

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

“Análise da Influência do Ciclo de Recozimento de
Esferoidização nas Propriedades Mecânicas do Aço SAE 1050”

Autor: Edson José Fagundes
Orientador: Prof. Ronaldo Barbosa

Setembro de 2006

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Edson José Fagundes

Análise da Influência do Ciclo de Recozimento de Esferoidização
nas Propriedades Mecânicas do Aço SAE 1050

Dissertação de mestrado apresentada ao Curso de pós-graduação em Engenharia
Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de Concentração: Metalurgia Física
Orientador: Prof. Ronaldo Barbosa

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2006

A Deus, por tudo que me foi oferecido.

A Taynara e Ana Clara pelo amor e compreensão.

Ao meu pai José Fagundes pelos ensinamentos e bons exemplos.

A minha família pelo apoio e amizade.

Aos amigos que acreditaram em mim.

AGRADECIMENTOS

À Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, o apoio na realização deste projeto de pesquisa.

Às Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais (USIMINAS), a oportunidade da realização deste projeto, e especialmente a Marcelo Dantas Cypreste, Gileno Antônio de Oliveira, Helton da Silveira Carvalho, Rodrigo Rocha de Meira, Rogério Carlos Oliveira Fernandes, Elias Pereira da Silva, Luiz Carlos Ferreira de Andrade, Marcus Antônio Bueno Borges, Marcelo Damas Sameshima, Kênia Atilane Fraga de Castro, Maurício Felisberto, Cláudio de Oliveira Meyer, Francis Barrado, João Francisco Batista Pereira, Túlio Magno Fuzessy de Melo, José Geraldo, José Januário Zacarias, Adalto Verneck Costa pelos ensinamentos, o apoio e a colaboração.

RESUMO

Os efeitos de diferentes ciclos de recozimento de esferoidização nas propriedades mecânicas do aço SAE 1050 foram avaliados. Amostras do material laminadas a frio industrialmente foram submetidas a tratamentos térmicos em escala de laboratório, variando-se a temperatura e o tempo de tratamento. Os resultados mostraram que tanto o tempo quanto a temperatura de processamento exerceram influência sobre as propriedades mecânicas do aço. A microestrutura do material mostrou-se isenta de constituinte lamelar, sendo típico deste material após recozimento. A partir dos resultados obtidos em laboratório, foram propostas novas condições para o processamento industrial deste aço.

ABSTRACT

The effects of different spheroidizing annealing cycles on the mechanical properties of a SAE 1050 steel were evaluated. Samples of this material, as cold rolled, were submitted to heat treatment in laboratory scale, varying temperature and treatment time. The results showed that both time and processing temperature exerted influence on the steel mechanical properties. The microstructure of the material revealed exempt of lamellar constituents structure which is typical of this material before annealing process. Based upon the laboratory results obtained here, new conditions were proposed for the industrial processing of the steel.

SUMARIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVO.....	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
3.1 O AÇO DA QUALIDADE SAE 1050 DA USIMINAS	3
3.2 PROCESSO INDUSTRIAL DE LAMINAÇÃO DO AÇO.....	5
3.2.1 Laminação a Quente.....	5
3.2.2 Laminação a Frio.....	6
3.2.3 Tratamento Térmico de Recozimento	7
3.3 PROCESSO DE ESFEROIDIZAÇÃO DA ESTRUTURA PERLÍTICA.....	9
3.3.1 Recozimento de Esferoidização	9
3.3.2 Ciclos Térmicos de Esferoidização	11
3.3.3 Etapas de Esferoidização da Cementita da Perlita	13
3.3.4 Mecanismo do Fenômeno de Esferoidização.....	17
3.3.5 Equações para o Processo de Esferoidização.....	19
3.4 INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO NA ESFEROIDIZAÇÃO	21
3.4.1 Influência do Encruamento Anterior.....	21
3.4.2 Influência do Ciclo de Recozimento	22
3.4.3 Influência da Composição Química e da Estrutura Prévia.....	24
3.5 EFEITOS DA ESFEROIDIZAÇÃO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS	26
4. MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	29
4.1 CONDIÇÕES INICIAIS	30
4.2 SIMULAÇÃO DOS CICLOS TÉRMICOS EM LABORATÓRIO	31
4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	32
4.4 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	33
4.5 ALTERAÇÃO DO CICLO TÉRMICO INDUSTRIAL.....	33
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	34
5.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	34
5.2 COMPORTAMENTO MECÂNICO	40
5.3 INFLUÊNCIA DO CICLO TÉRMICO SOBRE AS PROPRIEDADES DO AÇO SAE 1050 ESFEROIDIZADO.....	42
5.4 RESULTADOS DO CICLO INDUSTRIAL PROPOSTO	44
6. CONSIDERAÇÃO FINAL.....	46
6.1 CONCLUSÃO	46

6.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	46
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	47
8. BIBLIOGRAFIAS	49

LISTA DE FIGURAS

Figura 3-1 – Efeito da esferoidização parcial sobre o tempo de vida da ferramenta, na usinagem de um aço 0,6% de carbono. ⁽³⁾	10
Figura 3-2 – Detalhe do diagrama de fases ferro-carbono evidenciando a faixa de temperatura utilizada para o recozimento de esferoidização. ⁽⁴⁾	11
Figura 3-3 – Ciclos térmicos utilizados para o processo de recozimento de esferoidização. ⁽⁵⁾	12
Figura 3-4 – Representação de uma lamela de cementita no início do processo esferoidização. ⁽⁴⁾	14
Figura 3-5 – Variação aproximada com a temperatura do tempo necessário para obter um determinado grau de esferoidização. ⁽⁴⁾	15
Figura 3-6 – Efeito do raio de curvatura de uma partícula sobre a esferoidização. ⁽⁶⁾	18
Figura 3-7 – Influência do cromo na esferoidização do aço carbono ⁽¹²⁾	25
Figura 4-1 – Procedimento experimental aplicado para avaliação das propriedades mecânicas frente às variações dos ciclos térmicos.	30
Figura 4-2 – Ciclos térmicos aplicados às amostras.	32
Figura 5-1 – Micrografia da amostra recozida a temperatura de 710°C por 4h, obtida por MEV com aumento de 4000 vezes.	34
Figura 5-2 – Micrografia da amostra recozida a temperatura de 710°C por 10h, obtida por MEV com aumento de 4000 vezes.	35
Figura 5-3 – Micrografia da amostra recozida a temperatura de 710°C por 19h, obtida por MEV com aumento de 4000 vezes.	35
Figura 5-4 – Micrografia da amostra recozida a temperatura de 710°C por 27h, obtida por MEV com aumento de 4000 vezes.	36
Figura 5-5 – Micrografia da amostra recozida a temperatura de 710°C por 35h, obtida por MEV com aumento de 4000 vezes.	36
Figura 5-6 – Micrografia da amostra recozida por um tempo de 19h a temperatura de 650°C, obtida por MEV com aumento de 4000 vezes.	37
Figura 5-7 – Micrografia da amostra recozida por um tempo de 19h a temperatura de 670°C, obtida por MEV com aumento de 4000 vezes.	37

Figura 5-8 – Micrografia da amostra recozida por um tempo de 19h a temperatura de 690°C, obtida por MEV com aumento de 4000 vezes.	38
Figura 5-9 – Micrografia da amostra recozida por um tempo de 19h a temperatura de 710°C, obtida por MEV com aumento de 4000 vezes.	38
Figura 5-10 – Propriedades mecânicas em função do tamanho de grão ferrítico.....	40
Figura 5-11 – Variação do limite de escoamento e alongamento com a densidade de partículas na matriz.....	41
Figura 5-12 – Variação dos limites de escoamento e resistência com o ciclo térmico..	42
Figura 5-13 – Variação da dureza e do alongamento com o ciclo térmico.....	43
Figura 5-14 – Propriedades Mecânicas obtidas após o processamento industrial do aço SAE 1050.....	45

LISTA DE TABELAS

Tabela 3-I – Evolução microestrutural na esferoidização dos aços. ⁽⁵⁾	16
Tabela 3-II – Evolução da fração esferoidizada em função do tempo de tratamento para o aço SAE 10100 ⁽¹²⁾	23
Tabela 3-III – Evolução da fração esferoidizada em função da temperatura para diferentes deformações ⁽³⁾	24
Tabela 4-I – Composição Química do Aço SAE 1050.	30
Tabela 4-II – Ciclos térmicos aplicados e codificação utilizada para identificação das amostras.	31
Tabela 5-I – Variação do tamanho de grão e do número de carbonetos com o tempo e a temperatura de processamento.....	39

LISTA DE NOTAÇÕES

AC1	temperatura de transformação da austenita no resfriamento
TE1	termopar do forno
TE2	termopar de controle
TE3	termopar de espira externa
CCC	sistema cúbico de corpo centrado
CFC	sistema cúbico de faces centradas
ABNT	associação brasileira de normas técnicas
MEV	microscópio eletrônico de varredura
A1	temperatura de transformação da ferrita e da cementita no aquecimento
A3	temperatura de transformação da ferrita no aquecimento
Acm	temperatura de transformação da cementita no aquecimento
TTT	curva temperatura/tempo/transformação

1. INTRODUÇÃO

A possibilidade de alterar a microestrutura de um material permite ao engenheiro definir a combinação das propriedades mais adequadas de um material em relação a uma determinada aplicação. A quantidade relativa das fases estará relacionada com a composição química de cada liga. O tamanho e a morfologia dependem basicamente do histórico termomecânico de cada material.

Nos aços carbono, a sua estrutura de equilíbrio contém duas fases/constituintes básicas de ferrita e carbonetos com diversas morfologias, tais como: ferrita-perlita e ferrita-esferoidita, com cada uma dessas morfologias apresentando propriedades características e qualitativamente bem conhecidas. O conhecimento prévio de tais propriedades é muito importante para se determinar qual o processamento termomecânico (ciclos de tratamento térmico e/ou deformação plástica a frio) que permita a melhor utilização de uma liga disponível para um determinado trabalho.

Uma dessas estruturas desejada no aço carbono é a estrutura ferrítica com partículas de carbonetos em forma de esferas, normalmente chamada de estrutura esferoidizada. Essa estrutura irá conferir aos aços médio e alto carbono boa ductilidade, aliada a uma alta usinabilidade.

O processo de esferoidização durante o recozimento em caixa, a partir de uma estrutura laminada a frio, pode estar relacionado aos parâmetros operacionais do processo de recozimento (temperatura e tempo) aos quais a liga será submetida.

Este estudo compreenderá o levantamento bibliográfico e a avaliação de alguns parâmetros operacionais de recozimento no processo de esferoidização de um aço médio carbono (SAE 1050) produzido pela Usiminas.

2. OBJETIVO

Avaliar os efeitos nas propriedades mecânicas do aço SAE 1050 decorrentes da variação do tempo e da temperatura de recozimento de esferoidização.

Propor novas condições industriais de recozimento afim de se obter propriedades mecânicas dentro da faixa especificada.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 O Aço da Qualidade SAE 1050 da Usiminas

O aço SAE 1050 é produzido na Usiminas laminado a quente. O produto laminado a quente é comercializado em forma de bobinas, sendo os principais clientes consumidores as empresas relaminadoras que, posteriormente, processam este material a frio, aplicando reduções de espessura da ordem de 65%. Como o produto laminado a frio alcança excelentes preços de comercialização, tanto no mercado interno quanto no externo, a Usiminas, visando agregar valor ao seu produto comercializado, decidiu produzir este aço também como produto laminado a frio. Para tal, constantes ajustes de processo têm sido feito no sentido de melhorar a qualidade do produto.

Recentemente foi aceita uma consulta para verificar a possibilidade de se produzir este aço com adição de cromo, com a finalidade de se melhorar a aplicação do produto no cliente, qual seja, a fabricação de elos de corrente para motocicletas. Nessa aplicação o material deve apresentar uma microestrutura com partículas de carboneto, aproximadamente esféricas e homogeneamente distribuídas na matriz ferrítica.

Após a modificação da composição química os produtos começaram a apresentar dureza e resistência mecânica acima do especificado. Os limites de escoamento e resistência aumentaram e o alongamento diminuiu em relação ao projeto do SAE 1050 padrão (sem cromo). Por exemplo, para uma faixa de limite de resistência de 300 a 600MPa exigida para este produto, passou-se a obter valores em média de 627MPa.

Em muitos casos, para se conseguir os valores dessas propriedades dentro da faixa especificada, utiliza-se o recurso do segundo recozimento. Porém essa prática gera um aumento do custo de produção deste material, além de muitos transtornos nas linhas de produção, em especial na linha de limpeza eletrolítica que tem limitação em relação à espessura e dureza do material processado.

Os grupos de aços da qualidade SAE 1050 produzidos pela Usiminas apresentam uma estrutura laminada a quente formada predominantemente por perlita. Este constituinte,

devido às suas características morfológicas, apresenta algumas inconveniências à sua aplicação. Para ajuste da estrutura, de forma que o aço atenda à sua aplicação, alguns tratamentos térmicos de ajuste morfológico são necessários. Para tal, é feito o tratamento de esferoidização do carboneto de ferro, de forma a melhorar o desempenho do produto.

Com relação ao processamento deste produto na laminação a frio, algumas dificuldades estão sendo encontradas tais como as descritas abaixo.

- Solda de decapagem: o maior problema diagnosticado no processamento desta qualidade refere-se à solda das bobinas laminadas a quente, uma vez que a alta dureza, aliada ao excesso de espessura nas pontas das bobinas a quente, não permitem a conclusão do passe de raspagem sem que antes do final os raspadores tenham perdido o corte, podendo assim causar ruptura do material dentro dos tanques. Para se conseguir uma boa soldagem deste material é necessário realizar um tratamento térmico nas pontas das bobinas, de forma a permitir sua união. No entanto, o processo fica limitado a apenas uma das três linhas de decapagem da Usiminas que apresenta a possibilidade de realização deste tratamento térmico.
- Baixa potência do laminador de Tiras a Frio: a necessidade de se aumentar a redução no laminador de tiras a frio, aumentando assim a energia armazenada no interior do material, que contribuiria para melhorar o tratamento de esferoidização, fica limitada à capacidade do laminador de tiras a frio 1 da Usiminas. Verificam-se, para reduções de espessura acima de 40%, constantes desarmes do laminador por falta de potência do equipamento para processar este tipo de material.
- Necessidade de ajuste do ciclo de recozimento: para se obter as propriedades e estruturas especificadas para o material, partindo de uma estrutura bruta de laminação, os ciclos de recozimento (tempo e temperatura) devem ser otimizados, de forma a trazer melhor custo benefício para a empresa. Pelo ciclo atual de processo para este aço, as bobinas têm apresentado heterogeneidade de propriedades mecânicas ao longo de seu diâmetro, sendo que os valores de limite de

resistência e dureza deste material tem extrapolado a faixa de controle para este produto.

3.2 Processo Industrial de Laminação do Aço

3.2.1 Laminação a Quente

Esse processo tem como matéria-prima as placas de aço provenientes da aciaria e como produto final as bobinas de aço laminadas a quente. As placas podem vir da operação de lingotamento contínuo.

A laminação a quente consiste nas seguintes etapas:

- 1^a *Reaquecimento de placas*: as placas passam por esse processo para atingir a temperatura ideal de laminação. À medida que uma placa entra em uma extremidade do forno, outra sai na extremidade oposta, já na temperatura ideal para ser conformada.
- 2^a *Descarepação*: durante o processo de reaquecimento das placas é formada uma carepa primária espessa e quebradiça, que precisa ser retirada. Através de jatos de água aplicados na superfície da placa, elimina-se a carepa primária.
- 3^a *Laminação de desbaste*: realizada normalmente em laminadores reversíveis de uma cadeira, tem a função de conferir à placa as dimensões ideais para suprir o trem acabador. Esse equipamento ainda pode dispor de cilindros verticais para o acerto da largura da placa. Durante o processamento, jatos de água a alta pressão são lançados na superfície da chapa para retirar a carepa secundária, formada nesta etapa.
- 4^a *Laminação no trem acabador*: laminação contínua, em laminador geralmente com seis cadeiras, que têm a função de laminar os esboços provenientes do laminador de desbaste, a partir de uma espessura fixa na entrada da primeira cadeira até ser atingida a espessura prevista do produto.
- 5^a *Resfriamento controlado*: após a última cadeira do laminador a quente e antes do bobinamento, a tira de aço recebe cortinas de água afim de atingir a temperatura

estipulada para o bobinamento. Essa temperatura varia de acordo com a qualidade do aço e com as propriedades mecânicas exigidas da tira; assim, o número de cortinas abertas também varia.

6^a *Bobinamento a quente*: após a laminação, a placa se transforma em uma tira de grande comprimento, impossível de manusear, por isso deve ser bobinada.

3.2.2 Laminação a Frio

A laminação a frio é um processo de produção constituído de cinco etapas: decapagem, laminação, recozimento, encruamento e rebobinamento. Opcionalmente, pode-se ter uma sexta etapa, que é o processo de recobrimento da superfície da tira.

O processo de laminação a frio torna-se necessário quando são exigidas, no produto final, espessuras menores que 1mm e com excelente uniformidade, elevada qualidade superficial, algumas propriedades metalúrgicas particulares ou então uma combinação dessas características.

Dentre as cinco etapas, será detalhado apenas o processo de recozimento, que é a etapa do processo na qual este estudo proposto será realizado.

1^a *Decapagem*: o material passa por este processo para que seja retirada a camada de óxido formada na sua superfície devido ao resfriamento com água na laminação a quente. A retirada desse óxido se faz necessária devido à sua nocividade aos processos subsequentes.

2^a *Laminação a frio*: Consiste em um processo contínuo no laminador a frio de cinco cadeiras, cuja função principal é reduzir a espessura conforme a necessidade do cliente.

3^a *Encruamento*: Este processo consiste em aplicar um pequeno alongamento ao material, no intuito de eliminar o patamar definido de escoamento, o que pode trazer conseqüências nocivas à sua aplicação.

4^a *Rebobinamento*: Após os processos acima descritos, faz-se necessário inspecionar o material de forma a garantir que ele atenda às normas para ele especificada. Esta inspeção é realizada nas linhas de rebobinamento

3.2.3 Tratamento Térmico de Recozimento

O processo de recozimento é uma das etapas na fabricação de chapas de aço laminadas a frio e consiste em um tratamento térmico que contribui para a obtenção das propriedades requeridas em suas aplicações. Basicamente este tratamento consiste das etapas de recuperação, recristalização (nucleação e recristalização primária) e crescimento de grão.

Quando metais laminados a frio são tratados termicamente, dois processos, recuperação e recristalização, competem pela energia armazenada no trabalho a frio. A recristalização é definida como a re-orientação de cristais em um corpo sólido pela migração de contornos de alto ângulo. A recuperação é um termo geral aplicado a todas as outras mudanças que reduzem a energia armazenada de deformação. Conforme LESLIE ⁽¹⁾, no ferro esta energia armazenada é usualmente na faixa de 20 a 40 J/mol, ou cerca de 2 a 4% da energia do trabalho a frio.

Durante a recuperação, apenas as imperfeições de maior mobilidade participam do processo de recondução parcial do metal a uma estrutura menos distorcida. As lacunas e átomos intersticiais existentes nas faixas de escorregamento são eliminadas, bem como deslocações de sinais contrários. O maior efeito destas pequenas modificações estruturais é o de diminuir as tensões internas produzidas pela deformação, sendo mais pronunciado para temperaturas mais altas e tempos mais longos. Como as propriedades mecânicas do metal se alteram muito pouco durante esta etapa, a principal aplicação prática de um aquecimento na faixa de temperatura em que ocorre recuperação é a de alívio de tensões de metais e ligas encruados, para minimizar a distorção produzida por tensões residuais.

Durante o recozimento isotérmico, a recuperação é inicialmente muito rápida e tão mais quanto a temperatura de recozimento é aumentada. Com o tempo, a velocidade com que ocorre o processo de recuperação decresce, isto é, o processo se inicia rapidamente e vai tornando-se cada vez mais lento, conforme vai sendo consumida a força motriz da reação.

A recuperação, que ocorre ainda a baixas temperaturas (até cerca de 350°C), engloba vários processos termicamente ativados que reduzem a energia armazenada no metal durante a deformação a frio, pela redução do número e pelo rearranjo de defeitos cristalinos. A recuperação não envolve a migração de contornos de alto ângulo, portanto o cristal deformado retém sua identidade cristalográfica, ou seja, sua textura, embora a densidade e a distribuição de defeitos sejam alteradas.

Na recristalização, quando o metal é aquecido a uma temperatura acima do limite superior da faixa em que ocorre recuperação, formam-se novos grãos, com mesma composição e estrutura cristalina que os grãos originais, porém aproximadamente equiaxiais (e não alongados, como eram os grãos do metal encruado). Os novos grãos às vezes se formam a partir dos contornos dos sub-grãos. O processo ocorre pela formação de novos grãos, de pequenas dimensões e isentos dos defeitos criados durante a deformação. A recristalização implica no reagrupamento de átomos, por difusão, através dos contornos dos grãos deformados, de tal modo que os átomos passam a ocupar novas posições, segundo uma orientação diferente, no novo grão. A recristalização prossegue por uma combinação dos fenômenos de nucleação de novos grãos e de crescimento destes núcleos no sentido de absorver todo o material encruado. A uma dada temperatura, o tamanho dos novos grãos cresce linearmente com o tempo, até que os grãos comecem a se tocar, quando então a velocidade de crescimento cai.

Além da temperatura e do tempo, vários outros fatores exercem influência sobre o processo de recristalização, merecendo destaque o grau de encruamento, a presença de impurezas ou elementos de liga no metal e o tamanho de grão original.

Após o término da recristalização, se o metal for mantido a temperaturas elevadas, alterações na sua microestrutura continuarão a ocorrer. Haverá uma lenta migração dos contornos de alguns grãos, produzindo crescimento uniforme destes grãos, às custas do desaparecimento gradual de grãos menores. Este fenômeno, conhecido como crescimento de grão, ocorre após a recristalização completa do metal. Os contornos de grão possuem uma elevada energia livre de superfície. Com o crescimento de grão haverá diminuição da área total de contornos de grão no metal, daí resultando um

decréscimo de energia livre do sistema. Esta diminuição de energia livre é exatamente a força motriz do crescimento espontâneo de grão a temperaturas elevadas.

Em certos casos, pode ocorrer no metal um crescimento anormal de alguns grãos, se aquecido a temperaturas mais altas. O fenômeno, denominado de recristalização secundária, ocorre de modo semelhante àquele em que ocorreu o crescimento normal de grão. O mecanismo é o da rápida migração dos contornos de alguns grãos, resultando que vários dos grãos primários desaparecem, criando-se grãos secundários excepcionalmente grandes.

Os fatores que inibem o crescimento normal de grão após recristalização primária, tais como inclusões e superfícies livres, não exercem restrição ao crescimento de grão na recristalização secundária. Aqui, como na recristalização primária, os núcleos crescem até que o metal esteja completamente recristalizado.

3.3 Processo de Esferoidização da Estrutura Perlítica

3.3.1 Recozimento de esferoidização

A esferoidização é um processo de ajuste morfológico que se dá sob a ação da energia superficial, onde ocorre uma evolução microestrutural da perlita pelo mecanismo de coalescimento, com conseqüente formação de carbonetos globulares em uma matriz ferrítica. Partículas de cementita lamelar, presentes na perlita, têm uma área de superfície por unidade de volume de partícula muito grande, e portanto uma elevada energia interfacial. Afim de reduzir esta energia, as lamelas de cementita ou placas se quebram em pequenas partículas que eventualmente assumem forma esférica. Uma vez quebrada as lamelas, as menores partículas esféricas se dissolvem às custas do crescimento das maiores, novamente em função da redução da energia interfacial.

Pode-se demonstrar que a taxa de esferoidização está diretamente relacionada com a difusão do carbono na ferrita e que a mesma decresce com o crescimento do tamanho médio da partícula. Elementos de liga diminuem a taxa de difusão de carbono na ferrita (coeficiente de difusão) e portanto a taxa do processo de esferoidização. Se o aço

contiver elementos formadores de carbonetos, ocorre o mesmo efeito, reduzindo fortemente a taxa de esferoidização.

A esferoidização das partículas de cementita presentes na perlita tem um efeito determinante no resultado de propriedades mecânicas dos aços médio carbono. Quando uma estrutura perlítica lamelar é substituída por uma estrutura ferrítica com esferóides de carbonetos, nota-se uma significativa modificação nas propriedades mecânicas desse produto. Esta nova estrutura irá conferir ao aço propriedades tais, que proporcionarão ao material uma maior facilidade na conformação de peças trabalhadas a frio fabricadas a partir daquele material.

Existem várias técnicas que são utilizadas para o tratamento de esferoidização que permitem obter uma estrutura com carbonetos esferoidizados. Partindo-se por exemplo, de uma estrutura essencialmente perlítica aquecida nas proximidades da linha de transformação A1 do diagrama ferro carbono, obtém-se a estrutura esferoidizada.

Uma comparação entre as microestruturas perlítica e esferoidizada, na usinagem de um aço 0,6% de carbono é apresentada na figura 3-1. Nela é mostrado o efeito da esferoidização parcial sobre o acabamento superficial e o tempo de vida da ferramenta.

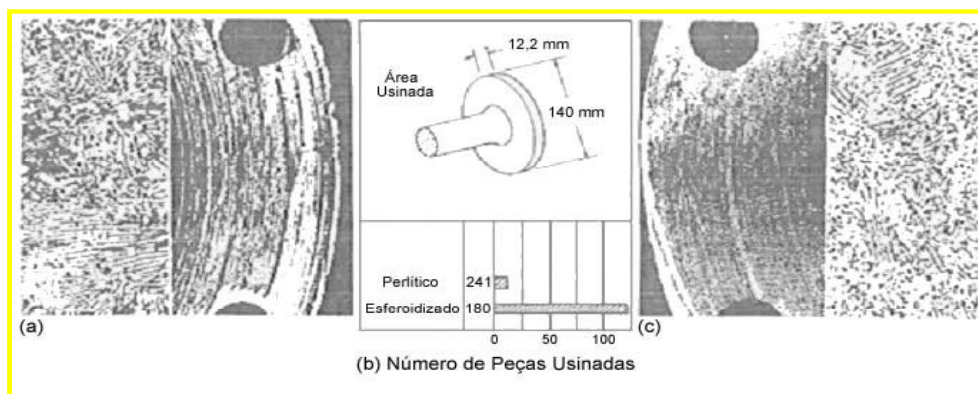


Figura 3-1 – Efeito da esferoidização parcial sobre o tempo de vida da ferramenta, na usinagem de um aço 0,6% de carbono.⁽³⁾

A esferoidização dos carbonetos, presentes na microestrutura, reduziu a dureza de 241 HB (para a estrutura inicialmente perlítica) para 180 HB (para estrutura parcialmente esferoidizada), figura 3-1a e 3-1c. Conseguiu-se, desta forma, um aumento

significativo no tempo de vida da ferramenta, com conseqüente aumento da produtividade (de 8 peças usinadas inicialmente com a estrutura perlítica, para 123 peças com a estrutura parcialmente esferoidizada), figura 3-1b. Um melhor acabamento também foi obtido.

Em função do ciclo térmico de esferoidização pode haver variações no tamanho e distribuição dos carbonetos, como também no tamanho de grão ferrítico, os quais podem alterar, significativamente, a ductilidade e, conseqüentemente, a conformabilidade dos aços tratados.

Com relação às temperaturas que são normalmente utilizadas para o processo de recozimento de esferoidização, a figura 3-2 apresenta parte do diagrama de equilíbrio ferro-carbono onde as linhas horizontais, próximo a temperatura A1, evidenciam os limites inferior e superior da faixa.

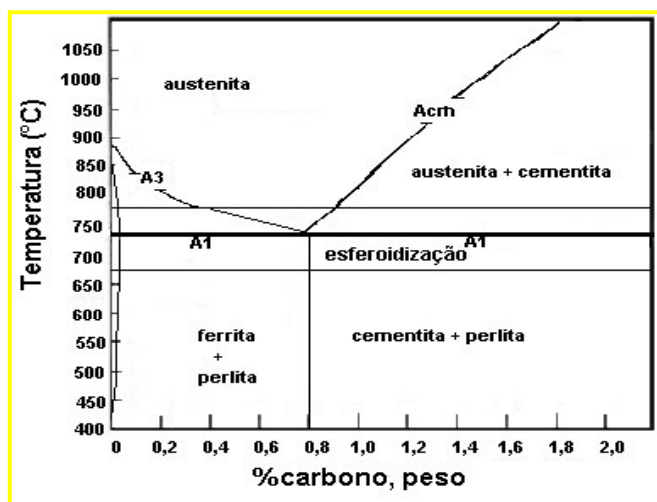


Figura 3-2 – Detalhe do diagrama de fases ferro-carbono evidenciando a faixa de temperatura utilizada para o recozimento de esferoidização.⁽⁴⁾

3.3.2 Ciclos Térmicos de Esferoidização

De um modo geral, para o processo de esferoidização dos aços podem ser utilizados os ciclos térmicos apresentados figura 3-3.

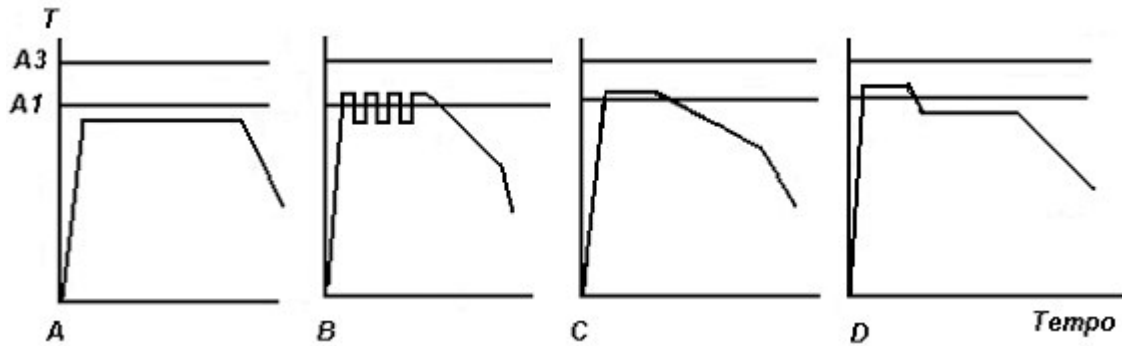


Figura 3-3 – Ciclos térmicos utilizados para o processo de recozimento de esferoidização.⁽⁵⁾

- 1) Recozimento Sub-crítico: neste tratamento o aço é aquecido a temperatura um pouco abaixo de A1 (15 a 30°C), permanecendo nesta temperatura por um longo período de tempo (figura 3-3a). Não ocorrendo mudanças de fase para este ciclo.
- 2) Recozimento Pendular (ou cíclico): consiste em alterar a temperatura várias vezes em torno de A1, com posterior resfriamento lento. A cada vez que se sobe a temperatura acima de A1 os carbonetos mais finos se dissolvem, e quando se abaixa a temperatura ocorre a precipitação na cementita que não se dissolveu (figura 3-3b).
- 3) Resfriamento Controlado: o material é aquecido até uma temperatura 10 a 30°C acima de A1, permanecendo nesta temperatura por determinado tempo, sendo posteriormente resfriado lentamente (resfriamento controlado com taxa de resfriamento igual a 5-10°C/h). Este visa propiciar uma dissolução incompleta da cementita em temperaturas de 10 a 30°C acima de A1. Durante o resfriamento, as partículas de cementita não dissolvidas atuam como núcleo para o crescimento dos carbonetos esferoidizados (figura 3-3c).
- 4) Recozimento Isotérmico: consiste em aquecer o aço até uma temperatura entre A1 e A3 ou Acm (de 600 a 690°C dependendo do aço), manter nesta temperatura por um curto intervalo de tempo, resfriar até uma temperatura ligeiramente inferior a A1 (10 a 30°C), e manter nesta temperatura por um tempo suficiente para que ocorra a transformação de toda a austenita existente e se obtenha um coalescimento suficiente da cementita (este tempo pode variar de 4 a 8h em média). Neste caso, o resfriamento não precisa ser tão lento, porém, costuma-se resfriar lentamente até

cerca de 650°C com posterior resfriamento rápido até a temperatura ambiente (figura 3-3d).

Em virtude do ciclo térmico e da microestrutura prévia influenciarem a cinética de esferoidização, vários processos têm sido desenvolvidos para acelerar este recozimento, de maneira a reduzir o tempo de tratamento. Como exemplo pode-se citar as técnicas alternativas utilizadas atualmente em siderúrgicas, onde obtêm-se estruturas de mais fácil esferoidização direto da linha de laminação, através de resfriamento controlado.

3.3.3 Etapas de esferoidização da cementita da perlita

Pode ser previsto pelo diagrama de equilíbrio ferro-carbono que, quando se resfria a austenita a uma temperatura imediatamente abaixo de 723°C, a uma composição definida de aproximadamente 0,8% de carbono, ocorrerá a reação de transformação da austenita em uma estrutura 100% perlítica. As fases estáveis abaixo da temperatura de 723°C (temperatura eutetóide) são a ferrita e a cementita, sendo o constituinte resultante uma mistura dessas duas fases. Este constituinte é denominado perlita, e é formado por lamelas alternadas de carbonetos (cementita) e ferrita. O constituinte perlita tem um aspecto bem definido ao microscópio e pode ser claramente identificado em uma estrutura composta por diversos constituintes.

Os aços médio carbono, na condição normalizado ou laminado a quente, tem uma estrutura essencialmente de nódulos de perlita, podendo apresentar, um invólucro de cementita, que pode dificultar processos subsequentes, tal como a usinagem. A necessidade de se conseguir, para determinados processos subsequentes, um aço com baixo nível de segregação e impurezas, como também um tratamento térmico adequado que permita uma estrutura de carbonetos uniformemente distribuídos em uma matriz ferrítica, o que pode ser desejado em alguns produtos, leva a uma tentativa de modificação desta estrutura lamelar por uma outra em que os carbonetos, aproximadamente esféricos, estejam distribuídos na matriz ferrítica, estrutura esta chamada de esferoidizada.

A esferoidização da cementita pode ser dividida em três etapas, em função de suas características morfológicas:

1. na primeira etapa ocorre a fragmentação das lamelas, as quais são transformadas em partículas grosseiramente esféricas, aumentando o número de partículas isoladas de cementita. As lamelas de cementita quebram-se em intervalos mais ou menos regulares, pelo crescimento de canais em seu interior, até formarem partículas menores, com relação de forma (razão entre o comprimento e largura da partícula) em torno de 8. A figura 3-4 mostra de forma esquemática uma lamela de cementita neste estágio, ilustrando como estes canais se desenvolvem;

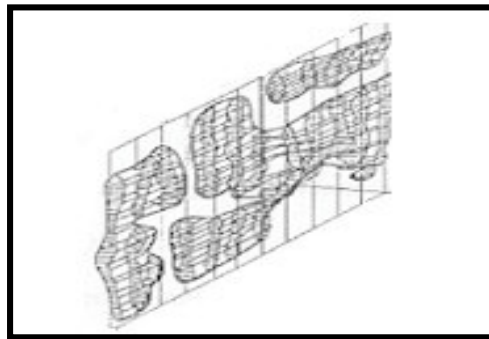


Figura 3-4 – Representação de uma lamela de cementita no início do processo esferoidização.⁽⁴⁾

2. na segunda etapa, o fator de forma dos fragmentos das lamelas progressivamente tende a 1 (ou seja, a um formato teoricamente esférico);
3. na terceira etapa, que pode ser denominada de coalescimento, ocorre o crescimento de partículas em função do tempo e da temperatura, com conseqüente diminuição do número de partículas esferoidizadas e aumento da distância entre elas.

Pode-se ainda incluir uma quarta etapa, a qual refere-se a grafitização. Nesta etapa, há a formação de nódulos de grafita na microestrutura, geralmente quando o aço é mantido por longos períodos de tempo em temperaturas subcríticas.

A seqüência dos eventos descritos independe da temperatura, porém o tempo requerido para alcançar um dado grau de esferoidização tem uma relação aproximadamente logarítmica com a temperatura, como pode ser observado na figura 3-5.

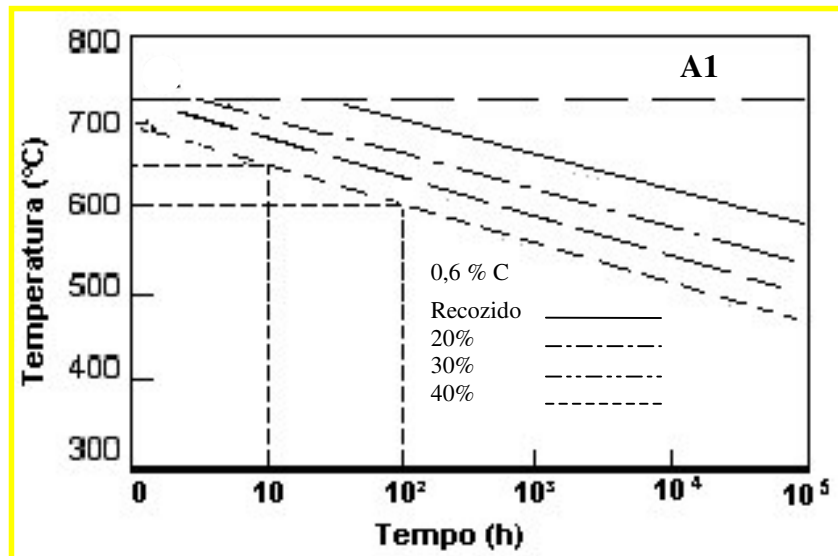


Figura 3-5 – Variação aproximada com a temperatura do tempo necessário para obter um determinado grau de esferoidização.⁽⁴⁾


Como mostrado anteriormente, nos estágios mais avançados do processo, quando o aço é aquecido por longos períodos em temperaturas subcríticas, são encontrados não somente cementitas esferoidizadas, mas também nódulos de grafita de formatos irregulares. Isto é conhecido como grafitização e ocorre devido à grafita ser termodinamicamente mais estável que a cementita.

A grafitização também ocorre algumas vezes em aços de alto carbono laminados e posteriormente recozidos por tempos em torno de 80 horas, ou em situações em que o material fique exposto por longos períodos em temperatura próxima à subcrítica, como em tubulações de caldeiras.

Na tabela 3-I são mostradas, de modo esquemático, algumas características do processo de esferoidização para um aço com 0,8% de carbono. A microestrutura inicial se apresenta composta totalmente por perlita, que com a evolução do processo fragmenta-

se formando unidades menores que tendem a se arredondar, ou seja, há a formação de uma microestrutura esferoidizada.

Tabela 3-I – Evolução microestrutural na esferoidização dos aços.⁽⁵⁾

						
ESTRUTURAS		Unidades perlíticas contínuas ou dispersas na matriz	Cementita com geometria de complexidade variável, como resultado da quebra das lamelas de cementita da perlita em unidades menores		Cementita globular numa matriz ferrítica	
FORÇA MOTRIZ		Equilíbrio de tensões de superfície entre ferrita/cementita e energia de interface ferrita-cementita			Energia de interface ferrita-cementita	
PROCESSO		Global: processo de redistribuição, esferoidização, coalescimento				
		Primeira e segunda etapa: esferoidização propriamente dita			Terceira etapa: coalescimento	
Cementita	Variações Métricas	$V_v^{Fe_3C}$	Constante			
		V_v^G	Valor inicial nulo	Aumenta	Aumenta	Mantém-se constante
		λ_{Fe_3C}	Valor inicial ligado a escala de estrutura perlítica	Diminui	Diminui	Aumenta
Sendo: $V_v^{Fe_3C}$ - Fração volumétrica da cementita total λ_{Fe_3C} - distância livre média da cementita ; V_v^G - fração volumétrica de cementita globular						

O processo de esferoidização é induzido por fatores globais e locais, os quais são altamente dependentes da morfologia da superfície da cementita. Do ponto de vista global, a esferoidização seria controlada pela redução da energia livre do sistema, geralmente pela redução das áreas de interface das partículas. Porém, na primeira etapa do processo, o fator predominante para a quebra das lamelas não é a redução da energia de superfície (uma vez que há geração novas superfícies), mas o equilíbrio de forças entre as interfaces de cementita e ferrita (efeito local). Isto é decorrente dos defeitos existentes na superfície das lamelas de cementita, as quais possuem grandes irregularidades, como por exemplo concavidades, subestruturas, falhas de empilhamento, dentre outras.

3.3.4 Mecanismo do Fenômeno de Esferoidização

O fenômeno de esferoidização além do ponto de vista da redução da energia livre, também está baseado na difusão de átomos de carbono e ferro na matriz, o que gera um efeito de capilaridade devido as mudanças de concentração de carbono na ferrita. Tal comportamento pode ser expresso pela equação de Gibbs-Thomson (equação 3.1), a qual considera os gradientes de potencial químico ao longo da interface curva, ou seja, a alteração da solubilidade local pela presença de uma interface curva. Este efeito pode ser representado em função do tempo e do tamanho da partícula, como indicado pela equação (3.1).

$$r^n + r_0^n = K(t - t_0) \quad (3.1)$$

onde:

r_0 - tamanho inicial da partícula no tempo t_0

r - tamanho final da partícula, após um tempo t

K - constante relacionada com o produto $D \cdot \gamma \cdot X_e$

D - coeficiente de difusão

γ - energia interfacial

X_e - solubilidade do carbono em equilíbrio

n - constante dependente da forma como a difusão se processa

Na figura 3-6 é apresentada, esquematicamente, a dependência da esferoidização da cementita com o raio de curvatura das interfaces $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$. A difusão de átomos de carbono e de ferro ocorre das regiões de menor raio (ou em concavidades, onde o raio tem sinal oposto) para as de maior raio ($r \rightarrow \infty$).

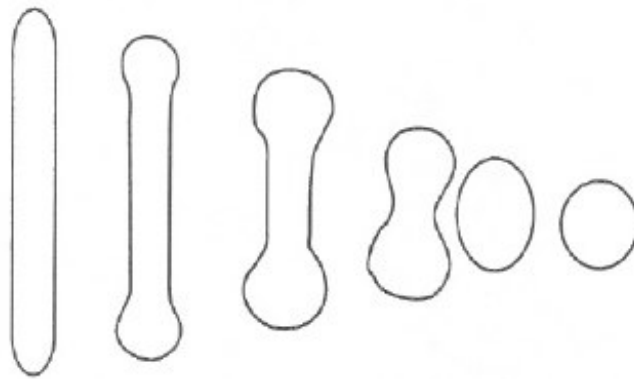


Figura 3-6 – Efeito do raio de curvatura de uma partícula sobre a esferoidização.⁽⁶⁾

Como D e X_e aumentam exponencialmente com a temperatura, a taxa de coalescimento também aumentará com a elevação da temperatura.

SCHASTLIVTSEV et al.⁽⁵⁾ propuseram uma equação específica para desenvolver o processo de fragmentação das lamelas num recozimento subcrítico partindo-se de uma estrutura perlítica, conforme mostra a equação (3.2), a qual especifica a concentração em função do raio de curvatura.

$$C_R^{\alpha/cm} = C_{\infty}^{\alpha/cm} * \exp\left\{V_{cm}^m [2 * \gamma / rRT]\right\}, \quad (3.2)$$

onde:

$C_R^{\alpha/cm}$ - concentração de carbono na interface da partícula de raio r ;

$C_{\infty}^{\alpha/cm}$ - concentração de carbono na interface da partícula com raio tendendo ao infinito;

V_{cm}^m - volume molar de Fe_3C ;

R - constante universal dos gases;

T - temperatura absoluta.

SCHASTLIVTSEV et. al.⁽⁶⁾ também propuseram uma modificação da equação 3.2, considerando agora a energia livre por unidade de volume devido à presença dos defeitos na rede cristalina. A equação 3.3 mostra esta modificação.

$$C_R^{\alpha/cm} = C_{\infty}^{\alpha/cm} \exp\left[\frac{(\Delta g_d + 2\gamma/r)V_{cm}^m}{RT}\right] \quad (3.3)$$

De acordo com as equações (3.2) e (3.3), se a interface da lamela for convexa, haverá um aumento na concentração de carbono na ferrita. A concentração de carbono na ferrita tem uma relação inversa com o raio de curvatura apresentado e desta forma, quanto menor o raio, maior será o gradiente de concentração na matriz, aumentando o processo de esferoidização.

3.3.5 Equações para o processo de esferoidização

Vários autores têm tentado desenvolver modelos teóricos para descrever o processo de esferoidização da cementita. SHKATOV et al.⁽⁷⁾ estudando a esferoidização da cementita para um aço com 0,14% de carbono, obtiveram bons resultados de modelamento da cinética de esferoidização da cementita, utilizando a equação de Avrami (equação 3.4).

$$e = 1 - \exp(-A\tau^n) \quad (3.4)$$

Diferenciando a equação (3.4), obtiveram:

$$\frac{de}{d\tau} = n.A.(1-e)\tau^{n-1} \quad (3.5)$$

onde:

$$A = A_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.6)$$

e - grau de esferoidização;

n - constante

A_0 - pré expoente multiplicador;

τ - tempo;

Q - energia de ativação da esferoidização.

Outra equação que também pode ser utilizada para descrever a taxa de crescimento da microestrutura esferoidizada dr/dt , é mostrada abaixo.⁽⁴⁾

$$\frac{dr}{dt} = \frac{2V_C^2 X D_\gamma}{V_{Fe} RT} \left(\frac{1}{r_m} - \frac{1}{r} \right), \quad (3.7)$$

onde:

γ - é a energia interfacial;

V_C - volume molar da cementita;

V_{Fe} - volume molar da ferrita;

X - é a fração molar de carbono em equilíbrio com a cementita;

D - é o coeficiente de difusão do carbono;

r - é o raio médio das partículas geradas;

r_m - é o raio médio das partículas já esferoidizadas.

A equação (3.4) descreve o processo de esferoidização de modo fenomenológico, em função basicamente do tempo, da temperatura e do raio de curvatura das partículas de cementita, tornando simplificada a sua aplicação. Já a equação (3.7), apresenta-se mais completa (visão atomística – variáveis estruturais), discriminado o efeito da variação da

energia superficial, do coeficiente de difusão e da proporção de soluto sobre o comportamento do processo de coalescimento, o que a torna mais precisa.

O coeficiente de difusão, assim como a taxa de esferoidização, aumenta com a temperatura e também é dependente do empacotamento atômico. Por exemplo, a difusão do carbono é maior na ferrita que na austenita, devido à maior facilidade de movimentação destes átomos nesta estrutura (CCC). Embora em temperaturas maiores o coeficiente de difusão seja menor (devido à presença da estrutura CFC), o processo de coalescimento é mais rápido, resultado da maior solubilidade de carbono na austenita e, também, pela presença de uma maior quantidade de sítios para nucleação de novos carbonetos.

3.4 Influência dos Parâmetros de Processo na Esferoidização

3.4.1 Influência do encruamento anterior

O mecanismo de esferoidização dos aços de estrutura ferita-perlita encruados, quando recozidos em temperaturas subcríticas, é explicado por alguns autores, com verificação da evolução da estrutura por microscopia eletrônica. LUPTON et. al.⁽⁸⁾ verificaram que a grande densidade de discordâncias (devido ao processo de encruamento do aço) na ferrita e em locais preferenciais na cementita propiciaria, em temperaturas subcríticas, primeiro a formação de subgrãos na cementita, cujos subcontornos eram perpendiculares à interface lamelar da cementita com a matriz ferrítica. A cementita se dissolvia preferencialmente neste locais, formando ali um “pescoço” na lamela (de cementita) até o seccionamento desta. Conforme GOODCHILD⁽⁹⁾ o processo completo se comporia de quatro etapas:

- crescimento do número de subgrãos na cementita;
- recristalização da ferrita;
- formação de “pescoço” na lamela de cementita, até sua subdivisão em pequenos carbonetos de forma elíptica;
- crescimento e mudança de forma destes carbonetos na direção da forma esférica.

MAZERON et al. ⁽¹⁰⁾ estudaram a influência do grau de encruamento no recozimento de um aço SAE 1038 trefilado, onde ficou evidenciado o efeito favorável do encruamento sobre a esferoidização dos carbonetos e sobre as propriedades finais resultantes.

Por outro lado, ROCHA et al. ⁽⁴⁾ concluíram que a aplicação de uma deformação a frio anterior ao recozimento tem por finalidade acelerar o processo de esferoidização, uma vez que novos locais de maior difusividade são inseridos na rede cristalina do material, como por exemplo, discordâncias e contorno de subgrãos. O refinamento das colônias de perlita como resultado da deformação aplicada, também atua no sentido de acelerar sua cinética. Porém, embora a deformação seja benéfica na aceleração da cinética de esferoidização, sua contribuição fica restrita ao início do processo, uma vez que os mecanismos de recuperação e recristalização ocorrem em um tempo relativamente curto, quando comparado ao ciclo total de tratamento.

3.4.2 Influência do ciclo de recozimento

Vários experimentos em laboratório e em escala industrial levaram a determinar a relativa importância dos parâmetros de recozimento na esferoidização de um aço médio carbono, bem como o relacionamento das estruturas obtidas com as características mecânicas do material.

COELHO ⁽¹¹⁾ estudou a influência do tempo e da temperatura no processo de esferoidização do aço, mostrando que estes parâmetros apresentam relativa importância na esferoidização do aço médio carbono. Para tal, foram realizados recozimentos a temperaturas de 700, 725 e 750°C, variando os tempos de recozimento entre 1, 4 e 8 horas.

Observou-se ainda que a temperatura que apresentou melhores resultados em relação à esferoidização foi a de 700°C, tendo em vista que para esta temperatura não ocorre a austenitização do material. Para a temperatura de 750°C, o autor relata uma possível austenitização quase completa do material, formando no resfriamento perlita lamelar. O tratamento a temperatura de 725°C ficou caracterizado por uma austenitização parcial,

devido à formação, mesmo que em menor volume que para o tratamento a 750°C, de perlita lamelar.

Para o autor, a influência do tempo ficou notória, ressaltando que o aumento só seria favorável à esferoidização em temperaturas subcríticas, tendo em vista que em temperaturas superiores a AC1 o aumento do tempo favoreceria a formação e homogeneização da austenita, propiciando assim a formação de perlita lamelar.

Também COUTINHO et al.⁽¹²⁾ avaliaram a influência do tempo de recozimento na esferoidização de um aço SAE 10100, porém avaliando o processo de recozimento de esferoidização em uma dada temperatura, neste caso a 715°C. Ou seja, foi estudada a influência do tempo de recozimento isotérmico subcrítico a temperatura de 715°C, em tempos progressivos, variando entre 4 e 35 horas. Como resultado, observou-se um aumento da fração esferoidizada do aço com o aumento do tempo de recozimento subcrítico, conforme mostrado na tabela 3-II.

Tabela 3-II – Evolução da fração esferoidizada em função do tempo de tratamento para o aço SAE 10100⁽¹²⁾.

Amostra	2	3	4	5	6	7	8
Tempo	4 h	8 h	12 h	23 h	27 h	31 h	35 h
Fração Esferoidizada	0%	34,6%	44,2%	41,7%	43,2%	63,0%	91,5%

De acordo com COUTINHO et al.⁽³⁾ o grau de esferoidização cresce com a temperatura de recozimento subcrítico, porém, a esferoidização será parcial e não se completa, mesmo a temperatura relativamente elevada de recozimento subcrítico após elevadas reduções a frio. Tal afirmação está baseada em um estudo do grau de esferoidização de três aços com diferentes concentrações de carbono, SAE 1015, SAE1045 e SAE1070.

Estes aços foram submetidos a um recozimento pleno, cujo objetivo era obter uma condição de referência. Após o tratamento de recozimento, os aços foram submetidos a

reduções de 30%, 40% e 50% em valores nominais, e submetidos a recozimento subcrítico a temperaturas constante de 550, 600 e 650°C durante o mesmo intervalo de tempo. Verifica-se um aumento da fração esferoidizada com o aumento da temperatura de recozimento subcrítico, conforme pode-se verificar na tabela 3-III.

Tabela 3-III – Evolução da fração esferoidizada em função da temperatura para diferentes deformações⁽³⁾.

REDUÇÃO	ABNT 1015			ABNT 1045			ABNT 1070		
	550°C	600°C	650°C	550°C	600°C	650°C	550°C	600°C	650°C
30%	38%	36%	46%	38,8%	49,3%	54,7%	12,3%	32,2%	54,8%
40%	49%	58%	63%	46,8%	56,9%	64,8%	33,4%	47,3%	70,2%
50%	51%	59%	71%	53,1%	64,2%	74,1%	51,3%	58,4%	81,0%

E ainda, segundo ROCHA et. al.⁽⁴⁾ a temperatura de recozimento subcrítico apresenta importante influência na fração esferoidizada de um aço SAE 1045. Tratamentos realizados a uma temperatura de 710°C, com o tempo variando entre 18h e 22h, levaram a aparente aumento na fração esferoidizada nas amostras do aço examinado. Da mesma forma, o aumento no tempo de recozimento levou a um aumento da fração esferoidizada do referido aço.

3.4.3 Influência da composição química e da estrutura prévia

Além da redução a frio e do ciclo de recozimento, outros fatores influenciam na velocidade de esferoidização.

Quanto à composição química, sabe-se por exemplo que, um aço com 0,8% de carbono esferoidiza muito mais rapidamente que um aço com 0,5% de carbono. Deve-se salientar porém que, tal tipo de comparação só seria válida se os dois aços tivessem uma estrutura inicial com o mesmo espaçamento lamelar de perlita. Isto porque, se os dois aços forem austenitizados e resfriados nas mesmas condições, tem-se perlita mais fina

no de maior teor de carbono, sendo, neste caso, facilitado o processo de esferoidização pelo fato da estrutura inicial ser mais favorável, provocando-se assim uma influência indireta do teor de carbono. Quanto à influência dos outros elementos de liga, pode-se usar raciocínio análogo, admitindo que sua influência seja indireta através da influência dos mesmos nas curvas TTT.

COUTINHO et al. ⁽¹²⁾ apresentaram um comparativo entre a fração esferoidizada de um aço carbono e um aço ligado ao cromo, para mesmos tempos e temperaturas. Ficou evidenciada uma evolução mais rápida da fração esferoidizada nas amostras do aço ligado, mostrando a influência do cromo na esferoidização. A figura 3-7 mostra um comparativo entre a fração esferoidizada de um aço carbono (SAE 10100) e um aço microligado (SAE 52100).

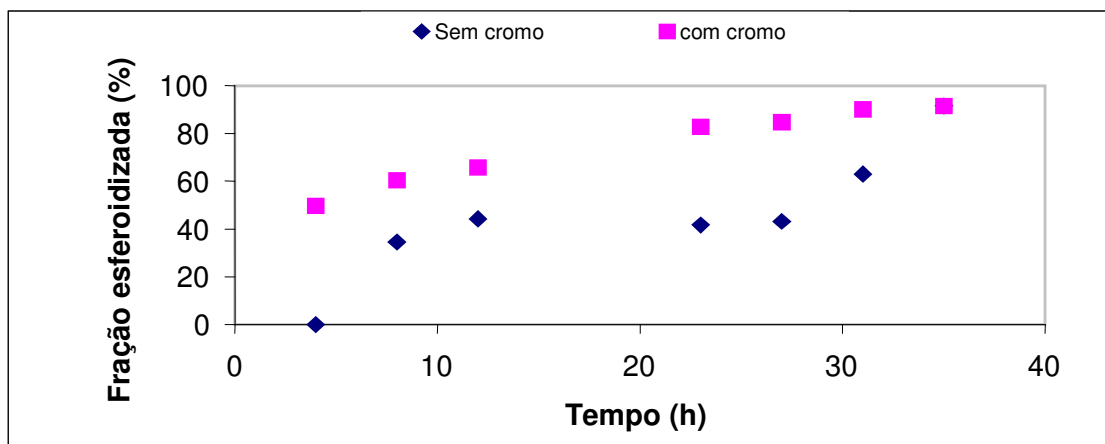


Figura 3-7 – Influência do cromo na esferoidização do aço carbono⁽¹²⁾.

Além da composição química, a microestrutura inicial tem grande influência na esferoidização. Quanto mais fina a perlita, mais fácil se torna o processo e mais finos serão os carbonetos esferoidizados.

Segundo ROCHA et al. (4) que estudaram o efeito da microestrutura prévia no processo de esferoidização, a aceleração do processo pode ser promovida também pela utilização de estruturas meta-estáveis (bainita e/ou martensita), prévias ao tratamento térmico. A aceleração seria promovida pela existência de uma fina dispersão de carbonetos neste tipo de estrutura, servindo de sítios para seu coalescimento. Além desse fator, a presença de alta concentração de discordâncias, características da martensita, facilita a

difusão do átomos de carbono/ferro, aumentando, assim, a taxa de esferoidização. Para tal, as amostras foram laminadas a frio com redução de 21%, tratadas a 850 e 1000°C por 30 minutos e resfriadas em água. Foram utilizados dois ciclo térmicos, sendo um isotérmico a temperatura de 710°C por tempos de 18 e 22 horas e outro variável em torno de AC1, entre 740 e 680°C por 22 horas.

Com relação à estrutura perlítica, ROCHA et. al.(4) defendem o desenvolvimento de uma estrutura com maximização da ferrita para o caso dos aços médio carbono, antes do tratamento de esferoidização. Justificado pelo fato de que a estrutura com quantidade de ferrita máxima e perlita grosseira, apesar de ser de mais difícil esferoidização, proporciona, após este tratamento, uma estrutura mais macia e com carbonetos mais grosseiros em relação a uma estrutura inicial de perlita fina e menor quantidade de ferrita proeutetóide. Isto proporcionaria uma menor energia para a deformação e um menor consumo de matrizes na fabricação de peças forjadas a frio.

Por outro lado, COELHO et. al.(11) afirmam que amostras com estruturas esferoidizadas com carbonetos mais finos, provenientes de estrutura perlítica mais finas, serão mais duras, mas possuirão valores mais elevados de estrição em relação as estruturas com tamanho maior de esferóides.

3.5 Efeitos da Esferoidização nas Propriedades Mecânicas dos Aços

As mudanças estruturais sofridas pelo aço durante o tratamento de esferoidização trazem conseqüências imediatas nas propriedades mecânicas do mesmo. E ainda, a forma como este tratamento é conduzido também pode trazer modificações nas propriedades. ROCHA et. al.(4) observaram que o tratamento prévio à esferoidização pode levar a variação nas propriedades do aço SAE 1045 esferoidizado.

Para descrever o comportamento de tensão-deformação dos aços esferoidizados, várias equações têm sido propostas. A região elástica pode ser representada por uma equação do primeiro grau, na forma ($\sigma = k \cdot \epsilon$). Já na região plástica da curva de escoamento, expressões do tipo exponencial são geralmente utilizadas para representar, no todo ou em parte, o seu comportamento. As formas mais comuns são: ⁽¹³⁾

- Hollomon $\sigma = k \cdot \varepsilon^n$ (8)

- Ludwik $\sigma = \sigma_0 + k \cdot \varepsilon^n$ (9)

- Voce $\sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_y) \exp (Nv \cdot \varepsilon)$ (10)

onde:

σ - é a tensão verdadeira;

σ_0 e σ_y - estão relacionados com as tensões no início do escoamento;

σ_s - é a tensão de saturação;

ε - é a deformação verdadeira;

k - é uma constante do material;

n - coeficiente de encruamento para as equações de Hollomon e Ludwik;

Nv - coeficiente de encruamento para a equação de Voce.

Destas equações, a que mais se aproxima do escoamento plástico para os aços alto e médio carbono esferoidizados é a de Voce (10), visto que as outras (8 e 9), consideram encruamento contínuo com o aumento da tensão, enquanto a de Voce utiliza tensões de saturação σ_s , limitando a deformação plástica a um valor máximo, como observado na prática.⁽⁴⁾

Estas equações são importantes por permitirem, através da manipulação de seus coeficientes e correlação com os diferentes parâmetros microestruturais, prever os possíveis limites de resistência mecânica apresentados pelos aços.

Pode-se citar como exemplo o trabalho de Syn et al.⁽¹⁴⁾ os quais, baseando-se na relação de Hall-Petch ($\sigma_y = \sigma_0 + k_y * L^{-1/2}$) e supondo que a tensão de fricção (σ_0) fosse uma

função do espaçamento entre os carbonetos, e ainda que os outros mecanismos como o endurecimento por solução sólida tivesse um pequeno efeito, obtiveram para o limite de escoamento dos aços de médio e alto carbono esferoidizados a seguinte relação:

$$\sigma_y = 310 * D_s^{-1/2} + 460L^{-1/2}, \quad (11)$$

onde:

D_s - espaçamento entre os carbonetos esferoidizados;

L - tamanho de grão ferrítico

4. MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo serão discutidos aspectos relativos aos materiais utilizados e ensaios realizados para se avaliar a influência dos parâmetros tempo e temperatura de recozimento nas propriedades mecânicas do aço médio carbono SAE 1050 processado na Usiminas.

Será descrita também a metodologia para caracterização deste aço em relação a ensaios mecânicos (propriedades mecânicas) e análises metalográficas. Sendo esta fase do trabalho desenvolvida nas seguintes etapas:

- 1^a *Retirada de amostras da linha industrial:* Nesta etapa, em escala industrial, o aço foi processado até a laminação a frio onde foram retiradas as amostras do material encruado a serem utilizadas na segunda etapa deste trabalho.
- 2^a *Aplicação dos ciclos térmicos em laboratório:* As amostras recolhidas após a laminação a frio, nas dimensões de 400mm de largura por 1000mm de comprimento, foram submetidas a oito padrões diferentes de ciclos térmicos, os quais serão detalhados posteriormente.
- 3^a *Análise microestrutural:* A análise da microestrutura foi feita através de metalografia convencional (polimento mecânico, ataque com nital e/ou picral) e fotografadas em microscópio ótico e microscópio eletrônico de varredura. Foi ainda utilizado um software de análises de imagens (QUANTMET), que permitiu uma contagem mais precisa dos carbonetos.
- 4^a *Ensaio mecânicos:* Foram realizados ensaios de tração e dureza afim de determinar os valores de limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e dureza para cada condição experimental.
- 5^a *Aplicação do ciclo térmico industrial proposto:* De posse dos resultados laboratoriais, resolveu-se então processar 3 cargas de recozimento (num total de 9 bobinas) aumentando a temperatura do ciclo industrial em 20°C, afim de avaliar os valores de propriedades mecânicas.

O desenvolvimento dos experimentos pode ser observado de forma esquemática na figura 4-1.

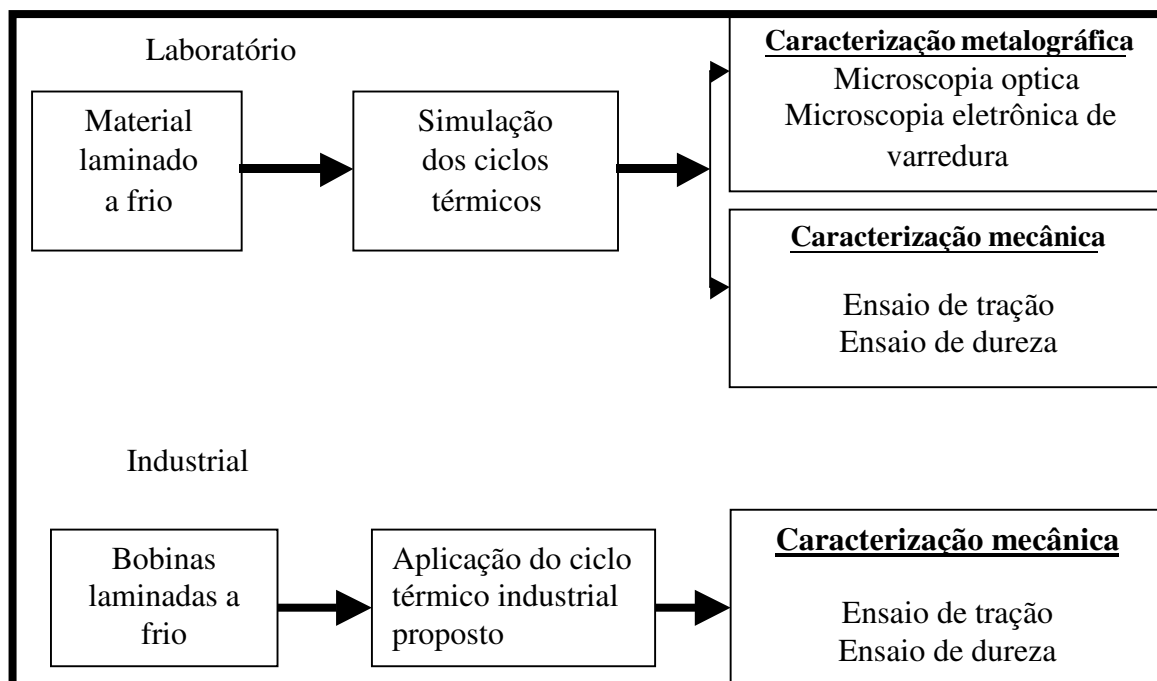


Figura 4-1 – Procedimento experimental aplicado para avaliação das propriedades mecânicas frente às variações dos ciclos térmicos.

4.1 Condições Iniciais

Os materiais estudados foram chapas e bobinas do aço SAE 1050 laminadas a frio com 42% de redução (espessura final igual a 1,93mm) cuja composição química é apresentada na tabela 4-I.

Tabela 4-I – Composição Química do Aço SAE 1050.

ELEMENTO	FAIXA DE COMPOSIÇÃO	
CARBONO	0,48%	0,55%
MANGANÊS	0,6%	0,9%
ALUMÍNIO	0,015%	0,045%
CROMO	0,2%	0,4%
NITROGÊNIO	< = 0,07	

Da chapa de aço foram retiradas oito amostras cujas dimensões são 1000 mm x 400 mm x 1,93mm . Estas amostras foram devidamente codificadas, sendo aplicado um ciclo de recozimento diferente em cada amostra. Os ciclos aplicados e as codificações de cada amostras são apresentados na tabela 4-II.

Tabela 4-II – Ciclos térmicos aplicados e codificação utilizada para identificação das amostras.

Condição	Código da amostra	Ciclo Térmico	
		Tempo (h)	Temperatura (°C)
A1	04 H1	4	710
A2	10 H1	10	
A3	19 H1	19	
A4	27 H1	27	
A5	35 H1	35	
B1	650 A	19	650
B2	670 A		670
B3	690 A		690

Já as bobinas, num total de nove, foram utilizadas para aplicação do ciclo industrial proposto após a realização e avaliação dos ciclos térmicos em laboratório.

4.2 Simulação dos Ciclos Térmicos em Laboratório

Os tratamentos térmicos de recozimento aplicados às amostras foram realizados em um forno elétrico com mufla, com atmosfera controlada (nitrogênio), fabricado pela SILICONIT KONETSU, modelo BL-6090M, que apresenta as seguintes especificações:

- dimensões da câmara : (750x900x490) mm
- taxa de aquecimento : 280°C/h
- potência instalada : 45 kW
- temperatura máxima : 1.150°C

Devido ao bom controle operacional do equipamento, foi possível obter uma ótima reprodução dos ciclos térmicos industriais, além de uma grande uniformidade de temperatura e pressão interna na câmara do forno. Os ciclos de recozimento aplicados a cada amostra são apresentados esquematicamente na figura 4-2.

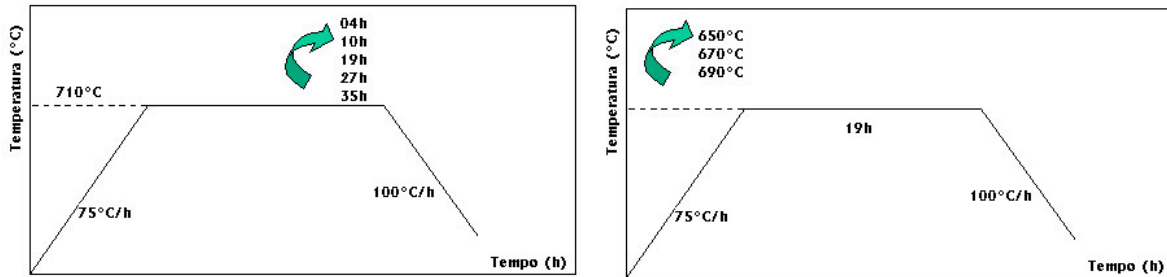


Figura 4-2 – Ciclos térmicos aplicados às amostras.

Embora a temperatura atualmente utilizada para o processamento desse material seja menor que 710°C, tomou-se essa temperatura como referência devido à necessidade de se obter queda nos valores de dureza e limite de resistência para este material.

Da mesma forma, resolveu-se também fixar o tempo em 19h devido ser este o tempo de processamento industrial para esta qualidade de material. Segundo ROCHA et. al.⁽⁴⁾, um aumento no tempo de processamento seria benéfico ao que se almeja na prática ou seja, diminuição nos valores de dureza e limite de resistência, porém um aumento desse tempo acarretaria em um aumento no custo de produção do aço, o que foi descartado a princípio.

4.3 Caracterização Microestrutural

Para análise metalográfica, as amostras foram embutidas, lixadas, polidas e atacadas com nital e/ou picral a 2%, de forma a revelar sua microestruturura. Esta microestrutura foi analisada e fotografada em microscópio óptico com ampliação de 1000 vezes e microscópio eletrônico de varredura com ampliação de até 4000 vezes.

As imagens geradas no microscópio eletrônico de varredura foram ainda avaliadas através de um software analisador de imagens (QUANTMET), obtendo como resultado o número de partículas por 1230 μm^2 . Para tal foi utilizado uma grade de 165 nós, sendo que para cada amostras, submetida ao analisador de imagens, foram preparadas dez micrografias de regiões distintas.

Para a determinação do tamanho de grão ferrítico foi utilizado o método dos interceptos nas direções horizontal e vertical, conforme norma ASTM E112, em posições distintas da amostras, até um total de 250 interceptos. Para revelação dos contornos, as amostras foram atacadas por uma solução de peróxido de hidrogênio e ácido sulfúrico em água.

4.4 Caracterização Mecânica

Para a caracterização mecânica das amostras, foram realizados ensaios de tração e de dureza Rockell B, sendo os resultados destes ensaios obtidos a partir da média de seis medidas.

Os testes de tração foram conduzidos em máquina de tração INSTRON de 10 t, em corpos de prova tipo padrão, confeccionados conforme a norma ASTM-E-8 para determinação dos valores de limites de escoamento (σ_Y) e de resistência (σ_r) e de alongamento total (%), sendo os ensaios realizados segundo a norma ASTM-A-370.

Já os ensaios de dureza Rockell B, foram realizados segunda a norma ISO3508/1 – 1999, em máquina digital de 30 t, com acionamento e leitura de resultados automáticos.

4.5 Alteração do Ciclo Térmico Industrial

De posse dos resultados de propriedades mecânica obtidos após a aplicação das diferentes condições de tempo e temperatura em escala de laboratório, resolveu-se aumentar em 20°C a temperatura que atualmente é utilizada para o processamento industrial desse produto.

Para caracterização mecânica do material industrial foram realizados ensaios de tração e de dureza em amostras retiradas em três posições distintas das bobinas: diâmetro interno, diâmetro externo e meio. Os resultados dos ensaios foram obtidos a partir da média de seis medições.

As amostras foram retiradas em diferentes posições das bobinas devido a existência de diferenças de temperatura ao longo da carga de recozimento.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise Microestrutural

O aço SAE 1050 apresentou, após laminação a quente, uma microestrutura composta predominantemente por perlita e ferrita pró-eutetóide, numa proporção aproximada de 66% e 34 %, respectivamente. No entanto, após a laminação a frio e recozimento desse material, observou-se uma microestrutura com diferentes tamanhos de grãos, e com os carbonetos distribuídos na matriz ferrítica.

Verificou-se, após a aplicação dos ciclos térmicos previstos, microestruturas formadas predominantemente por ferrita com carbonetos parcialmente ou totalmente esferoidizados, presentes tanto nos contornos quanto no interior dos grãos. Não se verificou a presença da estrutura lamelar, típica da perlita. As microestruturas obtidas, após a variação das condições do tempo e da temperatura, podem ser verificadas nas figuras 5-1 a 5-9. Nelas a parte cinza representa a matriz ferrítica e as mais claras os carbonetos esferoidizados.

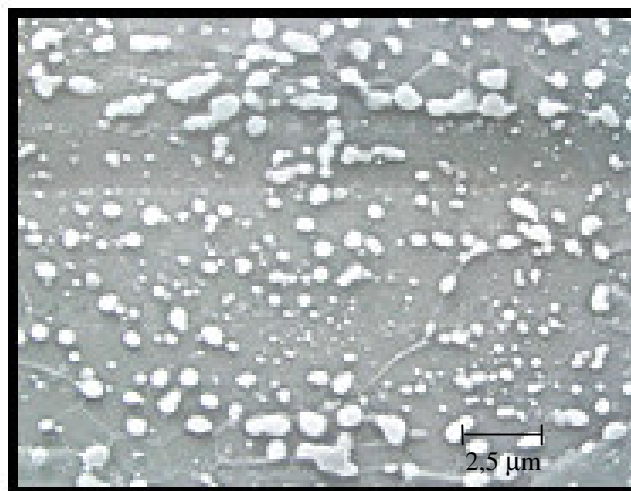


Figura 5-1 – Micrografia da amostra recozida a temperatura de 710°C por 4 h, obtida por MEV.

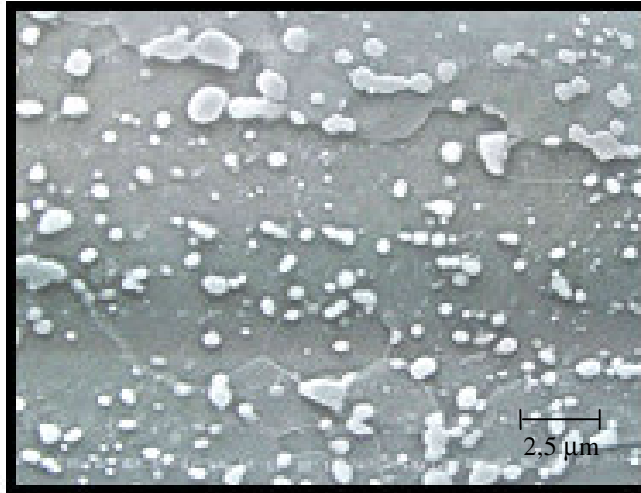


Figura 5-2 – Micrografia da amostra recozida a temperatura de 710°C por 10 h, obtida por MEV.

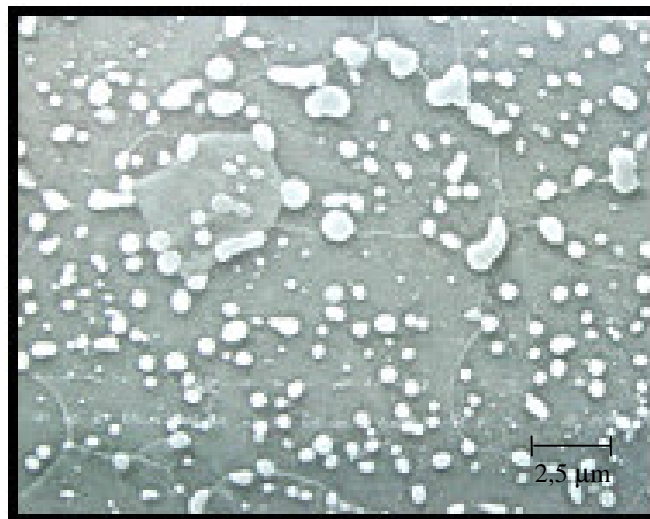


Figura 5-3 – Micrografia da amostra recozida a temperatura de 710°C por 19 h, obtida por MEV.

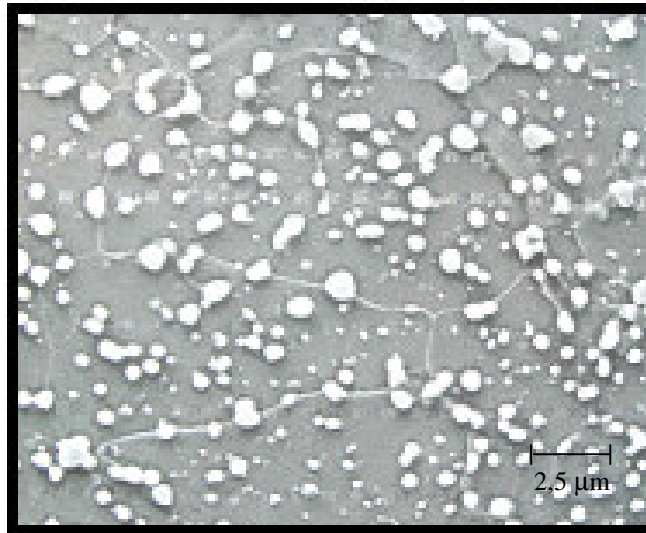


Figura 5-4 – Micrografia da amostra recozida a temperatura de 710°C por 27 h, obtida por MEV.

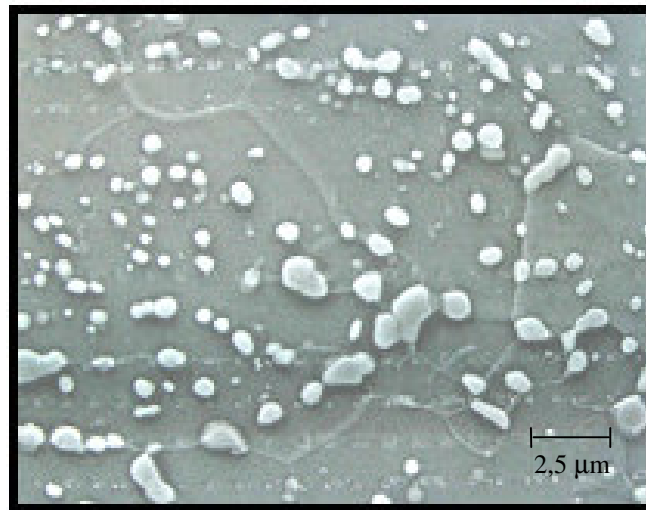


Figura 5-5 – Micrografia da amostra recozida a temperatura de 710°C por 35 h, obtida por MEV.

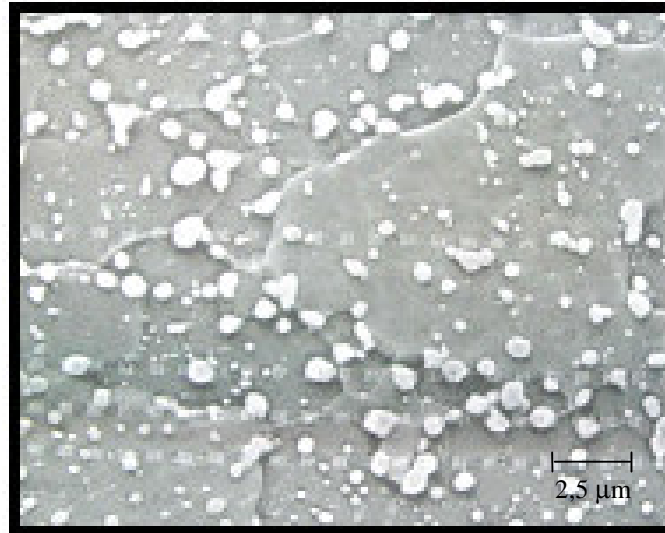


Figura 5-6 – Micrografia da amostra recozida por um tempo de 19 h a temperatura de 650°C, obtida por MEV.



Figura 5-7 – Micrografia da amostra recozida por um tempo de 19 h a temperatura de 670°C, obtida por MEV.

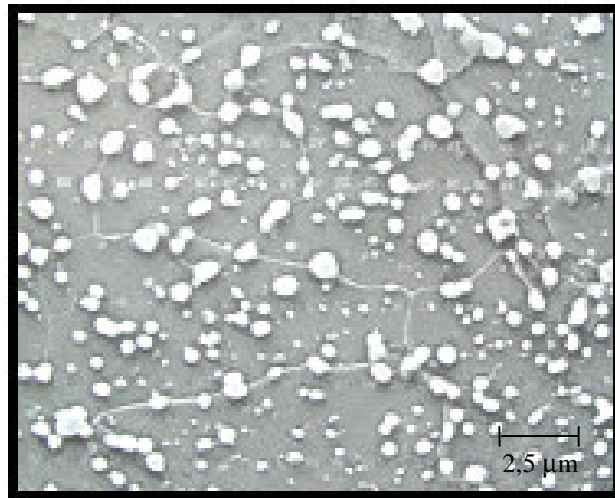


Figura 5-8 – Micrografia da amostra recozida por um tempo de 19 h a temperatura de 690°C, obtida por MEV.

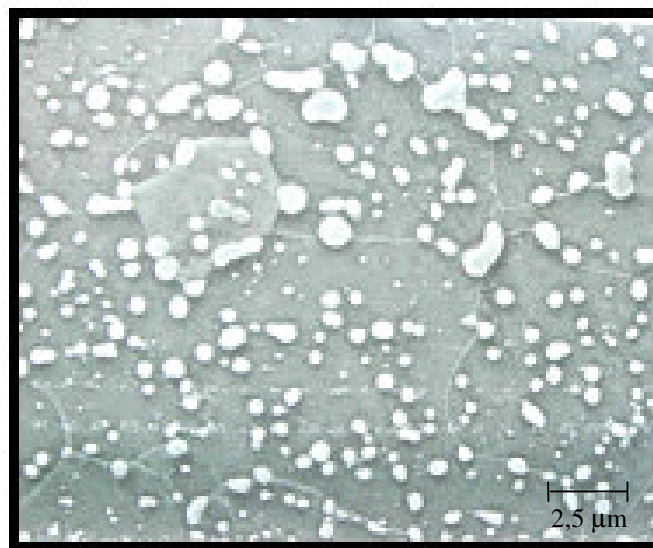


Figura 5-9 – Micrografia da amostra recozida por um tempo de 19 h a temperatura de 710°C, obtida por MEV.

Percebeu-se, com o aumento do tempo e/ou da temperatura de processamento, o crescimento do grão ferrítico, bem como dos carbonetos, situados tanto no interior como nos contornos de grão, embora aqueles situados nos contornos de grão fossem mais grosseiros. A tabela 5-I mostra, de uma forma geral, a evolução do tamanho de grão ferrítico e tamanho dos carbonetos com a variação da temperatura e do tempo de processamento das amostras do aço SAE 1050 processadas em laboratório.

Segundo ROCHA et. al.(4) as partículas localizadas nos contornos de grão serão favorecidas pela maior facilidade de difusão nestes locais (em virtude da maior quantidade de defeitos e conseqüentemente, uma maior energia disponível) obtendo-se, deste modo, um maior tamanho de carboneto nos contornos quando comparado com o tamanho dos carbonetos presentes no interior dos grãos.

Tabela 5-I – Variação do tamanho de grão e do número de carbonetos com o tempo e a temperatura de processamento.

	710°C					19 h			
	4h	10h	19h	27h	35h	650°C	670°C	690°C	710°C
TG (μm)	9,3	9,9	10,4	11,4	12,2	8,9	9,5	9,6	10,4
NC por $1230 \mu\text{m}^2$	448	436	416	393	355	565	513	472	416
TG – tamanho de grão									
NC – número de carbonetos									

5.2 Comportamento Mecânico

O comportamento mecânico do aço SAE 1050 submetido a diferentes ciclos de esferoidização é mostrado na figura 5-10.

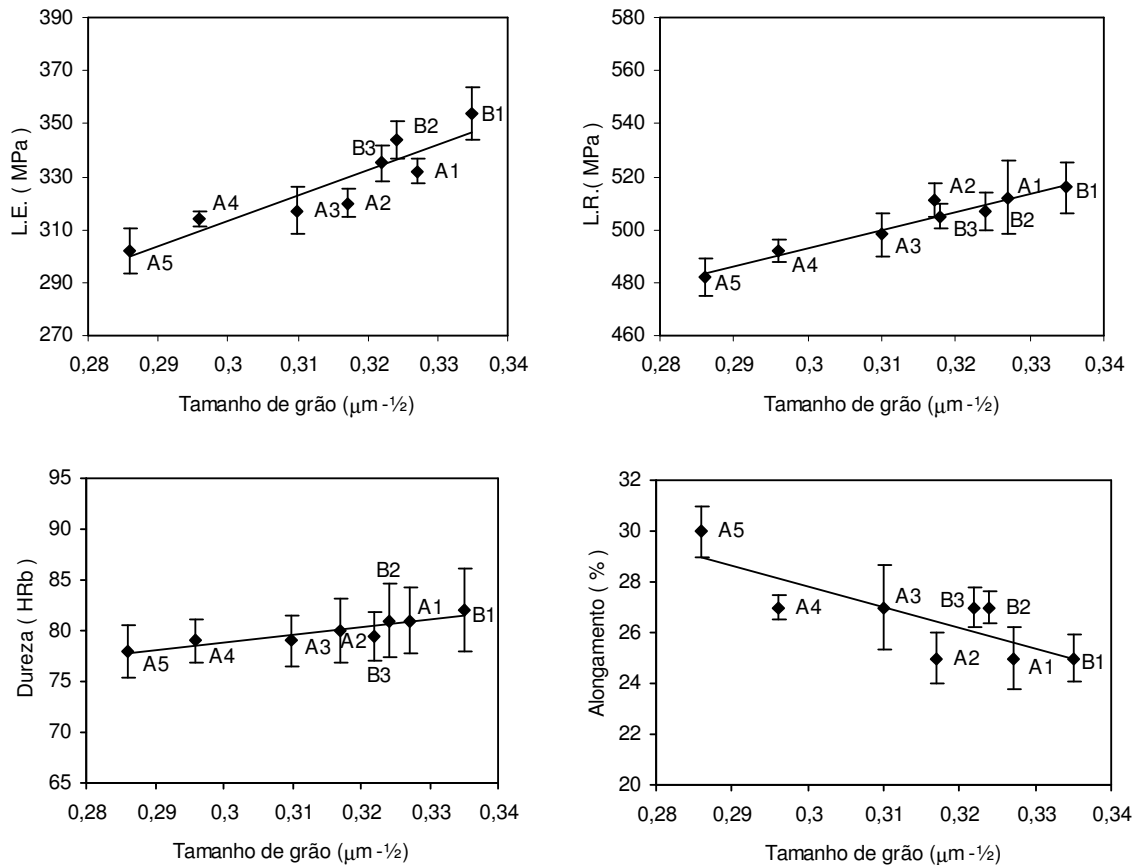


Figura 5-10 – Propriedades mecânicas em função do tamanho de grão ferrítico.

Na figura 5-10, fica evidente a influência do tamanho de grão ferrítico nas propriedades mecânicas. Nota-se, com o aumento do tamanho de grão ferrítico desse aço, menores valores de limite de escoamento, limite de resistência e dureza, e ainda maiores valores de alongamento total.

O comportamento linear do limite de escoamento com o inverso do tamanho de grão vai ao encontro da equação estabelecida por Hall Petch ($\sigma_y = \sigma_0 + k_y * L^{-1/2}$). Equação esta que relaciona o limite de escoamento do material com o tamanho de grão ferrítico.

Percebeu-se para uma variação de 60°C na temperatura, uma menor variação do limite de resistência (em torno de 20 MPa) quando comparado com a variação do limite de escoamento (em torno de 60 MPa). O que leva a induzir que o limite de escoamento seja mais sensível às variáveis que afetam o tamanho de grão ferrítico, como por exemplo o tempo e a temperatura de recozimento. Já o limite de resistência, conforme pode se encontrado em literatura, apresenta maior sensibilidade com a composição química do que com o tamanho de grão ferrítico.

Mesmo observando um comportamento linear das propriedades em função do tamanho de grão ferrítico, pode-se verificar que para valores de inverso da raiz quadrada do tamanho de grão maior que 0,30 (menores tamanhos de grão) não se verificou um bom ajuste com a equação de Hall Petch, principalmente para o limite de escoamento e alongamento.

Uma explicação para este baixo ajuste pode estar no fato de que, para estas propriedades, além do tamanho de grão, a presença dos carbonetos estariam exercendo influência sobre as mesmas. Ficando este fenômeno mais evidenciado no início do processo de esferoidização, onde se observa uma maior densidade de carbonetos na matriz ferrítica.

A figura 5-11 mostra a variação do limite de escoamento e do alongamento com o número de carbonetos na matriz, o que vem ao encontro do que foi relatado anteriormente, ou seja existe uma correlação destas propriedades mecânicas com a variação do número de carboneto na matriz.

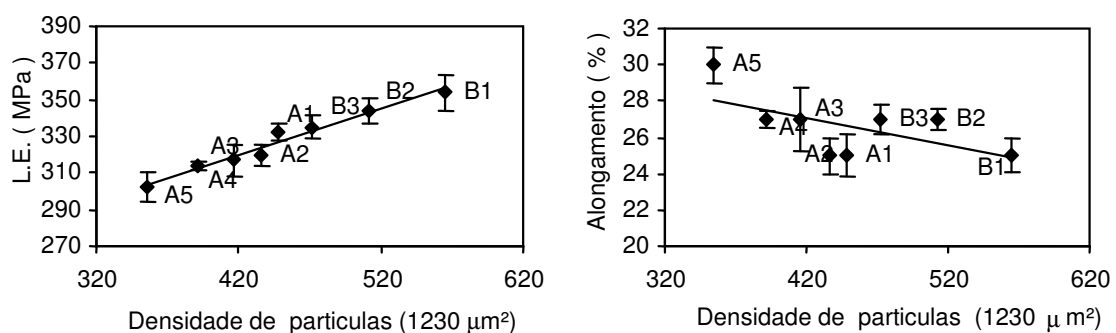


Figura 5-11 – Variação do limite de escoamento e alongamento com a densidade de partículas na matriz.

5.3 Influência do Ciclo Térmico Sobre as Propriedades do aço SAE 1050 Esferoidizado

A difusão dos átomos de ferro e carbono na estrutura é o mecanismo controlador do processo de esferoidização, e, sendo este processo termicamente ativado, é favorecido pelo aumento do tempo ou temperatura de processamento.

A figura 5-12 mostra a variação do limite de escoamento e do limite de resistência com o ciclo de recozimento. Verificou-se uma queda nos valores dessas propriedades com o aumento do tempo ou temperatura de processamento.

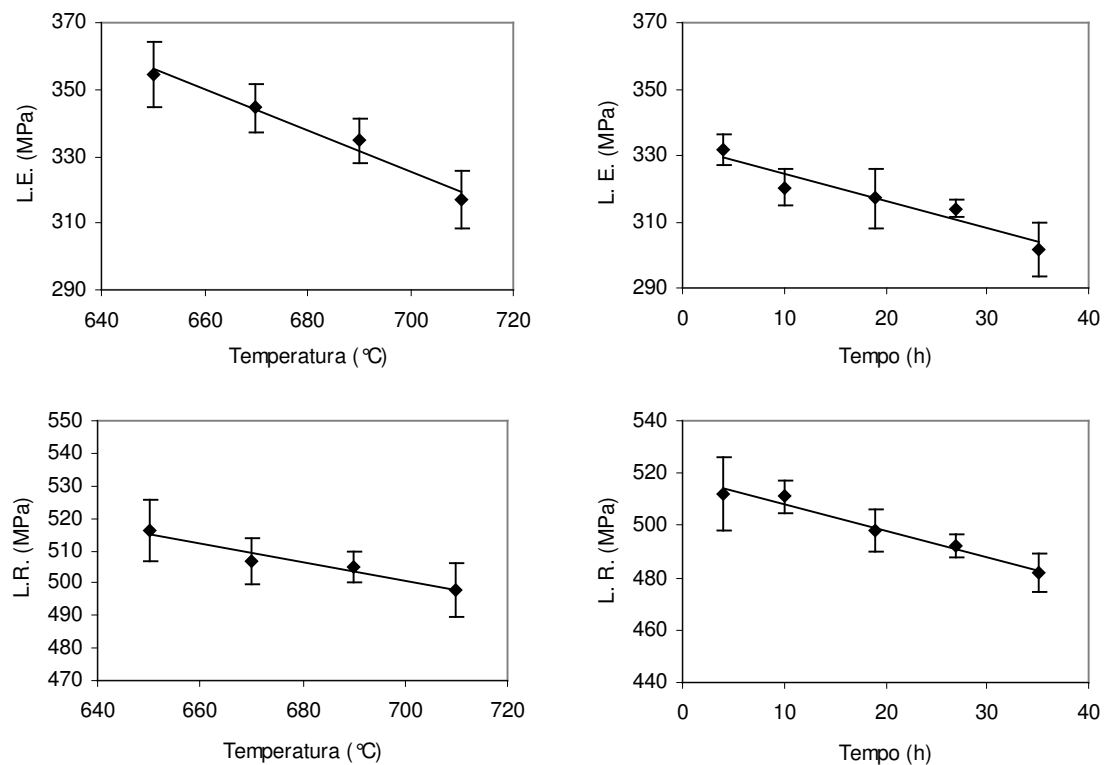


Figura 5-12 – Variação dos limites de escoamento e resistência com o ciclo térmico.

Uma explicação para a tendência de queda nos valores de limite de escoamento, limite de resistência com a elevação do tempo ou temperatura é, primeiramente pela transformação da cementita lamelar em carbonetos esferoidizados e, posteriormente, o coalescimento desses carbonetos formados, levando a uma diminuição da densidade de

partículas na matriz. Estes fenômenos resultariam em um maior caminho livre para movimentação das deslocções na estrutura do material, tornando-o menos resistente com relação a deformação.

Verificou-se ainda uma maior influência da temperatura, em comparação ao tempo de processamento, no limite de escoamento. Nota-se uma variação de aproximadamente 20 MPa quando o tempo é multiplicado por 7. Já um acréscimo de 60°C na temperatura, acarretou em uma variação de 60 MPa no limite de escoamento.

Quanto ao limite de resistência, verificou-se pequena variação em relação ao tempo e à temperatura de processamento, talvez pelo fato desta propriedade ser mais afetada pela composição química.

Pôde-se observar também que o aumento da temperatura ou do tempo de recozimento de esferoidização levou a uma redução nos valores de dureza do material, bem como a um aumento nos valores de alongamento total. Como pode ser observado na figura 5-13.

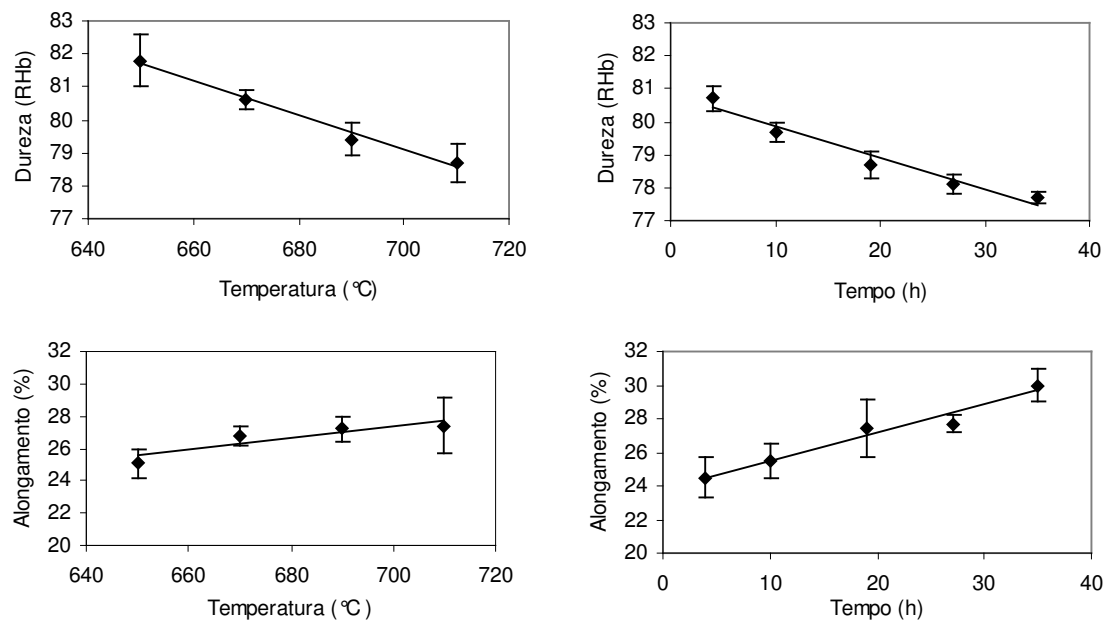


Figura 5-13 – Variação da dureza e do alongamento com o ciclo térmico.

Tal comportamento segue a evolução da microestrutura do aço SAE 1050, inicialmente com uma maior energia livre (ferrita + perlita), para uma estrutura de mais baixa energia livre (ferrita + carbonetos esferoidizados). Deste modo, com o desaparecimento da estrutura lamelar e o crescimento dos carbonetos globulares, mais uma vez o aumento do livre caminho médio oferecerá uma menor resistência à movimentação das deslocções, resultando em menores valores de dureza e maiores valores de alongamento, à medida que se aumenta a temperatura e/ou o tempo de recozimento de esferoidização.

5.4 Resultados do Ciclo Industrial Proposto

Um dos objetivos deste trabalho seria propor um novo ciclo de recozimento industrial para processamento do aço SAE 1050, afim de se cumprir as faixas de tolerância das propriedades limite de resistência e dureza, exigidas para este produto.

Segundo ROCHA et. al.⁽⁴⁾ independente da temperatura de trabalho uma determinada fração esferoidizada do material irá ocorrer, porém o tempo necessário para se atingir esta fração apresenta uma relação aproximadamente logarítmica com a temperatura.

De posse dessa informação e dos dados obtidos após o processamento em laboratório, e ainda sabendo-se que um aumento no tempo de processamento acarretaria em aumento no custo de produção, resolveu-se processar um lote de 9 bobinas utilizando um acréscimo de 20°C na temperatura do ciclo industrial atualmente utilizado. Os resultados de dureza, alongamento, limites de escoamento e resistência para o ciclo de recozimento atual e para o ciclo de recozimento proposto são apresentados na figura 5-14. Na figura, as linhas horizontais tracejadas referem-se às faixas de controle.

Os pontos de maior temperatura referem-se ao ciclo proposto no presente trabalho, já os pontos referentes às menores temperaturas referem-se aos resultados obtidos atualmente após o processamento industrial desse aço, seguindo os padrões estabelecidos. Note que, os valores de resistência e dureza do produto extrapolam a faixa de controle, o que não acontece para o limite de escoamento e o alongamento total.

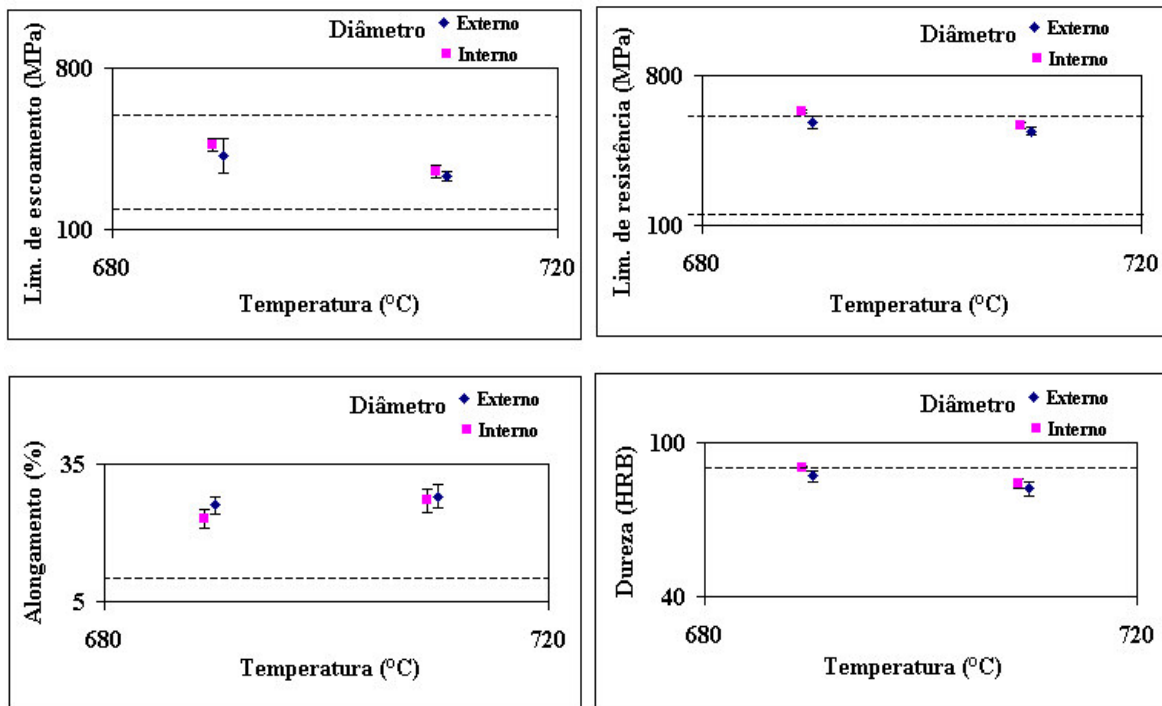


Figura 5-14 – Propriedades Mecânicas obtidas após o processamento industrial do aço SAE 1050.

Nota-se que para o ciclo térmico proposto, com acréscimo de 20°C na temperatura do ciclo, as quatro propriedades de controle para este produto se encontram dentro da faixa especificada.

Verificou-se queda no limite de escoamento com o acréscimo da temperatura industrial de processamento, com os valores situados próximo ao centro da faixa de controle, sem o risco de extrapolação da mesma. Houve também um aumento do alongamento total para o processamento no ciclo proposto, ou seja, percebeu-se uma melhoria nos valores de alongamento em relação ao processamento padrão.

Quanto à dureza e ao limite de resistência, percebeu-se que os valores encontrados após a aplicação do ciclo térmico proposto, encontram-se marginal ao limite superior da faixa de controle. Desta forma, qualquer variação no processamento do produto, provavelmente acarretaria em uma extrapolação desta faixa. Esta observação reforça a hipótese que tais propriedades são pouco sensíveis à variação do tamanho de grão e do número de carbonetos, sendo estas mais afetadas pela variação da composição química.

6. CONSIDERAÇÃO FINAL

6.1 Conclusão

O aumento da temperatura ou tempo de recozimento levou a uma queda nos valores de limite de escoamento, limite de resistência e dureza do aço SAE 1050 e, ainda um aumento no valores de alongamento.

O limite de escoamento apresentou comportamento semelhante a equação proposta por Syn et al.¹⁴, que relaciona o limite de escoamento dos aços médio carbono esferoidizados com o tamanho de grão e o número de partículas de carboneto na matriz.

Não se verificou um efeito significativo no limite de resistência e na dureza, quando da variação do tempo ou da temperatura de processamento.

O acréscimo de 20°C na temperatura do ciclo industrial mostrou-se efetivo para se obter valores de limite de resistência e dureza dentro da faixa especificada para o produto, o que não se verificava para o ciclo anterior. Porém, estas propriedades ficaram marginal ao limite superior da faixa.

6.2 Sugestões para Trabalhos Futuros

Como pode ser visto neste trabalho, os valores de dureza e limite de resistência se apresentaram, mesmo com o acréscimo na temperatura de processamento, marginal ao limite superior da faixa de controle para o produto, o que poderá acarretar, em função de uma eventual variação no processo, a extrapolação da faixa especificada. Logo propõe-se, para um melhor controle destas propriedades, o seguinte estudo:

Estudar o efeito da distância lamelar da perlita no limite de resistência e na dureza desse produto.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1) LESLIE, W. C. The Physical Metallurgy of Steels”. 1 ed. McGraw-Hill International Student Edition, 1982. 396p.
- 2) COSTA, G. C. A. Análise da Absorção de Nitrogênio no Recozimento em Caixa. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, 2003.104p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).
- 3) COUTINHO, C. A. B., BOZZI, A. C. POLANCZYK, C. A. P. OLIVEIRA, P. M. C. Efeitos do Recozimento de Recristalização Sobre a Morfologia da Cementita em Aços Carbono. XLV CONGRESSO ABM. Rio de Janeiro, Set. 1990.
- 4) Metals Handbook, Heating Treating: Annealing of Steel, 8aed., v.2, USA, ASTM Intern., 1994. P. 42-55.
- 5) ROSSI, H. E., COTINHO, C. A. B. Influência das Variáveis de Processamento na Esferoidização do Aço SAE 52100. METALURGIA-ABM, v. 39, n. 310, Set. 1983.
- 6) SCHASTLIVTSEV, V.M.; YAKOVLEVA, I.L. Structural Transformation in Pearlite Upon Heating: III. Spheroidization of Carbides; Gibbs-Thomson Equation and the Problem of Carbide Coagulation; The Physics of Metals and Metallography, Vol. 78, n.3, 1994.p. 317-324.
- 7) SHKATOV, V.V.; CHERNYSHEV, A.P.; LIZUNOV, V.I. Kinetics of Pearlite Spheroidization in Carbon Steel. Author Affiliation: Lipetsk Polytechnical Institute. Physics Of Metals And Metallography (USSR) 70, (4), 1990. P. 116-121.
- 8) LUPTON D. F., WARRINGTON D. H. The Influence of Deformation on the Spheroidization and Coarsening of Pearlite, Metal Science, v. 08. June. 1972.
- 9) GOODCHILD, D. Spheroidization of Pearlite in a Cold Deformed Medium Carbon Steel, Scandinavian Journal of Metallurgy, n. 1, p. 235-240. 1970.

- 10) MAZERON, P. R. F., TARGA, C. A. Recozimento de um Aço Médio Carbono – Influência da Deformação a Frio. XXXII CONGRESSO ABM. São Paulo, Jul. 1977.
- 11) COELHO A. R. Z. Aspectos da Esferoidização de Aços Médios Carbono . I seminário da COMFIT, Mai, 1980.
- 12) COUTINHO, C. A. B., BARBOSA R. Cinética de esferoidização do Aço SAE 52100 com Estrutura Prévia de Normalização. SEMINÁRIO METALURGIA E TRATAMENTO TERMICO. Angra dos Reis, Jun. 1988.
- 13) REED-HILL, R. E. Princípios de Metalurgia Física. 2. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1982, p. 288-272.
- 14) SYN, C. K.; LESUER, D. R. e SHERBY, O. D.; Metallurgical and Materials Transactions, 25A, n.1481, 1994.

8. BIBLIOGRAFIAS

- 1) ROCHA, M. R.; OLIVEIRA, C. A. S. Avaliação dos Parâmetros Microestruturais de um Aço SAE 1045 esferoidizado e sua Correlação com as propriedades Mecânicas. LV CONGRESSO ABM. Rio de Janeiro, Jul. 2000.
- 2) THELNING, K. E. Steels And Its Heat Treatment, 2aed., Butherworths, Mackays of Great Britain: Chatham Ltd., 1984.
- 3) SAMUELS, L. E. Light Microscopy Of Carbon Steel, 1aed. USA: ASM International, August, 1999. p. 165-183.
- 4) SHKATOV, V.V.; CHERNYSHEV, A.P.; LIZUNOV, V.I. Kinetics of Pearlite Spheroidization in Carbon Steel. Author Affiliation: Lipetsk Polytechnical Institute. Physics Of Metals And Metallography (USSR) 70, (4), 1990. P. 116-121.
- 5) NERI, N. A.; COLAS, R.; VALTIERRA, S. Effect of Deformation on Graphitization Kinetics in High Carbon Steels, Journal of Materials Processing Tecnology, vol.82, 1998. p.142-150.
- 6) SCHASTLIVTSEV, V.M.; YAKOVLEVA, I.L. Structural Transformation in Perlite Upon Heating: III. Spheroidization of Carbides; Gibbs-Thomson Equation and the Problem of Carbide Coagulation; The Physics of Metals and Metallography, Vol. 78, n.3, 1994.p. 317-324.
- 7) AIHARA, K. A . New Termomechanical Processing of Spheroidization Crbide Directly in a Rolling Line, 33rd Mech. Working and Steel Processing Conference Proceedings. Vol. 29, USA, The Iron and Steel Society, Inc., p.285-290.
- 8) CHADWICK, G.A. Metallography of Phase Transformation. London: Butterworth Ltda., 1972. P. 233-238.
- 9) CREE, A. M.; FULKNER, R. G.; LYNE, A. T. Cementite Coarsening During Spheroidisation of Bearing Steel SAE 52100; Materials Science and Tecnology, 566, 5, 1995.

- 10) COUTINHO, C. A. B.; BOZZI, A. C.; POLANCZYK, C. A. P.; OLIVEIRA, P. M.
C. Efeitos do Rezoimento de Recristalização Sobre a Morfologia da Cementita em Aços Carbono. XLV CONGRESSO ABM. Rio de Janeiro, Set. 1990.
- 11) VERHOEVEN J.D. The Role of the Divorced Eutectoid Transformatiion in The Spheroidization of 52100 Steel In: METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, v. 31A, Out. 2000.