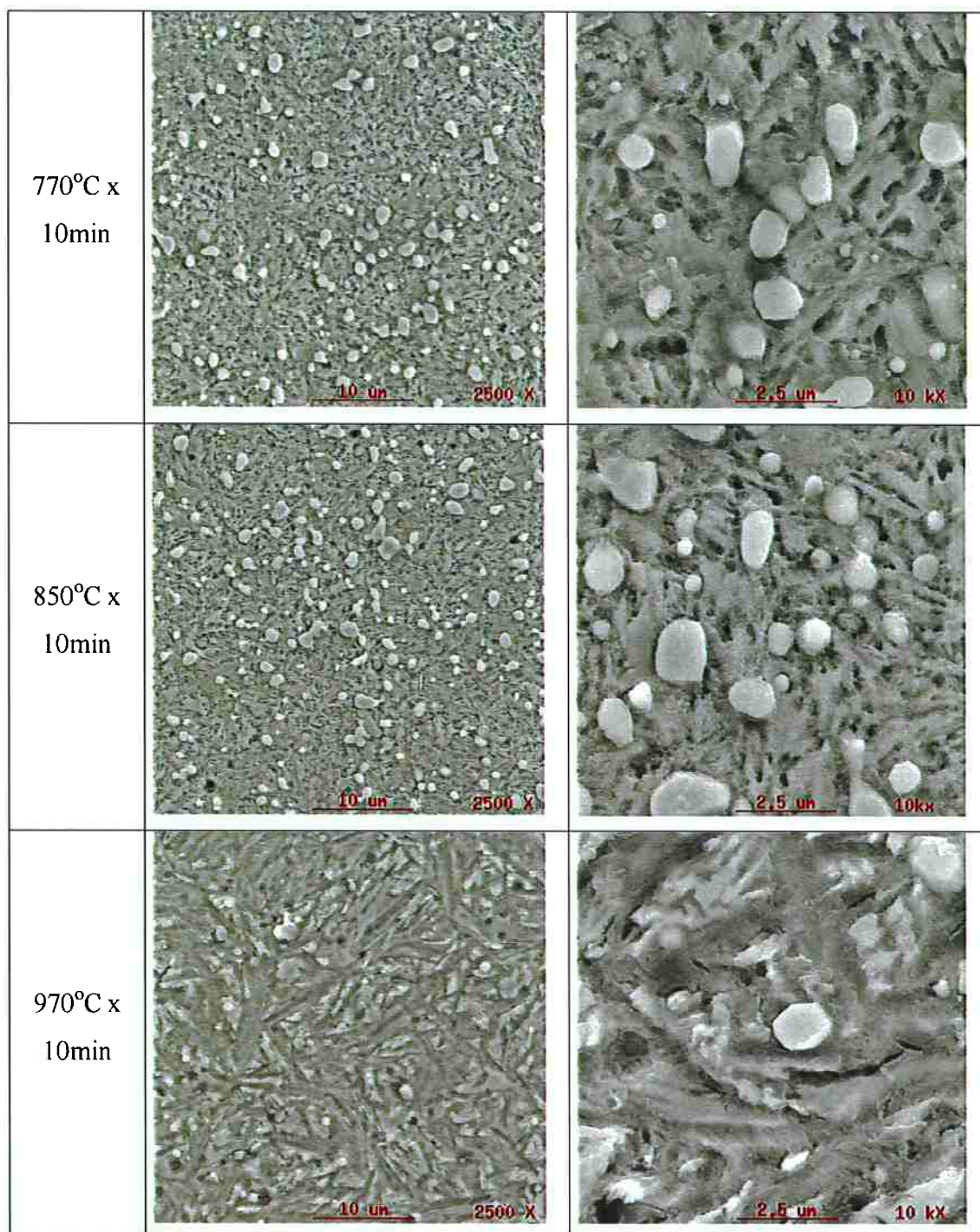


Figura 10 - Evolução microestrutural em função da temperatura de austenitização.
Ataque: Vilella. MEV- elétrons secundários.

Foi possível observar que as amostras austenitizadas a 770 e 850°C não apresentaram diferenças significativas quando analisadas metalograficamente. Vários tipos de reagentes foram testadas para revelar a matriz. Em nenhum dos casos foi possível distinguir qual é a matriz exatamente. Como já foi discutido anteriormente, no tópico 4.1.1, na literatura há indícios de que quando um AUAC é austenitizado a temperaturas baixas, ocorre a formação de martensita muito fina, imperceptível ao microscópio óptico.

As amostras temperadas dentro da zona crítica (temperaturas entre 770 e 850°C) apresentaram microestrutura com maior homogeneidade de tamanho de carboneto quando comparadas ao material de partida. O aço hipereutetóide de partida possui uma distribuição muito ampla de carbonetos, o que já não ocorre quando as amostras são austenitizadas dentro da zona crítica. Os carbonetos menores são dissolvidos e as partículas maiores que permanecem (cementita proeutetóide) não dissolvem quando tratadas a temperaturas dentro da zona crítica.

A amostra tratada a 970°C (campo totalmente austenítico) e temperada apresenta uma microestrutura bem diferente das outras. Sua matriz é composta de martensita grosseira (acircular) e também pode-se notar a presença de austenita retida (figura 9). Os carbonetos não foram completamente dissolvidos. Quando os corpos-de-prova foram analisados no MEV, pode-se visualizar a presença de alguns carbonetos grandes (em pouquíssima quantidade), remanescentes da estrutura original.

5.1.2. Revenimento

As microestruturas obtidas após o revenimento das amostras austenitizadas a 770, 850 e 970°C e resfriadas em água podem ser observadas nas Figuras 11, 12 e 13 respectivamente.

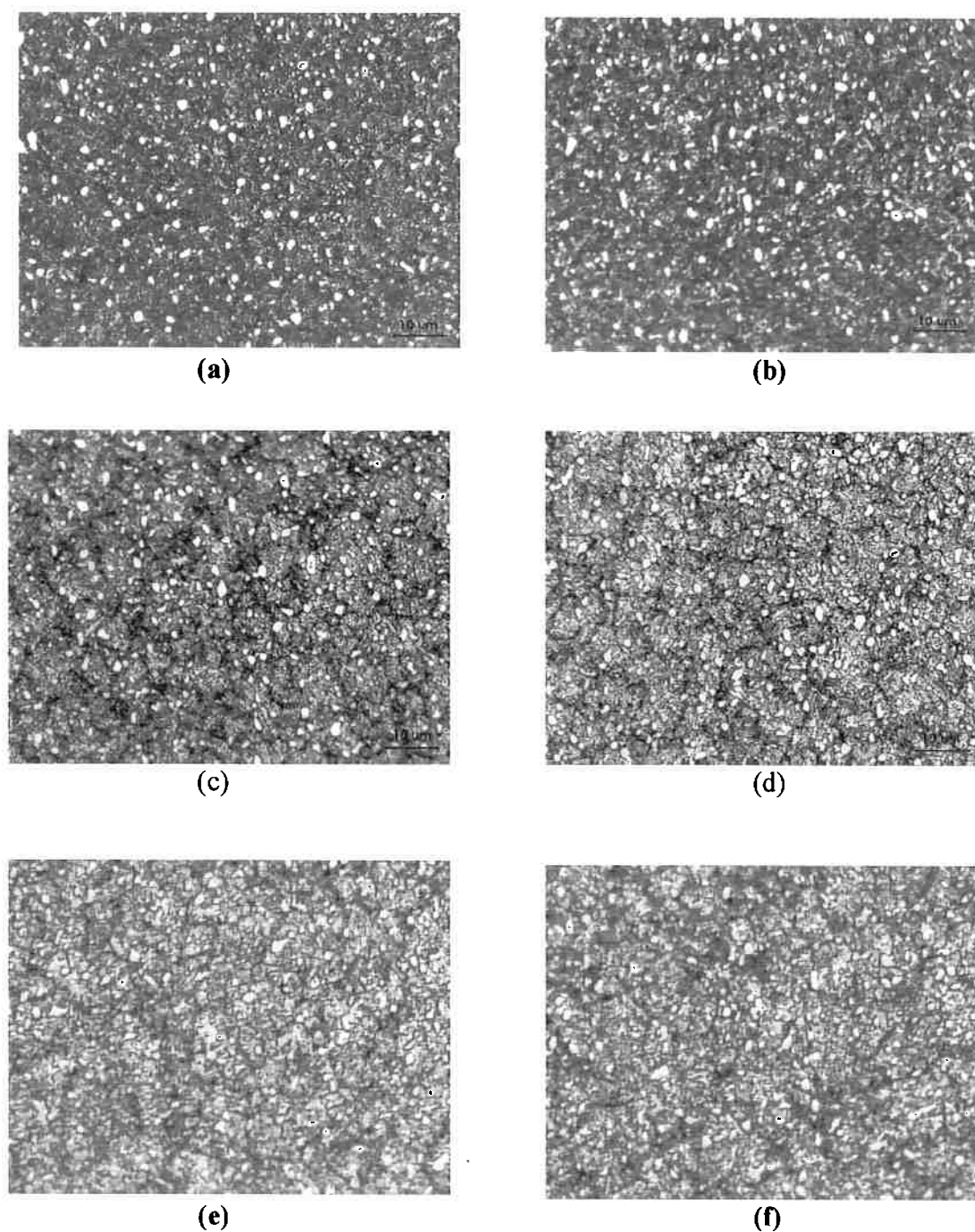


Figura 11 – Imagens de microscópio óptico ilustrando a evolução microestrutural das amostras austenitizadas a 770°C em função do tempo e da temperatura de revenimento. (a) 400°C x 30min; (b) 400°C x 120 min; (c) 500°C x 30min; (d) 500°C x 120min; (e) 600°C x 30min; (f) 600°C x 120min.

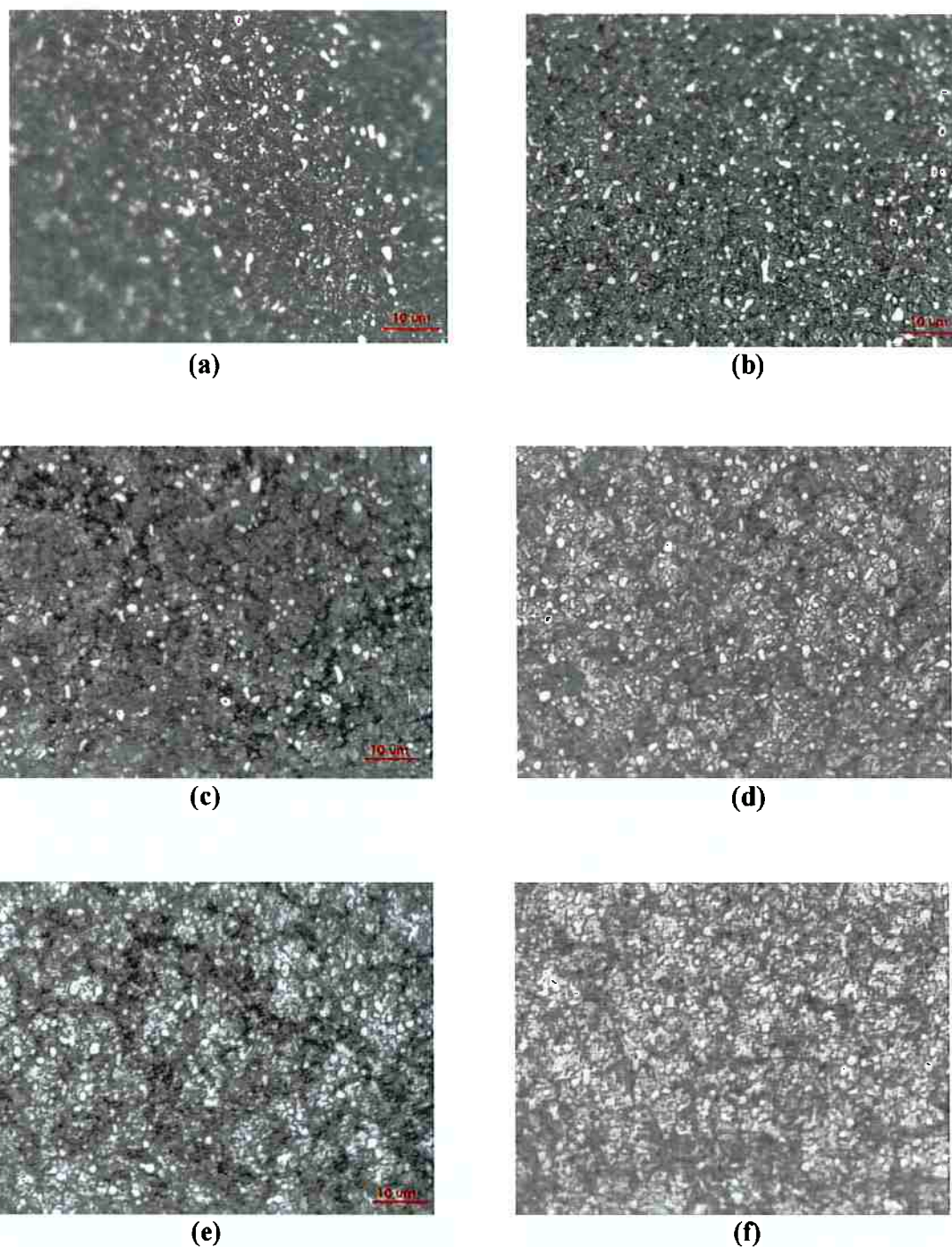


Figura 12 – Imagens de microscópio óptico ilustrando a evolução microestrutural das amostras austenitizadas a 850°C em função do tempo e da temperatura de revenimento. (a) 400°C x 30min; (b) 400°C x 120 min; (c) 500°C x 30min; (d) 500°C x 120min; (e) 600°C x 30min; (f) 600°C x 120min.

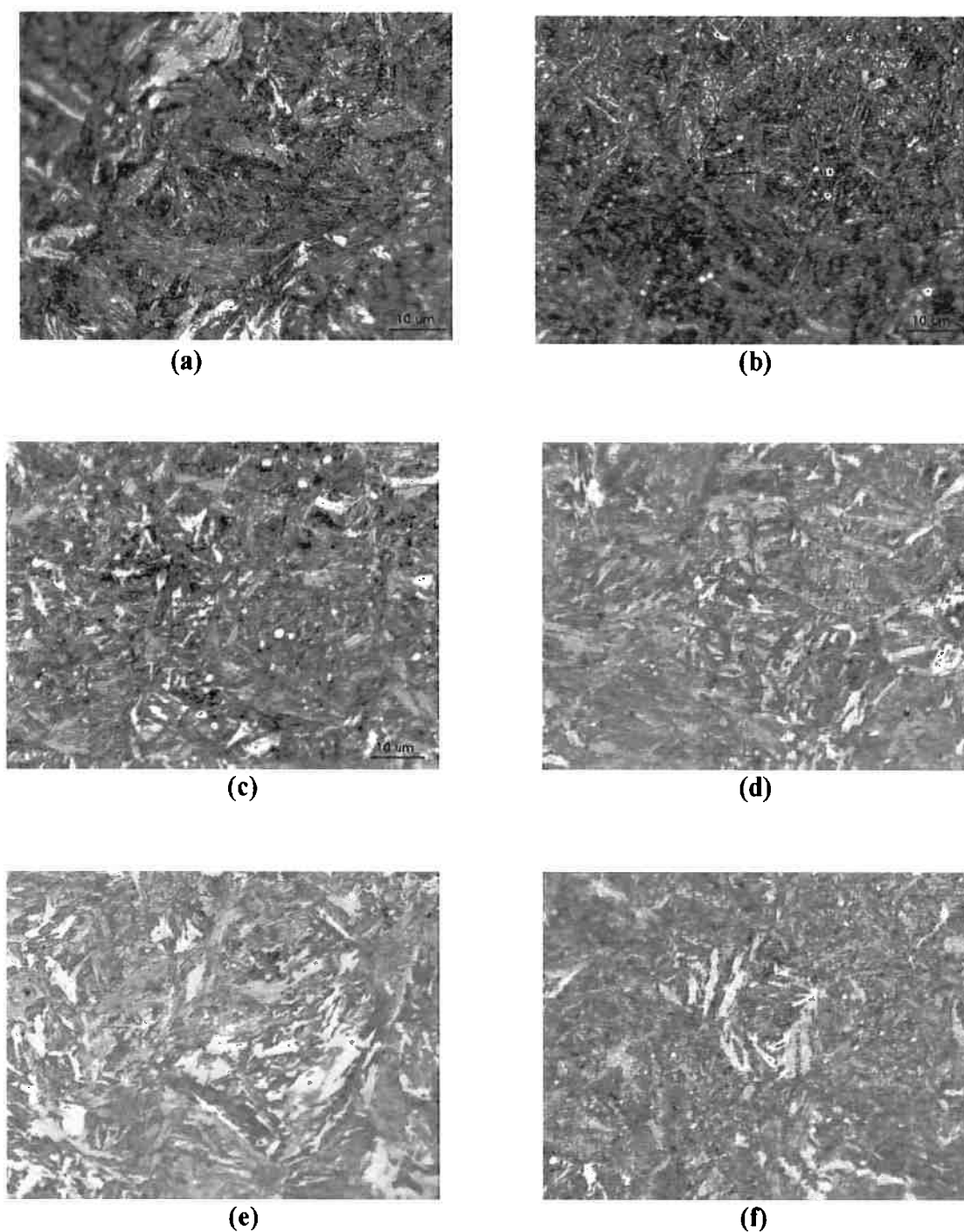


Figura 13 – Imagens de microscópio óptico ilustrando a evolução microestrutural das amostras austenitizadas a 970°C em função do tempo e da temperatura de revenimento. (a) 400°C x 30min; (b) 400°C x 120 min; (c) 500°C x 30min; (d) 500°C x 120min; (e) 600°C x 30min; (f) 600°C x 120min.

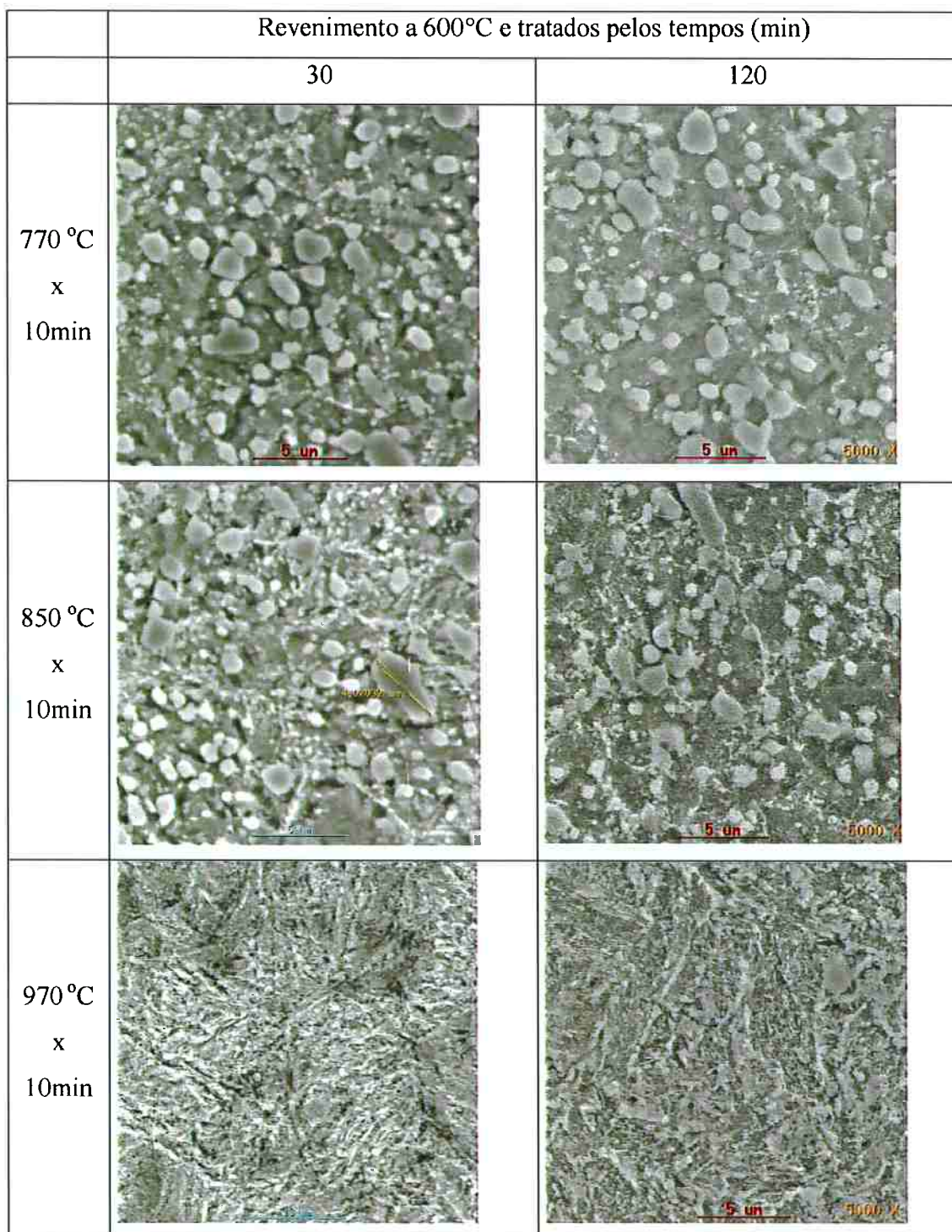


Figura 14 - Evolução da microestrutura em função da temperatura de austenitização e do tempo de revenimento a 600°C. MEV –Elétrons secundários.

Não foi possível uma análise das amostras austenitizadas, temperadas e revenidas quando observadas em microscópio óptico devido a insuficiência de resolução. Devido às amostras apresentarem carbonetos muito finos, foi necessária a análise em MEV. Foram selecionadas apenas seis (6) amostras para serem analisadas no MEV, ao invés dos dezoito corpos-de-prova ensaiados. Foi estabelecida a temperatura de 600°C para o revenimento e tempos de 30 e 120min para as amostras austenitizadas a 770, 850 e 970°C.

De acordo com a figura 14 podemos observar que ocorre precipitação de partículas muito finas após o revenimento, quando comparadas com as amostras brutas de tempera (figura 10). Os corpos-de-prova austenitizados a 850°C e revenidos a 600°C apresentaram maior precipitação das partículas finas do que as amostras austenitizadas a 770°C. Não há diferença aparente entre as amostras tratadas por tempos diferentes (30 e 120min).

As amostras austenitizadas a 970°C e revenidas a 600°C, ainda apresentam uma microestrutura diferente das demais. Percebe-se que, mesmo após 2h de revenimento, não ocorreu a decomposição da martensita em ferrita e cementita. Como prova do ocorrido, não houve precipitação de carbonetos.

5.1.3. Medidas de microdureza

Foram feitas 10 medidas de microdureza para cada condição estudada. Os valores obtidos foram convertidos para a escala Rockwell C. A tabela 5 apresenta os valores médios e os respectivos intervalos de variação determinados para um nível de confiança de 95%.

Tabela 5 - Valores médios de microdureza dos corpos-de-prova ensaiados.

Condição	Dureza (HRC)
Material de partida	31 ± 0,3
Aust. 770°C / 10 min	64 ± 0,1
Aust. 770°C / 10 min + Rev. 400°C / 0,5h	50 ± 0,3
Aust. 770°C / 10 min + Rev. 400°C / 2h	47 ± 0,4
Aust. 770°C / 10 min + Rev. 500°C / 0,5h	41 ± 0,1
Aust. 770°C / 10 min + Rev. 500°C / 2h	38 ± 0,5
Aust. 770°C / 10 min + Rev. 600°C / 0,5h	31 ± 0,2
Aust. 770°C / 10 min + Rev. 600°C / 2h	29 ± 0,3
Aust. 850°C / 10min	64 ± 0,2
Aust. 850°C / 10min + Rev. 400°C / 0,5h	52 ± 0,2
Aust. 850°C / 10min + Rev. 400°C / 2h	48 ± 0,2
Aust. 850°C / 10min + Rev. 500°C / 0,5h	41 ± 0,3
Aust. 850°C / 10min + Rev. 500°C / 2h	39 ± 0,3
Aust. 850°C / 10min + Rev. 600°C / 0,5h	34 ± 0,5
Aust. 850°C / 10min + Rev. 600°C / 2h	31 ± 0,2
Aust. 970°C / 10min	59 ± 0,3
Aust. 970°C / 10min + Rev. 400°C / 0,5h	51 ± 0,4
Aust. 970°C / 10min + Rev. 400°C / 2h	50 ± 0,1
Aust. 970°C / 10min + Rev. 500°C / 0,5h	43 ± 0,5
Aust. 970°C / 10min + Rev. 500°C / 2h	42 ± 0,5
Aust. 970°C / 10min + Rev. 600°C / 0,5h	36 ± 0,5
Aust. 970°C / 10min + Rev. 600°C / 2h	35 ± 0,5

A partir dos dados obtidos, podemos constatar que há uma ligeira queda nos valores de dureza para maiores tempos de revenimento (120min), independente da temperatura de austenitização. A figura 15 esclarece melhor a queda da dureza.

Para o mesmo tempo e temperatura de revenimento (no caso da figura 15, 600°C), a dureza varia em função da temperatura de austenitização. Para a maior temperatura de austenitização (970°C), obteve-se maior a dureza. A dureza cai em função da diminuição da temperatura de austenitização (após o revenimento).

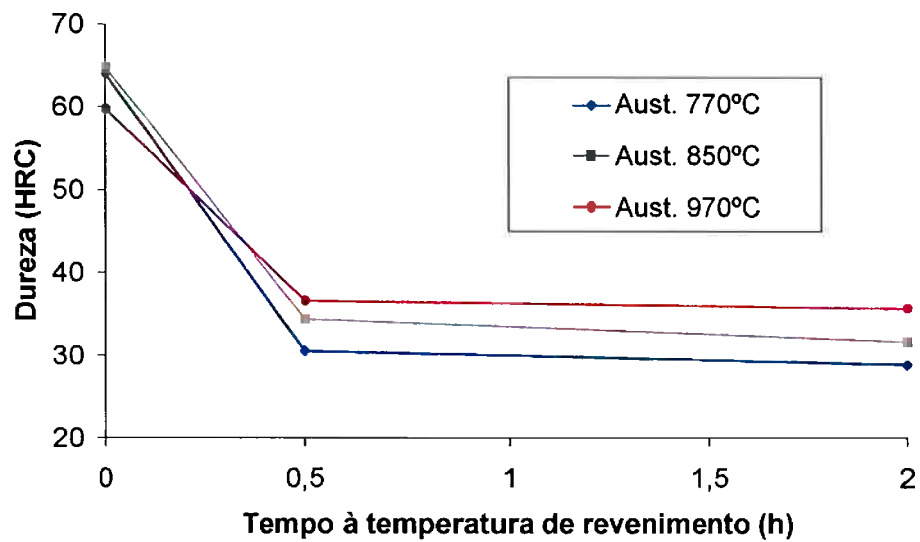
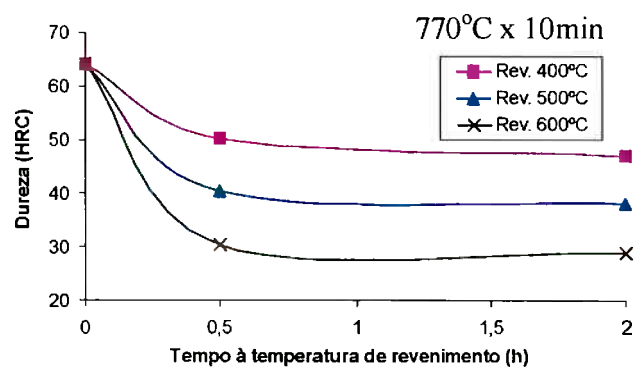
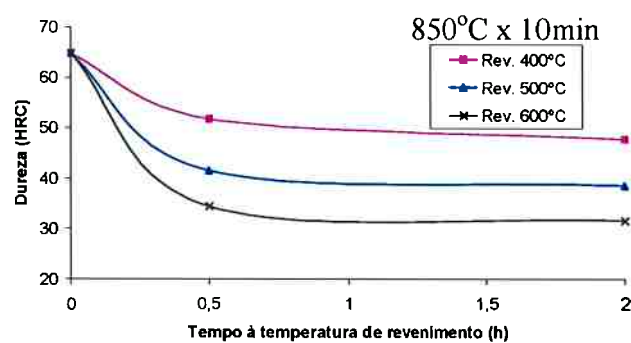


Figura 15 – Dureza em função do tempo de revenimento a 600°C para as três temperaturas de austenitização.

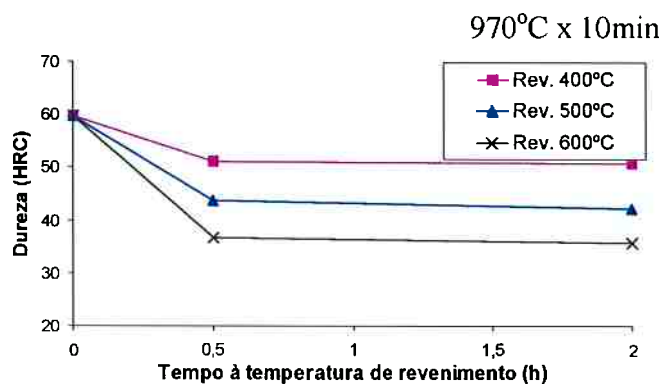
Além disso, pode-se descrever o comportamento da dureza em função das temperaturas de revenimento. Na figura 16 podemos ver três situações, uma para cada temperatura de austenitização.



(a)



(b)



(c)

Figura 16 – Dureza (HRC) em função do tempo de revenimento para cada temperatura de revenimento. (a) austenitização a 770°C x 10min, (b) austenitização a 850°C x 10min, (c) austenitização a 970°C x 10min.

Para todos os casos de austenitização, podemos observar, pela figura 16, a queda da dureza com o aumento da temperatura de revenimento. Quanto maior a temperatura de revenimento (por exemplo, 600°C), maior a queda de dureza, e vice-versa, para as amostras revenidas a 400°C, menor a queda de temperatura.

A influência do tempo de revenimento foi pouco relevante. Pode-se constatar que há queda da dureza com o aumento do tempo, mas pouco significativo (queda de 2 pontos na dureza, em HRC).

Para poder incorporar os efeitos do tempo e da temperatura de revenimento foi utilizado o parâmetro de Hollomom-Jaffe (P)²⁸ que os relaciona. Na equação (1), a temperatura é descrita em (K) e o tempo de revenimento em (s):

$$P = T \cdot (\log t + 20) \cdot 1 \cdot 10^{-3}, \quad (1)$$

Os parâmetro obtidos podem ser vistos na tabela 6. A figura 17 relaciona o parâmetro com a dureza de cada amostra.

Tabela 6 – Dureza em função do parâmetros de Hollomam-Jaffe (P) para todas as condições ensaiadas.

	T rev. (°C)	t rev. (h)	P	HRC
Taus = 770°C	400	0,5	15,65	50
	400	2	16,06	47
	500	0,5	17,98	41
	500	2	18,45	38
	600	0,5	20,31	31
	600	2	20,83	29
Taus = 850°C	400	0,5	15,65	52
	400	2	16,06	48
	500	0,5	17,98	41
	500	2	18,45	39
	600	0,5	20,31	34
	600	2	20,83	31
Taus = 970°C	400	0,5	15,65	59
	400	2	16,06	51
	500	0,5	17,98	43
	500	2	18,45	42
	600	0,5	20,31	36
	600	2	20,83	35

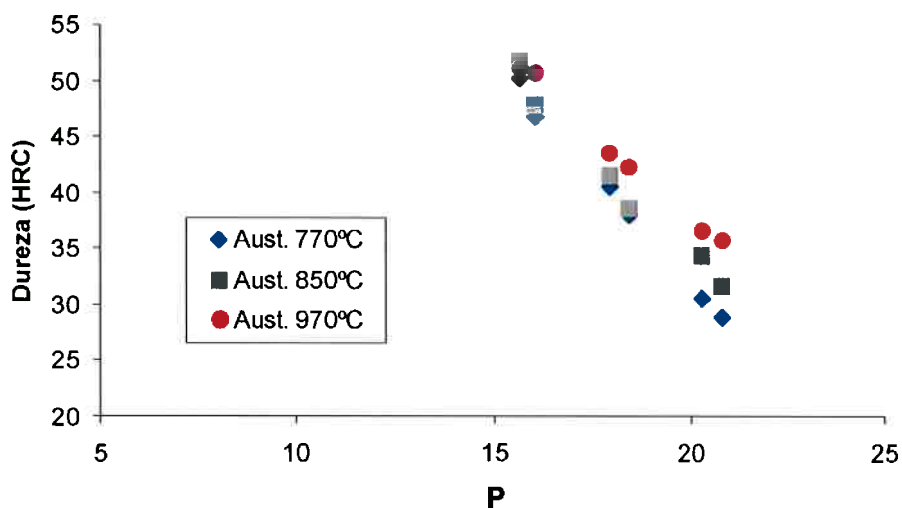


Figura 17 - Valores da dureza (em HRC) em função do parâmetro de Hollomon-Jaffe (P) para todas as temperaturas de austenitização e revenimento.

5.2 Metalografia quantitativa

5.2.1 Tamanho médio de carbonetos

Foram feitas 60 medições da maior e menor dimensão dos carbonetos para cada condição estudada. A tabela 7 apresenta os valores médios dos diâmetros e os respectivos intervalos de variação determinados para um nível de confiança de 95%.

Tabela 7 - Valores médios dos diâmetros dos carbonetos dos corpos de prova ensaiados.

Condição	$\phi_m (\mu m)$
Material de partida	$2,51 \pm 0,33$
Aust. 770°C / 10 min	$1,82 \pm 0,29$
Aust. 770°C / 10 min + Rev. 600°C / 0,5h	$2,62 \pm 0,36$
Aust. 770°C / 10 min + Rev. 600°C / 2h	$2,76 \pm 0,39$
Aust. 850°C / 10min	$1,69 \pm 0,24$
Aust. 850°C / 10min + Rev. 600°C / 0,5h	$2,40 \pm 0,27$
Aust. 850°C / 10min + Rev. 600°C / 2h	$2,55 \pm 0,34$
Aust. 970°C / 10min	$1,89 \pm 0,28$
Aust. 970°C / 10min + Rev. 600°C / 0,5h	nd*
Aust. 970°C / 10min + Rev. 600°C / 2h	nd*

Nd* = não determinado

Nas amostras austenitizadas a 970°C por 10min e revenidas a 600°C por 60 e 120min não se observou precipitação de carbonetos na análise em MEV com aumento máximo de 5000x. Por esta razão, na tabela 7 nada consta para as respectivas condições.

6. DISCUSSÃO

Inicialmente não houve diferença significativa entre os tempos de austenitização estudados. Só foi possível identificar uma ligeira diferença entre as medidas de dureza. Quando as amostras foram analisadas por metalografia, todas eram semelhantes. Com isso, adotou-se o tempo de austenitização de 10 minutos para a realização de todos os experimentos.

Em relação às temperaturas de austenitização estudadas, em todas ainda foi possível observar a presença de carboneto, mesmo na temperatura mais alta (970°C). Ao contrário do que foi previsto, nesta temperatura não houve dissolução total dos carbonetos. Talvez o tempo de tratamento devesse ser maior.

As amostras revenidas a 600°C (30 e 120min) depois de austenitizadas a 770 e 850°C por 10min e temperadas tiveram uma queda acentuada de dureza e apresentou precipitação de carbonetos secundários (precipitação fina, como pode ser visto na figura 14), fato que confirma a ocorrência de recuperação e recristalização. A amostra austenitizada a 970°C (10min) e revenida a 600°C (30 e 120min) comportou-se de maneira diferente. Ela também apresentou queda de dureza, o que confirma que a amostra foi revenida (a dureza das amostras revenidas caiu pela metade quando comparada com a bruta de têmpera), mas não apresentou precipitação de carbonetos (pelo menos não os que fossem visíveis ao aumento de até 5000x). Pode ser que tenha ocorrido a precipitação de carbonetos muito finos, imperceptíveis ao microscópio com o aumento empregado. Observou-se ainda a presença de agulhas de martensita mesmo depois de 120min de revenimento a 600°C. O que se pode pensar é que durante o revenimento ocorreu a recuperação, mas a microestrutura não recristalizou.

Outro fato considerável foi o tratamento de austenitização da amostra a 970°C. Pode-se perceber pela figura 10 (menor aumento) que houve dissolução de grande parte do carbonetos, permanecendo apenas pequena quantidade deles. Como foi discutido na revisão bibliográfica, a presença de carbonetos ancora o crescimento de grão austenítico durante a austenitização⁹. Devido à dissolução dos carbonetos na austenitização, ocorreu o crescimento do grão austenítico, resultando em uma matriz martensítica grosseira.

O tamanho médio de carbonetos não apresentou variação significativa para os tratamentos aplicados, fato que representa o não refinamento dos carbonetos. O material de partida possui diâmetro médio de carbonetos igual aos tratados termicamente. A rota de austenitização seguida de resfriamento brusco e revenimento não promoveu o efeito esperado. A austenitização foi feita como tentativa de dissolução do número máximo de carbonetos durante. O resfriamento brusco impediria a precipitação de partículas de Fe_3C , aparecendo apenas após o revenimento, com a decomposição da martensita em ferrita e cementita esferoidizada. Esperava-se que a partícula de cementita resultante da decomposição da martensita fosse mais fina, diminuindo o tamanho médio dos carbonetos.

Pelas figuras 15 e 16, que relacionam a dureza (HRC) das amostras em função da temperatura e tempo de austenitização e revenimento, poderia ser explicado o comportamento da queda da dureza em função do tempo de revenimento. Para um melhor esclarecimento e como sugestão de próxima etapa do trabalho, poderia ser investigada a variação de dureza em função do tempo para menores tempos de tratamento, como 1, 5, 10min.

7. CONCLUSÕES

Dentre todos os aspectos abordados no presente trabalho, as seguintes conclusões podem ser citadas:

- Foi possível estudar a influência das temperaturas de austenitização, tempos e temperaturas de revenimento para um aço hipereutetóide, assim como seu comportamento durante todo o processo;
- O tempo de autenitização (entre 5 e 20min) não altera a morfologia da microestrutura;
- A temperatura de austenitização exerce influencia sobre a dissolução dos carbonetos. Quanto maior a temperatura de austenitização, maior será a quantidade de carbonetos solubilizados;
- O tempo de revenimento não afeta a microestrutura do material, assim como suas propriedades;
- Não foi possível refinar a microestrutura por meio de tratamentos de têmpera e revenimento, pelas condições aqui estudadas experimentalmente. O tamanho médio dos carbonetos de microestrutura de partida é de 2,5 μ m, enquanto na amostra austenitizada a 770°C e revenida a 600°C, de 2,69 μ m, na amostra austenitizada a 850°C e revenida a 600°C, de 2,47 μ m e na amostra austenitizada a 970°C e revenida a 600°C, não foi possível observar a precipitação de carbonetos.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] SHERBY, O.D. Ultra high carbon steels, Damascus steels and ancient blacksmith, **ISIJ International**, v.39, n.7, p. 637-648, 1999.
- [2] SHERBY, O.D. Damascus steel rediscovered?, **Transaction ISIJ**. v.19, p.381-390, 1979.
- [3] SHERBY, O.D., OYAMA, T., WADSWORTH, J., **U.S. Patent #4.448.613**, Maio 1982.
- [4] SHERBY, O.D.; OYAMA, T.; KUM, D.W.; WASER, B.; WADSWORTH, J.; Ultrahigh Carbon-Steels, **Journal of Metals**, vol. 37, n° 6, p. 50-56, 1985.
- [5] LEUSER, D.R.; SYN, C.K.; GOLDBERG, A.; WADSWORTH, J.; SHERBY, O.D.; The Case For Ultrahigh-Carbon Steels As Structural-Materials, **JOM**, vol. 45, n° 8, p. 40-46, AUG 1993.
- [6] SHERBY, O.D., WALSER, B., YOUNG, C.M., CADY, E.M., Superplastic ultra high carbon steel, **Scripta Metallurgica**, v.9, n.5, p.569-574, 1975.
- [7] SUNADA, H., WADSWORTH, J., LIN, J., SHERBY, O.D., Mechanical Properties and Microstructure of Heat-Treated UltraHigh Carbon Steels, **Materials Science and Engineering**, v.38, p.35-40, 1979.
- [8] TSUZAKI, K., et al., Formation of an ($\alpha+\theta$) microduplex structure without Thermomechanical processing in superplastic ultrahigh carbon steels, **Scripta Materialia**, v.40, n.6, p.675-681, 1999.

- [9] FURUHARA, T. et al., Grain Boundary Character and Superplasticity of fine-grained Ultra-high carbon steels, **Materials Transactions**, v.43, n. 10, p.2455-2462, 2002.
- [10] SATO, E. et al. Microstructure control for Superplasticity of an Ultrahigh Carbon Steel, **Materials Science Forum**, v.304-306, p.133-138, 1999.
- [11] KAYALI, E.S.; SUNADA, H.; OYAMA, T.; WADSWORTH, J.; SHERBY, O.D.; The Development Of Fine Structure Superplasticity In Cast Ultrahigh Carbon Steels Through Thermal Cycling, **Journal Material Science**, vol. 14, n°11, p. 2688-92, Nov. 1979.
- [12] SHERBY, O.D., YOUNG, C.M., WALSER, B., CADY, E.M., **U.S. Patent #3.951.697**, Abril, 1976.
- [13] OYAMA, T., et al. Application of the divorced eutectoid transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in ultrahigh carbon steels, **Scripta Metallurgica**, v.18, n.8, p.799-804, 1984.
- [14] FURUHARA, T., MAKI, T., Microstructure and Mechanical property of ultra-fine (ferrite + cementite) duplex structure in high carbon steel, **Materials Science Forum**, v.426-432, p.19-26, 2003.
- [15] SETO, K.; KATO, T.; ABE, H.; Application Of A Continuous Annealing Process To The Production Of Superplastic High-Carbon Steels; **Superplasticity In Metals, Ceramics, And Intermetallics** (196). p. 99-104. 1990.
- [16] STOROJEVA, L., et al., Development of microstructure and texture of medium carbon steel during heavy warm deformation, **Acta Materialia**, v.52, p.2209-2220, 2004.

- [17] CHATTOPADHYAY, S., SELLARS, M., Quantitative Measurements of Pearlite spheroidization, **Metallography**, v.10, p.89-105, 1977.
- [18] BHATTACHARYA, J., et al. Structure Property correlation in thermo-mechanically processed Ultrahigh Carbon Steel, , **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v.21, p.279-283, 1992.
- [19] VICENTE, A.F., CARSI, M., PEÑALBA, F., TALEFF, E., RUANO, O.A., Toughness dependence on the microstructural parameters for an ultrahigh carbon steel (1,3 wt%C), **Materials Science and Engineering A**, vol. A335, p.175-185, 2002.
- [20] SHERBY, O.D., CALIGIURI, R.D., KAYALI, E.S., ET AL, Fundamentals of superplasticity and its application; **Advances in Metal Processing -Proceedings of the Twenty-Fifth Sagamore Army Materials Research Conference**; 133-71,1981.
- [21] SHERBY, O.D., WADSWORTH, J., Superplasticity-Recent Advances and Future Directions, **Progress in Materials Science**, v.33, p. 169-221, 1989.
- [22] TALEFF, E.M., NAGAO, M., HIGASHI, K., SHERBY, O.D., High-Strain-Rate superplasticity in ultra high carbon steel containing 10wt%Al (UHCS-10Al), **Scripta Materialia**, v.34, n.12, p.1919-1923, 1996.
- [23] TALEFF, E.M., SYN, C.K., LESUER, D.R., SHERBY, O.D., Pearlite in Ultrahigh Carbon Steel: Heat treatments and Mechanical properties, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.27A, p.111-118, jan1996.

[24] WADSWORTH, J.; SHERBY, O.D.; Influence Of Chromium On Superplasticity In Ultrahigh Carbon-Steels; **Journal Material Science**, vol.13, nº 12, p. 2645-2649, 1978.

[25] WEGST, C.W., **Stahlschlüssel**, Ed.19, p.269-72, 2001.

[26] **Metals Handbook Ninth Edition**, vol. 9 - Metallography and Microstructures, p.195-96.

[27] WOLFENSTINE, J. et al., Thermal-Chemical Etching Technique for Hypereutectic Iron, **Materials Characterization**, v.24, p. 375-378, 1990.

[28] TSCHIPTSCHIN, A.P.; GOLDENSTEIN, H.; SINATORA, A.; **Metalografia dos aços**, ABM, p.200, 1988.