

THIAGO ALVARENGA MORAIS MARTINS

**Estudo da influência da microestrutura prévia ao tratamento térmico
de esferoidização do aço DIN 41Cr4**

Thiago Alvarenga Moraes Martins

**Estudo da influência da microestrutura prévia ao tratamento térmico
de esferoidização do aço DIN 41Cr4**

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia de Materiais

Orientador: Prof Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein

Coorientador: Mestre Guilherme Dias da Fonseca

M386e	Martins, Thiago Alvarenga Moraes Estudo da influência da microestrutura prévia ao tratamento térmico de esferoidização do aço DIN41Cr4 / Thiago Alvarenga Moraes Martins – Guaratinguetá, 2020. 41 f. : il. Bibliografia: f. 40 Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2020. Orientador: Prof. Dr. Luiz Rogério de Oliveira Hein Coorientador: Me. Guilherme Dias da Fonseca 1. Laminação (Metalurgia). 2. Materiais laminados. 3. Aço de alta resistência. I. Título.
	CDU 621.771

Luciana Máximo

Bibliotecária CRB-8/3595

THIAGO ALVARENGA MORAIS MARTINS

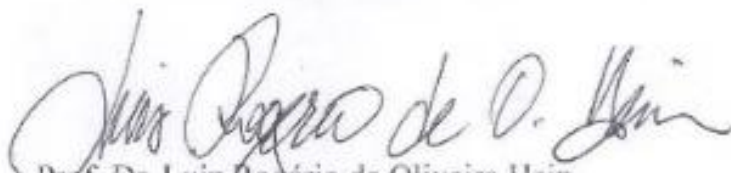
ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
"GRADUADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS"

APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

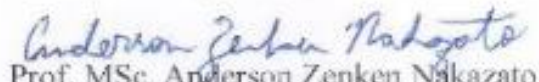


Prof. Dr. Miguel Ramirez Gil
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. Luiz Rogério de Oliveira Hein
Orientador UNESP-FEG



Prof. MSc. Anderson Zenken Nakazato
UNESP-FEG



Prof. MSc. Mauricio de Oliveira Filho
UNESP-FEG

DADOS CURRICULARES

THIAGO ALVARENGA MORAIS MARTINS

NASCIMENTO	21.04.1989 – Osasco / SP
FILIAÇÃO	Reinaldo da Silva Martins Taize Helena Moraes
2007/2011	Técnico em sistemas e redes de computadores Fundação Instituto Tecnológico de Osasco - FITO
2013/2019	Bacharel em Engenharia de Materiais. Universidade Estadual Paulista – “Júlio de Mesquita Filho “

Dedico este trabalho
de modo especial, à minha família, meus
amigos e a todos que sonham.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a minha Família, que com muito apoio possibilitou que eu pudesse estudar, de moto especial a meu avô Mário, minha mãe Taize e meus primos Marcel e Stella por todo amor. Agradeço a República Só na Manteiga, que como uma segunda família me proporcionou um apoio essencial nos momentos mais difíceis dessa jornada bem como todo o companheirismo nos momentos mais leves e alegres;

ao meu orientador, *Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein* que de maneira insistente acreditou em meu potencial e ao longo de anos me apoiou e me incentivou a tornar-me sempre melhor, que se tornou um amigo e uma referência, com toda paciência no meu desenvolvimento;

à todos os meus Amigos Matheos, Yolanda, Oday, Lucas, Victor, Julio, Marcelo, Mariana, Renata, Thiago, Juan, Julia, Isadora, Carolina, Alícia, Guilherme, Jonas, Pedro, Renan, Janaina, Rafael, Jarbas, Felipe e Lucas que por décadas ou anos foram fonte de inspiração, força e apoio.

à todos os Professores, e funcionários da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá que possibilitaram estes anos de estudo e aprendizado.

Sou muito grato a todos, sem vocês nada seria possível.

“Sua tarefa é descobrir o seu trabalho e,
então, com todo o coração, dedicar-se a ele.”

Siddhartha Gautama, o Buda

RESUMO

Este trabalho analisará a influência da microestrutura prévia em diferentes configurações a partir da variação das taxas de resfriamento após o último passe de laminação a quente em um fio máquina e seus efeitos na micro estrutura obtida após o tratamento térmico de esferoidização do aço DIN 41Cr4. De maneira a buscar alternativas para redução de custos de produção, melhor atendimento de parâmetros de qualidade, aumento da eficiência do processo, além de uma melhor compreensão do tratamento térmico e da influência da microestrutura prévia. Para tanto, foram utilizadas amostras de duas rotas de laminação com taxas de resfriamento distintas. Na rota Bloco, há possibilidade de um resfriamento controlado com caixas de água, ventiladores e abafadores. enquanto na rota G o resfriamento é feito sob o ar em temperatura ambiente. As bitolas dos materiais dos quais foram retiradas amostras variam entre 12 e 26,33 mm. A avaliação das respostas às variações proporcionadas ao processo foram realizadas por análises metalográficas de microestrutura no material laminado e no material tratado termicamente (grau de esferoidização) e ensaios de dureza. A partir dos resultados buscou-se estudar a influência dos parâmetros da taxa de resfriamento, na microestrutura do material laminado e a influência da microestrura prévia na resposta ao tratamento térmico de esferoidização. Com os resultados ficou claro que a melhor micro estrutura para gerar esferoidização no ciclo testado é a martensita, seguido de bainita e perlita, devido as suas características morfológicas. Além disso, pode-se notar que a microestrutura prévia possui influência na dureza final do material, mas sem variações substanciais.

PALAVRAS-CHAVE: Laminação. Tratamento térmico. Esferoidização. Microestrutura. Fio máquina. DIN 41Cr4.

ABSTRACT

This work aims to analyze the influence of the previous microstructure in different configurations from the variation of the cooling rates after the last hot rolling pass on a wire rod and its effects on the microstructure obtained after the spheroidization heat treatment of DIN 41Cr4 steel. In order to seek alternatives for reducing production costs, better meeting quality parameters, increasing process efficiency, as well as a better understanding of heat treatment and the influence of prior microstructure. For this purpose, samples from two lamination routes with different cooling rates were used. On the Block route, there is the possibility of controlled cooling with water boxes, fans and dampers. while on route G the cooling is done under air at room temperature. The gauges of the materials from which samples were taken range from 12 to 26.33 mm. The responses to the variations provided by the process were evaluated by metallographic analysis of microstructure in the laminated material and in the heat treated material (spheroidization degree) and hardness tests. From the results we sought to study the influence of the cooling rate parameters on the microstructure of the laminated material and the influence of the previous microstructure on the response to the spheroidization heat treatment. With the results it became clear that the best microstructure to generate spheroidization in the tested cycle is martensite, followed by bainite and perlite due to their morphological characteristics. In addition, it can be noted that the prior microstructure has influence on the final hardness of the material, but without substantial variations.

KEYWORDS: Lamination. Heat treatment. Spheroidization. Microstructure. Wire Rod. DIN 41Cr4.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Esquema do processo de laminação a quente utilizado	17
Figura 2 – Esquema do processo de encruamento, refino e crescimento de grãos	19
Figura 3 – Esquema do intervalo de temperatura nas etapas da laminação a quente	20
Figura 4 – Comparação das microestruturas em função da temperatura de bobinamento	21
Figura 5 – Diagrama de fase Fe/C	23
Figura 6 – Exemplo de microestrutura de aço esferoidizado a partir do tratamento de uma estrutura martensítica.....	24
Figura 7 – Exemplos de possíveis ciclos de tratamento térmico para obtenção de uma microestrutura esferoidizada.....	25
Figura 8 – Exemplo de comparação entre duas situações de esferoidização evidenciando o crescimento e coalescimento dos glóbulos esferoidizados.....	26
Figura 9 – Esquema gráfico das temperaturas utilizadas no ciclo avaliado em função das zonas do forno	29
Figura 10 – Tabela comparativa oriunda da norma SEP1520 utilizada como padrão visual comparativo para determinação do grau de esferoidização de uma amostra	31
Figura 11 – Amostra 1 obtida através da rota bloco, sem tratamento térmico, atacada por NITAL	33
Figura 12 – Amostra 2 obtida através da rota bloco, sem tratamento térmico, atacada por NITAL	33
Figura 13 – Amostra 3 obtida através da rota G, sem tratamento térmico, atacada por NITAL	34
Figura 14 – Amostra 4 obtida através da rota G, sem tratamento térmico, atacada por NITAL	34
Figura 15 – Amostra 1 obtida através da rota bloco, após tratamento térmico de esferoidização, atacada por NITAL	36
Figura 16 – Amostra 2 obtida através da rota bloco, após tratamento térmico de esferoidização, atacada por NITAL	36
Figura 17 – Amostra 3 obtida através da rota G, após tratamento térmico de esferoidização, atacada por NITAL	37
Figura 18 – Amostra 4 obtida através da rota G, após tratamento térmico de esferoidização, atacada por NITAL	37

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Elementos críticos da composição Química da liga 41Cr4	28
Tabela 2 – Resultados das durezas e dos constituintes microestruturais das amostras antes do tratamento térmico de esferoidização	35
Tabela 3 – Resultados das durezas e do grau de esferoidização obtido após o tratamento térmico de esferoidização	38

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LSD	Limit States Design
LVDT	Linear Variable Differencial Transformer
NBR	Norma Brasileira Registrada
NRCC	National Research Council of Canada
PT	Ponto de Trabalho
TMPC	Controle Termodinâmico do processo

LISTA DE SÍMBOLOS

B	comprimento
K	média da energia interfacial de circunferência das partículas
V _m	volume molar
γ	energia superficial do sistema

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
2	OBJETIVO	15
2.1	OBJETIVOS GERAIS	15
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	15
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1	LAMINAÇÃO A QUENTE	16
3.2	LAMINAÇÃO TERMOMECÂNICA	18
3.2.1	Influência da Temperatura	18
3.2.2	Taxa de Resfriamento	21
3.2.3	Recristalização, refino de grão e temperatura de recristalização	22
4	TRATAMENTOS TÉRMICOS	22
4.1	ESFEROIDIZAÇÃO	23
4.1.1	Ciclos térmicos de recozimento para esferoidização	24
4.1.2	Recozimento subcrítico	25
4.1.3	Recozimento intercrítico	26
4.1.4	Recozimento Pendular	26
4.1.5	Recozimento Isotérmico	27
4.2	MECANISMOS DE ESFEROIDIZAÇÃO	27
4.2.1	Ostwald Ripening	27
5	MATERIAIS E MÉTODOS	28
5.1	MATERIAIS	28
5.2	MÉTODOS	29
5.2.1	Ciclo de tratamento térmico	29
5.2.2	Determinação da Microestrutura	30
5.2.3	Determinação do Grau de esferoidização	30
5.2.4	Ensaio metalográficos e ensaios mecânicos	31
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO	32
6.1	AMOSTRAS PRÉVIAS AO TRATAMENTO TÉRMICO	32
6.2	AValiação dos resultados após o tratamento térmico	35
7	CONCLUSÃO	39
	REFERÊNCIAS	40

1 INTRODUÇÃO

Dentre os campos de estudo da Engenharia de Materiais, os metais representam uma parcela grande em relação ao que é colocado no mercado. Mais especificamente, o aço, é um material amplamente empregado nas mais diversas áreas. Desde espaçonaves a simples pregos, o aço é um dos produtos beneficiados pelo homem há mais tempo em produção.

Apesar de tantos milênios, esse material ainda desafia os nossos processos produtivos quando procuramos definir faixas de propriedades e qualidades específicas. Sofrendo diversos desvios de qualidade em função dos complexos controles necessários. Outro grande desafio é o domínio dos conhecimentos necessários para uma adequada manipulação das suas transformações de fase e consequentes propriedades mecânicas nos mais diversos formatos.

Nesse contexto industrial, o aço é um produto que pode ser fornecido com uma grande gama de possibilidades e acionais. Sua composição química, propriedades mecânicas e microestruturais são oferecidas como agregadores de valor para o mercado que os consomem.

Um desses agregadores mais importantes é tratamento térmico, que através da aplicação de tempo e temperatura, causa transformações em suas propriedades mecânicas e microestruturais. Para que esse tratamento seja eficaz, é preciso que as necessidades dos processos produtivos dos clientes sejam atendidas pelos resultados obtidos no material tratado. Agregando valor através de uma maior conformabilidade, propriedade mecânica ou resistência ao cisalhamento, economizando tempo e ferramental na produção.

Porém, apesar do valor agregado, o tratamento térmico gera altos custos, em decorrência da sua alta demanda energética, o que justifica a necessidade uma constante otimização do processo e seus ciclos.

Este trabalho busca estudar a influência da microestrutura prévia após ser laminado, na resposta ao tratamento térmico de esferoidização observando parâmetros necessários para atender as demandas de mercado com eficiência energética e eficácia de aplicação.

2 OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é estudar a microestrutura de partida com a intenção de compreender e identificar a melhor microestrutura prévia ao tratamento térmico de esferoidização e a sua influência na obtenção do coalescimento do material para atingir níveis satisfatórios de grau de esferoidização do Aço DIN 41Cr4.

2.1 OBJETIVOS GERAIS

A rota de produção em questão foi escolhida em função da sua dificuldade de atendimento as especificações mínimas dos clientes para a produção do aço DIN 41Cr4. Nesta rota há um histórico de elevado retratamento e sucateamento de material.

Dentre os objetivos gerais estão compreender melhor as influências das microestruturas geradas no processo de laminação antes do tratamento térmico de maneira a possíveis alternativas nas taxas de resfriamento do material laminado para obter:

- Aumento de produtividade
- Redução do tempo e custo de produção
- Redução dos insumos do forno.
- Redução de retrabalho

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Avaliar o efeito da microestrutura obtida após a laminação sob diferentes taxas de resfriamento e o seu efeito na microestrutura obtida após o tratamento térmico de esferoidização.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O Aço é um material que demonstra uma extensa variedade de propriedades e microestruturas em função da sua rota e processo de produção utilizados. Essas variações são causadas basicamente pelo aquecimento e resfriamento em diferentes taxas e patamares de temperatura. Com a combinação desses dois fatores selecionam-se fases que são estáveis apenas naquele intervalo. Essas temperaturas são definidas no diagrama Fe-C, o qual demonstra de forma gráfica quais são as regiões de estabilidades das diferentes fases que o aço pode apresentar em função de seu percentual de carbono e da temperatura. (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1964).

Para o processamento do produto em questão, o fio máquina. As transformações de fase acontecem em dois momentos críticos. Durante a laminação e durante o tratamento térmico posterior a ela.

3.1 LAMINAÇÃO A QUENTE

A laminação a quente é um processo que consiste basicamente de forçar a passagem do material quente (peça) por cilindros com formato adequado (ferramenta) causando uma deformação plástica tal que atinja o resultado final esperado. No caso da laminação do fio máquina, figura 1 abaixo.

O material quente sofre sequentes rebaixamentos com rolos com chanfro semicircular de forma a fornecer o formado redondo ao material. Para este processo, o material deve ser laminado acima da temperatura de recristalização (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1964), (DIETER, 1988).

Este processo de conformação tem como objetivos reduzir a secção de tarugos, lingotes e barras e melhorar as propriedades de ductilidade e tamanho de grão. Além desses incrementos, acontece a homogeneização da microestrutura e a redução ou fechamento de defeitos internos (porosidades e vazios) advindos do lingotamento (CODA, 2004).

Para que o material seja processado de maneira correta, é imprescindível que sua deformação aconteça dentro do regime plástico, sem que haja perdas diretas de material (CODA, 2004).

Na figura 1, abaixo, está ilustrado um processo de laminação desde o aquecimento em forno, até os possíveis produtos finais: barras ou rolos.

Figura 1: Esquema de laminação a quente



Fonte: Becker (2012).

O processo de laminação a quente se inicia com o aquecimento dos lingotes ou tarugos a uma temperatura que pode variar entre 1100°C até 1300°C (DIETER, 1988). O aquecimento tem como objetivo facilitar a deformação plástica do material com o aumento significativo de sua ductilidade. Após o material ter atingido a temperatura adequada para o seu processamento, inicia-se a sua laminação em gaiolas. Estas gaiolas recebem a denominação de duo, duo reversível ou trio reversível. Sendo compostas por 2 ou 3 rolos de laminação respectivamente e podendo ter seu sentido de laminação invertido.

Após esta etapa de redução, o material deverá passar por uma sequência em cadeias de laminação. Com essas passagens sua dimensão será reduzida até o tamanho próximo ao desejado e acarretando refino dos grãos em função da grande redução de área. Em seguida o material irá para o passe acabador, para que suas dimensões finais sejam atingidas. Este é um momento crítico para a microestrutura do material, onde pode acontecer recristalização estática ou dinâmica (YUE, 2005).

Em todas as etapas de laminação existe um controle de temperatura que se baseia na utilização de caixas de água para troca de calor. E após o passe acabador, pode ser usado um sistema de resfriamento também chamado de “cooling conveyor” (KREJDOVSKY, W. P.; JONES, D. M.; KIEFER, B.V, 2007). Nesta última etapa de resfriamento é onde será transformada a austenita remanescente (YUE, 2005) através de um controle de temperatura baseado em resfriamento forçado por ventiladores, resfriamento ao ar de forma lenta ou o abafamento do material com uso de capotas que podem ser abertas ou fechadas.

3.2 LAMINAÇÃO TERMOMECÂNICA

Neste processo de laminação o material deve ser aquecido a temperaturas que assegurem uma completa transformação em austenita. Ao ser aquecido a uma temperatura superior a austenitização é garantido que o material esteja em seu estado de maior ductilidade.

Como o material terá sua temperatura gradualmente reduzida conforme sofre os passes de laminação, a austenita sofrerá influência dos mecanismos de recristalização, crescimento de grãos e recuperação como resposta a deformação a quente. A partir de uma análise mais profunda desses efeitos, é possível afirmar que a microestrutura, a partir do efeito da recristalização acontecendo sob temperaturas gradualmente mais baixas será produzir uma granulação cada vez mais refinada e com grão equiaxiais (KRAUSS, 2005).

A laminação termomecânica, dessa forma, consiste em alinhar os efeitos da temperatura aos efeitos das deformações plásticas que o material sofrerá a cada passe de laminação até o seu resfriamento, de maneira a produzir uma microestrutura final otimizada aos processamentos e aplicações posteriores as quais o material será direcionado. Com a aplicação desses conceitos é possível chegar a microestruturas como ferrita, perlita e bainita (MORIMOTO, 2007).

3.2.1 Influência da temperatura

O controle mínimo para que um processo seja considerado termomecânico é o da temperatura de aquecimento do material a ser laminado, deformação em cada passe e o numero de passes junto ao resfriamento entre os passes e após o passe acabador (YUE, 2005). Podemos considerar que todos os processos de laminação a quente contém algum nível de controle das variáveis apresentadas acima, porém a laminação termomecânica se diferencia por usar essas variáveis aliadas aos conceitos de influência da temperatura para que a austenita seja transformada de forma desejada ao se obter microestrutura e propriedades mecânicas específicas (DIETER, 2003).

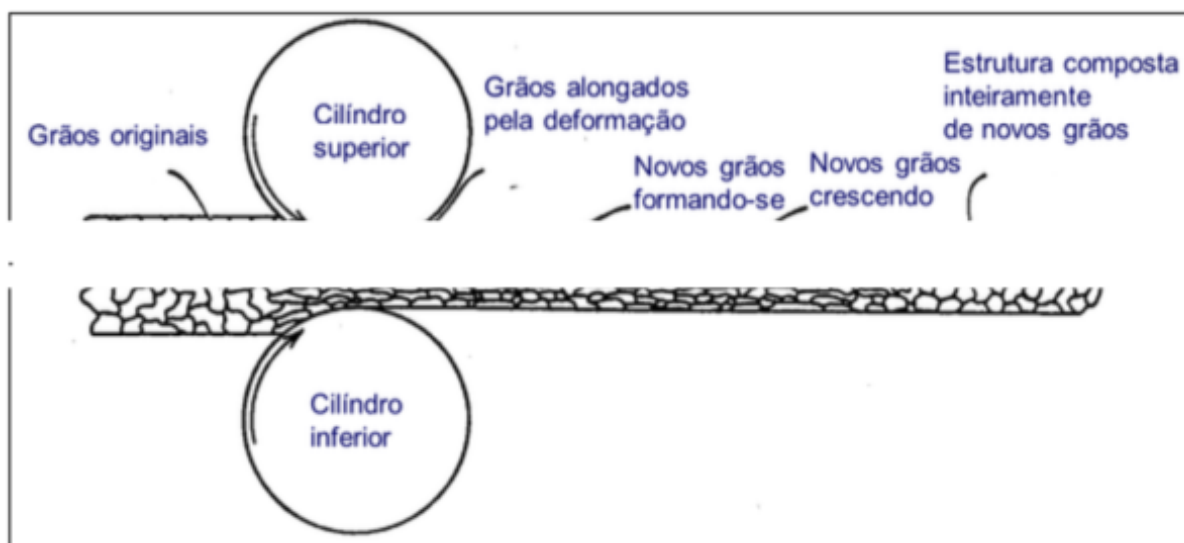
Dessa forma, devido as características do processo observado, será levado em conta apenas a temperatura após o passe acabador e o posterior resfriamento do material até a temperatura ambiente.

Como a laminação termomecânica e a laminação convencional tem objetivos diferentes, enquanto a primeira se preocupa com controle microestrutural e de propriedades mecânicas, a segunda se preocupa com conseguir a deformação do material ao menor desgaste de ferramental e maior produtividade direta acontecendo de maneira geral, na temperatura mais alta possível (DIETER, 2003).

Os efeitos da temperatura podem ser delineados da seguinte maneira: laminação acima e abaixo da temperatura de recrystalização. Em geral, a laminação em temperaturas acima da temperatura de recrystalização, vai permitir que novos grão sejam formados nos contornos de grãos. Já, se for feita abaixo da temperatura de recrystalização, os grão se tornaram alongados devido a deformação plástica e maiores (DETER, 2003).

Sendo o objetivo do controle da temperatura a consequente microestrutura desejada, de maneira geral, mais refinada. Temos dois tipos de recrystalização que podem ocorrer durante a laminação, a dinâmica, que ocorre concomitante a deformação devido a energia impostas pela própria deformação e a recrystalização estática, que acontecerá devido a energia da entalpia e da entropia daquela microestrutura. Abaixo temos uma imagem esquemática do efeito da deformação na recrystalização do material.

Figura 2: Encruamento, nucleação e crescimento de novos grãos durante a laminação



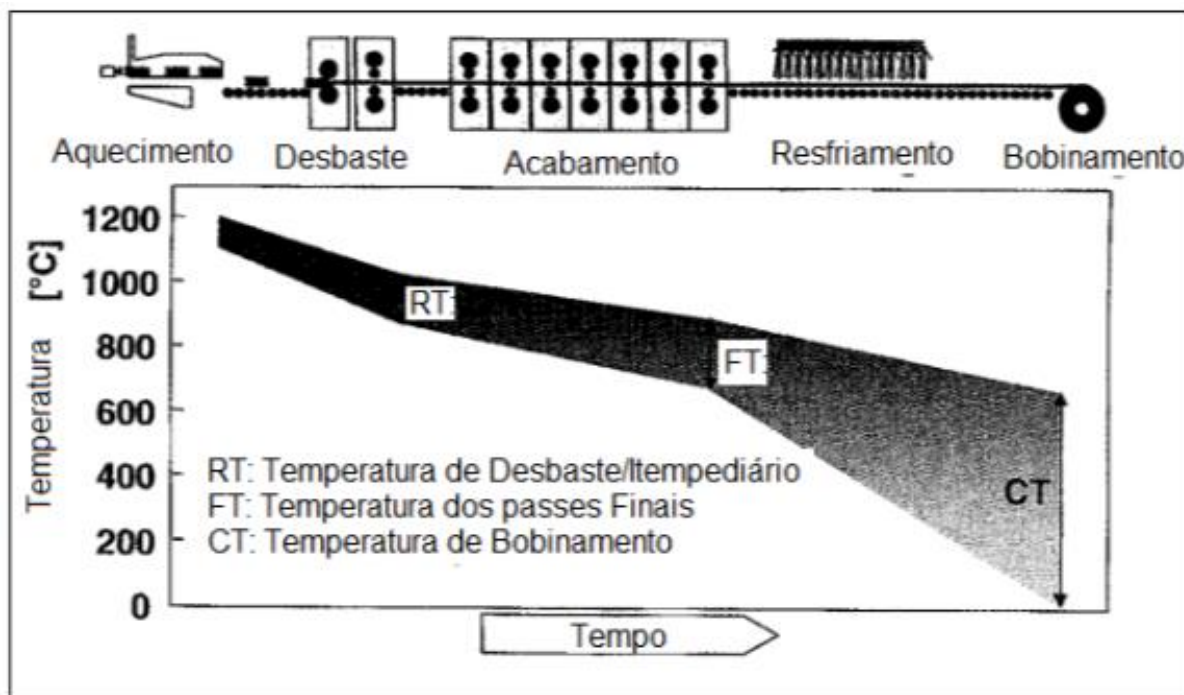
Fonte: Krejdosky, Jones, Kiefer (2007).

Para efeitos gerais, a recrystalização de maneira sucessiva em menores temperaturas gera grãos austeníticos mais refinados (KRAUSS, 2005), (YUE, 2005), já que, em função do estiramento dos grãos, os contornos se aproximam o que beneficia a nucleação de grãos menores de ferrita durante a transformação de fase (KRAUSS, 2005).

Dessa forma, a microestrutura do material será consequência do controle de temperatura durante os passes de laminação e após o passar final. Para ilustrar isso, a figura a baixo mostra as possibilidades em termos de controle de temperatura, onde fica visível a amplitude de

possibilidades no tangente a variação microestrutural do material (HELLER, T, ENGL, B; STICH, G; TIEMANN, G, 2001).

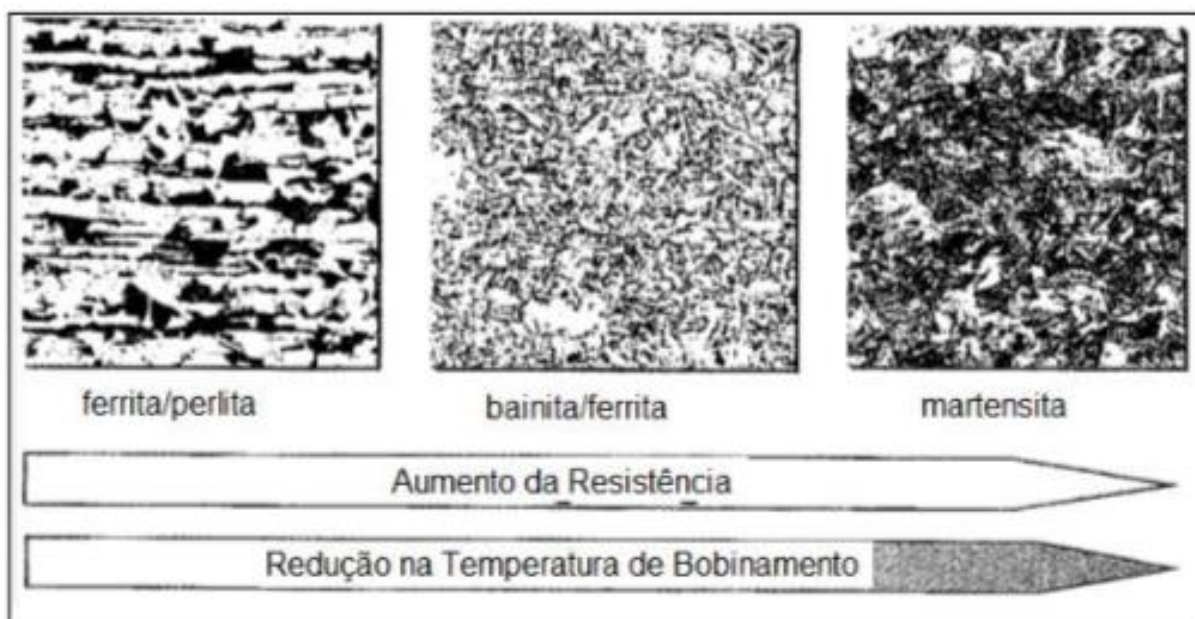
Figura 3: Intervalos de temperatura utilizados na laminação a quente.



Fonte: Heller, Engl, Stich, Tiemann (2001).

É comum de se observar na indústria o refinamento da microestrutura através de um controle termomecânico do processo (TMCP). Para tanto, após o aquecimento a uma temperatura específica seguido de deformação a quente em temperaturas menores que a de recristalização do material e finalizado com um resfriamento forçado. A figura a baixo demonstra como o abaixamento da temperatura no bobinamento altera a microestrutura (VERVYNCKT, 2009). No limite é possível se obter uma estrutura martensítica (HELLER, T, ENGL, B; STICH, G; TIEMANN, G, 2001).

Figura 4: resultado da microestrutura sob variação de temperatura no bobinamento.



Fonte: Heller, Engl, Stich, Tiemann (2001).

3.2.2 Taxa de Resfriamento

A taxa de resfriamento vai influenciar no refino da estrutura ferrítica que será obtida no final do resfriamento. Uma maior taxa de resfriamento vai produzir uma maior taxa de transformação da ferrita. Basicamente, a aceleração do resfriamento após o passe acabador vai transformar a microestrutura de ferrita/perlita para uma estrutura refinada de ferrita/bainita (SIWECKI, 1997).

Os diferentes constituintes de uma possível microestrutura são influenciados pela taxa de transformação da austenita. Com um rápido resfriamento, a ferrita irá ser favorecida quanto a sua nucleação nos contornos e no interior do grão. Em geral, essa ferrita irá mudar de poligonal para placas, ripas e acicular, conforme a taxa de resfriamento aumenta. Esse aumento de velocidade também tem efeito na difusão do carbono, gerando finos carbonetos. Mas não é apenas a taxa de resfriamento que afeta a velocidade dessas transformações. A deformação do processo de laminação também altera. (SHANMUGAMA, 2007).

Para efeitos gerais, podemos dizer que um aço resfriado a uma taxa lenta irá produzir ferrita com grãos grosseiros e perlita laminar com grãos finos. Se aumentarmos um pouco a taxa de resfriamento, os grãos de ferrita ficarão alongados, grosseiros e com perlita em decomposição. Ao aumentar ainda mais a taxa de resfriamento, chegamos a ripas de ferrita ou bainita ferrítica. (SHANMUGAMA, 2007).

3.2.3 Recristalização, refino de grão e temperatura de recristalização

A recristalização é o ponto em que acontece o surgimento de novos grãos com baixas densidades de discordâncias e equiaxiais. Já a temperatura de não recristalização é a faixa de temperatura a partir da qual já não acontece o efeito de recristalização. Para a segunda temperatura é decisivo a quantidade e os tipos de elementos de liga utilizados no material em questão. Esses elementos afetam a temperatura de acordo com a equação 1 à baixo.

$$T = 887 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb} + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti - 363Al - 357Si \quad \text{Equação 1}$$

O refino da estrutura inicial se dá através de passes de laminação executados a altas temperaturas. Devido a grande quantidade de energia envolvida, a velocidade com que os grão sofrem recristalização é rápida e por esse motivo deve-se tomar cautela quanto ao crescimento do grão. Outro cuidado é realivo as tensões e taxas de deformação que podem acarretar em grão de austenita ou em uma estrutura duplex.

Se durante os passes de acabamento a temperatura do material estiver a baixo da temperatura de não recristalização acontecerá a deformação dos grão de maneira a aumentar a relação entre a superfície e o volume, que está diretamente relacionada a energia superficial daquele grão, aumentando a chance de nucleação de novos grãos de ferrita fina (BAI, 1993).

Sendo a taxa de resfriamento limitada pela temperabilidade do aço, que também é um efeito da sua composição química. É importante que, ao se buscar uma estrutura refinada, os passes de acabamento sejam feitos em temperaturas baixas e com um resfriamento após o passe acabador forçado.

4 TRATAMENTOS TÉRMICOS

O tratamento térmico tem como objetivo alterar a estrutura e as propriedades do material metálico a partir de um ciclo bem definido de aquecimentos e resfriamentos (CHIAVERINI, 1988). Além desses dois fatores, é importante que outras variáveis sejam muito bem controladas: como o ponto de orvalho dentro do forno, atmosfera e homogeneização da temperatura do material e do forno.

Os tratamentos térmicos podem fornecer novas propriedades aos materiais, removendo tensões geradas durante as deformações plásticas, aumentando ou diminuindo a sua dureza através da transformação de fases, melhora das propriedades mecânicas, ductilidade e usinabilidade.

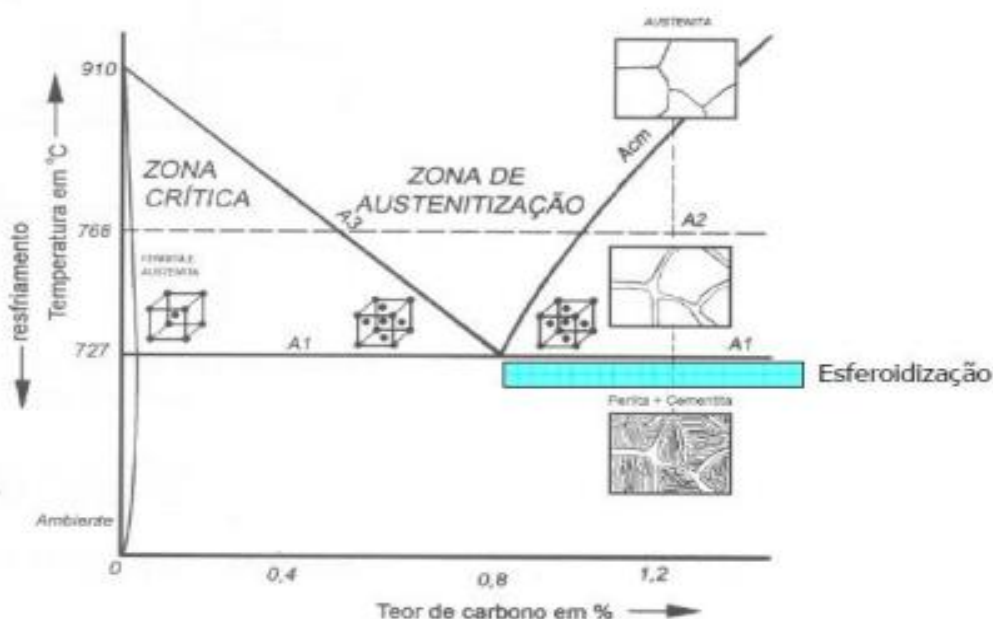
Os mais conhecidos e usuais são: recozimento, têmpera, revenido, normalização e esferoidização. Sendo a esferoidização também chamada de coalescimento, tem como objetivo melhorar a usinabilidade e conformabilidade a frio (CHIAVERINI, 1988).

4.1 ESFEROIDIZAÇÃO

A esferoidização é mais utilizada para aumentar a conformabilidade dos materiais reduzindo as forças e os desgastes das ferramentas utilizadas na sua conformação a frio. Neste tratamento térmico há grande aplicação de energia no material em função do seu tempo em forno. Existem muitos ciclos possíveis de serem feitos para obter esferoidização. Existem duas etapas no processo de esferoidização

Basicamente o ciclo de tratamento térmico de esferoidização se inicia com o aquecimento no material até uma temperatura próxima menor a temperatura eutetóide (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1988), conhecida como linha A1 da figura 3.8. Esta temperatura gira em torno de 700°C, e nessa região temos a ferrita e cementita como fases em equilíbrio no diagrama Fe/C.

Figura 5: Diagrama de fase Fe/C

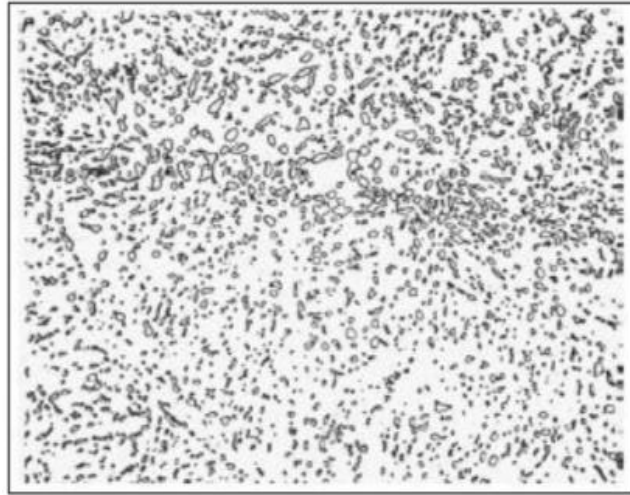


Fonte: Metals Handbook (1994).

O material esferoidizado pode ser definido a partir de sua microestrutura que deve ser composta por carbonetos em formato esférico em uma matriz ferrítica (ASM, 1995), (FAGUNDES, 2006). Além desses componentes é importante que distribuição desses carbonetos seja adequada aos resultados desejados. Pois ela afeta diretamente a tensão de escoamento do material que por sua vez afeta a conformabilidade. Outro fator que também tem influência direta é a forma que esses carbonetos irão se apresentar, podendo estar na forma de lamelas na perlita ou, de forma mais desejada a conformabilidade, em glóbulos na matriz ferrítica.

Quando o material apresentar uma estrutura de carbonetos esféricos distribuídos de forma uniforme e com granulometria bem controlada, esse material estará em sua condição de melhor conformabilidade. Á baixo temos uma figura que exemplifica um material com microestrutura esferoidizada a partir de um aumento de 100X (CALLISTER, 2015).

Figura 6: Microestrutura esferoidizada de aço com 0,6% C formada a partir do tratamento térmico de uma estrutura martensítica

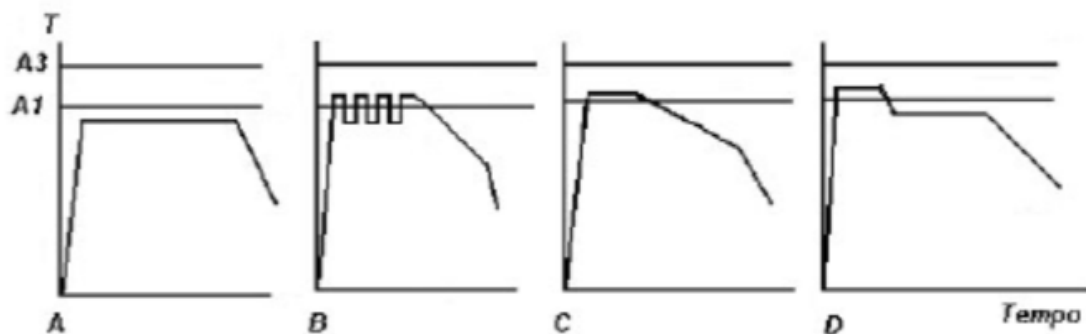


Fonte: Krauss (2005).

4.1.1 Ciclos Térmicos de Recozimento para Esferoidização

É possível utilizar uma grande variedade de ciclos térmicos de recozimento para atingir a esferoidização do material. Sendo eles classificados de acordo com a temperatura de aquecimento, a forma de resfriamento utilizada. A figura 7, ilustra alguns dos ciclos de tratamento térmico que podem ser utilizados.

Figura 7: exemplos de ciclos térmicos utilizados para o processo de recozimento de esferoidização. A recozimento subcrítico, b recozimento cíclico; resfriamento controlado e d recozimento isotérmico



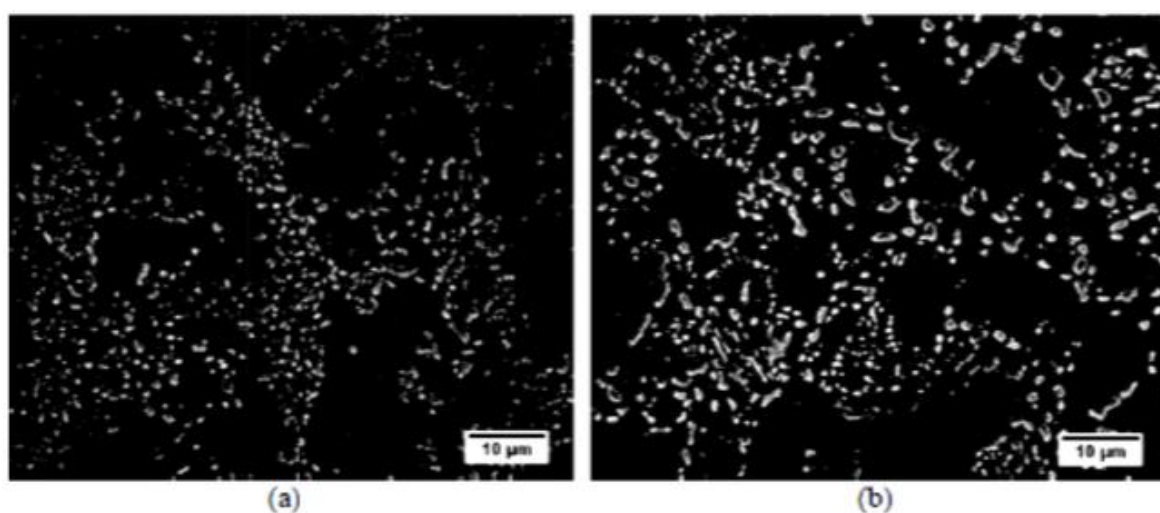
Fonte: NERI, N. A.; COLAS, R.; VALTIERRA, S. (1998).

4.1.2 Recozimento Subcrítico

Este tipo de recozimento se baseia em manter, por um grande período de tempo, o aço aquecido em uma temperatura pouco abaixo de A_1 , em seguida efetuando o resfriamento até a temperatura ambiente. Sem a formação de austenita, a estrutura sofre efeito de mecanismos como recuperação, recristalização, crescimento de grãos e difusão de carbonetos (princípio da esferoidização).

Como resultado desse tipo de recozimento, a microestrutura do material irá apresentar carbonetos esferoidizados dentro dos grãos de ferrita. Com o aumento do tempo pelo qual o tratamento irá perdurar será possível visualizar o crescimento dessas esferas de carboneto pelo seu coalescimento. Na figura 8 podemos visualizar o efeito da diferença entre um tratamento de 4 horas e um tratamento de 12 horas (DIETER, 2003).

Figura 8: a microestrutura de pequenas partículas esféricas após 4 horas de esferoidização e micro estrutura coalescidas após 12 horas. Ambas sob temperatura de 703C



Fonte: Shaneman (2009).

4.1.3 Recozimento Intercrítico

Neste tratamento térmico a temperatura deve estar entre A_1 e A_3 e em seguida resfriado lentamente até temperaturas abaixo de A_1 , na qual deve ficar por mais um período até ser resfriado a temperatura ambiente. Devido ao ganho que em movimentação dos carbonetos em

função da austenitização completa ocorrendo entre A1 e A3. As partículas esféricas serão maior que as formadas no tratamento subcrítico (SHANEMAN, 2003).

Variações na temperatura de transformação da austenita irão causar variações na forma como as partículas esferoidizadas irão se formar. De forma prática: uma maior temperatura irá fornecer tempo suficiente para que os carbonetos sofram um maior coalescimento enquanto em uma temperatura menor, teremos um resultado mais lamelar e duro.

Durante a austenitização do material, o carbono ficará em solução sólida até que o resfriamento cause a sua precipitação.

4.1.4 Recozimento Pendular

O recozimento pendular ou cíclico consiste em variar a temperatura de maneira próxima a linha A1, hora acima, hora á baixo. Seguido de um posterior resfriamento lento. Seu efeito é de precipitação de cementita não solubilizada (FAGUNDES, 2006). Acaba por produzir esferoidização de maneira mais lenta (FAGUNDES, 2006).

4.1.5 Recozimento Isotérmico

Esse tratamento térmico se dá com o aquecimento do aço até uma temperatura entre A1 e A3 de forma a não permanecer nessa temperatura muito tempo. Para então resfriar em torno de 20°C à baixo da temperatura de A1 e então manter esse patamar até que o coalescimento das partículas de cementita. O resfriamento desse ciclo pode ter velocidade moderada até 650°C seguido de resfriamento rápido até a temperatura ambiente (FAGUNDES, 2006).

4.2 MECANISMOS DE ESFEROIDIZAÇÃO

A microestrutura de carbonetos esféricos é por excelência uma estrutura com menor energia e se formará toda vez que o material altamente aquecido permanecer por tempo suficiente para que a difusão e nucleação seguidas do posterior crescimento de partículas ocorra de maneira completa (KRAUSS, 2005).

A redução da energia ocorre através do decaimento da energia superficial entre a ferrita e os carbonetos com a esferoidização dessas partículas, já que a forma esférica possui a menor razão entre a área e o volume. Sendo menor conforme maior seu tamanho e menor sua dispersão. (FAGUNDES, 2006).

O processo de esferoidização acontece a partir da nucleação de partículas de carbonetos esféricas a partir da perlita. Em seguida, ocorre o coalescimento das menores partículas formadas no início em partículas maiores, fenômeno conhecido como Ostwald Ripening (FAGUNDES, 2006). Este processo é regido pela difusão do carbono e dos elementos de liga através da matriz ferrítica dependendo da porcentagem de carbono e de elementos de liga presentes no material.

4.2.1 Ostwald Ripening

A esferoidização resulta basicamente em uma fase matriz e uma segunda fase dispersa. Para que elas atinjam o equilíbrio termodinâmico é necessário que as partículas da fase dispersa cresçam reduzindo a área total de interface. A esse processo dá-se o nome de Ostwald Ripening (VOORHEES, 1984).

A equação proposta para modelar esse processo está descrita á baixo na Equação 2. K é a média da energia interfacial de circunferência das partículas, μ_0 é o potencial de um átomo em uma interface plana, V_m é o volume molar e γ é a energia superficial do sistema (VOORHEES, 1984).

$$\mu = \mu_0 + V_m \gamma k \quad \text{Equação 2}$$

Essa equação nos diz que a redução da energia superficial do sistema acontece quando átomos migram de uma região com menor raio para uma região com maior raio de partículas (VOORHEES, 1984).

5 MATERIAIS E MÉTODOS

5.1 MATERIAIS

Foram utilizados no estudo amostras retiradas de bobinas do aço Din 41Cr4 que foram produzidas em uma usina de aços especiais semi-integrada. O material foi obtido por duas rotas distintas de laminação, Bloco e rota G. Na primeira obtêm-se taxas controladas de resfriamento após o passe acabador. Já na segunda o material é resfriado ao ar. Segundo a norma DIN, do material, a composição química do aço deve estar entre os limites descritos na tabela abaixo:

Tabela 1: Composição química do aço DIN 41Cr4.

	C%	Mn%	Si%	P%	S%	Cr%
Mín.	0,380	0,60	0,00	0,00	0	0,90
Máx.	0,450	0,90	0,30	0,025	0,025	1,05

Fonte: O autor (2019).

O estudo quantifica diferentes microestruturas prévias de fio-máquina com bitolas variando entre 12 e 26,33mm,

As amostras foram retiradas com tamanhos médios de 300mm.

Amostras cedidas pela siderúrgica Gerdau S.A. para amostragem em laboratório próprio com avaliação microestrutural.

A composição química do Aço DIN 41Cr4 está descrita em percentuais na tabela a abaixo:

5.2 MÉTODOS

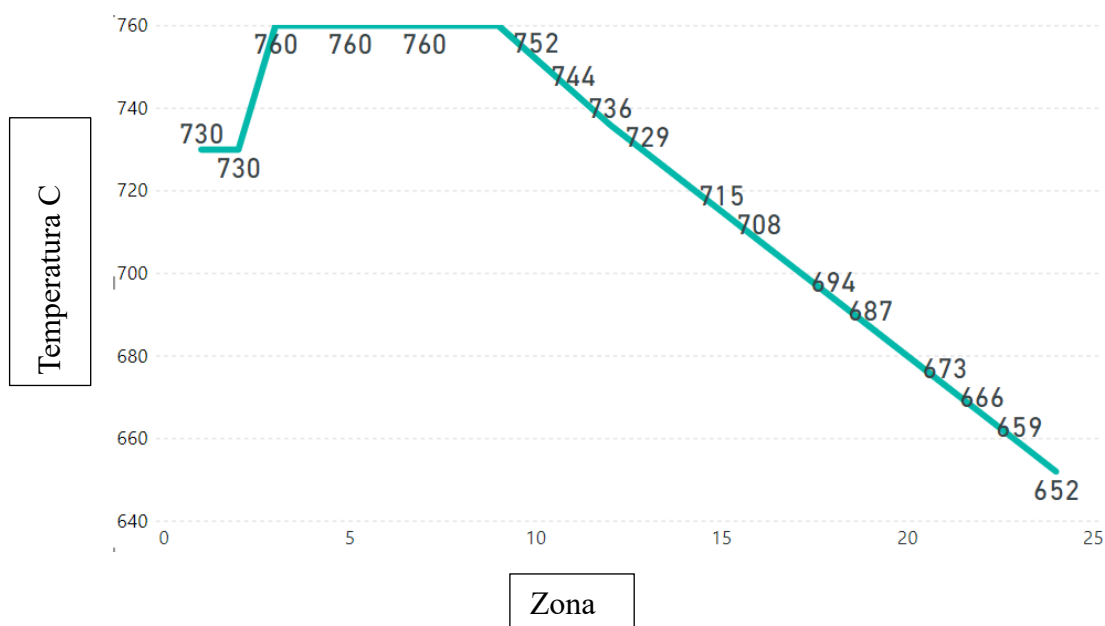
O experimento consistiu em avaliar as microestruturas presentes nas amostras brutas de laminação e comparar a sua influência no Grau de Esferoidização final obtido após o tratamento térmico. O estudo foi dividido em três partes, sendo a primeira delas, foi o estudo da influência da taxa de resfriamento na microestrutura após o passe acabador e retirada das

amostras e análises. A segunda parte, consistiu no tratamento térmico do material e retirada de amostras com posterior caracterização metalográfica. Por fim, a terceira parte consistiu na comparação dos resultados antes e depois do tratamento térmico para avaliar a influência da microestrutura no grau de esferoidização obtido.

5.2.1 Ciclo de tratamento térmico

O ciclo de tratamento térmico definido para o material em questão segue a seguinte forma:

Figura 9: Esquema do ciclo utilizado.



Fonte: O autor (2019).

O ciclo aplicado para este material tem duração de 27 horas, com velocidade de avanço do material dentro do forno de 70mm/min.

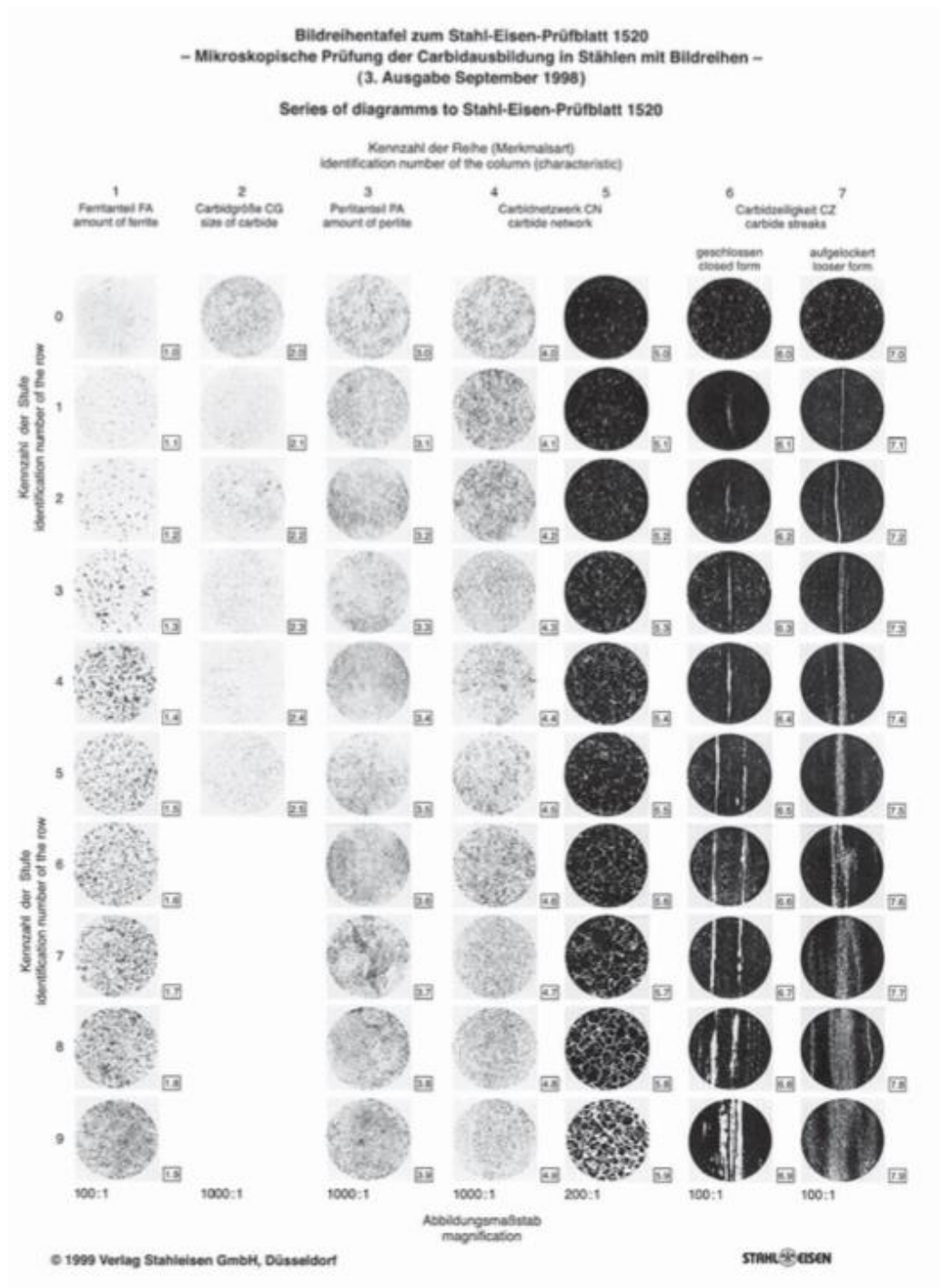
5.2.2 Determinação da Microestrutura

Para determinação da microestrutura foram quantificadas visualmente as porcentagens de cada constituinte: bainita, ferrita, martensita e perlita em cada amostra. Com base em uma avaliação visual levando em consideração as áreas com menores concentrações de bainita e martensita. Pois essa região apresentaria menor tendência a esferoidização. Foram feitas micrografias com aumento de 100x vezes das condições iniciais e finais.

5.2.3 Determinação do grau de esferoidização

O grau de esferoidização foi comparado com o quadro da norma SEP 1520, conforme figura 11, a partir de micrografias com aumento de 500X. As amostras foram atacadas com uma solução 90% álcool e 10% ácido nítrico.

Figura 10: Tabela para comparação visual da norma SEP1520.



Fonte: SEP1520 (1998).

5.2.4 Ensaios metalográficos e ensaios mecânicos

Foram retiradas amostras das extremidades da bobina. Sendo chamadas de cabeça e cauda. Essas amostras retiradas após a laminação para determinação da microestrutura prévia e após o tratamento térmico foram preparadas da seguinte maneira:

- Corte das amostras em serra fita para metalografia e dureza (HB).
- Embutimento das amostras em resina fenólica
- Lixamento gradual em lixas de granulometria 100, 220, 320 e 600 grana/mm².
- Polimento com alumina de 6µm e 1µm.
- Ataque químico com Nital 2%;
- Análise metalográfica utilizando microscópio LEICA DMLM equipado com câmera LEICA DFC 295, software LEICA QWINV3 para análise de imagens;
- Ensaios de dureza Brinell (HB) utilizando o durômetro HECKERT com esfera de 10mm e carga de 187,5 kgf conforme ASTM E10 (2014);
- Ensaios de tração com as amostras cortadas a partir do fio máquina na máquina de tração KRATOS, sem realização de usinagem, conforme NBR 6152 (1992).

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 AMOSTRAS PRÉVIAS AO TRATAMENTO TÉRMICO

A seguir estão apresentadas quatro micrografias do material antes do tratamento térmico, as duas primeiras obtidas a partir da rota bloco e as duas últimas obtidas da rota G.

Em seguida é apresentado uma tabela com resultados de análise metalográfica com quantificação das fases encontradas em cada amostra e suas respectivas durezas.

Figura 11: Amostra 1, Bloco, 63% Bainita, 21% Ferrita, 16%Perlita, 352HB.



Fonte: O autor (2019).

Figura 12: Amostra 2, Bloco, 50% Bainita, 26% Ferrita, 14% Martensita, 375HB.



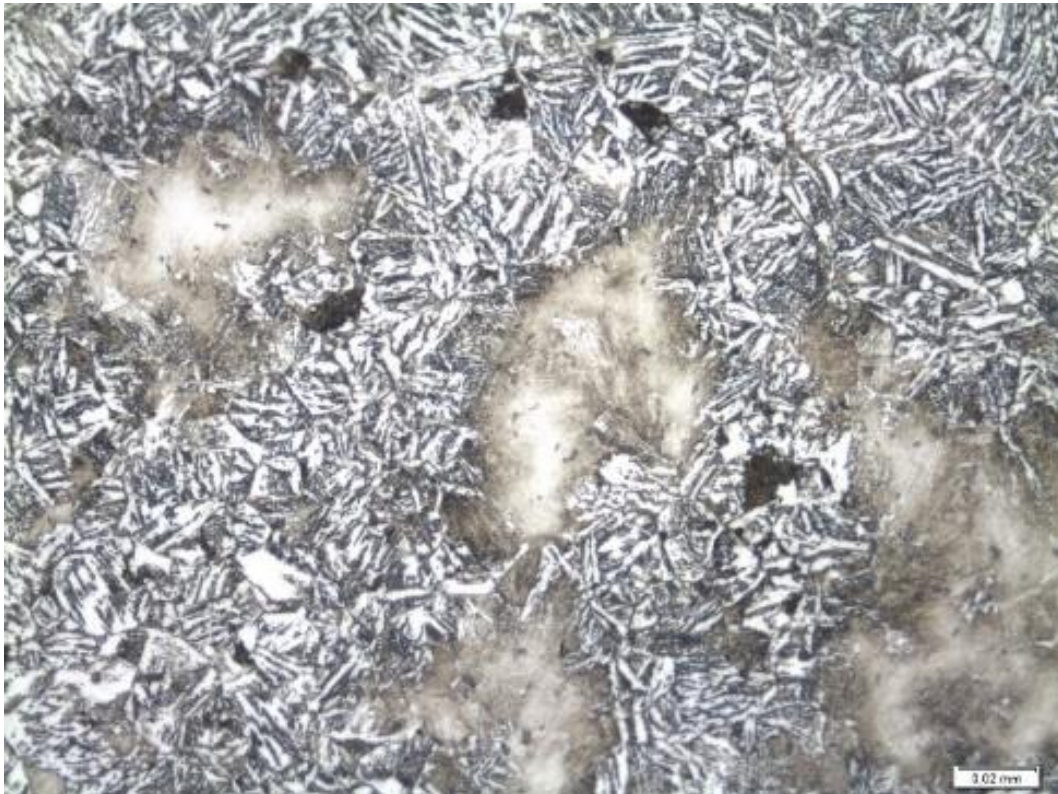
Fonte: O autor (2019).

Figura 13: Amostra 3, G, 77% de Perlita e 23% de Ferrita, 321HB



Fonte: O autor (2019).

Figura14: Amostra 4, G, 42% Bainita, 28% Ferrita, 10% Martensita, 331HB.



Fonte: O autor (2019).

A partir da análise das micrografias é possível verificar que a Rota Bloco apresenta, para uma mesma temperatura de laminação uma microestrutura com maior incidência de microconstituintes aciculares devido ao resfriamento forçado.

Abaixo uma tabela com valores para outras amostras que foram obtidas antes do tratamento térmico.

Tabela 2 : proporção de microconstituintes dureza Inicial e Rota de laminação.

Amostra	Micro constituintes	Dureza (HB)	Rota
5	40%B + 20%F + 40%M	352	Bloco
6	40%B + 15%P + 45%F	352	Bloco
7	60%B + 25%M + 15%P	341	Bloco
8	60%B + 30%M + 10%P	352	Bloco
9	70%B + 30%M	341	Bloco
10	50%B + 30%M + 20%P	348	Bloco
11	50%B + 30%F + 10%P	341	Bloco
12	65%B + 20%F + 15%P	341	Bloco
13	60%B + 30%P	331	Bloco
14	70%B + 30%M	352	Bloco
15	50%B + 30%P + 20%F	341	G
16	50%B + 30%M + 10%P + 10%F	341	G
17	50%B + 30%M + 10%P + 10%F	352	G
18	50%B + 30%M + 5%P + 15%F	341	G
19	50%B + 10%P + 40%F	341	G
20	60%B + 40%M	331	G
21	40%P + 60%F	352	G
22	70% P + 30%F	352	G
23	70%P + 30%F	456	G
24	70%Per fina + 30%F	341	G

Fonte: O autor (2019).

A partir da análise da tabela acima é possível verificar um padrão homogêneo de distribuição da dureza em relação as micro constituições das amostras.

6.2 AVALIAÇÃO DOS RESULTADOS APÓS O TRATAMENTO TÉRMICO

A seguir serão apresentadas micrografias e a tabela X na qual estão relacionados os graus de esferoidização obtidos e as respectivas durezas.

Figura 15: Amostra 1, Bloco, 80% Esferoidizado, 163HB.



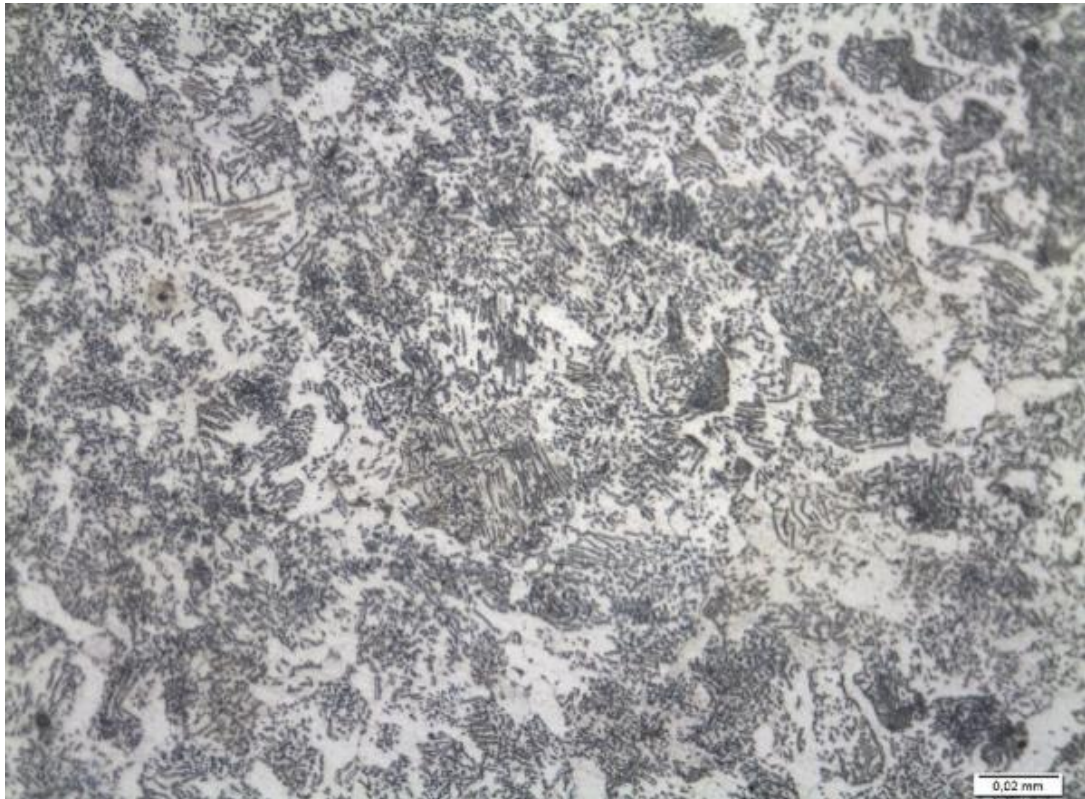
Fonte: O autor (2019).

Figura 16: Amostra 2, Bloco, 90% Esferoidizado, 159HB.



Fonte: O autor (2019).

Figura 17: Amostra 3, G, 70% Esferoidizado, 179 HB.



Fonte: O autor (2019).

Figura 18: Amostra 4, G, 80% Esferoidizado, 170 HB.



Fonte: O autor (2019).

Tabela 3: Resultados após tratamento térmico

Amostra	Micro constituintes	Dureza (HB)	Rota	GE
5	40%B + 20%F + 40%M	170	Bloco	90%
6	40%B + 15%P + 45%F	170	Bloco	80%
7	60%B + 25%M + 15%P	163	Bloco	80%
8	60%B + 30%M + 10%P	170	Bloco	80%
9	70%B + 30%M	163	Bloco	80%
10	50%B + 30%M + 20%P	170	Bloco	80%
11	50%B + 30%F + 10%P	159	Bloco	80%
12	65%B + 20%F + 15%P	159	Bloco	80%
13	60%B + 30%P	156	Bloco	80%
14	70%B + 30%M	170	Bloco	80%
15	50%B + 30%P + 20%F	163	G	80%
16	50%B + 30%M + 10%P + 10%F	167	G	80%
17	50%B + 30%M + 10%P + 10%F	170	G	80%
18	50%B + 30%M + 5%P + 15%F	167	G	80%
19	50%B + 10%P + 40%F	163	G	80%
20	60%B + 40%M	159	G	80%
21	40%P + 60%F	170	G	70%
22	70% P + 30%F	170	G	60%
23	70%P + 30%F	278	G	60%
24	70%Per fina + 30%F	167	G	60%

Fonte: o Autor (2019).

A amostra 2 mostra que os melhores resultados em grau de esferoidização são obtidos para materiais com micro estrutura prévia martensítica e bainítica. Essas micro estruturas são obtidas essencialmente ao resfriamento mais rápido proporcionado pelas características da rota Bloco. As quais, como já mencionado anteriormente fornece possibilidade do uso de ventiladores e caixas d'água para resfriamento forçado do material. Esse resultado é corroborado pelas amostras 1 e pelas amostras de 5 a 14 em que há predominância de microconstituintes aciculares.

Quando analisamos os resultados obtidos para as amostras da rota G, amostras 3 e 4, e de 15 a 24. Existe uma maior predominância de perlita. E essa maior predominância levou a

resultados menores de grau de esferoidização. As partículas de carbonetos se tornaram maiores e com uma distribuição menos homogênea do que na rota Bloco. Dois casos ilustram esse efeito de forma mais clara. A amostra 3 e a amostra 24. Na amostra 3 havia uma predominância clara de perlita, enquanto na amostra 24, vai além e encontra-se perlita fina. Esse efeito acontece, pois é necessário maior tempo e temperatura para que as partículas de carbonetos possam se encontrar e coalescer quando a estrutura é lamelar, pois há um caminho maior a ser percorrido quando a cementita se encontrar nessa morfologia quando comparado a estrutura martensítica. Além disso, os carbonetos não se apresentam em lamelas, mas em partículas dispersas em uma matriz ferrítica na martensita e na bainita. Um outro fator é a concentração de vacâncias ser maior na martensita, facilitando os processos de difusão.

7 CONCLUSÃO

A partir dos dados é possível concluir que:

- As durezas dos materiais prévios ao tratamento térmico são consistentes em cada rota. Com variações bem alinhadas aos microconstituintes encontrados.

- As durezas dos materiais posteriores ao tratamento térmico são ainda mais consistentes, mas agora divergindo de maneira coerente a eficácia do tratamento térmico. Que responde diretamente a presença de perlita.

- Comparando-se as duas rotas, fica evidente que a rota Bloco possui uma taxa de resfriamento significativamente superior a rota G, ao gerar nas amostras uma maior incidência de martensita e bainita.

- Os maiores resultados em esferoidização aconteceram nos materiais com maiores proporções de martensita e bainita, pois nesta condição há maior facilidade dos carbonetos assumirem estruturas esféricas.

- Fica claro que o ciclo utilizado é mais adequado a transformação de martensita e bainita. A partir da análise das microestruturas prévias, pode-se afirmar que uma maior taxa de resfriamento aliado a menores temperaturas no passe acabador terão efeito benéfico ao aumentar a proporção de martensita nos materiais prévios ao tratamento térmico. O que refletirá diretamente no aumento do grau de esferoidização como demonstram os dados.

- Ao se reduzir o tempo de resfriamento do material aumenta-se a produtividade. Com a obtenção de maiores frações de martensita e menos perlita, pode-se ainda reduzir o tempo de duração do ciclo gerando um segundo incremento na produtividade com redução do custo associado a energia gasta por tonelada de material tratado.

REFERÊNCIAS

- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook**: heat treating, cleaning and finishing. 8. ed. USA: Metals Park, 1964. v. 2.
- ASM. **ASM Handbook Volume 4 Heat Treating**. 3. ed. USA: ASM International, 1995. v. 4.
- BAI, Deng Qi. **Effect of rolling parameters on the no-recrystallization temperature (T_{nr}) in bearing steels**. 1993. Thesis to Degree of Master of Engineering, McGill University, Montreal Canadá, 1993.
- BECKER, Renata Helena Santer. **Estudo da influência da taxa de resfriamento e temperatura nos últimos passes de laminação de fio máquina sobre a resposta ao tratamento térmico de esferoidização em um aço DIN 41Cr4**. 2012. 86 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola de Engenharia, Universidade de Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.
- CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 2015. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S. A., 2015.
- CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. 6. ed. São Paulo: ABM, 1988.
- CODA. **Laminação**: produtos longos laminados a quente. Porto Alegre: UFRGS, 2004.
- DIETER, George E. **Mechanical metalurgy**. Londres - UK: McGraw Hill Book Company, 1988.
- DIETER, George Ellwood; KUHN, Howard A.; SEMIANTIN, S. L. **Handbook of workability and process desing**, ASM International, 2003.
- FAGUNDES, Edson José. **Análise da influência do ciclo de recozimento de esferoidização nas propriedades mecânicas do aço SAE 1050**. 2006. 50 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.
- HELLER, T. *et al.* thermomechanical rolling of hot rolled multiphase steels rolling: multiphase steels. **Steel World**, v. 1, p. 26 - 30, 2001.
- KRAUSS, George. **Steels**: processing, structure, and performance. Ohio: ASM International, 2005.
- KREJDOVSKY, W. P.; JONES, D. M.; KIEFER, B.V. Improved wire rod properties resulting from controlled cooling in modern water box and Stelmor® conveyor cooling system. **Wire Journal International**. p. 56-61, fevereiro 2007.
- METALS HANDBOOK. **Heating treating**: annealing of steel, 8. ed. v. 2, USA, ASTM Intern., 1994. p. 42-55.

MORIMOTO, Toshiharu. Combined macro–micro modeling for rolling force and microstructure evolution to produce fine grain hot strip in tandem hot strip rolling. **ISIJ International**, v. 47, n. 10, p. 1475 -1484, 2007.

SHANEMAN, Allen. **The Effects of prior microstructure on spheroidizing kinetics and cold workability ins bar steels**. 2009. 110 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.) - Faculty and Board of Trustees, Colorado School of Mines, Colorado, 2009.

SHANMUGAMA, S., *et al.* Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels. **Materials Science and Engineering**, v. 460 - 461, p. 335 - 343, 2007.

STAHL-EISEN-PRUFBLÄTTER DES VEREINS DEUTSCHER EISENHUTTENLEUTE. **Norma SEP 1520** – Microscopic examination of carbide structure in steels by means of diagram series. 3. ed. Dusseldorf, 1998.

SIWECKI, Tadeusz; ENGBERG, Göran. Recrystallization controlled rolling of steel. **Thermomechanical processing in theory, modelling & practice**, p. 121-144, 1997.

VERVYNCKT, Stephanie, *et al.* Austenite recrystallization–precipitation interaction in niobium microalloyed steels. **ISIJ International**, v. 49, n. 6, p. 911 - 920, 2009.

VOORHEES, P. W. The theory of ostwald ripening. **Journal of Statistical Physic**. 1984, v. 38.

YUE, Stephen. **Thermomechanical processing of ferrous alloys**. In: S. L. SEMIANIN. ASM Handbook: metalworking: bulk forming. Ohio: ASM International, 2005, p. 96-286. v. 14A.