

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2015

LUIS FERNANDO MARINI PEREIRA

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZAÇÃO NA
MICROESTRUTURA DE UM AÇO UTILIZADO NA FABRICAÇÃO DE
CILINDROS DE LAMINAÇÃO PARA TRABALHO A FRIO

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia do Campus de Guaratinguetá,
Universidade Estadual Paulista, para a
obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica na área de Projetos
ou Materiais.

Guaratinguetá
2015

UNESP  UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

**“INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZAÇÃO NA
MICROESTRUTURA DE UM AÇO UTILIZADO NA FABRICAÇÃO DE CILINDROS DE
LAMINAÇÃO PARA TRABALHO A FRIO”**

LUIS FERNANDO MARINI PEREIRA

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE

“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA

ÁREA: PROJETOS E MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-
GRADUAÇÃO

Prof. Dr. EDSON COCCHIERI BOTELHO

Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini
Orientador/UNESP-FEG

Prof. Dr. Carlos Triveño Rios

Prof. Dr. Manoel Cleber de S. Alves

Guaratinguetá
2015

P436
i

Pereira, Luis Fernando Marini

Influência do tratamento térmico de homogeneização na microestrutura de um aço utilizado na fabricação de cilindros de laminação para trabalho a frio./ Luis Fernando Marini Pereira – Guaratinguetá, 2015.

75 f. : il.

Bibliografia : f. 73-75

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2015.

Orientador: Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini

1. Aço – Tratamento térmico 2. Aço – Tratamento a frio
3. Microestrutura I. Título

CDU 669.14(043)

DADOS CURRICULARES

LUIS FERNANDO MARINI PEREIRA

NASCIMENTO	07.06.1982 – PINDAMONHANGABA / SP
FILIAÇÃO	Luiz Antonio Pereira Maria do Carmo Marini Pereira
1997/1999	Curso Técnico em Mecânica no Colégio Técnico de Guaratinguetá – UNESP
2001/2007	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica na Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá - UNESP

Dedico este trabalho, primeiramente a Deus, pela oportunidade de conquistar mais um objetivo; E a minha família, pela confiança e participação nos momentos de conquista.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pela oportunidade de concluir mais uma etapa de minha vida, onde me fortaleci ao superar cada momento de dificuldade.

Agradeço a minha família pelo apoio e pela busca constante em me motivar para vencer todas as dificuldades para conquista de mais esta etapa.

Agrade a Gerdau Aços Especiais Brasil pelo apoio e incentivo nesta formação e a Universidade Estadual Paulista UNESP que me proporcionou recursos me direcionando para a execução do trabalho.

Ao professor *Dr. Peterson Luiz Ferrandini*, agradeço a sua dedicação e auxílio, sua ajuda foi essencial para a conclusão deste trabalho.

A todos os profissionais que me ajudaram na execução dos testes e obtenção dos resultados, em especial ao professor *Dr. André Paulo Tschiptschin*.

Aos profissionais e amigos *Sergio Domingos Junior* e *Claudia Regina Serantoni* que me motivaram e me apoiaram para dar continuidade a minha formação acadêmica.

“Seja humilde, pois até o sol com toda sua grandeza
se põe e deixa a lua brilhar.”

Robert Nesta Marley

RESUMO

PEREIRA, L. F. M. Influência do tratamento térmico de homogeneização na microestrutura de um aço utilizado na fabricação de cilindros de laminação para trabalho a frio (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

A atual exigência de qualidade de grandes peças forjadas requeridas pelo mercado nos traz a necessidade de dominar completamente cada etapa do processo de produção das mesmas. O tratamento térmico de homogeneização, processo aplicado a lingotes utilizados na fabricação de cilindros de laminação de tiras a frio, tem como objetivo homogeneizar a microestrutura bruta de solidificação que irá sofrer um processo de conformação mecânica posterior, reduzindo o nível de microsegregações nas regiões interdendríticas da estrutura do lingote. Pode-se quantificar o impacto da temperatura e do tempo deste processo pela análise da microestrutura formada a partir de um resfriamento brusco em amostras retiradas de diferentes regiões do lingote. Este trabalho foi realizado a partir de um lingote de aço do tipo A2, fundido, de comprimento ~2 m e diâmetro ~1 m, a ser forjado e utilizado na fabricação de um cilindro de laminação. Foram retiradas e analisadas amostras da estrutura bruta de solidificação e também de amostras homogeneizadas e temperadas. As amostras foram retiradas na superfície do lingote, no meio raio e na região central; foram aplicados tratamentos térmicos a 1150°C e 1200°C, por 8 h, 16 h e 24 h. Foram utilizadas microscopia ótica e eletrônica de varredura. Como esperado, a estrutura bruta de solidificação apresentou altos níveis de segregação, principalmente na região central do lingote. O tempo de homogeneização de 8 h se mostrou insuficiente a despeito da temperatura utilizada. A temperatura de 1150°C é aceitável para tratamentos de 24 h e a completa homogeneização da estrutura só foi alcançada utilizando-se tratamento a 1200°C. A estrutura bruta de solidificação apresenta uma microestrutura heterogênea, caracterizada pelo aspecto dendritico. A estrutura homogeneizada e temperada apresenta microestrutura composta por austenita retida, volumes de martensita, carbonetos oriundos da solidificação e também carbonetos precipitados durante o tratamento térmico.

Palavras-Chave: Tratamento térmico de homogeneização. Cilindros de laminação. Microestrutura bruta de solidificação. Microsegregação. Temperatura e tempo de tratamento térmico. Aspecto dendritico. Austenita retida. Martensita.

ABSTRACT

PEREIRA, L. F. M. Influence of homogenization heat treatment on the microstructure of a steel used to manufacture of cold rolling mill rolls (Master in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

The current requirement for large forgings quality required by the market brings the demand to manage completely each stage of the manufacturing process. The homogenizing heat treatment process applied in ingots used in the manufacture of cold rolling mill rolls aims to homogenize the microstructure of raw solidification that will suffer a subsequent mechanical forming process, reducing the level of microsegregations in interdendrite regions structure of the ingot. We quantified the effect of temperature and time of the process through the analysis of the microstructure formed after a sudden cooling, in samples taken from different regions of the ingot. This task was realized applying an A2 kind of steel, cast, length ~ 2 m, diameter ~ 1 m, to be forged and used in the manufacture of a rolling Mill rolls. Samples of the raw structure solidification and the homogenizations and tempered samples were taken and analyzed. The samples were taken at the ingot surface at the middle radius and the central region; Heat treatments were applied with temperatures between 1150°C and 1200°C through 8 h, 16 h and 24 h. Optical microscopy and scanning electron microscopy were used. As expected, the raw solidification structure showed high levels of segregation, especially in the central region of the ingot. The 8 h proved to be insufficient despite the temperature used. The temperature of 1150°C is acceptable for treatment of 24 h and complete homogenization of the structure was only achieved by using treatment at 1200°C . The raw structure of solidification has a heterogeneous microstructure, characterized by dendritic appearance. The homogenized and quenched structure resulted in a microstructure composed by austenite, grades of martensite, the solidification carbides and precipitates carbides during heat treatment.

Keywords: Homogenizing heat treatment. Rolling mill rolls. Raw microstructure of solidification. Microsegregation. Temperature and time. Dendritic appearance. Retained austenite. Martensite.

LISTA DE FIGURAS

Figura 01 – Esquema dos principais tipos de laminadores de tiras a frio (a) Tandem (b) Temper	23
Figura 02 – Fluxo do processo de manufatura de um cilindro para laminação de tiras a frio.....	25
Figura 03 – Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação	27
Figura 04 – Fluxo dos fenômenos que ocorrem durante a solidificação de um metal ..	28
Figura 05 – Estrutura de um lingote – Zonas coquilhada, colunar e equiaxial	31
Figura 06 – Microestrutura de um aço H13 forjado– (a) corte transversal não homogeneizado (b) corte longitudinal não homogeneizado (c) corte transversal homogeneizado (d) corte longitudinal homogeneizado	32
Figura 07 – Comparação entre microestrutura austenítica prévia de um material AISI 4140 temperado (a) Têmpera simples (b) Dupla têmpera	34
Figura 08 – Microestrutura martensítica ripada após tratamento térmico de homogeneização à temperatura de 1197°C por 10 h.....	35
Figura 09 – Microestrutura martensítica com morfologia de ripa em um aço com 1,8 %C	35
Figura 10 – Fase inicial - Lingote bruto de solidificação	36
Figura 11 – Fase intermediária - Cilindro bruto de forjamento	36
Figura 12 – Fase final - Cilindro acabado conforme dimensional especificado pelo cliente.....	37

Figura 13 – Croqui da lingoteira e do posicionamento da retirada das amostras do lingote bruto de fusão	38
Figura 14 – Croqui esquemático da retirada de amostra do lingote bruto de solidificação.....	39
Figura 15 – Forno utilizado nos tratamentos térmicos	40
Figura 16 – (a) Cadinho de ferro fundido (b) Amostras dispostas no cadinho antes de serem cobertas com cavaco de ferro.....	40
Figura 17 – Ciclos térmicos utilizados	41
Figura 18 – Seções transversal e longitudinal, embutidas e preparadas para análise após o tratamento térmico	42
Figura 19 – (a) Microscópio óptico Olympus BX-60; (b) Microscópio eletrônico de varredura Leo Stereoscan 440	43
Figura 20 – Amostra bruta de fusão – Nital (a) região da superfície do lingote; (b) mesma região vista em (a) com utilização de filtro.....	44
Figura 21 – Amostra bruta de solidificação – $\frac{1}{4}$ de raio – Nital	45
Figura 22 – Amostra bruta de solidificação – $\frac{1}{2}$ raio – Nital	46
Figura 23 – Amostra bruta de solidificação $\frac{1}{2}$ raio – Nital	46
Figura 24 – Amostra bruta de solidificação – centro do lingote – Nital	47
Figura 25 – Amostra bruta de solidificação – centro do lingote – Nital	47
Figura 26 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 8 h – Nital	49

Figura 27 – (a) Microestrutura de uma liga Fe-C-Cr submetida a austenitização de 1150°C, formada por austenita retida (base clara) e ripas martensíticas (b) Microestrutura de uma liga Fe-C-Cr submetida a austenitização de 1050°C, que comprova a mudança de morfologia da martensita com o aumento da temperatura de austenitização.....	49
Figura 28 –(a) austenita retida e carbonetos; (b) região vista em (a) sob maior ampliação	50
Figura 29 – Microscopia óptica de varredura de um aço AISI A2 resfriado bruscamente após a austenitização – presença de carbonetos precipitados em toda microestrutura.....	51
Figura 30 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 16 h – Nital	52
Figura 31 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 24 h – reagente: 25 g FeCl ₃ , 25ml HCl, 100 ml H ₂ O	52
Figura 32 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 8 h – Nital	53
Figura 33 - Amostra homogeneizada – 1150°C / 8 h – Nital. Pontos que tiveram suas composições químicas determinadas por EDS.....	54
Figura 34 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 16 h – Nital	55
Figura 35 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 16 h – Nital. Pontos que tiveram suas composições químicas determinadas por EDS.....	55
Figura 36 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 24 h – reagente: 25 g FeCl ₃ , 25ml HCl, 100 ml H ₂ O	56
Figura 37 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 24 h – Nital. Pontos que tiveram suas composições químicas determinadas por EDS.....	57
Figura 38 - Amostra homogeneizada – 1150°C / 8 h – Nital.....	58
Figura 39 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 16 h – Nital	58

Figura 40 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 24 h – reagente: 25 g FeCl ₃ , 25ml HCl, 100 ml H ₂ O	59
Figura 41 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 8 h – Nital	60
Figura 42 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 16 h - reagente 25 g FeCl ₃ , 25ml HCl, 100 ml H ₂ O – (a) matriz austenítica com presença de agulhas martensíticas e carbonetos precipitados (b) região vista com maior ampliação mostrando a formação de carbonetos nos contornos e interior dos grãos austeníticos	61
Figura 43 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 24 s – Nital (a) região mostrando predominância da matriz austenítica (b) região vista com maior ampliação mostrando concentração de agulhas martensíticas e ausência de precipitação de carbonetos	61
Figura 44 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 8 h – Nital (a) visão geral da microestrutura (b) região com maior ampliação de (a)	63
Figura 45 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 16 h – Nital (a) amostra homogeneizada onde nota-se ausência de agulhas martensíticas e presença de precipitação intergranular; (b) região de contorno sob maior ampliação	64
Figura 46. Microscopia eletrônica de varredura: (a) precipitação em contorno de grão, mostrando seu aspecto lamelar característico de precipitado eutético; (b) imagem da região vista em (a) sob maior ampliação, mostrando os pontos onde foram determinadas as composições químicas por EDS	65
Figura 47. Microscopia eletrônica de varredura destacando a morfologia de um carbonte eutético M ₇ C ₃ – região escura correspondendo a matriz austenítica e as regiões em cinzas mostram a formação do carboneto M(Fe, Cr, Mo) ₇ C ₃	66
Figura 48 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 24 h – Nital (a) amostra homogeneizada onde nota-se ausência de agulhas martensíticas e de precipitação em contornos de grão; (b) região (a) com maior ampliação destacando a redução de formação de carbonetos nos contornos de grão	67
Figura 49 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 8 h – Nital (a) amostra homogeneizada onde nota-se presença de vazios; (b) região (a) com maior ampliação destacando microestrutura formada por austenita retida e martensita ripada	68

Figura 50 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 8 h – Nital	70
Figura 51 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 16 h - reagente: 25 g FeCl ₃ , 25ml HCl, 100 ml H ₂ O	70
Figura 52 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 16 h - reagente: 25 g FeCl ₃ , 25ml HCl, 100 ml H ₂ O	71
Figura 53 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 24 h – Nital	72
Figura 54 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 24 h – Nital	71

LISTA DE TABELAS

Tabela 01 – Evolução de cilindros de laminação para tiras a frio.....	26
Tabela 02 – Temperaturas e tempos utilizados nos diversos ciclos de tratamento térmico	42
Tabela 03 - Composições obtidas por EDS - Principais elementos	54
Tabela 04 - Composições obtidas por EDS - Principais elementos	56
Tabela 05 - Composições obtidas por EDS - Principais elementos	57
Tabela 06 - Composições obtidas por EDS – detalhe carboneto eutético.....	66

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

UNESP	Universidade Estadual Paulista
$\frac{1}{2}$	meio
$\frac{1}{4}$	um quarto
AISI	American Iron and Steel Institute
<i>lead time</i>	tempo de permanência do cilindro de laminação de tiras a frio na forjaria
ESR	electro-slag remelting (refusão com eletrodo consumível na escória)
1 ^a	primeira
SAE	Society of Automotive Engineers
EDS	energy dispersive x-ray detector
MEV	microscopia eletrônica de varredura
CFC	estrutura cúbica de face centrada
<i>gap</i>	diferença

LISTA DE SÍMBOLOS

Cr	Cromo
Mo	Molibdênio
V	Vanádio
Si	Silício
m	Metro
%	Percentual
°C	Graus Celsius
mm	Milímetros
Ni	Níquel
C	Carbono
h	Hora
t	Toneladas
°C/h	Graus Celsius por hora
g	Gramas
FeCl ₃	Cloreto de ferro
ml	Mililitro
HCl	Ácido muriático
H ₂ O	água
s	segundos
Mn	Manganês
Fe	Ferro
M ₃ C	carboneto de cromo (Fe, Cr, Mo) ₃ C.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTO	vi
RESUMO.....	viii
ABSTRACT	ix
LISTA DE FIGURAS.....	x
LISTA DE TABELAS	xv
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	xvi
LISTA DE SÍMBOLOS	xvii
SUMÁRIO.....	xvii
CAPÍTULO 1 INTRODUÇÃO.....	20
1.1 Objetivo	21
1.2 Justificativa	21
CAPÍTULO REVISÃO BIBLIOGRAFICA.....	22
2.1 O processo de laminação	22
2.2 Laminação de tiras a frio	22
2.3 Cilindros de laminação para tiras a frio	24
2.4 Estruturas de solidificação	26
2.5 Macro e microsegregação	28
2.6 Estrutura bruta de fusão em lingotes	29
2.7 Tratamento térmico de homogeneização	31
2.8 Tratamento térmico de Tempera.....	33
CAPÍTULO 3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	36
3.1 O produto	36
3.2 Procedimento Experimental.....	37
3.2.1 Amostras	38
3.2.2 Equipamento para tratamento térmico.....	39
3.2.3 Ciclo de tratamento térmico.....	39
3.3 Análise das amostras.....	42
CAPÍTULO 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	44
4.1 Amostra bruta de fusão - Superfície do lingote	44
4.2 Amostra bruta de fusão - 1/4 de raio da superfície do lingote.....	45
4.3 Amostra bruta de fusão - 1/2 do lingote	44
4.4 Amostra bruta de fusão - Centro do lingote	46
4.5 Amostras homogeneizadas a temperatura de 1150°C	48
4.5.1 Superfície do lingote.....	48

4.5.2	1/2 raio do lingote	53
4.5.3	Região Central do Lingote	57
4.6	Amostras homogeneizadas a temperatura de 1200°C	59
4.6.1	Superfície do lingote	59
4.6.2	1/2 raio do lingote	62
4.6.3	Região Central do Lingote	68
 CAPÍTULO 5 CONCLUSÃO.....		73
 CAPÍTULO 6 REFERÊNCIAS.....		74

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

Atualmente o nível de qualidade das peças forjadas, principalmente de grande porte, fabricadas a partir de aços ferramenta com teores elevados de elementos de liga como Cromo e Molibdênio vem aumentando devido às exigências de desempenho que superem as expectativas do usuário. O desempenho depende da qualidade do produto forjado, que segue uma sequência de operações e etapas até que seja obtido o produto final a ser entregue ao cliente. O conhecimento detalhado dos problemas potenciais e ainda dos recursos e limitações de cada uma das etapas de fabricação permite assegurar as melhores práticas e garantir uma tecnologia consistente na fabricação desses componentes.

Um dos principais problemas na fabricação desses componentes é a segregação oriunda do processo de solidificação, já que muitas vezes o forjamento se dá a partir de componentes fundidos de grande porte (PONTES FILHO, C.S.; CARROZZO, G.T.M.,1998). De forma breve, a solidificação de uma liga metálica se dá pelo avanço de uma interface sólido/líquido e durante esse processo a formação de sólido implica na rejeição de soluto para o líquido, gerando diferenças de composição nas diversas regiões do sólido formado (JACKSON, K.A.; UHLMANN, D.R.; HUNT, J.D.,1967). As diferenças de composição no sólido podem ser tanto macroscópicas, entre regiões distintas de um fundido, como microscópicas, entre microrregiões interdendríticas (GARCIA, A.,2001). Essas variações composicionais, principalmente macroscópicas, têm influência direta nas propriedades mecânicas apresentadas e muitos de seus efeitos persistem no produto final, mesmo após tratamentos térmicos e de conformação mecânica (MARBUG, E.,1953).

Os tratamentos térmicos de homogeneização dependem do fenômeno de difusão, já que segundo as leis de Fick (PERRANDINI P.L. et al, 2006), o fato de haver um gradiente composicional num sólido garante que sob condições termodinâmicas específicas haverá fluxo atômico. Assim, os efeitos de microsegregação podem ser reduzidos ou mesmo eliminados por tratamentos térmicos de homogeneização, pois as distâncias em questão são relativamente

reduzidas e em pouco tempo a maior concentração de um elemento químico pode ser dissipada. Os efeitos da macrossegregação, por sua vez, não podem ser eliminados utilizando este recurso, já que as regiões com diferentes composições químicas podem estar separadas por distâncias da ordem de centímetros, o que significaria tempos de tratamento térmico inviáveis. Apesar de tal limitação, tratamentos térmicos de homogeneização são usualmente utilizados em componentes fabricados em aço ferramenta no estado bruto de fusão, com o objetivo de reduzir os consideráveis gradientes composicionais nas várias regiões de componentes fundidos, antes da realização da etapa de conformação mecânica.

1.1 OBJETIVO

Com base no que foi descrito acima este trabalho tem como objetivo determinar a influência da variação de temperatura e tempo de tratamento térmico de homogeneização na microestrutura de lingotes de aço ferramenta fundidos. O material a ser estudado é da família AISI A2, para trabalho a frio, e o tratamento térmico é normalmente aplicado antes da realização do processo de conformação por forjamento.

1.2 JUSTIFICATIVA

Atualmente a necessidade do aumento de produtividade e redução de custos dos processos industriais faz com que seja importante termos o conhecimento exato do efeito de cada etapa do processo de fabricação na qualidade do produto final. O tratamento térmico de homogeneização aplicado aos lingotes utilizados na fabricação de cilindros de laminação de tiras a frio representa cerca de 80 % do custo desta etapa dentro da área da Forjaria, impactando diretamente o tempo de ocupação dos fornos de aquecimento e o *“lead time”* do produto. Portanto, determinar a influência do tratamento térmico é fundamental para que se possa realizar reduções no tempo de tratamento térmico, visando assim reduzir o custo de fabricação e a otimização da ocupação dos fornos de aquecimento de forjaria. Outro ponto importante é a definição e validação por meio de um trabalho técnico científico de uma metodologia de análise deste tratamento térmico, para que o mesmo possa ser aplicado de forma segura, com o mesmo objetivo, para outras ligas utilizadas na área da Forjaria.

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1 – O PROCESSO DE LAMINAÇÃO

A laminação é um processo de transformação mecânica de metais ou ligas que tem por principais objetivos desenvolver a forma do corpo metálico de modo a torná-lo adequado para uma determinada aplicação melhorando as propriedades do metal. O processo consiste na passagem de uma peça entre dois cilindros que giram em sentidos opostos na mesma velocidade, que através da força de laminação terão sua seção modificada.

A laminação é o processo de transformação mecânica mais importante para o caso dos aços. Atualmente cerca de 90% do aço produzido passa por este processo que quase sempre antecede outros processos, como por exemplo: as barras a serem forjadas, os tarugos a serem extrudados, o fio-máquina a ser trefilado e a chapa a ser estampada.

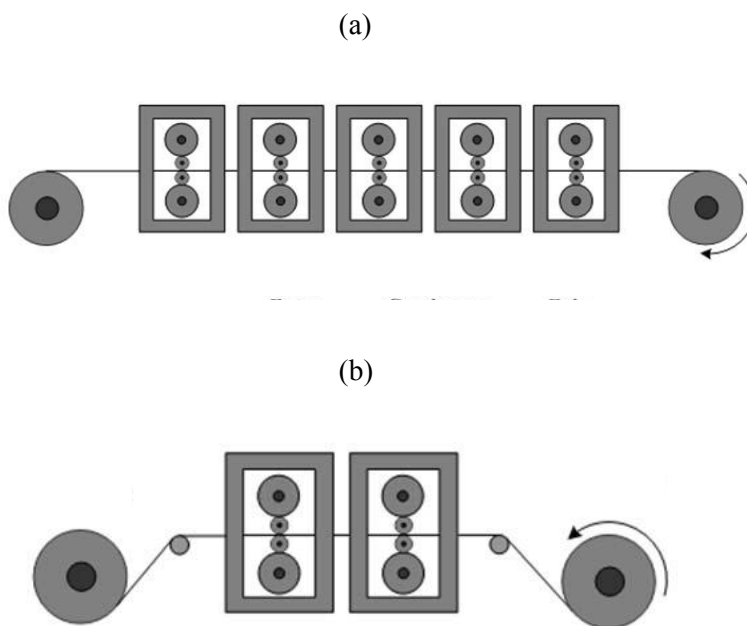
A laminação pode ser a quente ou a frio. A diferença entre elas está nos efeitos do endurecimento e amolecimento térmico e nas espessuras dos laminados. A laminação a quente é comumente aplicada em operações iniciais (desbaste) onde são necessárias grandes reduções das seções. Este tipo de laminação depende do aquecimento num forno até a temperatura conveniente do material a ser laminado, geralmente acima de sua temperatura de recristalização. Já a laminação a frio é usada normalmente em operações de acabamento, quando as especificações do produto exigem um bom acabamento superficial sendo empregada para produzir folhas e tiras com acabamento superficial e com tolerâncias dimensionais superiores quando comparadas com as tiras produzidas por laminação a quente (PALMEIRA, A. A., 2005).

2.2 – LAMINAÇÃO DE TIRAS A FRIO

O processo de produção de chapas ou bobinas laminadas a frio compreende inicialmente na deformação do aço a temperaturas abaixo do ponto crítico, ou da

temperatura de recristalização. Trens de laminadores quádruplos de alta velocidade com três a cinco cadeiras são utilizados para a laminação a frio do aço, alumínio e ligas de cobre. Normalmente esses trens de laminação são concebidos para terem tração avante e a ré. A figura 01 mostra um esquema dos principais tipos de laminadores a frio.

Figura 01 – Esquema dos principais tipos de laminadores de tiras a frio (a) Tandem (b) Temper



Fonte: (SERANTONI, sem ano)

Na laminação a frio consegue-se um aumento da resistência mecânica da chapa laminada por encruamento e um excelente acabamento superficial.

A redução total atingida por laminação a frio geralmente varia de 50 a 90%. Quando se estabelece o grau de redução em cada passe ou em cada cadeira de laminação, deseja-se uma distribuição tão uniforme quanto possível nos diversos passes sem haver uma queda acentuada em relação à redução máxima em cada passe. Normalmente, a porcentagem de redução menor é feita no último passe para permitir um melhor controle do aplainamento, bitola e acabamento superficial.

As capacidades de produção de laminadores a frio operando bobina a bobina estão, tipicamente, na faixa de 600.000 a 800.000 toneladas por ano. Muitos

laminadores por lote estão sendo ampliados e modernizados para operar de modo contínuo, e novos laminadores estão sendo instalados para operação contínua desde o início. Dependendo da gama de produtos, a capacidade de produção destes laminadores contínuos pode chegar a 1,2 milhão de toneladas por ano ou até mais, e muitos parâmetros de qualidade podem ser melhorados (Laminador de tiras a frio, 29 abril 2015)

2.3 – CILINDROS PARA LAMINAÇÃO A FRIO

Os cilindros são os componentes de alta importância para os processos de laminação, podendo ser classificados pelo tipo de processo de laminação: cilindros para laminação de tiras a frio, cilindros para laminação de tiras a quente e cilindros para laminação de longos, e também pela sua posição no laminador: cilindros de trabalho, aqueles que entram em contato direto com o material de trabalho e cilindros de encosto (apoio), que são aqueles que não entram em contato com o material laminado (SERANTONI, Claudia Regina, 2015).

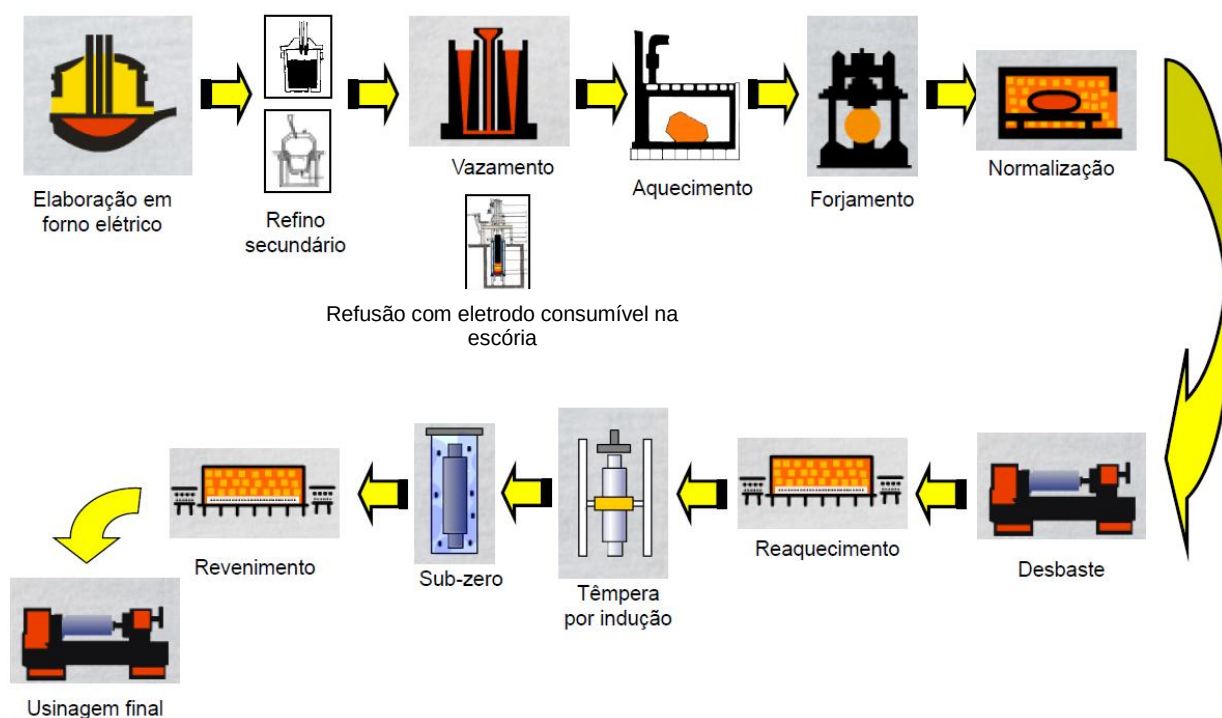
Este trabalho está focado nos cilindros de trabalho utilizados no processo de laminação de tiras a frio. Usualmente estes cilindros são de aço ferramenta, com altos teores de elemento de liga como Cr, Mo e V e são fabricados a partir do processo de conformação mecânica de forjamento, tratados termicamente e usinados para obter as dimensões finais para aplicação no laminador.

A propriedade mais importante para estes cilindros é a resistência ao desgaste por abrasão, que é função direta de sua dureza superficial. Portanto elevada dureza é de fundamental importância. É apresentado na Figura 2 um resumo do fluxo do processo produtivo de um cilindro para laminação de tiras a frio:

Algumas propriedades metalúrgicas são requeridas para que o cilindro apresente bom desempenho e estabilidade durante todo seu processo de manufatura e aplicação no laminador (GASPARD, C.; BATAZZI D.; BATAILLE S.,1993). Pode-se citar como principais:

- Estrutura dentrica refinada;
- Baixos níveis de inclusão;
- Homogeneidade de composição química;
- Baixos níveis de segregação;
- Homogeneidade de dureza;
- Manutenção da rugosidade durante a operação

Figura 02 – Fluxo do processo de manufatura de um cilindro para laminação de tiras a frio.



Fonte: (Adaptado SERANTONI, 2015)

Associado à busca de aumento da produtividade dos laminadores, atualmente é forte a tendência de desenvolvimento de novos cilindros de trabalho, visando atendimento às novas condições de laminação. Na Tabela 01 tem-se um resumo da evolução ao longo dos anos dos tipos de cilindros de trabalho de tiras a frio com relação a algumas de suas principais características

Tabela 01 – Evolução de cilindros de laminação para tiras a frio

Produto	Composição Química	Fabricação do Aço	Temperaturas de trabalho (°C) no laminador Tandem	Camada Temperada no diâmetro (mm)	Evolução das Propriedades
Padrão	2 % Cr	Lingotamento convencional / ESR	140-170	menor que 30	resistência a marcas, desgaste, rugosidade, menor encruamento
	3 - 5 % Cr	Lingotamento convencional / ESR	140-170	30 a 60	resistência a marcas, desgaste, rugosidade, menor encruamento
Padrão - camada de trabalho endurecida	3 - 5 % Cr	ESR	140 - 170	60 a 115	sem encruamento
Aço Semi rápido (aplicações específicas)	3 - 5 % Cr (Si-Mo-V)	ESR	450 -530	50 a 125	resistência ao desgaste, , longas campanhas, baixa sensibilidade a acidente

Fonte: (Adaptado Gaspard,1993)

2.4 ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

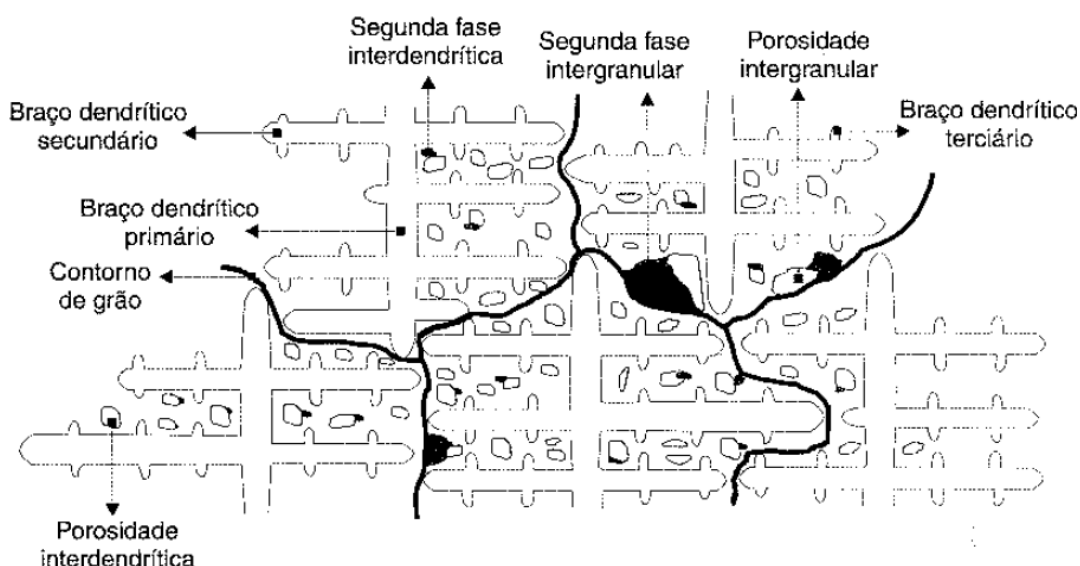
A estrutura que se forma imediatamente após a solidificação determina as propriedades do produto final, não somente no caso de peças de fundição que já apresentam essencialmente a forma definitiva, mas também naqueles produtos que serão trabalhados para a produção de chapas, fios ou forjados. Embora se acredite que eventuais defeitos da estrutura bruta de solidificação sejam eliminados durante a etapa de conformação plástica dos lingotes, não ocorre exatamente isto na prática. As características mecânicas deste produto dependem do tamanho de grão, espaçamentos interdendríticos, espaçamentos lamelares ou fibrosos, das heterogeneidades de composição química, do tamanho, forma e distribuição de inclusões, porosidade etc (GARCIA, A.,2001)

Como ponto inicial para o entendimento da formação da estrutura de solidificação tem-se a composição química do material. Uma vez definida, a solidificação do material será dada pela dinâmica do processo de solidificação, que de forma breve, é dada pelo avanço de uma interface sólido/líquido e durante esse processo a formação de sólido implica na rejeição de soluto para o líquido, gerando diferenças composicionais nas diversas regiões do sólido formado.

Como influenciadores externos para a formação da estrutura de solidificação têm-se a temperatura de vazamento de metal líquido e o molde, que além de dar a forma à peça, funciona também como absorvedor do calor, retirando calor do metal e realizando a transformação de líquido para sólido. A partir daí, o processo de solidificação se torna um processo termodinâmico, que ocorre sob rejeição de soluto e solvente de acordo com a composição química do aço. Neste processo, a partir das transferências de massa e calor será determinada a morfologia de crescimento e arranjo microestrutural. Assim, tem-se a partir da solidificação de um material em um molde, uma microestrutura resultante com espaçamentos interdendríticos definidos e associados a distribuições de defeitos e heterogeneidades químicas.

GARCIA (2001) apresentou os fenômenos resultantes da solidificação citados acima por meio de um diagrama de fluxo e a microestrutura final obtida por meio de uma representação esquemática. Nas Figuras 3 e 4 são mostradas a microestrutura final e o diagrama de fluxo respectivamente.

Figura 03 – Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação.

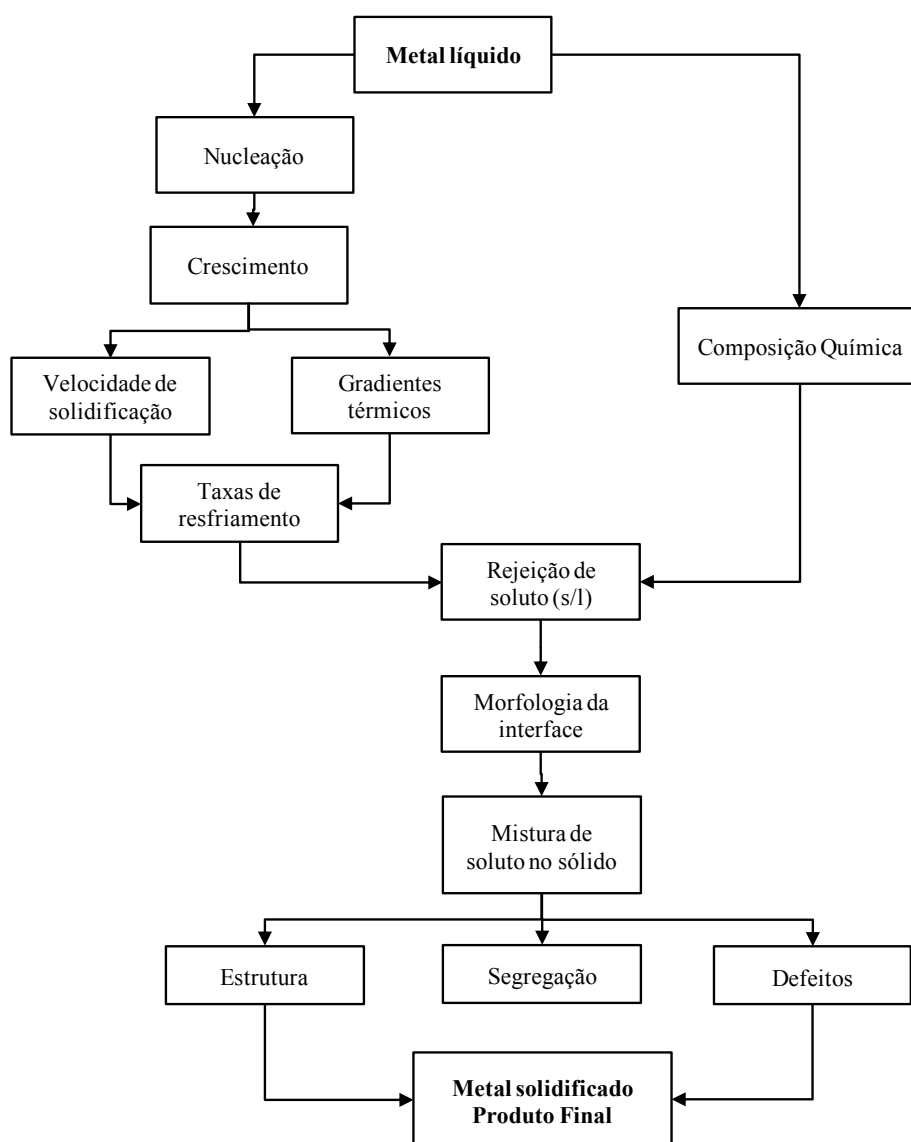


Fonte : (GARCIA, 2001)

2.5 MACRO E MICROSSEGREGAÇÃO

Na maior parte das vezes as heterogeneidades de composição química encontradas em uma microestrutura de solidificação são denominadas de segregação. Pode-se definir microsegregação como aquela em que a diferença de composição química se encontra nas regiões interdendríticas, intercelulares ou no máximo entre contornos de grão. Já a macrosegregação é aquela em que a diferença de composição química se dá na distância de vários espaçamentos interdendríticos (FILHO, C.S.; CARROZZO, G.T.M.,1998).

Figura 04 – Fluxo dos fenômenos que ocorrem durante a solidificação de um metal.



Fonte : (Adaptado GARCIA, 2001)

Como o objetivo deste trabalho é conhecer a influência do tratamento térmico sobre a microestrutura de um material bruto de fusão, é válido ressaltar que neste caso, o efeito se dá apenas sobre as microsegregações existentes e portanto o fenômeno de macrosegregação não será estudado.

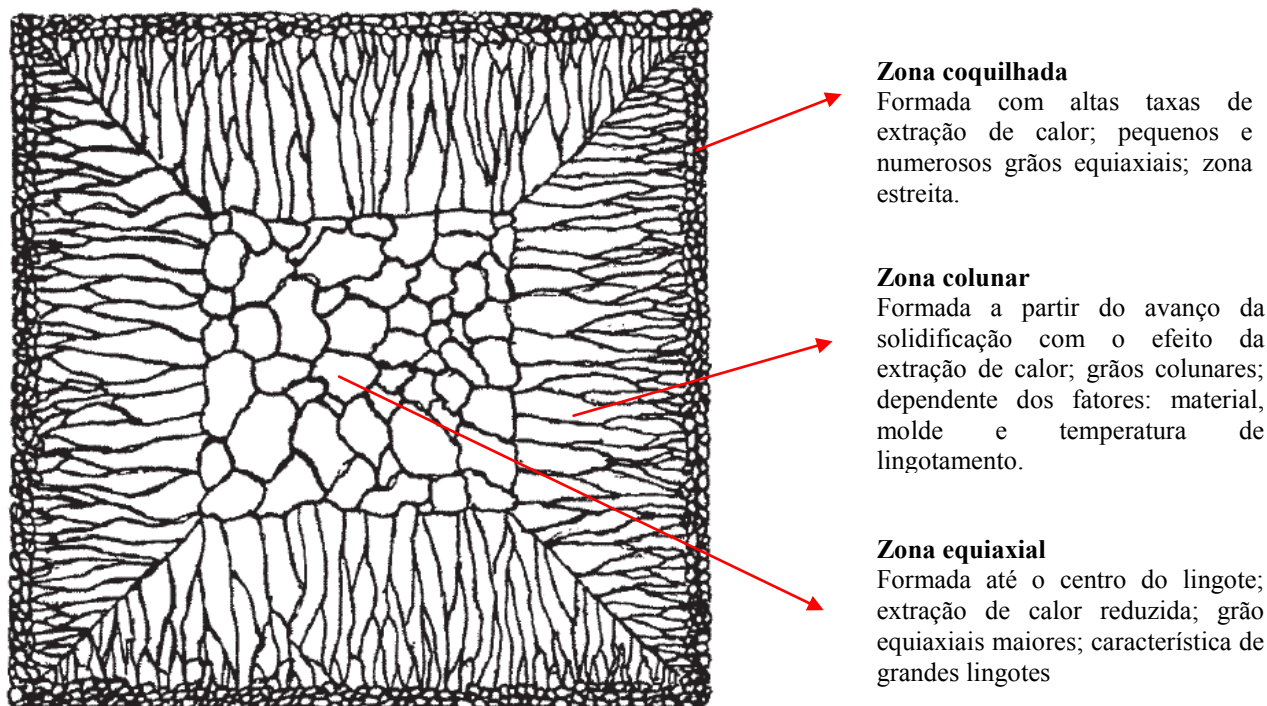
2.6 ESTRUTURA BRUTA DE FUSÃO EM LINGOTES

Destaca-se que atualmente, no ambiente industrial e de fabricação de componentes metálicos, grande parte da produção é feita a partir de blocos de metal solidificados em formatos simples, com seções quadradas, retangulares ou cilíndricas, chamadas de lingotes. Portanto, a formação da microestrutura característica de solidificação é fortemente dependente do processo conhecido como lingotamento, de vazamento do metal líquido no molde, conhecido como lingoteira.

Durante o lingotamento a solidificação do metal não pode ser controlada, apenas monitorada. As diversas regiões do lingote se resfriam sob diferentes taxas de extração de calor, e portanto se solidificam sob diferentes velocidades, o que leva à formação de um lingote com estrutura irregular e bastante grosseira, com a formação aleatória de estruturas dendriticas (OLIVEIRA, M.J.; DE OLIVEIRA., L, D; GUIMARÃES, V,A.,2002). A velocidade de solidificação do lingote é fator determinante na dimensão dos espaçamentos interdendríticos (MARBUG, E,1953). As regiões centrais do lingote se solidificam sob menores taxas de extração de calor, já que a massa solidificada junto à parede do molde funciona como isolante térmico. A este fator soma-se também o fato de que ao se solidificar, o material sofre uma determinada contração, criando assim um *gap* entre a parede externa do lingote e a parede da lingoteira, que também acarreta em menor taxa de extração de calor, o que leva à formação de maiores espaçamentos interdendríticos. Assim, pode-se afirmar que peças de grande porte, em que o efeito da variação da taxa de extração de calor é ainda mais pronunciado, devido à maior distância entre a região central e as paredes da lingoteira, são mais suscetíveis à formação de regiões sujeitas a microsegregação.

A estrutura bruta de solidificação de um componente pode ser dividida em 3 regiões: zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial. A zona coquilhada ou zona superficial é aquela formada sob altas taxas de resfriamento na região de contato entre o lingote e a parede da lingoteira. A região é caracterizada pela intensa nucleação e crescimento limitado dos grãos, que resulta em microestrutura final composta por pequenos e numerosos grãos equiaxiais. A zona coquilhada é relativamente estreita, restrita à periferia do lingote. Com o avanço da solidificação, uma segunda zona, que consiste em grãos colunares, se desenvolve e é conhecida como zona colunar. Na zona colunar os grãos crescem na direção de extração de calor e em sentido contrário. O tamanho desta zona depende de diversos fatores como material, espessura do molde e temperatura de lingotamento. A terceira e última zona formada, em direção ao centro do lingote, é chamada de zona equiaxial, onde nota-se a presença de grãos equiaxiais, porém de tamanho médio consideravelmente maior que aqueles vistos na zona coquilhada. O maior tamanho médio de grão observado é função das baixas taxas de extração de calor observadas na região e a nucleação de novos cristais sofre a influência dos grãos colunares já formados. A zona equiaxial ou central é bem mais comum em grandes lingotes e na Figura 5 são mostradas esquematicamente as 3 zonas descritas.

Figura 05 – Estrutura de um lingote – Zonas coquilhada, colunar e equiaxial.



Fonte: (Adaptado KRAUSS G, 2003)

2.7 TRATAMENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZAÇÃO

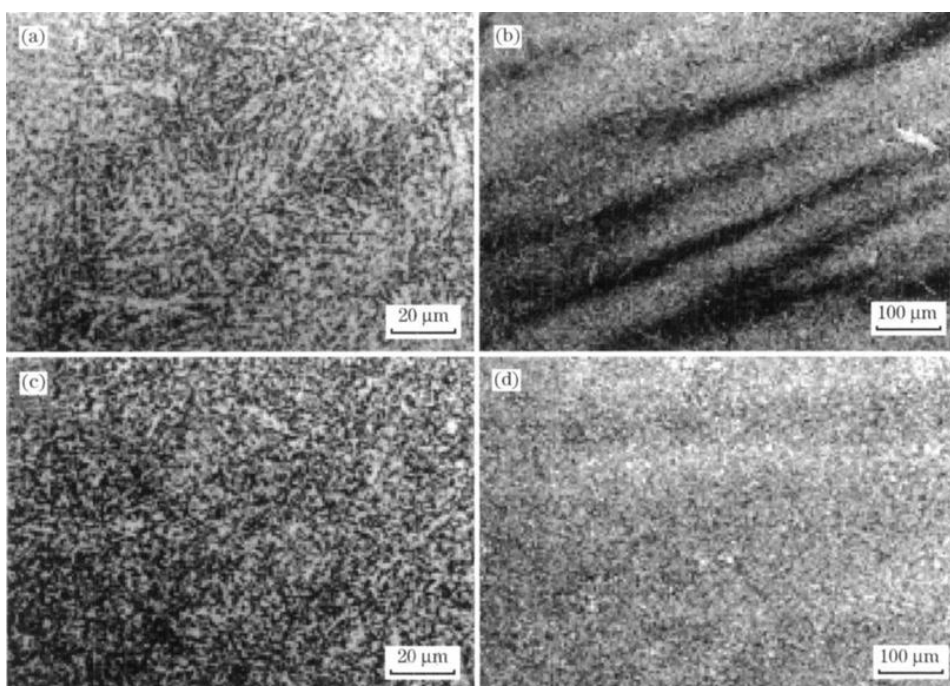
O tratamento térmico de homogeneização tem como objetivo reduzir ou até mesmo eliminar os efeitos das microsegregações observadas na microestrutura bruta de solidificação. As microsegregações geram heterogeneidades composicionais e sua redução ocorre devido ao fenômeno de difusão. Segundo a 1ª Lei de Fick, a energia motora para que haja difusão é a diferença de composição (CALLISTER JR., W. D., 1997). A alta temperatura, sob a qual o processo ocorre, representa a energia de ativação, gerando o fluxo atômico. Segundo Peng QZ et al (2014), o tratamento de homogeneização promove a dissolução de fases com mais baixas temperaturas de fusão, reduzindo a fração de volume de segunda fase, tornando a composição química do material mais uniforme e melhorando as propriedades e desempenho da liga. Portanto o tratamento térmico de homogeneização consiste em um aquecimento por um determinado tempo em temperatura na qual o material se encontrará em equilíbrio de fases e usualmente este tratamento térmico é realizado antes do lingote sofrer o processo de conformação mecânica. A grande importância da realização do tratamento

térmico de homogeneização vem do fato de a presença de microsegregações impactar de forma negativa nas propriedades mecânicas e metalúrgicas do componente acabado.

Na Figura 06 pode-se comparar as microestruturas de um mesmo aço ferramenta tipo SAE H13, submetido ao processo de conformação por forjamento com e sem a realização do tratamento térmico de homogeneização.

Nota-se que com a realização do tratamento térmico de homogeneização tem-se uma estrutura final mais homogênea, com redução aparente do nível de microsegregação. Pode-se avaliar o efeito deste tratamento térmico num componente pela microestrutura final obtida, analisando-se, por exemplo, a variação de tamanho de grão e a homogeneidade microestrutural.

Figura 06 – Microestrutura de um aço H13 forjado– (a) corte transversal não homogeneizado (b) corte longitudinal não homogeneizado (c) corte transversal homogeneizado (d) corte longitudinal homogeneizado.



Fonte: (MA Dang-sheri at al,2009)

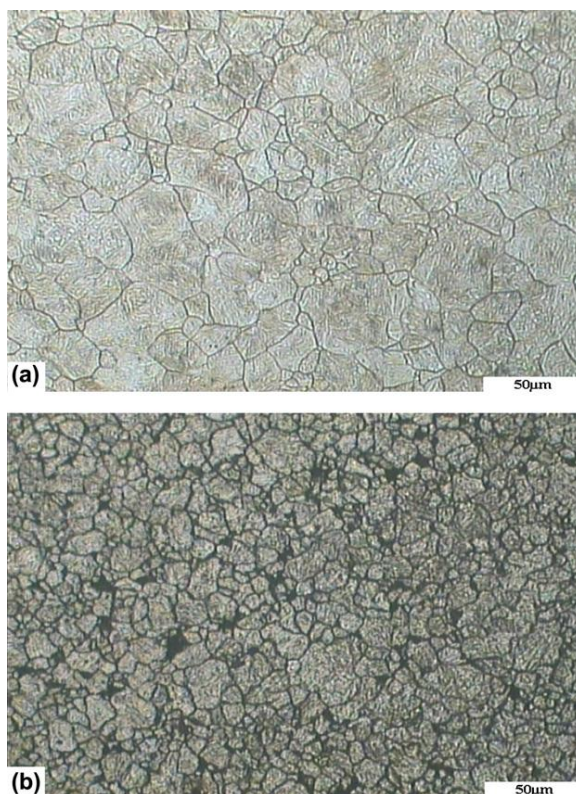
2.8 TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA

Outro tratamento térmico muito comumente aplicado aos aços é a têmpera, em que o material é aquecido a temperatura conveniente e mantido para que sua estrutura seja completamente austenitizada, sendo depois resfriado bruscamente. Cabe aqui a observação de que o resfriamento brusco depende da composição química do material, já que aços contendo altos teores de elementos de liga podem ser temperados sob resfriamento ao ar, enquanto outros de menores teores de elementos de liga exigem altas taxas de extração de calor durante o resfriamento e mesmo assim apresentam estrutura parcialmente martensítica. É importante citar o fato de que tanto tamanho de grão quanto homogeneidade composicional são fatores importantes para a temperabilidade dos aços.

A estrutura predominante após a tempera é a martensita, fase de alta dureza, em que o carbono que anteriormente se encontrava em solução sólida na austenita, permanece em solução, formando uma solução sólida saturada (BADESHIA, 2006). Neste tipo de transformação, muitas vezes tem-se a presença de austenita retida e carbonetos.

Khani Sanij M.H et al (2012) estudou o efeito do tratamento térmico de têmpera na microestrutura de um aço AISI 4140, utilizando microscopia óptica, e identificou o efeito da homogeneidade microestrutural e do tamanho de grão da austenita prévia, formada no aquecimento para tempera, na microestrutura final do material temperado. É mostrado na Figura 07 as duas estruturas austeníticas obtidas, após têmpera simples e têmpera dupla.

Figura 07 – Comparação entre microestrutura austenítica prévia de um material AISI 4140 temperado
(a) Têmpera simples (b) Dupla têmpera



Fonte : (M.H. Khani Sanij et al, 2012)

Orsini M.B et al (1990) também estudou tratamentos térmicos, porém trabalhou com um aço Maraging 18Ni e realizou um tratamento térmico de homogeneização seguido de resfriamento forçado. A microestrutura encontrada é vista na Figura 8, onde se pode ver que a estrutura é martensítica, exibindo grãos relativamente grandes e martensita ripada. A morfologia da martensita, em formato de ripas é característica pela presença de estrutura não alinhadas de forma paralela. A formação deste tipo de microestrutura se dá pelo fenômeno da explosão. Segundo BADESHIA (2006), este fenômeno é causado pela transformação instantânea da austenita em martensita, que em aços carbono é característica de materiais com teores de carbono mais elevados. Na Figura 09 vê-se um exemplo desta microestrutura em um aço com maior teor de carbono, 1,8%C.

Figura 08 – Microestrutura martensítica ripada após tratamento térmico de homogeneização à temperatura de 1197°C por 10 h.



Fonte: (Orsini M.B at al, 1990)

Figura 09 – Microestrutura martensítica com morfologia de ripa em um aço com 1,8 %C.



Fonte: (Badeshia, 2006)

CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 – O PRODUTO

O material em estudo são cilindros de laminação fabricados em aço ferramenta do tipo AISI A2, com adições de Cr e Mo fornecido pela Empresa Gerdau Aços Especiais Brasil, localizada em Pindamonhangaba, São Paulo. É mostrado na Figura 10 um lingote no estado bruto de solidificação de peso aproximado de 9,7 t, ponto inicial da produção dos cilindros utilizado para laminação de tiras a frio e material com o qual se desenvolveu este trabalho. É mostrado na Figura 11 um cilindro após a etapa de forjamento, etapa intermediária, e na Figura 12 o cilindro pronto para utilização.

Figura 10 – Fase inicial - Lingote bruto de solidificação



Fonte: (Autor)

Figura 11 – Fase intermediária - Cilindro bruto de forjamento



Fonte: (Autor)

Figura 12 – Fase final - Cilindro acabado conforme dimensional especificado pelo cliente.



Fonte: (Autor)

A especificação da composição química do material em estudo é apresentada na tabela 02, muito próxima àquela normalizada para o aço AISI A2.

Quadro 01 – Faixa de especificação da composição química do aço em estudo

Componentes	% em peso
C	0,80-0,85
Si	0,20-0,25
Mn	0,20-0,30
Cr	2,90-4,0
Mo	0,20-0,30
Ni	0,10-0,15
P	Máx 0,015
S	Máx 0,010

Fonte: (Autor)

3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Como já descrito, o trabalho visa estudar o tratamento térmico de homogeneização de cilindros, com estrutura bruta de solidificação, para posterior forjamento e fabricação de cilindros de laminação.

Assim, a parte experimental consiste da retirada de amostras em várias posições radiais (centro, superfície, 1/2 raio e 1/4 do raio) e aquecimento das mesmas em forno tipo mufla, com tempos de permanência especificados e resfriamento rápido em água. O controle dos efeitos dos tratamentos térmicos aplicados foi feito pela análise microestrutural, utilizando microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e análise quantitativa de composição química. O detalhamento de cada etapa do trabalho é visto nos itens a seguir.

3.2.1 Amostras

Para retirada das amostras o lingote foi cortado transversalmente, retirando-se um disco de 100 mm de espessura de sua região central. As amostras utilizadas no trabalho foram retiradas de pontos específicos do disco conforme distância da superfície do lingote, como já descrito, e as posições radiais escolhidas são vistas na Figura 13. A Figura 14 mostra esquematicamente o lingote utilizado, a posição do disco no lingote e as posições das amostras no disco. O corte do lingote, para retirada do disco, foi realizado com maçarico e o corte do disco para retirada das amostras foi realizado com serra de fita, refrigerado e com velocidade e avanço controlados. O corte do lingote para retirado do disco foi realizado com acréscimo de 200 mm na largura, evitando assim o efeito do aquecimento proveniente da operação do maçarico.

Figura 13 – Croqui da lingoteira e do posicionamento da retirada das amostras do lingote bruto de fusão.

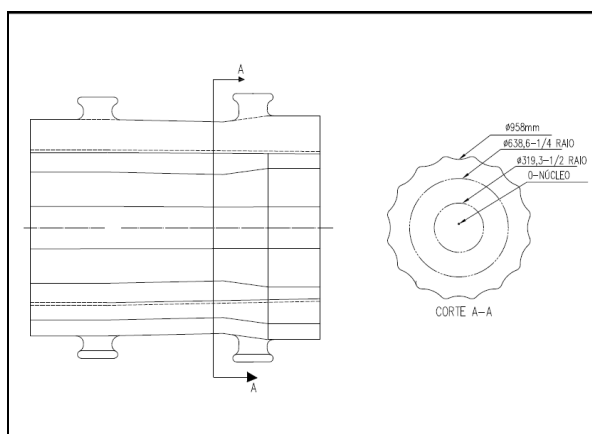
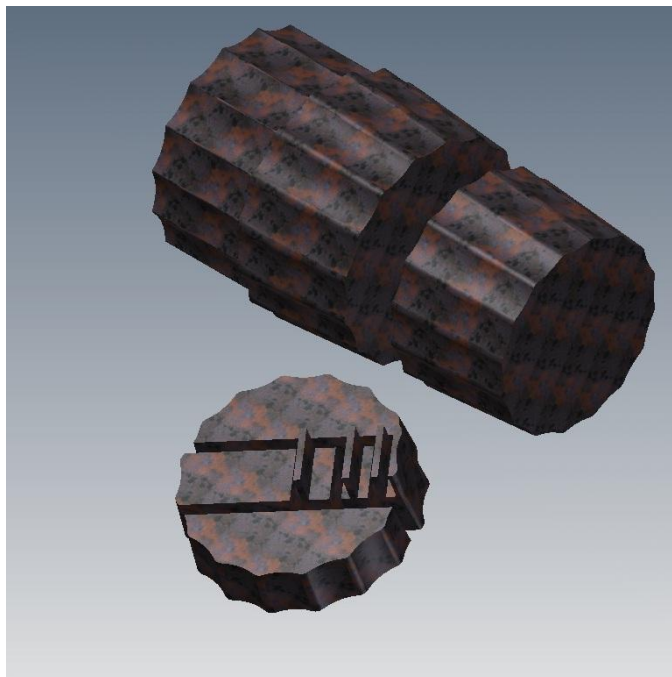


Figura 14 – Croqui esquemático da retirada de amostra do lingote bruto de solidificação.



Fonte: (Autor)

Foram retiradas 4 amostras do disco, a primeira a 70 mm superfície do mesmo, a segunda a 170 mm da superfície (1/4 do raio), a terceira a 250 mm da superfície (meio raio), e a quarta no centro. As amostras foram então cortadas, ficando com dimensões finais 20 x 30 x 30 mm.

3.2.2 Equipamento para tratamento térmico

O tratamento térmico foi realizado em forno marca Brasimet, como mostrado na Figura 15. As amostras foram acondicionadas em cadinho de ferro fundido e cobertas com cavaco de ferro para atenuar a oxidação durante o ensaio, conforme mostrado na Figura 16.

3.2.3 Ciclo de tratamento térmico

O tratamento térmico das amostras foi realizado conforme ciclos mostrados na Figura 17.

Figura 15 – Forno utilizado nos tratamentos térmicos.



Fonte: (Autor)

Figura 16 – (a) Cadinho de ferro fundido (b) Amostras dispostas no cadinho antes de serem cobertas com cavaco de ferro.

(a)

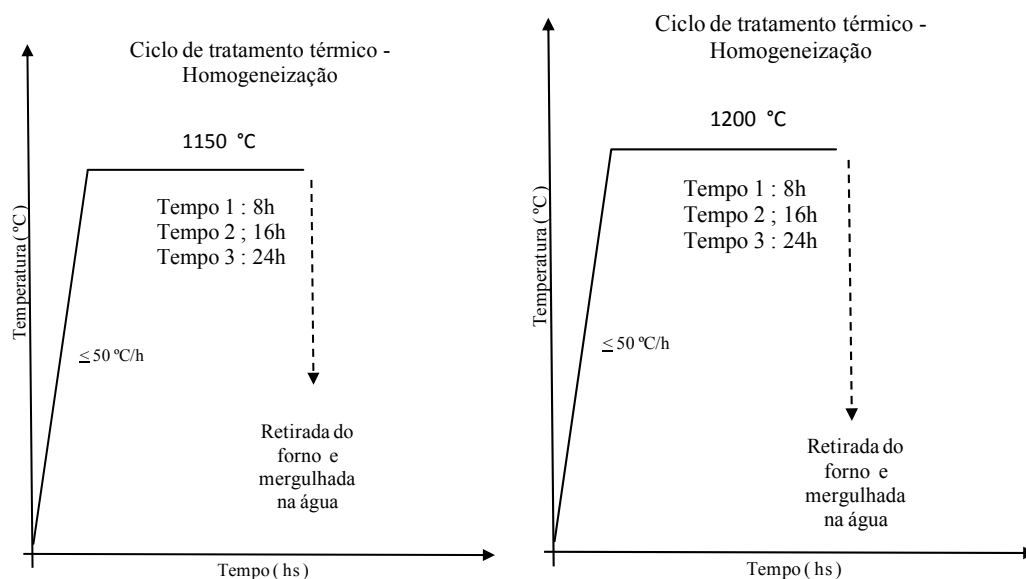


(b)



Fonte: (Autor)

Figura 17 – Ciclos térmicos utilizados



Fonte: (Autor)

Como mostrado na Figura 17, o ciclo térmico envolveu aquecimento a taxa menor ou igual a 50 °C/h , permanência por 8 h, 16 h e 24 h às respectivas temperaturas controladas pela atmosfera do forno, caracterizando o tratamento de homogeneização, e resfriamento em água, caracterizando um tratamento de tempera.

A escolha das temperaturas de tratamento térmico foi feita visando compatibilidade com o processo de forjamento a quente a que os cilindros são submetidos logo após o tratamento. Os cilindros com estrutura bruta de solidificação são homogeneizados a 1200 °C e forjados a 1150 °C , temperatura que garante ao material boa trabalhabilidade a quente. Os tempos de tratamento térmico foram especificados com base no tratamento aplicado atualmente na indústria, que tem duração de 16 h. Portanto, os tempos escolhidos visaram a otimização do tratamento já aplicado.

Como mostrado na tabela 3, em cada ciclo de tratamento foram enforçadas 3 amostras de mesma posição do lingote, portanto submetidas a mesma temperatura de patamar. A primeira amostra foi retirada após 8 h de homogeneização, a segunda retirada após 16h e por fim a terceira amostra no tempo de 24 h.

Tabela 02 – Temperaturas e tempos utilizados nos diversos ciclos de tratamento térmico.

Ciclo de Tratamento	Região do lingote das amostras	Temperatura de patamar (°C)	Tempo de patamar (h)
1	Superfície	1150	8
1	Superfície	1150	16
1	Superfície	1150	24
2	1/2 raio	1150	8
2	1/2 raio	1150	16
2	1/2 raio	1150	24
3	Central	1150	8
3	Central	1150	16
3	Central	1150	24
4	Superfície	1200	8
4	Superfície	1200	16
4	Superfície	1200	24
5	1/2 raio	1200	8
5	1/2 raio	1200	16
5	1/2 raio	1200	24
6	Central	1200	8
6	Central	1200	16
6	Central	1200	24

Fonte: (Autor)

3.3 ANÁLISE DAS AMOSTRAS

Depois de tratadas termicamente, as amostras foram cortadas longitudinal e transversalmente, utilizando cortadeira hidráulica de precisão ISOMET4000. As amostras foram então embutidas em resina a frio. Após o embutimento foi realizada a preparação metalográfica das amostras com lixas de granulometria 100, 160, 240, 320, 400, 600 e 1000, seguida de polimento utilizando pasta de diamante de 6, 3 e 1 μm .

Figura 18 – Seções transversal e longitudinal, embutidas e preparadas para análise após o tratamento térmico



Fonte: (Autor)

Após a preparação metalográfica as amostras foram quimicamente atacadas, usando reagente Nital com concentração de 2,0% e o reagente composto por 25 g FeCl_3 , 25ml HCl e 100 ml H_2O . Para análise por microscopia ótica foi utilizado um microscópio óptico Olympus BX-60, para microscopia eletrônica de varredura microscópio Leo Stereoscan 440.

A composição química semiquantitativa das regiões de maior concentração de segregação foi determinada por microanálise com espectrômetro EDS de raios-X da Oxford. O método de medição aplicado deu-se a partir de uma linha de união que foi dividida em quatro segmentos, portanto 5 pontos de medida.

Figura 19 – (a) Microscópio óptico Olympus BX-60; (b) Microscópio eletrônico de varredura Leo Stereoscan 440.

(a)



(b)



Fonte: (Autor)

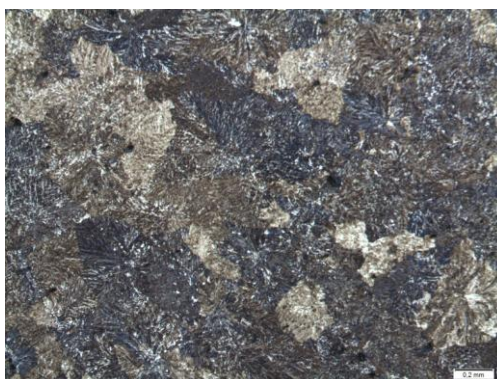
CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 AMOSTRA BRUTA DE SOLIDIFICAÇÃO – SUPERFÍCIE DO LINGOTE

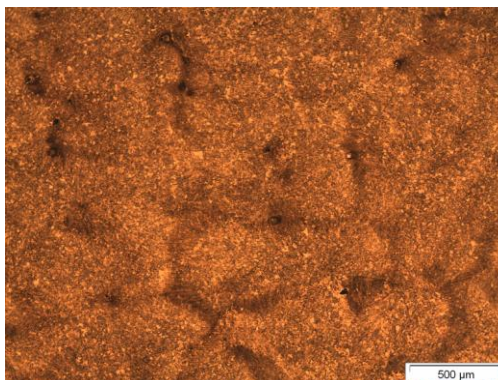
A Figura 20a mostra a microestrutura de uma amostra retirada a 70 mm da superfície do lingote, onde se nota que nesse ponto a microestrutura é relativamente homogênea. Devido à ampliação utilizada não é possível observar o aspecto dendrítico, típico da microestrutura bruta de solidificação, que pode ser observado na Figura 20b, com ampliação menor, mostrando claramente os contornos interdendríticos, zonas de intensa segregação (SUN, H.L. et al.,2013).

Figura 20 – Amostra bruta de fusão – Nital (a) região da superfície do lingote; (b) mesma região vista em (a) com utilização de filtro.

(a)



(b)



Fonte: (Autor)

4.2 – AMOSTRAS BRUTA DE SOLIDIFICAÇÃO – $\frac{1}{4}$ DE RAIOS

A estrutura bruta de solidificação à distância de 150 mm da superfície do lingote pode ser observada na Figura 21. A homogeneidade vista indica que esta região apresenta grãos equiaxiais o que indica que o crescimento colunar não é observado. Uma estrutura mais homogênea garante melhores propriedades mecânicas, fator primordial no projeto de componentes fundidos e forjados. Assim, visto que crescimento colunar não pode ser evidenciado nesta região e as microestruturas são muito semelhantes àsquelas encontradas na superfície do lingote, as respectivas amostras não foram submetidas ao tratamento térmico de homogeneização.

Figura 21 – Amostra bruta de solidificação – $\frac{1}{4}$ de raio - Nital

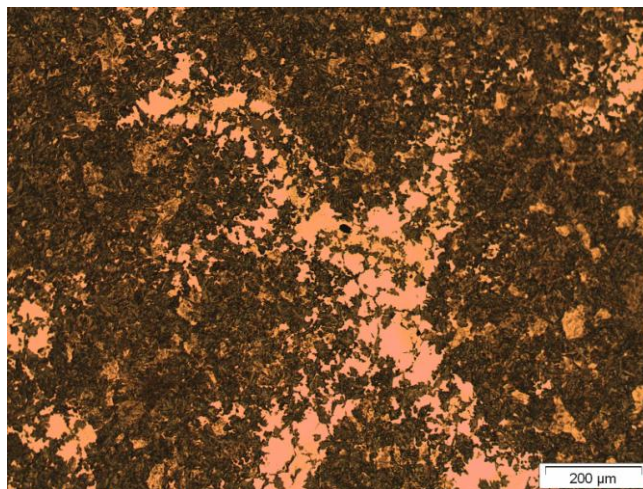


Fonte: (Autor)

4.3 – AMOSTRA BRUTA DE SOLIDIFICAÇÃO – $\frac{1}{2}$ RAIOS

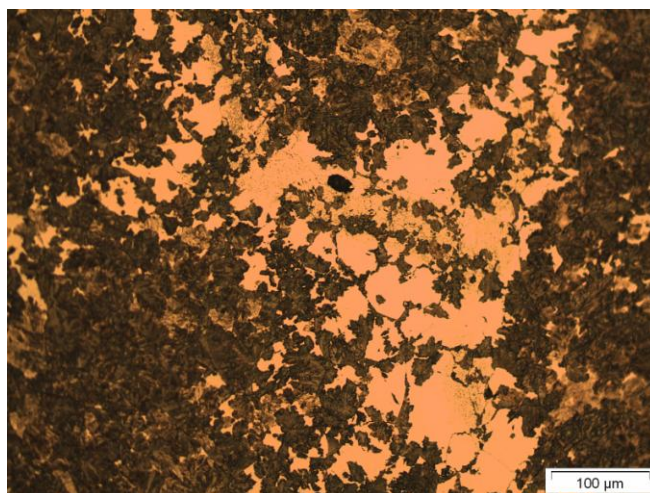
As Figuras 22 e 23 mostram a microestrutura da região do meio raio do lingote. Nota-se uma microestrutura heterogênea, caracterizada pelo aspecto dendrítico já visto na região da superfície do lingote (Figura 20b).

Figura 22 – Amostra bruta de solidificação – $\frac{1}{2}$ raio - Nital



Fonte: (Autor)

Figura 23 – Amostra bruta de solidificação $\frac{1}{2}$ raio - Nital



Fonte: (Autor)

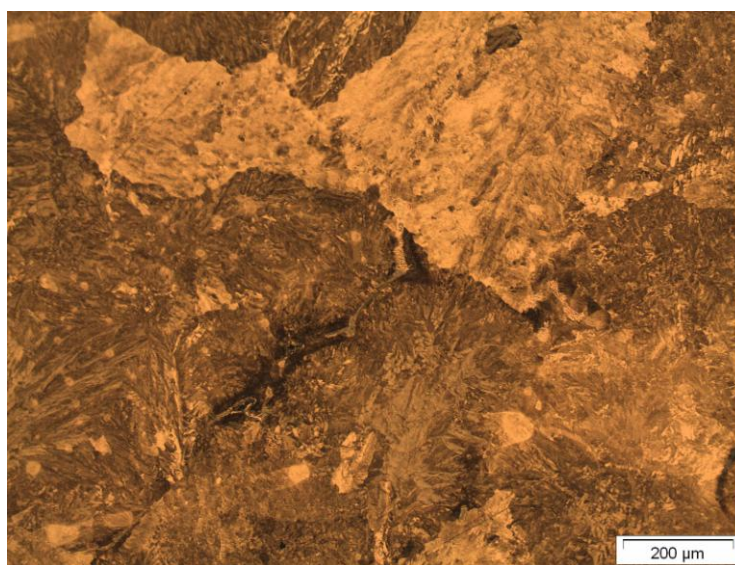
Deve-se destacar aqui a importância de se observar várias regiões na análise microestrutural, já que os lingotes são peças de 9 toneladas e portanto de grande porte.

4.4 AMOSTRA BRUTA DE SOLIDIFICAÇÃO – CENTRO DO LINGOTE

Nas Figuras 24 e 25 pode-se observar a região de final de solidificação do lingote. Pode-se observar claramente que a estrutura apresenta grãos equiaxiais, de

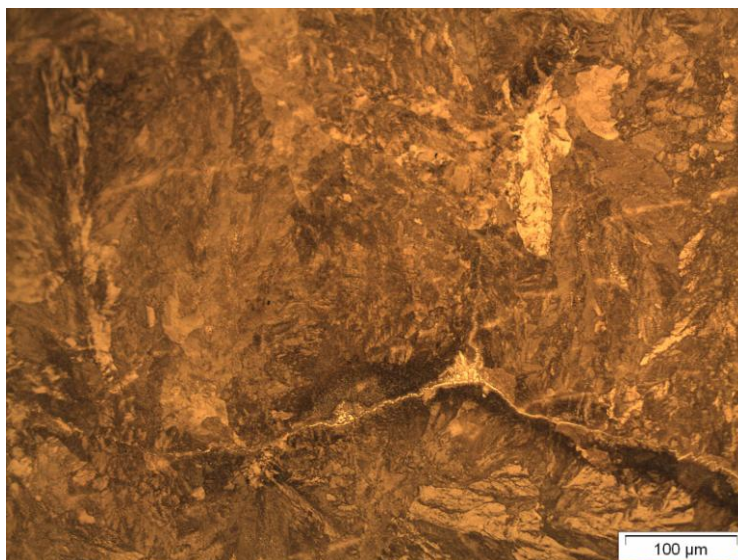
tamanho consideravelmente maior que nas regiões observadas anteriormente e com alto grau de segregação intergranular. É interessante notar que os contornos de grão se tornaram mais visíveis. Como esperado a região central do lingote é a última a se solidificar e portanto é a que apresenta os maiores níveis de soluto no líquido (GARCIA, A. , 2001; KRAUSS, G., 2003).

Figura 24 – Amostra bruta de solidificação – centro do lingote - Nital



Fonte: (Autor)

Figura 25 – Amostra bruta de solidificação – centro do lingote - Nital



Fonte: (Autor)

4.5 AMOSTRAS HOMOGENEIZADAS A 1150°C

4.5.1 Superfície do Lingote

A Figura 26 mostra a microestrutura da amostra retirada a 70 mm da superfície, onde se nota claramente que o tratamento de homogeneização, quando realizado a 1150°C e pelo tempo de 8 horas, é insuficiente. Observa-se que a microestrutura é composta por austenita (fase clara) e martensita (fase acicular escura).

Pode-se supor que as áreas onde se observa somente austenita retida contenham maior teor de elementos de liga, responsáveis pela sua presença. Esta heterogeneidade composicional foi verificada por microscopia eletrônica de varredura, utilizando-se EDS, como mostrado na Figura 33.

Dessa forma as áreas austeníticas apresentam maiores teores de elementos de liga, provenientes da segregação ocorrida durante a solidificação, já que sua presença determina rebaixamento da faixa de temperaturas de transformação martensítica. Hufenbach J. et al. (2012) que trabalharam com um aço ferramenta com mais altos teores de carbono e ligas $C_{4,6} Cr_{4,3} Mo_{4,6} V_{2,2}$ (% at), realizou resfriamento em água da estrutura bruta de fusão e reportou basicamente a mesma estrutura, composta por martensita, austenita retida, carbonetos finos e carbonetos grosseiros nas áreas interdendríticas. No trabalho desenvolvido por Yaso M. et al. (2008), foi observado a microestrutura resultante em ligas Fe- C - Cr temperadas após austenitização sob diferentes temperaturas. Observa-se a microestrutura final constituída de austenita retida e ripas de martensita, mostrada na Figura 27a, além da mudança da morfologia da martensita com o aumento da temperatura de austenitização, mostrada na Figura 27b. Outro fator preponderante para a obtenção da martensita é o teor de carbono do aço em estudo. Para materiais com médio e alto teor de carbono, podem coexistir a martensita massiva e a martensita ripada (YUE-JUN, L. et al.,2006).

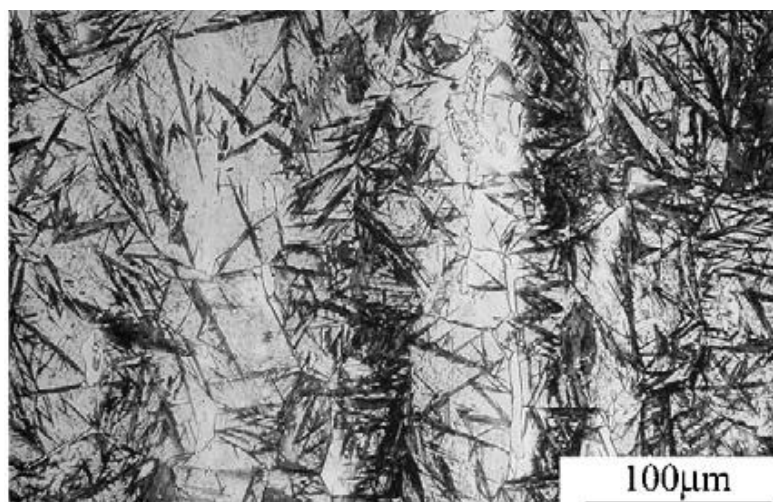
Figura 26 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 8 h – Nital



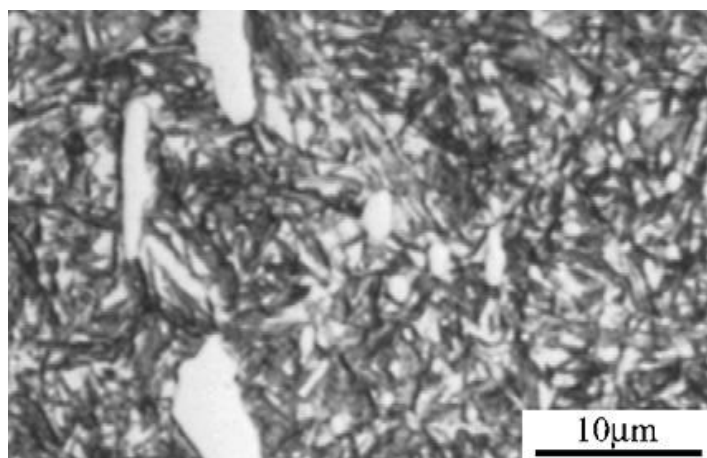
Fonte: (Autor)

Figura 27 – (a) Microestrutura de uma liga Fe-C-Cr submetida a austenitização de 1150°C, formada por austenita retida (base clara) e ripas martensíticas (b) Microestrutura de uma liga Fe-C-Cr submetida a austenitização de 1050°C, que comprova a mudança de morfologia da martensita com o aumento da temperatura de austenitização.

(a)



(b)

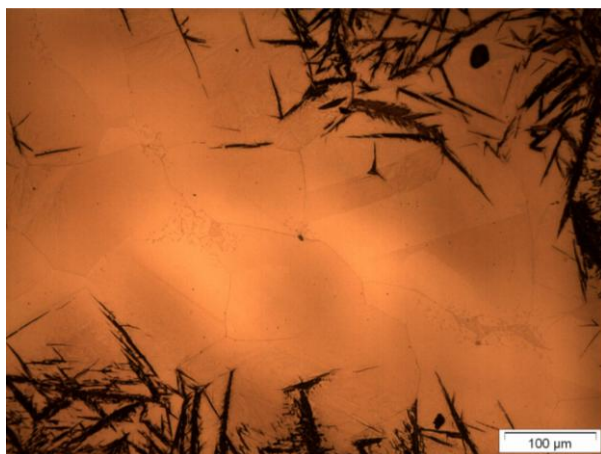


Fonte: (Yaso M, 2007)

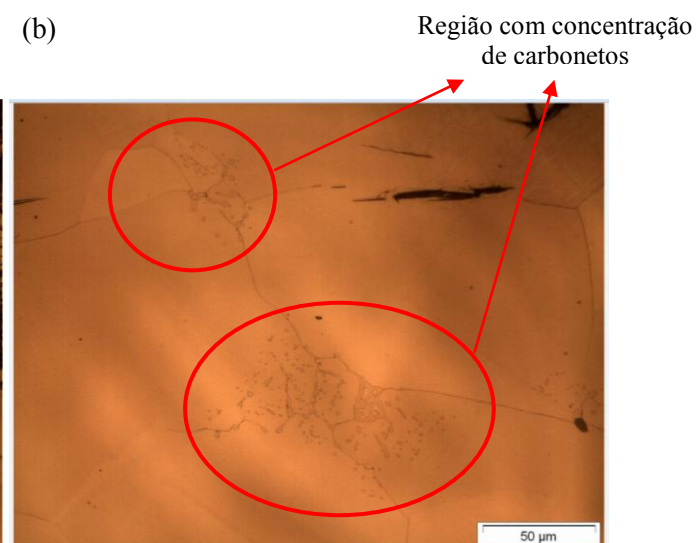
Já a Figura 28 detalha a região de austenita retida com maior ampliação onde foi observada também a presença de carbonetos precipitados nos contornos e dentro dos grãos. Thornton R. (2013) estudou a microestrutura preliminar de um aço AISI A2 submetido a um ciclo de aquecimento 850-870°C por 2h, resfriamento em forno até 600°C seguido de resfriamento ao ar e observando como mostrado na Figura 29 a presença de carbonetos finos e grosseiros precipitados na microestrutura do material, revelados por microscopia eletrônica de varredura.

Figura 28 – (a) austenita retida e carbonetos; (b) região vista em (a) sob maior ampliação.

(a)

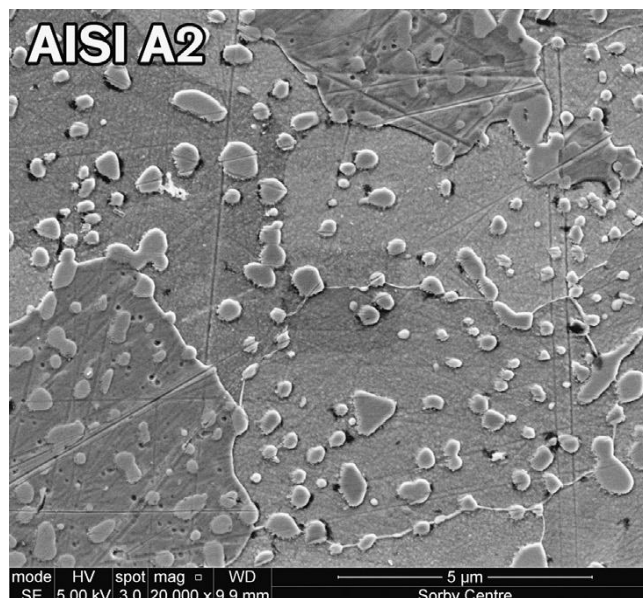


(b)



Fonte: (Autor)

Figura 29 – Microscopia eletrônica de varredura de um aço AISI A2 aquecido em temperaturas acima da austenitização, resfriamento em forno até 600°C seguido de resfriamento ao ar – presença de carbonetos precipitados em toda microestrutura.

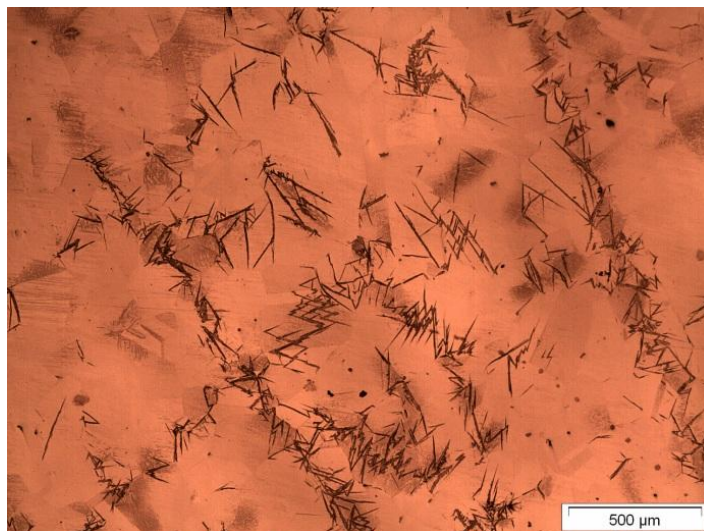


Fonte: (Thornton R., 2013)

A microestrutura obtida com a amostra tratada a 1150°C por 16 horas é vista na Figura 30. Pode-se notar o efeito do maior tempo de homogeneização, responsável pela menor heterogeneidade composicional da estrutura. A fração de volume de martensita é menor, mostrando que a concentração de elementos de liga é menor e portanto estes estão mais homogeneamente distribuídos na matriz. Como já citado, o maior teor de elementos de liga da matriz leva ao rebaixamento da faixa de temperaturas de transformação martensítica, que é coerente com a maior fração de volume de austenita retida.

A observação acima é coerente com os resultados reportados por Meng Yi et al (2014), que estudou o efeito do tratamento térmico na microestrutura e propriedades mecânicas de uma aço ligado ao Cr, V e Mo e encontrou resultados semelhantes. Deve-se comentar ainda que o tratamento de homogeneização a 1150°C por 16 horas não é suficiente para a total homogeneização da estrutura, já que as duas fases (martensita e austenita) continuam presentes.

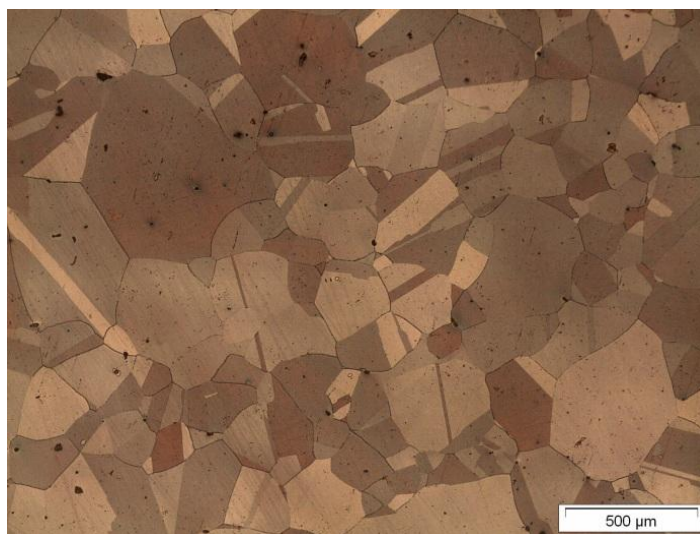
Figura 30 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 16 h – Nital



Fonte: (Autor)

A Figura 31 apresenta a microestrutura obtida após tratamento de homogeneização a 1150°C por 24 horas. Pode-se observar grandes áreas compostas apenas por grãos austeníticos. Sua uniformidade é evidente e são vistas diversas maclas de tratamento térmico, típicas de estruturas CFC. Pode-se afirmar então que com o tempo de 24 horas de homogeneização a estrutura foi completamente homogeneizada.

Figura 31 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 24 h – reagente: 25 g FeCl₃, 25ml HCl, 100 ml H₂O



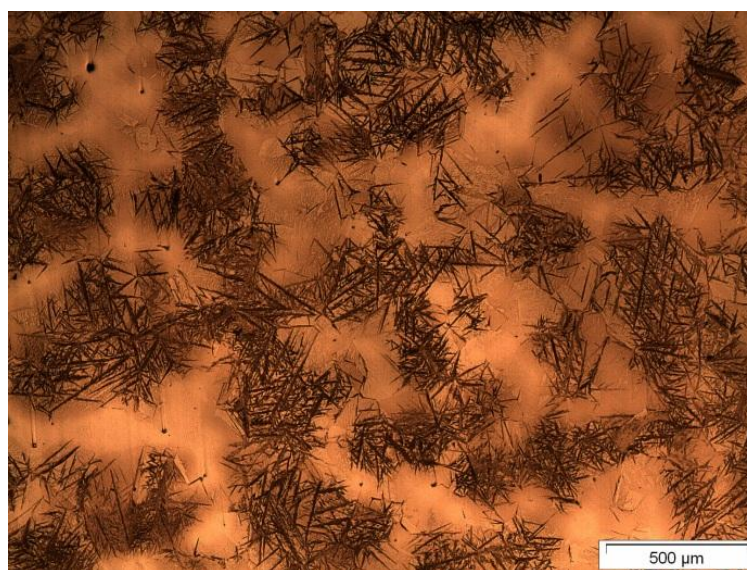
Fonte: (Autor)

4.5.2 – ½ raio do Lingote

As microestruturas das amostras retiradas a 250 mm da superfície do lingote e tratadas a 1150°C são apresentadas nas Figuras 32, 33 e 34.

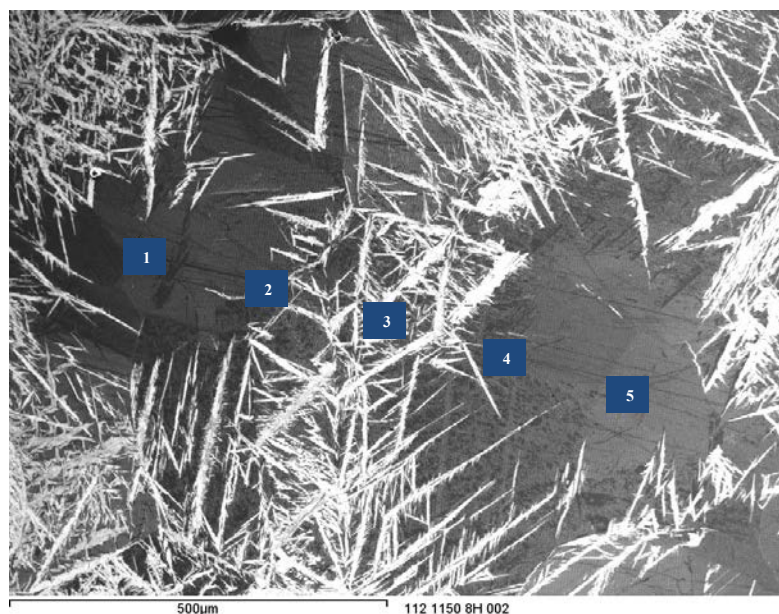
Assim como observado anteriormente, nota-se que ao aplicar o tratamento por 8 horas a estrutura não foi homogeneizada, apresentando claramente regiões martensíticas e austeníticas, Figura 32. A heterogeneidade composicional foi mais uma vez verificada por microscopia eletrônica de varredura, utilizando-se EDS, e a Figura 33 mostra uma região pesquisada com os respectivos pontos. Note-se que 5 pontos tiveram suas composições determinadas e os resultados encontrados são vistos na tabela 4. Os teores de silício encontrados nos 5 pontos pesquisados não apresentam grande variação, podendo ser considerados iguais, tanto nas regiões austeníticas quanto na região martensítica. Este resultado se mostra coerente com a informação constante na literatura, que diz que o silício apresenta tendência muito leve a ser segregado (HANDBOOK MATERIALS,1989). Os teores de Cr, Mn e Mo encontrados foram considerados mais baixos na região martensítica. Deve-se aqui frisar o fato de que a análise composicional por EDS é considerada uma técnica semiquantitativa e portanto os resultados obtidos indicam apenas uma tendência.

Figura 32 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 8 h – Nital



Fonte: (Autor)

Figura 33 - Amostra homogeneizada – 1150°C / 8 h – Nital. Pontos que tiveram suas composições químicas determinadas por EDS.



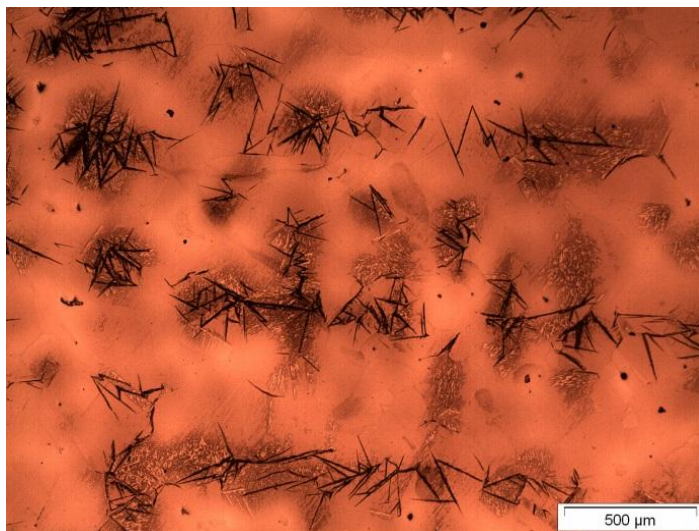
Fonte: (Autor)

Tabela 03 - Composições obtidas por EDS – Principais elementos

Ponto	Si	Cr	Mn	Fe	Mo
1	0,28	5,58	0,85	92,83	0,35
2	0,37	4,77	0,64	93,6	0,48
3	0,28	4,42	0,58	94,43	0,29
4	0,24	4,98	0,67	93,6	0,4
5	0,25	5,14	0,52	93,59	0,38
max	0,37	5,58	0,85	94,43	0,48
min	0,24	4,42	0,52	92,83	0,29

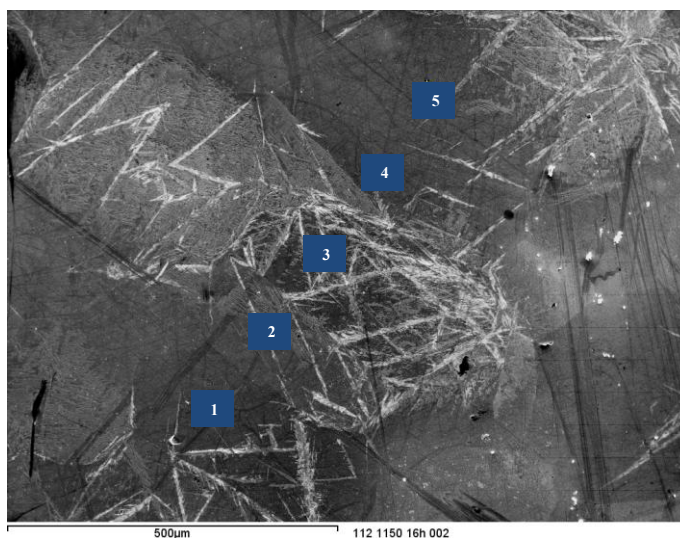
Também como citado anteriormente, a aplicação do tratamento por 16 horas, Figura 34, tornou a estrutura menos heterogênea, porém não garantindo completa homogeneidade. A Figura 35 mostra uma região da amostra que teve sua composição determinada por EDS e a tabela 5 apresenta os teores dos elementos pesquisados. Novamente, observa-se a tendência de maiores teores de elementos de liga nas regiões austeníticas, determinando menores temperaturas de transformação martensítica.

Figura 34 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 16 h – Nital



Fonte: (Autor)

Figura 35 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 16 h – Nital. Pontos que tiveram suas composições químicas determinadas por EDS.



Fonte: (Autor)

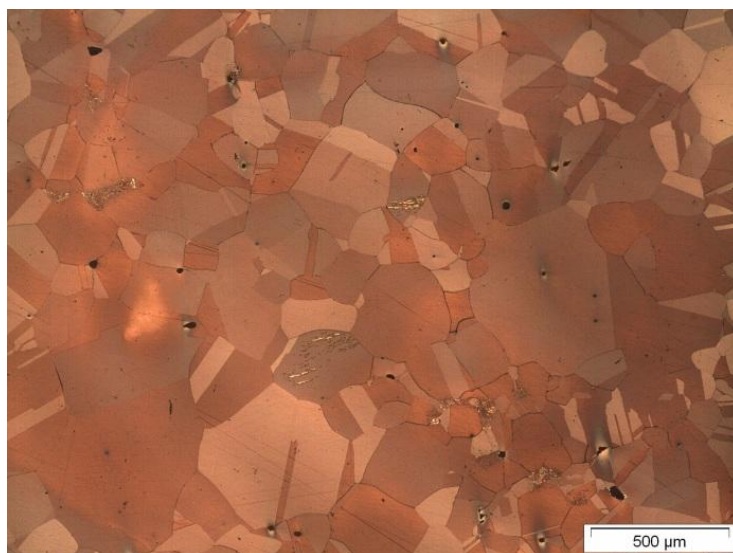
A Figura 36 apresenta a microestrutura obtida após tratamento de homogeneização a 1150°C por 24 horas. Novamente pode-se observar grandes áreas compostas apenas por grãos austeníticos, e assim como observado para a região da superfície do lingote, a homogeneização por 24 horas foi considerada suficiente. Na Figura 37, obtida em microscópio eletrônico de varredura, pode-se observar que a

despeito da melhor homogeneização obtida com o tratamento por 24 horas, ainda são encontradas algumas pequenas áreas martensíticas. Novamente, vários pontos da região tiveram suas composições determinadas por EDS e a tabela 6 apresenta os valores das concentrações dos vários elementos de liga pesquisados. Em linha com a expectativa, a região central, martensítica, apresenta tendência de maior teor de elementos de liga.

Tabela 04 - Composições obtidas por EDS – Principais elementos

Ponto	Si	Cr	Mn	Fe	Mo
1	0,25	5,00	0,64	92,92	0,26
2	0,33	4,34	0,74	92,48	0,00
3	0,32	3,89	0,67	92,87	0,00
4	0,33	4,71	0,74	93,66	0,26
5	0,32	4,69	0,80	91,97	0,38
max	0,33	5,00	0,80	93,66	0,38
min	0,25	3,89	0,64	91,97	0,00

Figura 36 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 24 h – reagente: 25 g FeCl₃, 25ml HCl, 100 ml H₂O



Fonte: (Autor)

Figura 37 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 24 h – Nital. Pontos que tiveram suas composições químicas determinadas por EDS.



Fonte: (Autor)

Tabela 05 - Composições obtidas por EDS – Principais elementos

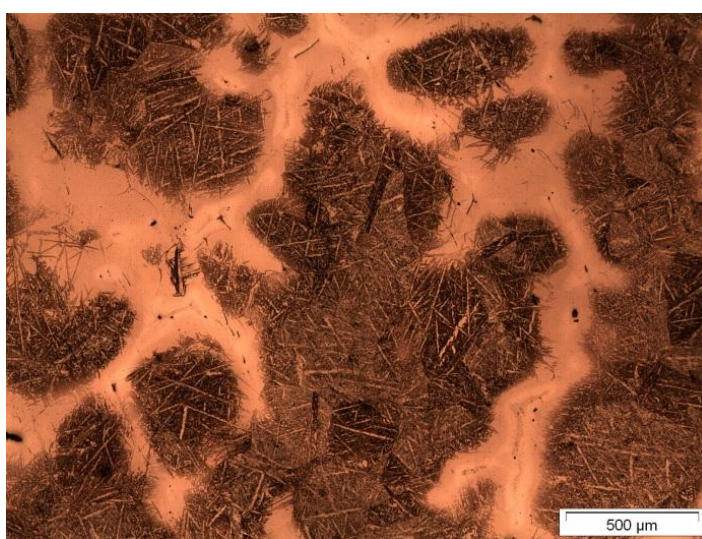
Ponto	Si	Cr	Mn	Fe	Mo
1	0,22	4,86	0,57	96,14	0,34
2	0,37	4,76	0,83	95,70	0,36
3	0,25	3,99	0,69	95,65	0,00
4	0,29	4,84	0,67	94,42	0,25
5	0,32	4,19	0,73	94,13	0,50
max	0,37	4,86	0,83	96,14	0,50
min	0,22	3,99	0,57	94,13	0,00

4.5.3– Região Central do lingote

Nas Figuras 38, 39 e 40 pode-se observar ainda fração de volume de martensita considerável, devido à maior heterogeneidade encontrada, o que demonstra que a região apresenta segregação mais intensa durante a solidificação. A Figura 38 apresenta a estrutura após homogeneização por 8 horas, com áreas claramente austeníticas e martensíticas. O efeito do maior tempo de homogeneização fica evidente quando se compara as Figuras 39 e 40, já que na segunda a diminuição da fração de

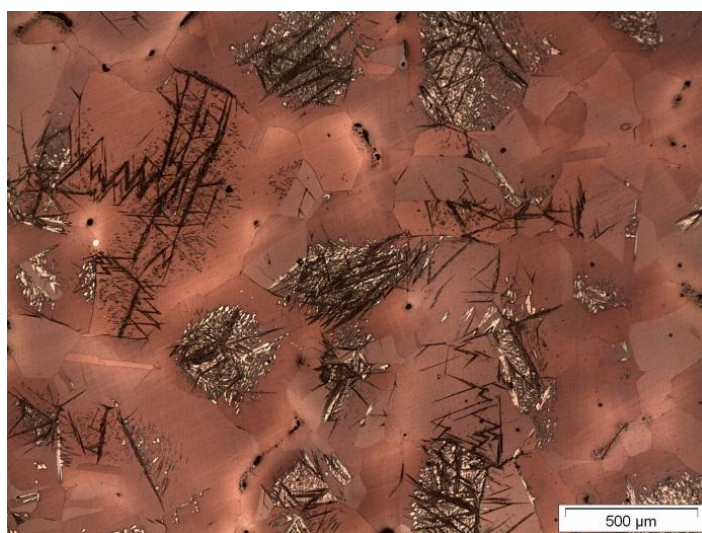
volume de martensita é notável. A despeito da homogeneização quase completa obtida com 24 horas de tratamento térmico das amostras anteriores, nota-se na Figura 40 a presença considerável de agulhas martensíticas na matriz austenítica. É interessante notar aqui a diferença composicional acentuada entre as várias regiões do lingote; a região central é a que se solidifica sob a menor taxa de extração de calor e portanto apresenta os maiores níveis de segregação de soluto.

Figura 38 - Amostra homogeneizada – 1150°C / 8 h – Nital



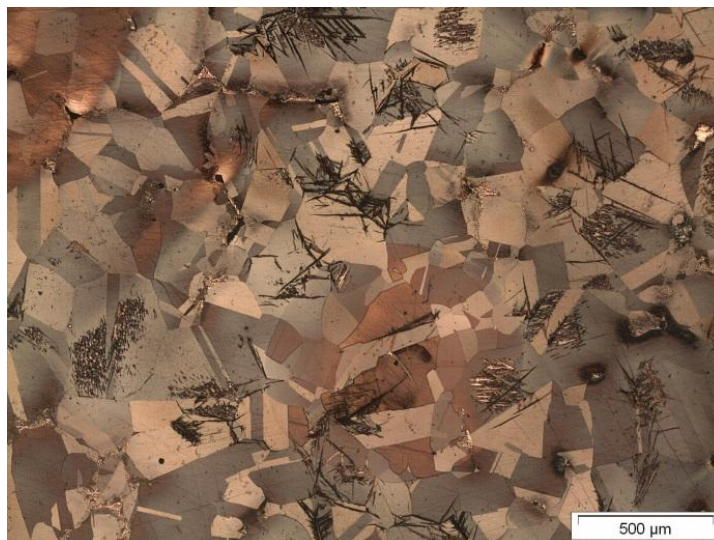
Fonte: (Autor)

Figura 39 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 16 h – Nital



Fonte: (Autor)

Figura 40 – Amostra homogeneizada – 1150°C / 24 h – reagente: 25 g FeCl_3 , 25ml HCl , 100 ml H_2O



Fonte: (Autor)

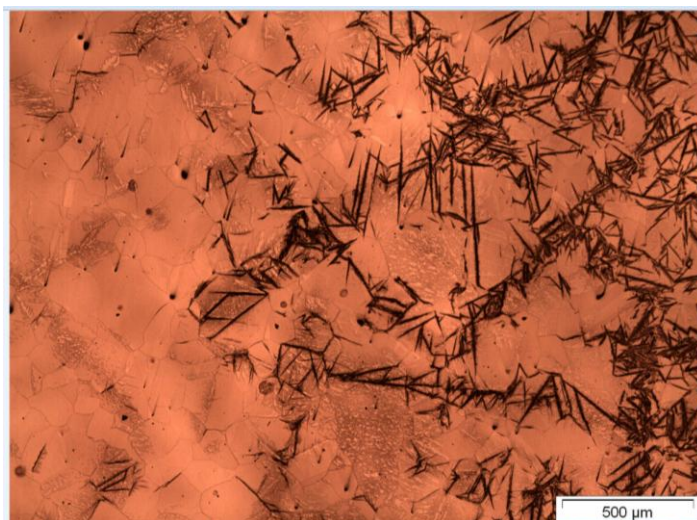
4.6 - AMOSTRAS HOMOGENEIZADAS A 1200°C

4.6.1 - Superfície do lingote

Como esperado, o tratamento de homogeneização a 1200°C é notadamente mais efetivo. No entanto, mesmo sob tratamento a 1200°C, o tempo de 8 horas mostrou-se insuficiente. É mostrado na Figura 41 a estrutura obtida, podendo-se ver regiões austeníticas, regiões martensíticas e também carbonetos finos precipitados na matriz austenítica. Como já citado, deve-se esperar a precipitação de carbonetos finos na austenita depois deste tipo de tratamento (HUFENBACH J. et al.,2012).

É mostrado na Figura 42a a estrutura obtida após tratamento a 1200°C por 16 h. Nota-se que a estrutura é predominantemente austenítica, o que confirma que o objetivo de obter estrutura homogeneizada é atingido com aumento da temperatura e tempo. No entanto, nota-se também a precipitação de carbonetos e a presença de martensita. A Figura 42b mostra que a precipitação de carbonetos se dá tanto em contornos de grão quanto no interior dos mesmos.

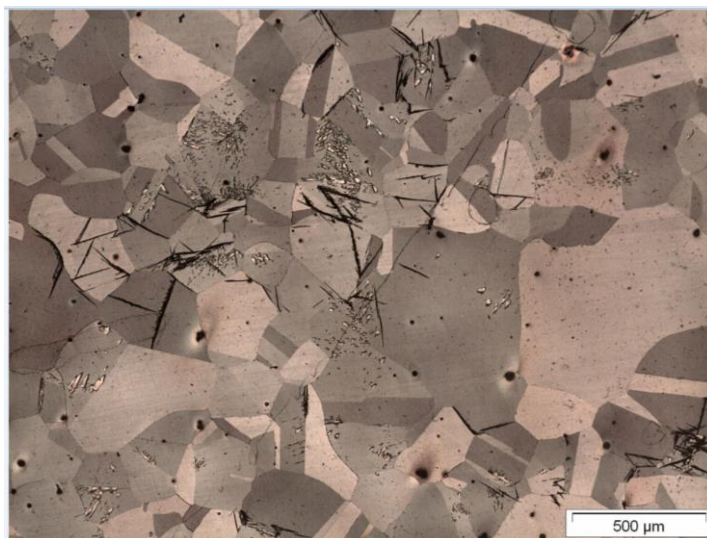
Figura 41 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 8 h – Nital



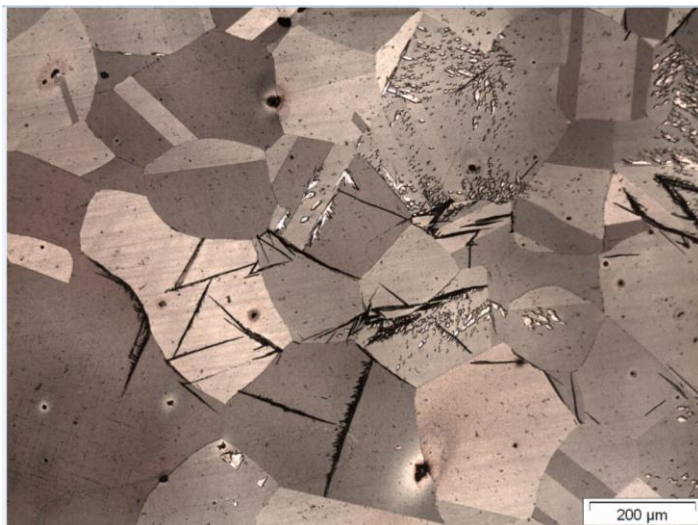
Fonte: (Autor)

Figura 42 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 16 h - reagente 25 g FeCl_3 , 25ml HCl , 100 ml H_2O – (a) matriz austenítica com presença de agulhas martensíticas e carbonetos precipitados (b) região vista com maior ampliação mostrando a formação de carbonetos nos contornos e interior dos grãos austeníticos.

(a)



(b)

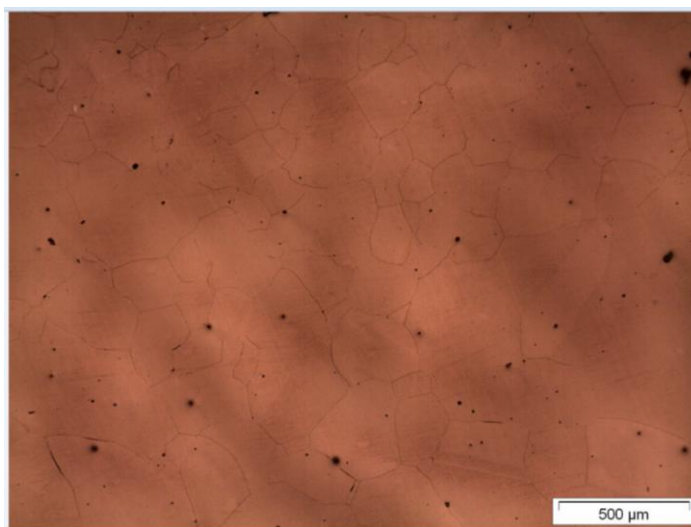


Fonte: (Autor)

A estrutura obtida com tratamento a 1200°C por 24 horas é vista na Figura 43. Nota-se a homogeneização ainda melhor, pequena quantidade de agulhas martensíticas e ausência completa de precipitação de carbonetos.

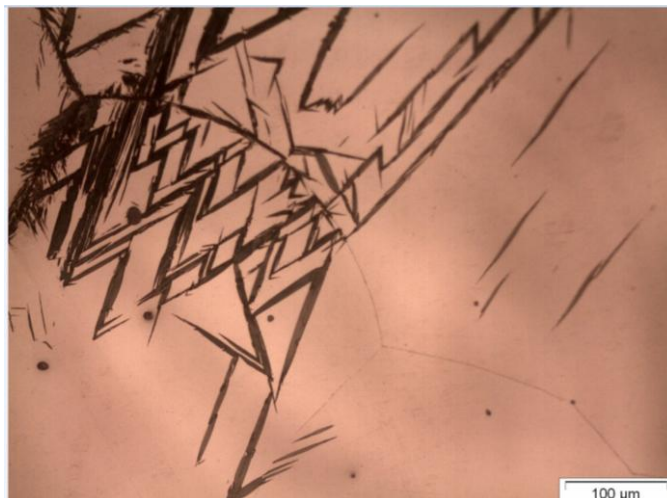
Figura 43 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 24 h – Nital (a) região mostrando predominância da matriz austenítica (b) região vista com maior ampliação mostrando concentração de agulhas martensíticas e ausência de precipitação de carbonetos.

(a)



Fonte: (Autor)

(b)



Fonte: (Autor)

4.6.2 - ½ raio do lingote

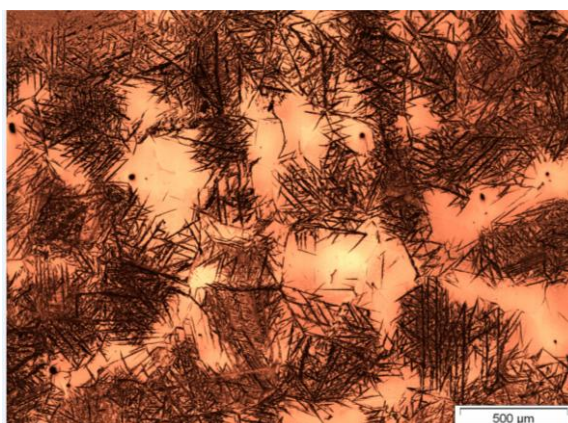
Assim como observado na amostra retirada da superfície do lingote, a homogeneização da estrutura a 1200°C por 8 horas não levou a resultado satisfatório. A Figura 44a mostra que são observadas áreas com grande concentração de agulhas martensíticas e na Figura 44b pode-se observar a formação de martensita massiva (fase branca) junto a agulhas. A martensita massiva é característica de materiais com médio teor de carbono, menor que 1,0 % (YUE-JUN, L. et al.,2006).

A estrutura obtida após tratamento a 1200°C por 16 horas é vista na Figura 45. Nota-se a ausência de agulhas martensíticas na Figura 45a e a intensa precipitação nas regiões de contorno de grão na Figura 45b, característica já citada anteriormente (Figura 29) (THORNTON, N.; SLATTER, T.; GHADBEIGI, H.,2013). É interessante frisar novamente os maiores níveis de segregação durante a solidificação. Na Figura 46 é apresentado imagens obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura. Nota-se claramente o aspecto lamelar, característico da formação de carbonetos

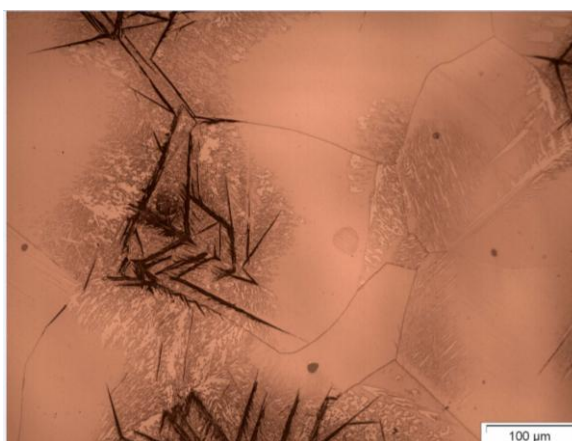
eutéticos. Carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 , se caracterizam pela presença de mais de um elemento metálico, por exemplo $(Fe, Cr, Mo)_7C$ e podem ter sua presença verificada por uma análise de EDS no microscópio eletrônico de varredura. É mostrada na Figura 47 uma imagem de microscopia eletrônica de varredura que evidencia a morfologia de um carboneto do tipo M_7C_3 (DURAND-CHARRE, M.,2003).

Figura 44 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 8 h – Nital (a) visão geral da microestrutura (b) região observada com maior ampliação.

(a)



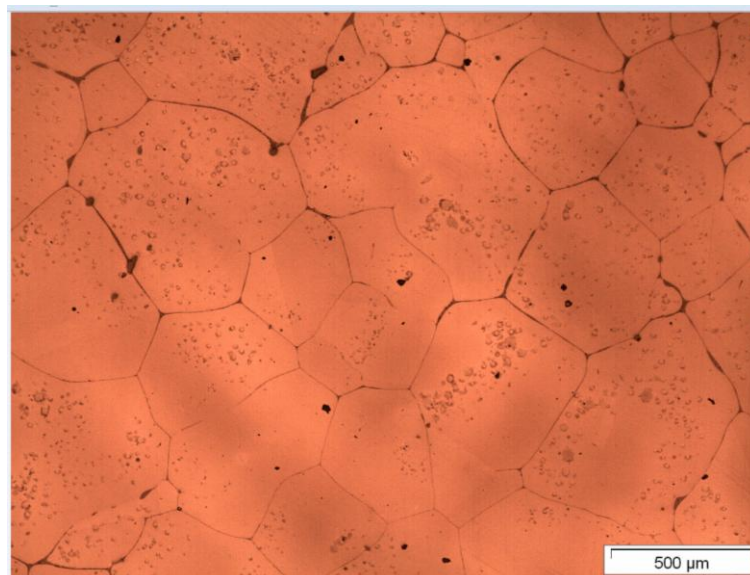
(b)



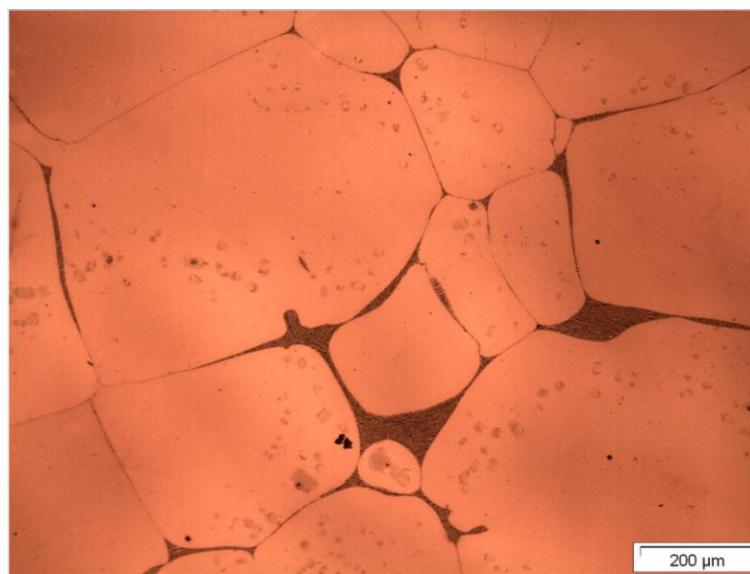
Fonte: (Autor)

Figura 45 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 16 h – Nital (a) amostra homogeneizada onde nota-se ausência de agulhas martensíticas e presença de precipitação intergranular; (b) região de contorno sob maior ampliação.

(a)



(b)

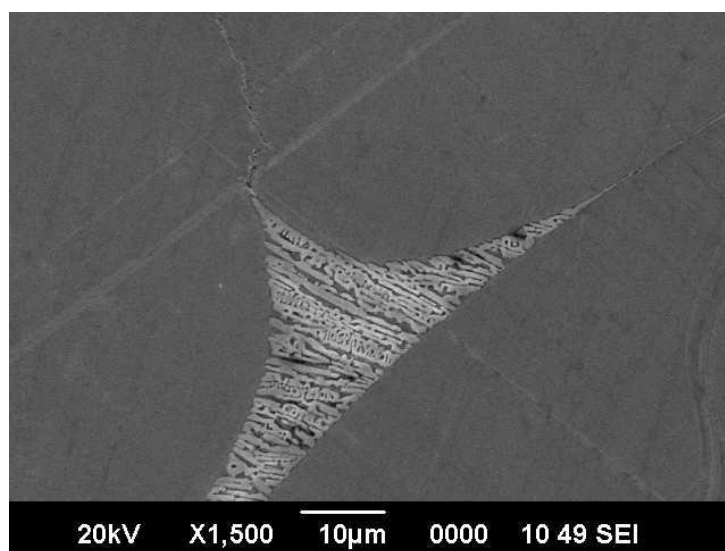


Fonte: (Autor)

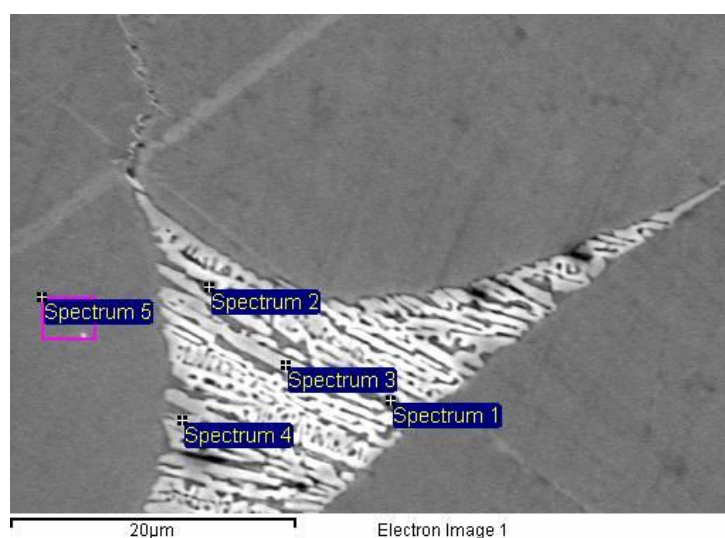
A Figura 46 mostra a imagem de MEV de um carboneto encontrado. Com base na morfologia observada e na análise composicional por EDS (vista na tabela 7) chegou-se à conclusão de que o carboneto em questão é eutético do tipo M_3C .

Figura 46. Microscopia eletrônica de varredura: (a) precipitação em contorno de grão, mostrando seu aspecto lamelar característico de precipitado eutético; (b) imagem da região vista em (a) sob maior ampliação, mostrando os pontos onde foram determinadas as composições químicas por EDS.

(a)

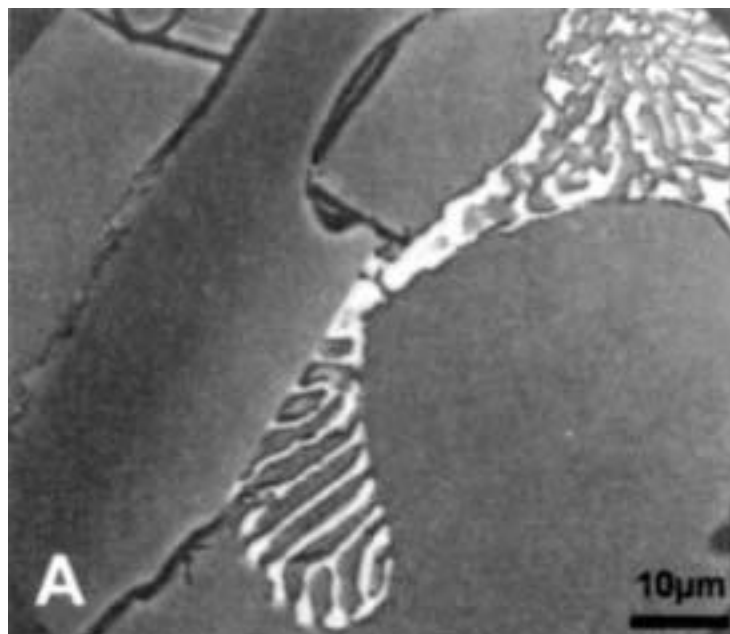


(b)



Fonte: (Autor)

Figura 47. Microscopia eletrônica de varredura destacando a morfologia de um carboneto eutético M_7C_3 – região escura correspondendo a matriz austenítica e as regiões em cinzas mostram a formação do carboneto $M(Fe, Cr, Mo)_7C_3$



Fonte: (Durand, 2003)

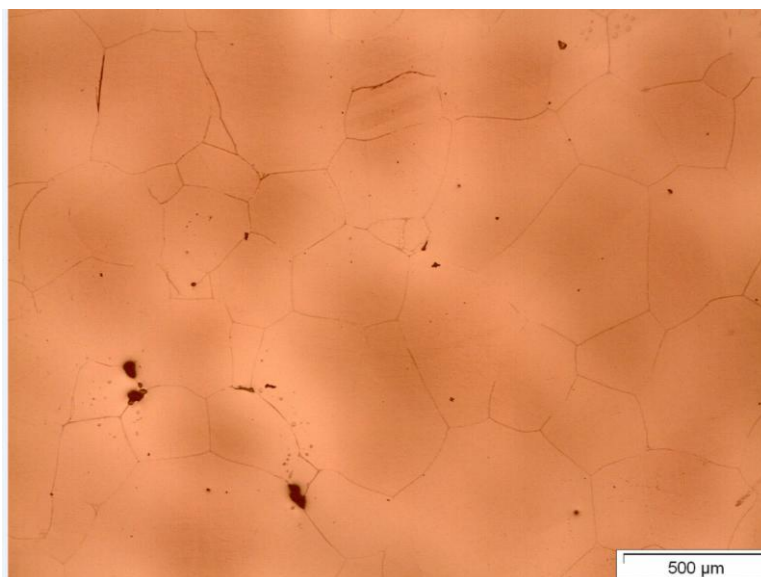
Tabela 06 - Composições obtidas por EDS – detalhe carboneto eutético

Ponto	C	Cr	Mn	Fe	Mo
1	5,52	4,18	0,46	55,72	0,65
2	5,91	4,88	0,41	53,96	0,00
3	6,45	8,03	0,72	48,48	0,89
4	6,82	5,62	0,48	50,73	0,00
5	3,61	3,27	0,50	63,25	0,00
Max	6,82	8,03	0,72	63,25	0,89
Min	3,61	3,27	0,41	48,48	0,65

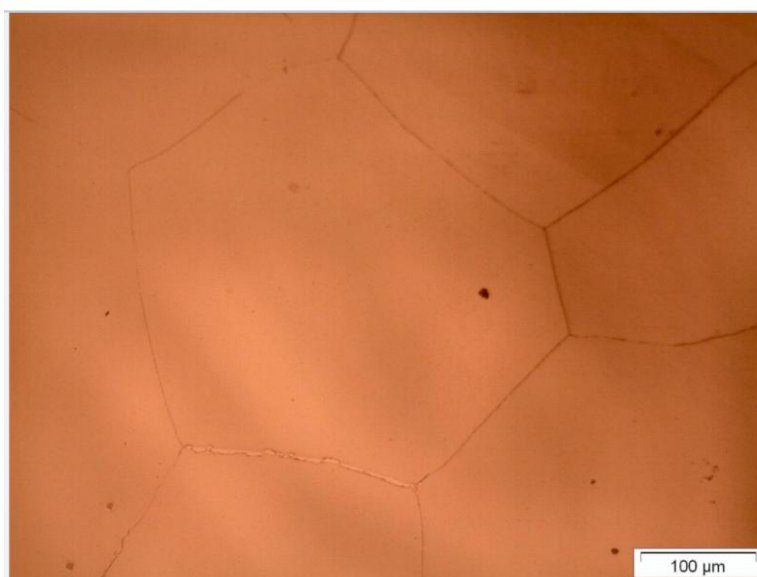
O tratamento térmico a 1200°C por 24 horas atingiu o objetivo de homogeneizar a estrutura. É mostrado na Figura 48a a estrutura obtida, completamente livre de agulhas martensíticas e a grande redução de carbonetos precipitados quando comparados com o tratamento térmico anterior (1200°C – 16 h), mostrado na Figura 45.

Figura 48 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 24 h – Nital (a) amostra homogeneizada onde nota-se ausência de agulhas martensíticas e de precipitação em contornos de grão; (b) região (a) com maior ampliação destacando a redução de formação de carbonetos nos contornos de grão.

(a)



(b)



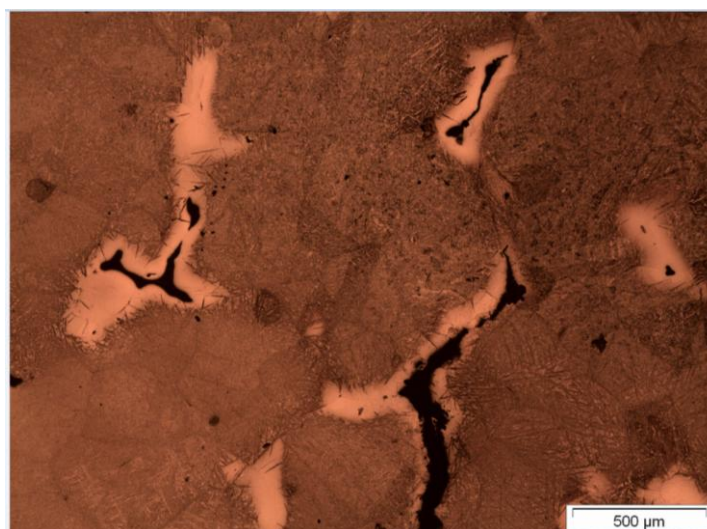
Fonte: (Autor)

4.6.3 Região Central do lingote

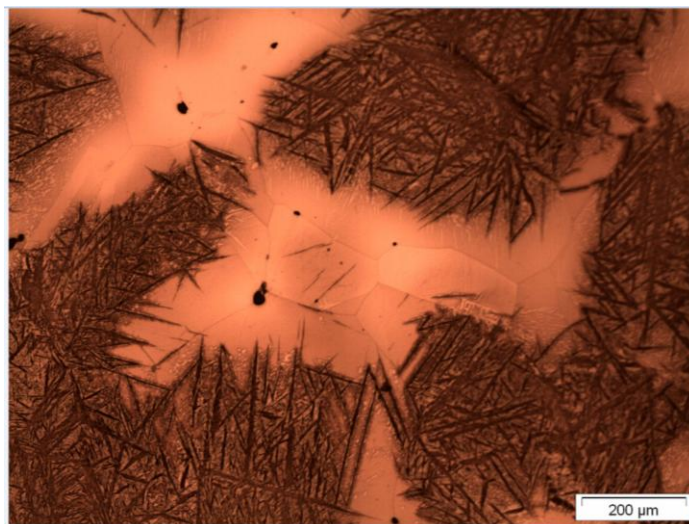
Na Figura 49 pode-se ver a microestrutura da região central do lingote. Nota-se a presença de vazios de solidificação nas regiões interdendríticas (Figura 49a) e também a presença, como esperado, de áreas de austenita retida e martensita. Como observado, o tratamento térmico por 8 horas se mostrou ineficiente, mesmo à temperatura de 1200°C, já que são observadas regiões austeníticas e martensíticas, o que mostra que a estrutura não está completamente homogeneizada. A Figura 50 mostra a microestrutura austenita-martensita sob maior ampliação, podendo-se observar a presença de martensita ripada e também da formação de algum volume de martensita massiva, como já citado anteriormente. Mais um detalhe a ser observado é o maior tamanho de grão, atribuído à alta temperatura de tratamento térmico.

Figura 49 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 8 h – Nital (a) amostra homogeneizada onde nota-se presença de vazios; (b) região (a) com maior ampliação destacando microestrutura formada por austenita retida e martensita ripada.

(a)

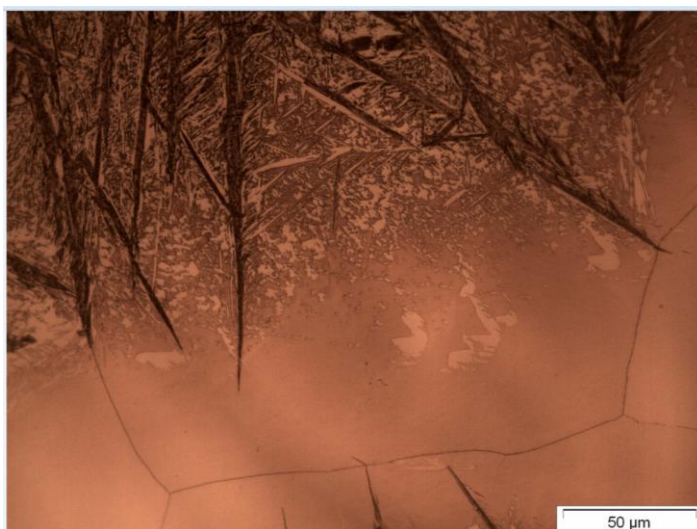


(b)



Fonte: (Autor)

Figura 50 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 8 h – Nital

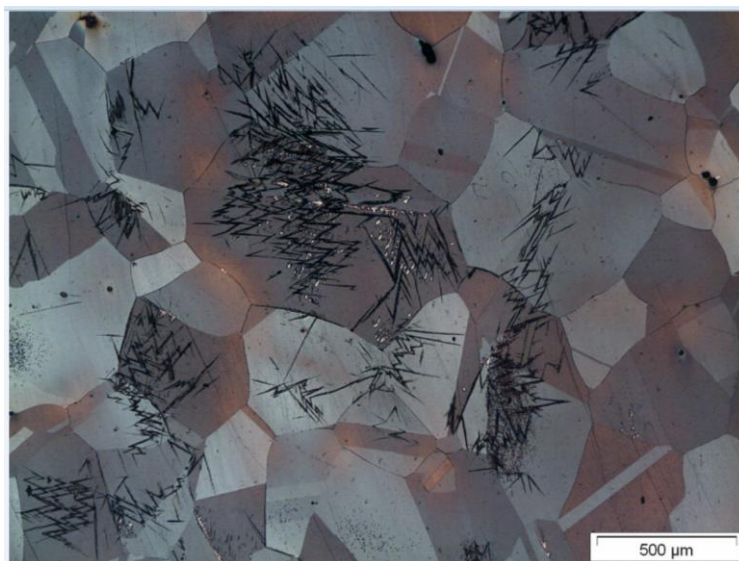


Fonte: (Autor)

A região central do lingote, quando homogeneizada a 1200°C por 16 h, apresentou melhor resultado, porém sem apresentar homogeneidade completa. Como pode ser visto na Figura 51 a estrutura é formada predominantemente por grãos

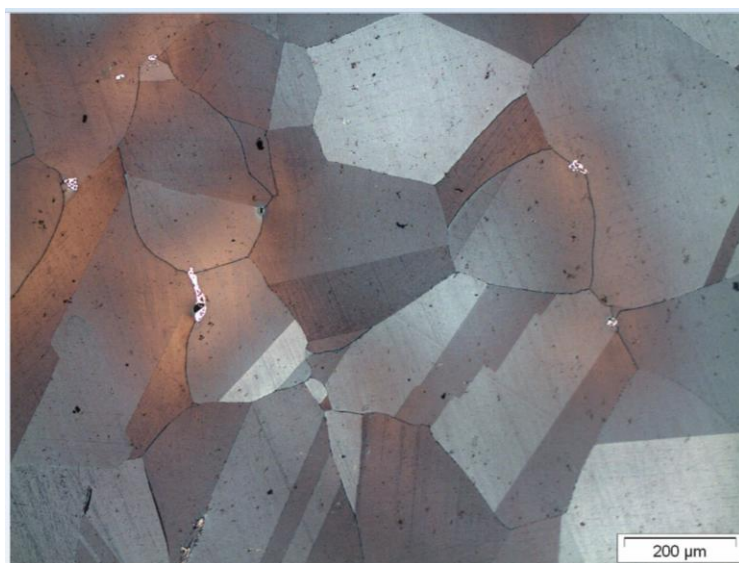
austeníticos mas pode-se ver também a presença de pequenas áreas martensíticas, Na Figura 52 pode-se ver também a presença de carbonetos, agora em volume consideravelmente menor.

Figura 51 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 16 h - reagente: 25 g FeCl₃, 25ml HCl, 100 ml H₂O



Fonte: (Autor)

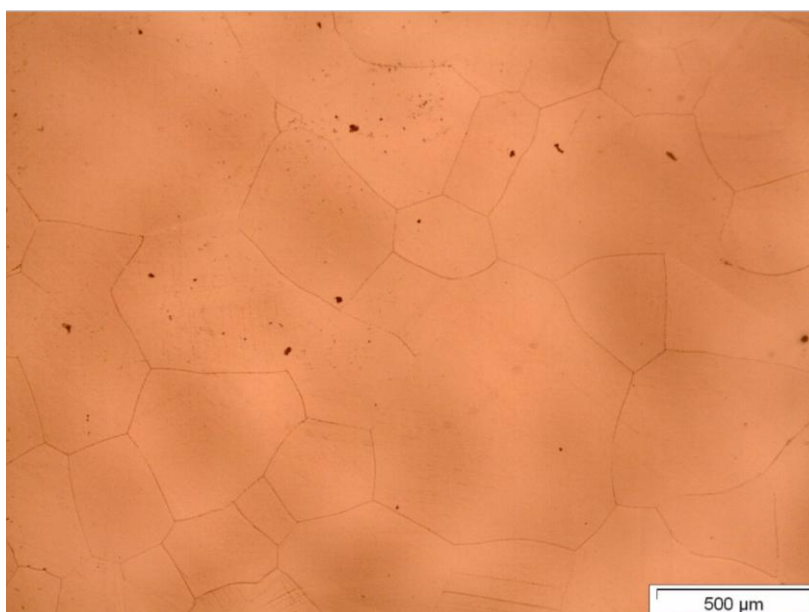
Figura 52 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 16 h - reagente: 25 g FeCl₃, 25ml HCL, 100 ml H₂O



Fonte: (Autor)

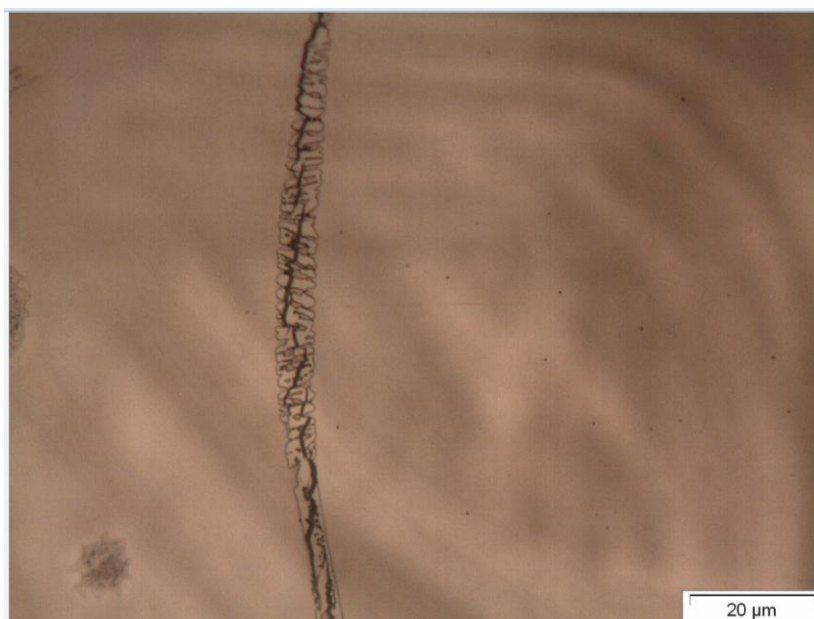
Assim como observado anteriormente, a homogeneização a 1200° por 24 h já revela uma microestrutura totalmente homogênea. Pode-se ver na Figura 53 que a estrutura resultante é completamente austenítica, mostrando a completa homogeneização. Por se tratar da região central do lingote, que sofre grande segregação durante a solidificação, ainda são notados carbonetos principalmente nas regiões de contornos de grão (Figura 54).

Figura 53 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 24 h – Nital



Fonte: (Autor)

Figura 54 – Amostra homogeneizada – 1200°C / 24 h – Nital



Fonte: (Autor)

CAPITULO 5 – CONCLUSÕES

Foram retiradas amostras em várias posições do lingote com estrutura bruta de solidificação. Algumas amostras foram analisadas e outras receberam tratamentos térmicos de homogeneização e têmpera, podendo-se concluir que:

- As amostras brutas de solidificação apresentam diferentes características de estrutura de solidificação. Regiões do meio raio e central do lingote apresentam uma microestrutura heterogênea caracterizada pelo aspecto dendrítico.
- A microestrutura bruta de solidificação é caracterizada por uma estrutura dendritica com a presença de carbonetos eutéticos em contornos de grão do tipo M_7C_3 .
- O material temperado apresenta austenita retida com considerável fração de volume de martensita.
- O tratamento térmico a 1150°C promoveu homogeneização parcial da estrutura nas regiões de meio raio e central do lingote, sujeitas a maior nível de segregação durante a solidificação.
- A estrutura heterogênea nas regiões de meio raio e central do lingote, devido à considerável segregação ocorrida durante o processo de solidificação, exige tratamento térmico de homogeneização a 1200°C .
- O tratamento térmico de 8 h mostrou-se completamente insuficiente para homogeneização da estrutura, a despeito da temperatura utilizada.
- O tratamento térmico de 16 h promoveu homogeneização parcial da estrutura quando utilizada temperatura de 1150°C , já que as regiões de meio raio e central do lingote apresentaram heterogeneidade composicional. Porém, mostrou-se eficiente quando utilizada temperatura de 1200°C .
- O tratamento térmico de 24 h a 1200°C mostrou-se completamente eficiente, principalmente nas regiões de meio raio e central do lingote, sendo assim considerada a condição ideal para completa homogeneização do lingote. No entanto, o tratamento térmico de 24 h a 1150°C pode ser considerado satisfatório.

CAPÍTULO 6 – REFERÊNCIA

- [1] PONTES FILHO, C.S.; CARROZZO, G.T.M. **A Tecnologia da fabricação de grandes peças forjadas.** ABM, 1998, n° 364, 232-238 p.
- [2] JACKSON, K.A.; UHLMANN, D.R.; HUNT, J.D. **Journal of Crystal Growth** 1. 1967, 1-36 p.
- [3] GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações.** Editora Unicamp, 2001.
- [4] MARBUC, E. **Accelerated Solidification in Ingots: Its influence on Ingot Soundness.** Journal of Metals, 1953, Vol. 197, 157-172 p.
- [5] PERRANDINI P.L. et al **Solute Segregation and microstructure of directionally solidified austenitic stainless steel.** Materials Science and Engineering, 2006, 139–144 p.
- [6] PALMEIRA, A. A. **Capítulo 3 : Processos de Laminação.** Universidade do Estado do Rio de Janeiro, 2005.
- [7] Laminador de tiras a frio, www.industry.siemens.com/verticals/metals-industry/pt/metals/laminacao-a-frio/laminador-tiras-a-frio. acesso em: 29 abril 2015.
- [8] SERANTONI, Claudia Regina – Cilindros de Laminação. Gerdau, disponível em moodle.stoa.usp.br/mod/resource/view.php?id=42612 acesso em: 29 abril 2015.
- [9] GASPARD, C.; BATAZZI D.; BATAILLE S. **New Generation of deep and ultra deep hardened Rolls Made by Progressive Induction Hardening.** 34TH MSWP Conf. Proc, ISS-AIME, 1993, Vol XXX., 119-133 p
- [10] OLIVEIRA, M.J.; DE OLIVEIRA., L, D; GUIMARÃES, V,A. **Influência do processo de lingotamento nas propriedades mecânicas de aços utilizados em cilindros de laminação.** CBECIMAT, 2002,3359-3365 p.
- [11] MARBUG, E. **Accelerated Solidification in Ingots: Its influence on Ingot Soundness.** Journal of Metals, 1953, 157-172 p.
- [12] CALLISTER JR., W. D. **Materials science and engineering: an introduction.** 4. ed. New York: J. Wiley & Sons, 1997.
- [13] SUN, H.L. et al. **Dendrite core grain and interdendritic coarsening behavior in W-containing γ – TiAl based alloys.** Journal of Alloys and Compounds 552, 2013, 213–218 p.

- [14] KRAUSS, G. **Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels**. Metallurgical and material Transactions AIME, 2003, Vol 34B, 781-792 p.
- [15] YUE-JUN, L. et al. **Apparent Morphologies and Nature of Packet Martensite in High Carbon Steels**. Journal of iron and steel research, 2006, 40-46 p.
- [16] HANDBOOK MATERIALS. **Carbon and Alloy Steels SAE J411**. Society of Automotive Engineers, 1989, Vol 1, 2.01-2.03 p.
- [17] HUFENBACH J. et al. **Effect of short-term tempering on microstructure and mechanical properties of high-strength FeCrMoVC**. Acta Materialia, 2012, Vol 60, 4468-4476 p.
- [18] THORNTON, N.; SLATTER, T.; GHADBEIGI, H. **Effects of deep cryogenic treatment on the dry sliding wear performance of ferrous alloys**. Wear 305,2013, 177-191 p.
- [19] DURAND-CHARRE, M. **Microstructure of Steels and Cast Irons**. Ed. Springer, 2003.
- [20] REDD-HILL, R.E. **Physical Metallurgy Principles**. ed. New York London, Van Nostrand Reinhold, 1994.
- [21] DANG-SHEN, M.A. et al. **Influence of Thermal Homogenization Treatment on Structure and Impact Toughness of H13 ESR Steel**. Journal of Iron and Steel Research International, 2009, 56-60 p.
- [22] PALMEIRA, A. A. **Processos de Laminação**. Universidade do Estado do Rio de Janeiro, 2005.
- [23] KHANI SANIJ, M.H. et al. **The effect of single and double quenching and tempering heat treatments on the microstructure and mechanical properties of AISI 4140 steel**. Materials and Design, 2012, 339-346 p.
- [24] ORSINI, M.B.; FALLEIROS, I.G.S. **Homogenization heat treatment and microstructure of 18%Ni 1990MPa maraging steel**. Prakt. Met.Sonderbd. 21, 1990, 143-154 p.
- [25] AHMED, M. et al. **Influence of Banded Structure on the Mechanical Properties of a High-Strength Maraging Steel**. Journal of Materials Engineering and Performance, 1997, 165-171 p.

- [26] MENG, Y.; SUGIYAMA, S.; YANAGIMOTO, J. **Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Cr-V-Mo steel processed by recrystallization and partial melting method.** Journal of Materials Processing Technology, 2014, 87– 96 p.
- [27] KHEIRANDISH, S. et al. **Effect of Heat Treatment on Microstructure of Modified Cast AISI D3 Cold Work Tool Steel.** Journal of iron and steel research, International, 2010, 40-45, 52 p.
- [28] PENG, Q.Z. et al. **Effects of homogenization treatment on the microstructure and mechanical properties of Mg–8Li–3Al–Y alloy.** Materials and Design, 2014, sem paginação.
- [29] LIU, J. et al. **Effect of double and tempering heat treatment on the microstructure and mechanical properties of a novel 5Cr steel processed by electro-slag casting.** Materials Science & Engineering , 2014, 212–220 p.
- [30] BADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBE, R.W.K. **Steels Microstructure and Properties.** Ed.3 Elsevier, 2006.
- [31] ROBERTS,G.; KRAUSS,G.;KENNEDY,R. **Tool Steels.** ASM International, 1998.
- [32] TSHIPTSCHIN, A.P. **Mundo dos Aços Especiais Tratamento Térmico.** Editora Gerdau, sem ano.
- [33] YASO,M.; OHBA,T.; KUBOTA,K. **Microstructure of martensite in Fe-C-Cr steel.** Materials Science and Engineering, 2008, 770- 773 p.