

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

ESTUDO DA SOLIDIFICAÇÃO DO AÇO RÁPIDO M2 EM DIFERENTES  
LINGOTES E SEUS EFEITOS NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES  
MECÂNICAS FINAIS.

Magno Pereira Delgado

São Carlos - SP

2010



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E**  
**ENGENHARIA DE MATERIAIS**

ESTUDO DA SOLIDIFICAÇÃO DO AÇO RÁPIDO M2 EM DIFERENTES  
LINGOTES E SEUS EFEITOS NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES  
MECÂNICAS FINAIS.

Magno Pereira Delgado

Dissertação apresentada ao  
Programa de Pós-Graduação em Ciência  
e Engenharia de Materiais como requisito  
parcial à obtenção do título de MESTRE  
EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Thomaz Ishikawa

Co-orientador: Dr. Rafael Agnelli Mesquita

São Carlos - SP

2010

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da  
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

D352es

Delgado, Magno Pereira.

Estudo da solidificação do aço rápido M2 em diferentes lingotes e seus efeitos na microestrutura e propriedades mecânicas finais / Magno Pereira Delgado. -- São Carlos : UFSCar, 2011.  
67 f.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2010.

1. Aço. 2. Microestrutura. 3. Taxas de resfriamento. 4. Propriedades mecânicas. I. Título.

CDD: 620.17 (20ª)

## **DEDICATÓRIA**

Dedico este trabalho aos meus pais, Geraldo Delgado e Esperança Pereira, aos meus filhos Guilherme e Isabela e a minha esposa Flávia Lara.

## **VITAE DO CANDIDATO**

Engenheiro Metalurgista pela UFF - Universidade Federal Fluminense (2002).

**MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO  
DE**

**MAGNO PEREIRA DELGADO**

**APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO  
CARLOS, EM 03 DE AGOSTO DE 2010.**

**BANCA EXAMINADORA**



**DR. THOMAZ ISHIKAWA**

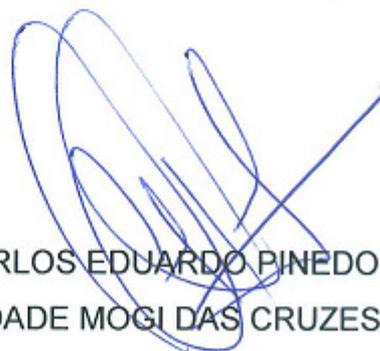
**ORIENTADOR**

**PPGCEM / DEMa / UFSCar**



**DR. OSCAR BALANCIN**

**PPGCEM / DEMa / UFSCar**



**DR. CARLOS EDUARDO PINEDO**

**UMC - UNIVERSIDADE MOGI DAS CRUZES**



## **AGRADECIMENTOS**

A toda minha família pelo apoio e compreensão. A minha esposa Flávia, meus filhos Guilherme e Isabela pelo perdão das minhas ausências em troca de conhecimento e um futuro melhor.

Ao amigo, professor e orientador Thomaz Ishikawa pelo direcionamento, paciência e apoio. Ao amigo, professor e co-orientador Rafael Mesquita pelo apoio e suporte técnico. Essas pessoas foram fundamentais para a execução deste mestrado.

Ao Centro de Pesquisa, Departamento de Laminados e Aciaria e ao Centro de Serviços de Tratamento Térmico da Villares Metals pelo ajuda nas análises e discussões técnicas do estudo.

Aos amigos da Villares Metals, Pedro Sérgio, José Carlos, Carlos Barreto, Carlos Batista, Sérgio Luz, Egberto, Luiz Reis, Otávio, Giovani e Cristiane pela ajuda nos processos para realização de todo o trabalho.

Aos colegas de trabalho, J. Roberto, Douglas, Rômulo, Ângela, Bill, Erika, Nei, Guilherme, Sandro e Wagner e a todos os amigos do Departamento de Laminados da Villares Metals, pelos momentos compartilhados e por todo apoio necessário a realização desta dissertação.

Aos engenheiros Alceu Ferraz, Edmir Ranzani e Celso Barbosa pelo incentivo a realização deste trabalho.

A todos os professores do DEMa, que me deram toda a base de conhecimento para que este trabalho fosse possível.

E aos colegas do PPGCEM, em especial ao Geraldo e Fernando, por toda ajuda dada durante o programa de mestrado.

## RESUMO

Os aços rápidos são principalmente empregados em ferramentas de corte, como brocas, machos e fresas de topo. Sua microestrutura é composta por martensita, com alta dureza e alta resistência ao revenido, e carbonetos nela dispersos na condição final de trabalho. Os principais elementos de liga empregados no aço rápido M2 são Mo, W e V. O presente trabalho analisa 3 tipos de lingotes: de 150 Kg, de 850 Kg e de 1700Kg, todos com relação H/D (altura/seção transversal) igual a 3. É estudada a correlação dos dois principais parâmetros do processamento dos aços rápidos, tamanhos dos lingotes e conformação a quente, avaliado por medidas microestruturais e propriedades mecânicas. Os efeitos do tamanho de lingotes, do tamanho das células e das taxas de resfriamento na microestrutura bruta de solidificação e seus efeitos na microestrutura e propriedades mecânicas após conformação a quente por forjamento foram abordados. A taxas de resfriamento, relacionada ao tamanho dos lingotes, são variáveis que afetam diretamente o tamanho e a distribuição desses carbonetos após forjamento, que vão agir diretamente nas propriedades finais desses materiais, principalmente resistência ao desgaste e tenacidade. Os resultados mostraram que, apesar dos lingotes menores proporcionarem taxas de resfriamento mais altas, suas dimensões não são suficientes grandes para proporcionar grau de redução de área suficiente na deformação a quente, capaz de proporcionar propriedades mecânicas adequadas. Além disso, lingotes muito pequenos são improdutivos industrialmente. Já os lingotes maiores, apesar de permitirem taxas de deformação mais altas e proporcionar maior produtividade, geram segregações que comprometem a tenacidade final nos tarugos. O compromisso entre a produtividade e qualidade são fundamentais e precisam ser considerados.



## **HIGH SPEED STEEL M2 SOLIDIFICATION STUDY IN DIFERENT INGOTS AND ITS EFFECTS IN THE MICROESTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES**

### **ABSTRACT**

The high speed steels are mostly applied in cutting tools, like drills, cores and top milling cutter. Its microstructure is composed by martensite, with high hardness, strong tempering resistance and disperses carbides on its final work condition. The main alloys elements used in the M2 high speed steel are the Mo, W and V. It was studied 3 types of ingots: 150 Kg, 850 Kg and 1700Kg, all of them with a H/D relation (high/ transversal section) = 3. Also, its was studied two of the principal process parameters of the high speed steels, ingot sizes and hot deformation, analyzed by microstructure sizes and mechanical properties. It was analyzed the effects of the ingots sizes, cells sizes and cooling rates in the ingots microstructures and its effects in the microstructure and mechanical properties after the hot deformation by the forging process. The cooling rates, related to the ingot sizes, are variables that affect directly the size and carbides distribution after the forging process, and they will act directly in the final properties of these materials, especially in the wear resistance and toughness. The results show that, even the smaller ingots provide higher cooling rates; its dimensions are not big enough to provide a sufficient reduction area degree in the hot deformation, able to provide adequate mechanical properties. Also, too small ingots are not industrial productiveness. In the other hand, the big ingots, in spite of allow higher deformation rates, and provide more productivity; generate segregation that compromised the final toughness in the ingots. The commitment between the productiveness and the quality are essential and must be considered.



## **PUBLICAÇÃO**

- DELGADO, M. P.; MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A.; ISHIKAWA, T..  
Estudo da solidificação do aço rápido M2 em diferentes lingotes.  
CONGRESSO DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E  
MATERIAIS. Belo Horizonte – MG. Julho, 2009.



## SUMÁRIO

<b>BANCA EXAMINADORA.....</b>	<b>I</b>
<b>AGRADECIMENTOS.....</b>	<b>III</b>
<b>RESUMO .....</b>	<b>V</b>
<b>ABSTRACT.....</b>	<b>VII</b>
<b>PUBLICAÇÃO .....</b>	<b>IX</b>
<b>SUMÁRIO .....</b>	<b>XI</b>
<b>ÍNDICE DE TABELAS .....</b>	<b>XIII</b>
<b>ÍNDICE DE FIGURAS .....</b>	<b>XV</b>
<b>SÍMBOLOS E ABREVIACÕES.....</b>	<b>XIX</b>
<b>1 INTRODUÇÃO.....</b>	<b>1</b>
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS.....	1
1.2 MOTIVAÇÃO .....	2
<b>2 REVISÃO DA LITERATURA .....</b>	<b>5</b>
2.1 SOLIDIFICAÇÃO DO AÇO RÁPIDO M2.....	5
2.2 MODIFICAÇÃO DA ESTRUTURA COM A TRANSFORMAÇÃO A QUENTE.....	9
2.3 TRATAMENTO TÉRMICO .....	13
2.3.1 <i>Recozimento</i> .....	14
2.3.2 <i>Têmpera</i> .....	15
2.3.3 <i>Revenimento</i> .....	18
2.4 PRINCIPAIS PROPRIEDADES .....	20
2.4.1 <i>Tração</i> .....	21
2.4.2 <i>Tenacidade a Fratura – <math>K_{1C}</math></i> .....	22
2.4.3 <i>Ensaio de Impacto (Dinamic Test Bend)</i> .....	24
2.4.4 <i>Flexão (Estatic Bend Test)</i> .....	26
2.5 CONFORMAÇÃO A QUENTE.....	28
2.5.1 <i>Aquecimento para trabalho a quente</i> .....	31
2.5.2 <i>Procedimentos de forjamento</i> .....	31
2.5.3 <i>Laminação</i> .....	32
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>33</b>
3.1 MATERIAIS.....	33
3.2 MÉTODOS.....	33
3.2.1 <i>Etapas do Processo de Fabricação</i> .....	33
3.2.2 <i>Caracterização da Solidificação</i> .....	35
3.2.2.1 <i>Macrografia e Micrografia dos lingotes</i> .....	35
3.2.2.2 <i>Avaliação das taxas de resfriamento e tamanho de célula</i> .....	36

3.2.3 Caracterização de tarugos .....	37
3.2.3.1 Macrografia dos tarugos .....	37
3.2.3.2 Micrografia: Bandeamento nos tarugos .....	37
3.2.3.3 Micrografia: Tamanho de grão nos tarugos .....	38
3.2.3.4 Avaliação das propriedades mecânicas - Tenacidade .....	39
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>41</b>
4.1 AVALIAÇÃO DOS LINGOTES .....	41
4.1.1 Macro e Microestrutura Bruta de Solidificação .....	41
4.1.2 Taxa de Resfriamento .....	43
4.2 AVALIAÇÃO DOS TARUGOS .....	48
4.2.1 Avaliação/Resultados de Macrografia .....	48
4.2.2 Avaliação/Resultados de Tamanho de Grão .....	49
4.2.3 Avaliação/Resultados de Distribuição de Carbonetos .....	53
4.2.4 Avaliação/Resultados de Teste de Flexão .....	54
<b>5 CONCLUSÕES .....</b>	<b>59</b>
<b>6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>61</b>
<b>7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>63</b>

## ÍNDICE DE TABELAS

TABELA 2. 1 – PARÂMETROS A E B DA EQUAÇÃO (2.1) [3].....	8
TABELA 3. 1 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO ESTUDADO. % MASSA E BALANÇO EM FE. .....	33
TABELA 3. 2 - GRAU DE DEFORMAÇÃO APLICADO AOS TARUGOS.....	37
TABELA 4. 1 - MEDIDAS DO TAMANHO DE CÉLULA E DA TAXA DE RESFRIAMENTO PARA CADA CONDIÇÃO. ....	46
TABELA 4. 2 - TAMANHO DE GRÃO COMPARATIVO DOS TARUGOS PROVENIENTES DOS LINGOTES – MÉTODO SNYDER GRAFF, MÉDIA DE 15 CAMPOS. ....	50
TABELA 4. 3 - RESULTADOS TESTES DE FLEXÃO.....	56



## ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA 2. 1 - MICROESTRUTURA DO LINGOTE SOLIDIFICADO DE M2. AUMENTO 100X. [1].....	5
FIGURA 2. 2 - DIAGRAMA DE FASES DO AÇO RÁPIDO M2 [1] .....	6
FIGURA 2. 3 - EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO NA SOLIDIFICAÇÃO DA ESTRUTURA, PARA VÁRIOS PROCESSOS DE FUSÃO [1]. .....	8
FIGURA 2. 4 - ESTRUTURA FUNDIDA DE UM AÇO RÁPIDO. A) LINGOTE FUNDIDO DE UM AÇO RÁPIDO TIPO T1; REGIÃO ANALISADA: PRÓXIMA À CABEÇA DO LINGOTE. B) ESTRUTURA FUNDIDA MOSTRANDO A ESTRUTURA TIPO “ESPINHA DE PEIXE” EM UM GRANDE AUMENTO. [2].....	9
FIGURA 2. 5 - MUDANÇA NA MICROESTRUTURA DO LINGOTE COM A DEFORMAÇÃO A QUENTE. AUMENTO 70X.[1]. .....	10
FIGURA 2. 6 - PORCENTAGEM DOS ELEMENTOS C, W, MO, CR, V E FE NOS CARBONETOS DOS AÇOS M2, M10 E T1. [21].....	11
FIGURA 2. 7 - PORCENTAGENS VOLUMÉTRICAS DE CARBONETOS EM AÇOS RÁPIDO. BARRAS SEM PREENCHIMENTO INDICAM ESTADOS RECOZIDOS; BARRAS PREENCHIDAS INDICAM AS QUANTIDADES APÓS TÊMPERA E REVENIMENTO COMERCIAIS. [21].....	12
FIGURA 2. 8 - CURVA TTT PARA O M2 COM A COMPOSIÇÃO QUÍMICA DEFINIDA. [23]	13
FIGURA 2. 9 - MICROESTRUTURA TÍPICA DE UMA BARRA DE M2 RECOZIDA, AUMENTO 200 X. [2]. .....	15
FIGURA 2. 10 - VARIAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO DE UMA BARRA REDONDA LAMINADA DE 5,50 MM DE DIÂMETRO. ATAQUE NITAL 4% (8MIN) E VILLELA (20S). AUMENTO 1000X. AS MEDIDAS FORAM REALIZADAS COM O MÉTODO SNIDER GRAFF [13].....	16
FIGURA 2. 11 - VARIAÇÃO DA DUREZA DO AÇO VWM2 BARRA LAMINADA E TREFILADA A FRIO DE 6,20 MM, NO ESTADO TEMPERADO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO [12].....	17
FIGURA 2. 12 - PORCENTAGEM VOLUMÉTRICA DE M <sub>6</sub> C, MC E TOTAL DE CARBONETOS EM OITO AÇOS RÁPIDO COMERCIAIS APÓS TEMPERA EM ÓLEO PARTINDO DAS TEMPERATURAS INDICADAS. [2] .....	18
FIGURA 2. 13 - CARBONETOS SECUNDÁRIOS PRECIPITADOS NO AÇO RÁPIDO AISI M42 APÓS DIFERENTES TRATAMENTOS DE REVENIMENTO (AUSTENITIZAÇÃO A 1180 °C): A) 530 °C, TRIPLO DE 2H; B) 590 °C, TRIPLO DE 2H; C) 680 °C, TRIPLO DE 2H [24]. SE RELACIONADA COM A FIGURA 2.14, PODEMOS VERIFICAR QUE A QUEDA NA DUREZA É ACOMPANHADA PELO COALESCIMENTO (“ENGROSSAMENTO”) DOS CARBONETOS SECUNDÁRIOS [13]. .....	19
FIGURA 2. 14 - DUREZA EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE REVENIMENTO PARA OS AÇOS RÁPIDO M2 [13]. A LINHA TRACEJADA INDICA VÁRIAS CONDIÇÕES POSSÍVEIS PARA ATINGIR DUREZAS BAIXAS (APROX. 61 HRC). .....	20
FIGURA 2. 15 - TENSÃO DE COMPRESSÃO X DEFORMAÇÃO PLÁSTICA PARA M2 PARA VÁRIAS TEMPERATURAS [1].....	22
FIGURA 2.16 - VARIAÇÃO DA TENACIDADE A FRATURA COM A TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO PARA ASP 23 E M2. AMOSTRAS FICARAM 4 MINUTOS EM TEMPERATURA [1].....	23

FIGURA 2.17 - EFEITO DA TEMPERATURA DE REVENIMENTO NA TENACIDADE A FRATURA PARA BARRAS 10X17MM DE M2, DEPOIS DE RESFRIAMENTO A TEMPERATURA AMBIENTE E IMERSÃO EM NITROGÊNIO ANTES DO REVENIMENTO. TODAS AS AMOSTRAS FORAM TEMPERADAS A 1220°C / 4 MINUTOS. A) DUREZA B) TENACIDADE À FRATURA. [1] .....	24
FIGURA 2. 18 - QUEBRA DA AMOSTRA NO ENSAIO DE IMPACTO TIPO CHARPY. [25]	25
FIGURA 2. 19 - QUEBRA DA AMOSTRA NO ENSAIO DE IMPACTO TIPO CHARPY. [25]	26
FIGURA 2. 20 - ANÁLISE DA CURVA DE FLEXÃO. [1].....	27
FIGURA 2. 21 - EFEITO DO TRABALHO A QUENTE NO TAMANHO DE GRÃO E DUREZA DO PRODUTO FINAL DO AÇO RÁPIDO M2 VIA LINGOTAMENTO CONVENCIONAL E ESR. GRÁFICO SUPERIOR: TAMANHO DE GRÃO APÓS RECOZIMENTO A 850-880°C / 5H E TÊMPERA A 1210°C. GRÁFICO INFERIOR: DUREZA DE REVENIMENTO APÓS REVENIR A 560°C. [1]. .....	30
FIGURA 3. 1 – POSIÇÃO DA RETIRADA DE AMOSTRAS NOS LINGOTES. FOTO SEM ESCALA	36
FIGURA 3. 2 - REGIÃO DA DA RETIRADA DA AMOSTRA PARA ANÁLISE METALOGRÁFICA DOS TARUGOS DA REGIÃO H/2 (MEIO DOS LINGOTES OU METADE DA ALTURA H) NOS TARUGOS APÓS DESBASTE E A MEIO RAIOS (METADE DA DISTÂNCIA SUPERFÍCIE-NÚCLEO OS TARUGOS).	38
FIGURA 3. 3 – DESENHO ESQUEMÁTICO DO TESTE DE FLEXÃO REALIZADO NOS CORPOS DE PROVA	40
FIGURA 4. 1 - MACROESTRUTURA COMPARATIVA DOS LINGOTES ESTUDADOS. A SETA INDICA REGIÃO COM ALTA SEGREGAÇÃO (VER FIGURA 4.2D). FOTOS FORA DE ESCALA. ....	42
FIGURA 4. 2 - MICROESTRUTURA TÍPICA DOS LINGOTES A, B E C. DETALHE ITEM D ASSOCIADO À REGIÃO SEGREGADA DO LINGOTE C. ....	43
FIGURA 4. 3 - MICROGRAFIA DO LINGOTE A – 150 KG, SEÇÃO LONGITUDINAL. DETALHE DO TAMANHO DE CÉLULA COM O DESVIO PADRÃO EM $\mu$ M. ....	44
FIGURA 4. 4 - MICROGRAFIA DO LINGOTE B – 850 KG, SEÇÃO LONGITUDINAL. DETALHE DO TAMANHO DE CÉLULA COM O DESVIO PADRÃO EM $\mu$ M. ....	45
FIGURA 4. 5 -- MICROGRAFIA DO LINGOTE C – 1700 KG, SEÇÃO LONGITUDINAL. DETALHE DO TAMANHO DE CÉLULA COM O DESVIO PADRÃO EM $\mu$ M. ....	46
FIGURA 4. 6 - TAXA DE RESFRIAMENTO PARA OS TRÊS LINGOTES, EM FUNÇÃO DA DISTÂNCIA DA PAREDE DO MOLDE (LINGOTEIRA) PARA MEIA ALTURA DE CADA LINGOTE.- .....	47
FIGURA 4. 7 - MACROGRAFIA COMPARATIVA NOS TARUGOS QUADRADOS DE 120 MM DOS LINGOTES LINGOTES B E C. DETALHES DAS REGIÕES SELECIONADAS SÃO MOSTRADOS ABAIXO DE CADA FIGURA. ....	49
FIGURA 4. 8 - TAMANHO DE GRÃO COMPARATIVO DOS TARUGOS DE QD. 85 MM, PROVENIENTES DOS LINGOTES A E B. ....	51
FIGURA 4. 9 - TAMANHO DE GRÃO COMPARATIVO DOS TARUGOS DE QD. 120 MM, PROVENIENTES DOS LINGOTES B E C.....	52
FIGURA 4. 10 - DISTRIBUIÇÃO DE CARBONETOS NOS TARUGOS. ....	54
FIGURA 4. 11 - GRÁFICO DA ENERGIA DE RUPTURA EM FLEXÃO (J) EM RELAÇÃO AO GRAU DE DEFORMAÇÃO DOS TARUGOS – SEÇÃO TRANSVERSAL AO LINGOTE....	56

FIGURA 4. 12 - GRÁFICO DA ENERGIA DE RUPTURA EM FLEXÃO (J) EM RELAÇÃO AO GRAU DE DEFORMAÇÃO DOS TARUGOS – SEÇÃO LONGITUDINAL AO LINGOTE. ...57



## SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

- H** – Altura dos Lingotes
- D** – Seção Transversal dos lingotes, na posição metade da altura
- MC** – Carboneto eutético primário, rico em V.
- $\delta$**  – Ferrita Delta primária
- M<sub>2</sub>C** – Carboneto de W ou Mo.
- M<sub>6</sub>C** – Carboneto complexo rico em W ou Mo.
- M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>** – Carboneto rico em Cr.
- ESR** – Eletro Slag Remelting
- VAR** – Vaccum Arc Remelting
- TC** – Tamanho de Célula ou Tamanho do Espaçamento Interdendrítico.
- TR** – Taxa de Resfriamento.
- CFC** – Rede Cúbica de Face Centrada
- HC** – Rede Hexagonal Compacta
- M<sub>S</sub>** – Temperatura de Início de formação martensítica no resfriamento
- M<sub>F</sub>** – Temperatura final de formação martensítica no resfriamento
- A<sub>C1</sub>** - Temperatura de início de formação austenítica no aquecimento
- K<sub>1C</sub>** – Tipo de ensaio de tenacidade a fratura
- ZR** – sistema de batimento para ensaio de impacto tipo charpy
- A** – Lingote Experimental de 150 Kg
- B** – Lingote Industrial de 850 Kg
- C** – Lingote Industrial de 1700 Kg
- SG** – Método para contagem de tamanho de grão Snider Graff
- GD** – Grau de redução ou grau de deformação



# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 Considerações iniciais

O presente trabalho está focado no estudo da solidificação, conformação a quente e propriedades mecânicas de aços aplicados em ferramentas de corte, conhecidos por aços rápidos. Este nome é devido sua capacidade de manter alto nível de dureza quando no processo de corte de metais ou outros materiais em alta velocidade. Esta classe de materiais constitui um dos mais complexos sistemas das ligas ferrosas, devido ao alto teor de carbono e elementos de liga. A microestrutura dos aços rápidos, na condição final de trabalho, é constituída de carbonetos primários dispersos em uma matriz de martensita revenida, com alta dureza e resistência a quente [1]. O tamanho e a distribuição desses carbonetos influem, diretamente, nas propriedades finais desses materiais, principalmente em termos da resistência ao desgaste e tenacidade [2]. Os processos utilizados na produção industrial dos aços rápidos, que influem na distribuição dos carbonetos são: a solidificação do lingote e a conformação a quente [1-2].

A estrutura bruta de solidificação é composta de eutéticos grosseiros e de baixa tenacidade e totalmente inviáveis ao uso [3]. Para refino da estrutura são utilizados lingotes menores que geram menor espaçamento interdendrítico que, conseqüentemente, vai gerar uma melhor distribuição de eutéticos [3]. Além disso, o processo de conformação a quente é fundamental, pois conduz o lingote (com centenas de quilos) até dimensões finais de uso, por exemplo, uma barra para produção de uma broca. Nesta etapa, a deformação aplicada “quebra” a microestrutura bruta, gerando fragmentação dos eutéticos iniciais para carbonetos menores. Este refino é significativo devido aos elevados graus de redução aplicados [1-2].

Apesar de importante, a etapa de conformação a quente não é capaz de proporcionar uma microestrutura adequada para a aplicação, se estrutura bruta é demasiadamente grosseira. Isto limita, por exemplo, o tamanho inicial dos

lingotes a 300 a 400 mm de secção [1]. Portanto, a distribuição final dos carbonetos dependerá de dois fatores principais: 1) do tamanho do lingote e da estrutura bruta de solidificação resultante; 2) da conformação a quente aplicada, mensurada pelo grau de redução.

Apesar de conhecidos desde final do século XIX, os aços rápidos são ainda muito estudados na literatura, devidos às suas elevadas propriedades mecânicas e de resistência ao desgaste [4, 7], bem como por sua metalurgia complexa [6, 8]. Na literatura recente, destacam-se os estudos na solidificação por processos não convencionais [4, 8-11] ou por modificações de composição química [6]. Além disso, são interessantes os estudos recentes de avaliações de propriedades mecânicas, da conformação a quente destes materiais ou do seu tratamento térmico [7, 8, 12, 13].

A solidificação do aço rápido é a etapa do processo mais relevante para a formação, tamanho e distribuição final dos carbonetos, que vão afetar diretamente as propriedades mecânicas dos materiais em uso [1].

Portanto, o objetivo do presente trabalho foi avaliar a melhor condição entre o compromisso da qualidade e produtividade por meio do estudo de diferentes lingotes. Cada lingote promoveu uma condição de solidificação diferente e assim, o estudo avaliou o efeito final nas propriedades mecânicas, relacionado com o grau de deformação aplicado.

## **1.2 Motivação**

A empresa a qual foi desenvolvido este trabalho, Villares Metals, é o único produtor de aço rápido da América do Sul. Como em todas as empresas, há incentivos e uma constante necessidade para redução de custos e melhoria de qualidade e para ambos podem ser realizados investimentos. No caso da Aciaria, por exemplo, quando aumentada as dimensões dos lingotes, obviamente a produtividade do processo de fabricação é acrescida, pois os tempos de processamento são reduzidos, tanto na Aciaria quando nos desbastes posteriores dos lingotes. Além disso, a Villares Metals dá total

liberdade ao seu corpo técnico desenvolver lingotes com pesos e formatos diferentes.

A principal motivação deste trabalho é ter conhecimento mais detalhado do processo de fabricação do aço rápido M2 de modo avaliar o melhor compromisso entre produtividade e qualidade do material, pois a solidificação destas ligas tem influência direta na formação da microestrutura do produto final.



## 2 REVISÃO DA LITERATURA

O projeto envolve diversas áreas de conhecimento em aços rápidos, voltadas à *solidificação e conformação a quente*, avaliando as *propriedades mecânicas* e a *microestrutura final*, após tratamento térmico. Além disso, será discutido o *processo de fabricação* envolvido nestas etapas. A revisão a seguir apresenta, portanto, um resumo dos principais pontos destes itens, conforme a literatura.

### 2.1 Solidificação do Aço Rápido M2

Na solidificação do aço rápido, uma vez iniciado o processo, ele se torna irreversível para os constituintes primários formados, carbonetos MC. Por isso a solidificação no aço rápido é a parte mais importante na formação da microestrutura do produto final [1]. A Figura 2.1 apresenta a microestrutura do Lingote.

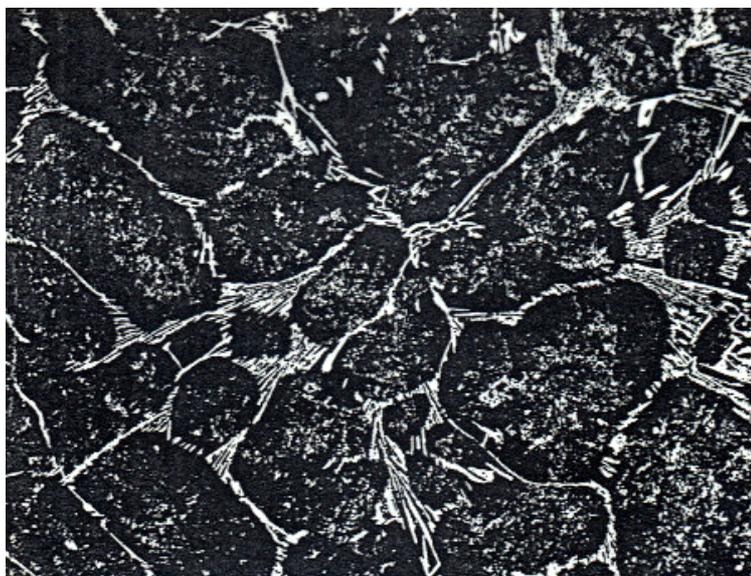


Figura 2. 1 - Microestrutura do Lingote Solidificado de M2. Aumento 100X. [1]

Os primeiros estudos da solidificação dos aços rápidos foram baseados no sistema Fe-W-Cr-C, publicados por Murakami e Hata [14] em 1930 e, em 1950, modificado por Kuo [15]. Estes estudos apontam que a solidificação do aço rápido M2 ocorre obedecendo a seqüência abaixo [14], de acordo com diagrama de fase da Figura 2.2.

- 1º) Formação de ferrita  $\delta$  primária do Líquido.
- 2º) Formação da austenita através de reação peritética.
- 3º) Formação de carbonetos eutéticos MC.
- 4º) Decomposição do líquido remanescente:
  - Líquido  $\Rightarrow$  austenita + Carbonetos ( $M_2C$  ou  $M_6C$ )
  - Quando  $M_2C$ : Em aço rápido de alto Mo
  - Quando  $M_6C$ : Em aço rápido de alto W

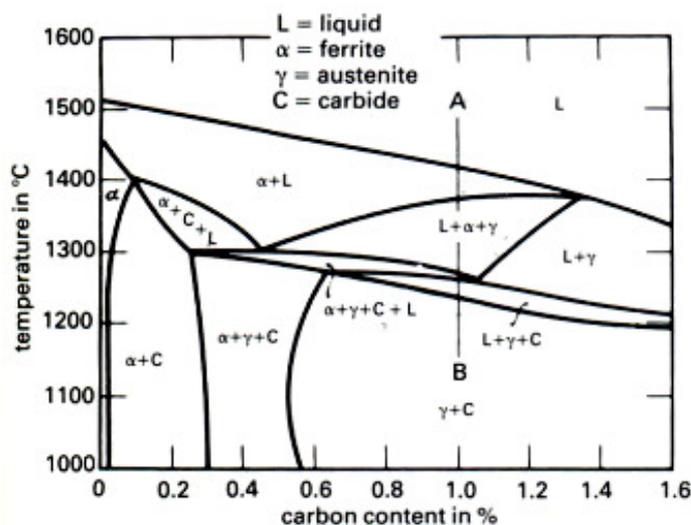


Figura 2. 2 - Diagrama de fases do aço rápido M2 [1]

Os carbonetos são precipitados seguidos da reação peritética que tende a consumir a ferrita e deixar o líquido interdendrítico em uma forma que solidifica para produzir o eutético da austenita e carboneto, conhecido como ledeburita [1]. A microestrutura resultante, Figura 2.1, é assim composta de carbonetos primários MC, carbonetos resultantes da reação eutética e austenita que, em baixa temperatura e após resfriamento lento, transforma-se para ferrita e carbonetos secundários após recozimento.

As discussões sobre solidificação de aço rápido têm sido baseadas na afirmação de que as taxas de resfriamento foram razoavelmente lentas, ou seja, não rápidas suficientemente para suprimir a reação representada no diagrama de fases ou para prevenir alguma difusão durante o processo [1]. Atualmente, algumas técnicas têm sido avaliadas para descobrir uma variação enorme de taxas de resfriamento, as quais podem ter um profundo efeito nas fases presentes e nas características de solidificação [1,2].

Nas práticas de fusão em lingotes normais a taxa de resfriamento pode ser tão baixa quanto  $10^{-3}$  °C/segundo, ou tão altas quanto  $10^2$  °C / segundo [1]. E isto depende fundamentalmente do tamanho de lingote empregado. Processos com eletrodos consumíveis ESR (Electro Slag Remelting) e VAR (Vacuum Arc Remelting), os valores são de mesma ordem, entretanto os aços rápidos produzidos pela Metalurgia do Pó, Splat ou Spray Forming ou Fusão a Laser [16], as taxas de resfriamento até  $10^8$  °C/segundo podem ser atendidas. Dentre os processos de solidificação rápida, o único empregado industrialmente é a metalurgia do pó, sendo as estruturas finas produzidas a razão do sucesso destes produtos [17, 18].

Estudos nos modelos de solidificações de ligas têm envolvido medições dos espaçamentos dos braços dendríticos que estão relacionados às taxas de resfriamentos. Os efeitos da taxa de resfriamento são quantificados pelos espaçamentos interdendríticos e também o efeito no tamanho das células eutéticas, TC [1]. Relações empíricas entre os valores de TC e a taxa de resfriamento foram levantadas por vários autores, sendo os principais Fischmeister [19] e Gungi [20], sendo os modelos mostrados na Tabela 2.1, onde A e b são os parâmetros da Equação 2.1:

$$TC = A \cdot TR^{-b} \quad (2.1)$$

$$\log TC = -b \cdot \log TR + \log A,$$

onde:

TC: Tamanho de Célula;

TR: taxa de resfriamento;

A e b: são constantes.

Tabela 2. 1 – Parâmetros A e b da Equação (2.1) [3].

Método Experimental	A, $\mu\text{m s K}^{-1}$	b	Ref.
Crescimento Unidirecional, Taxa de Crescimento Variável	32	-0,28	[34]
Crescimento Unidirecional, Taxa de Crescimento Variável	35.7	-0,35	[35]
Crescimento Unidirecional, Taxa de Crescimento Constante	43	- 0,38 < b > - 0,34	[36]
Crescimento Restringido, Taxa de Crescimento Variável	42.1	- 0,32	[37]

Por exemplo, a Figura 2.3 mostra o efeito da taxa de resfriamento para vários métodos de fusão. No caso dos aços rápidos a rede de células eutéticas é a característica mais relevante da estrutura e o tamanho destas células tem sido usado como um parâmetro para quantificação.

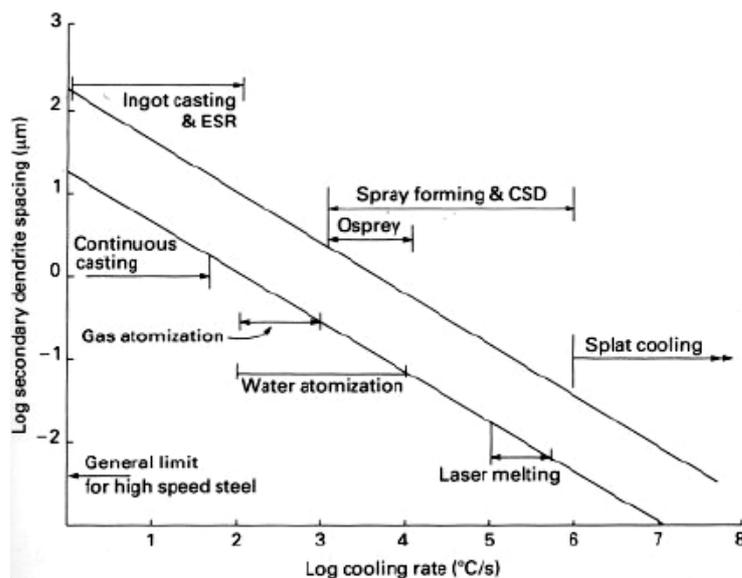


Figura 2. 3 - Efeito da taxa de resfriamento na solidificação da estrutura, para vários processos de fusão [1].

Um exemplo de microestrutura de um lingote de aço rápido no estado bruto de solidificação pode ser observado na Figura 2.4. Cada grão de austenita é circundado por um eutético. Durante a solidificação do aço rápido, o primeiro sólido formado contém baixa porcentagem de carbono ou de elementos de liga. A medida que o processo de resfriamento avança, o líquido se torna mais rico em carbono e elementos de liga até que, quando a solidificação atinge certo grau, o líquido remanescente reage na temperatura de eutético e precipita austenita e carbonetos eutéticos simultaneamente. A Figura 2.4b mostra com detalhes a estrutura eutética do tipo “espinha de peixe” típica do aço T1 [2].

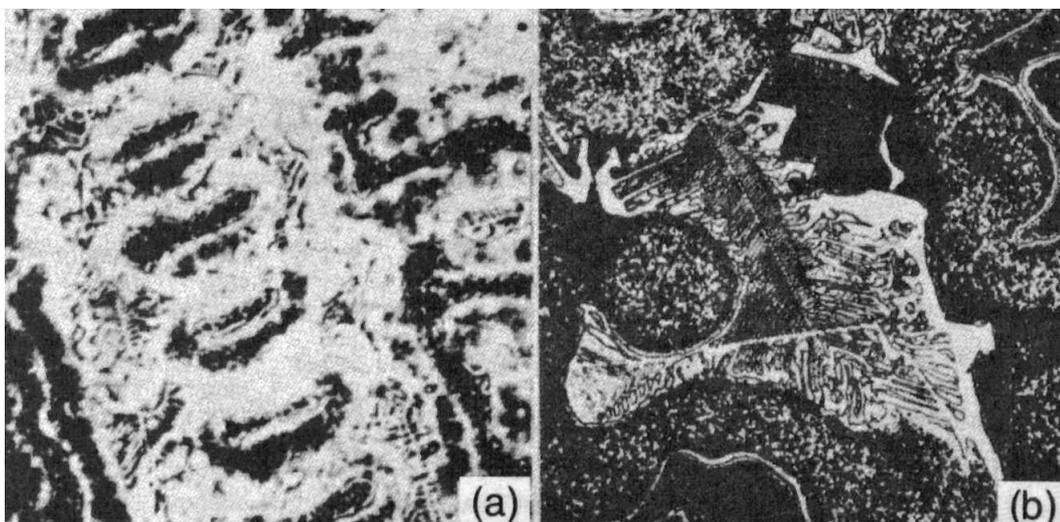


Figura 2. 4 - Estrutura fundida de um aço rápido. a) Lingote fundido de um aço rápido tipo T1; região analisada: próxima à cabeça do lingote. b) Estrutura fundida mostrando a estrutura tipo “espinha de peixe” em um grande aumento. [2]

## 2.2 Modificação da Estrutura com a Transformação a Quente

A fim de tornar a estrutura fundida em um material utilizável, os lingotes devem ser conformados por forjamento ou laminação, para quebrar a estrutura bruta de solidificação na forma de células [2]. À medida que o grau de redução aplicado aumenta, a estrutura celular passa para uma forma tipo rede e, depois, para uma estrutura de bandas paralelas à direção de deformação (“estrias”), com carbonetos individualmente esferoidizados conforme pode ser observado na Figura 2.5. Em bitolas comerciais, uma estrutura como a da

Figura 2.5 (d) pode ser considerada como indicativa de um bom processo de produção, porém também depende da bitola final.

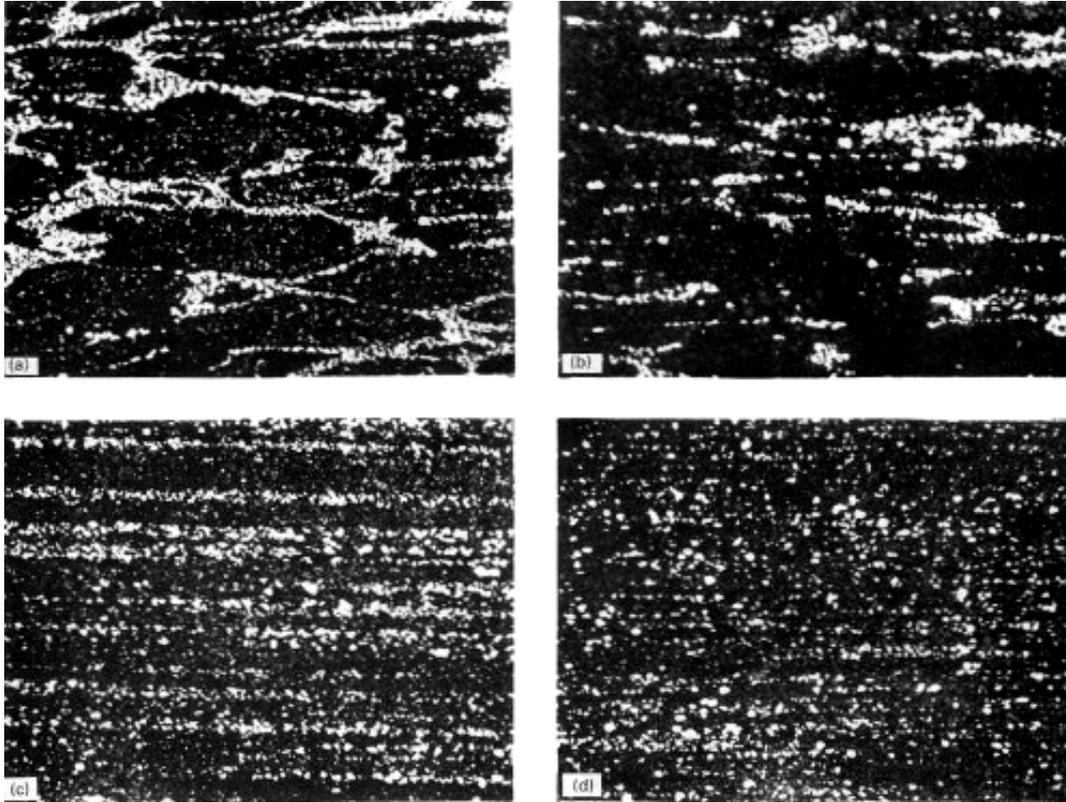


Figura 2. 5 - Mudança na microestrutura do lingote com a deformação a quente. Aumento 70x.[1].

A microestrutura longitudinal de um aço rápido recozido, após conformação, pode ser observada na Figura 2.5: matriz ferrítica e partículas de carbonetos. Os elementos de liga e o carbono se concentram em carbonetos complexos ocupando de 25 a 30% do volume total do material. A Figura 2.6 mostra a porcentagem atômica e em peso dos principais elementos encontrados nos carbonetos eletroliticamente separados para os aços T1, M10 e M2. [21].

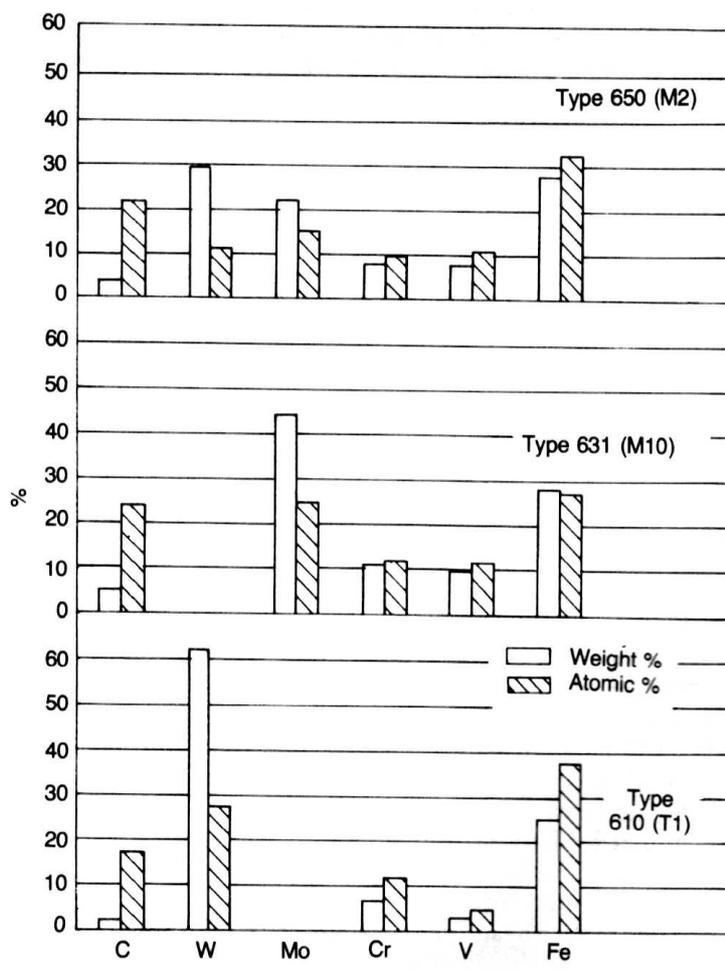


Figura 2. 6 - Porcentagem dos elementos C, W, Mo, Cr, V e Fe nos carbonetos dos aços M2, M10 e T1. [21]

Estudos envolvendo análises por raios-X [21, 22], mostraram que os carbonetos de aço rápido consistem de várias fases. Embora essas fases tenham diferentes composições, dependendo do tratamento térmico e da composição química do aço rápido, elas podem ser convenientemente identificadas por fórmulas nas quais "M" representa a soma dos átomos de metais (tungstênio, molibdênio, cromo, vanádio e ferro):

-  $M_6C$ , um carboneto rico em tungstênio e molibdênio correspondendo ao carboneto complexo cúbico de face centrada (CFC) com a composição variando de  $Fe_3W_3C$  a  $Fe_4W_2C$  (ou  $Fe_3Mo_3C$  a  $Fe_4Mo_2C$ ). O carboneto  $M_6C$  é capaz de dissolver algum cromo, vanádio e cobalto;

-  $M_{23}C_6$ , um carboneto rico em cromo correspondendo ao carboneto CFC de cromo  $Cr_{23}C_6$  e capaz de dissolver ferro, tungstênio, molibdênio e vanádio;

- MC, um carboneto rico em vanádio correspondendo ao carboneto CFC com composição variando de VC a  $V_4C_3$ . Pode dissolver quantidades limitadas de tungstênio, molibdênio, cromo e ferro;

-  $M_6C$ , um carboneto de tungstênio ou molibdênio correspondendo ao carboneto com estrutura hexagonal compacta (HC)  $W_2C$  (ou  $Mo_2C$ ).

Além dos carbonetos acima, um composto intermetálico correspondendo a  $Fe_3W_2$  ou  $Fe_3Mo_2$  pode aparecer como fase de excesso em aços contendo carbono insuficiente para consumir os átomos de W, Mo e V. [2]. A porcentagem volumétrica destes carbonetos pode ser medida por análises lineares, conforme demonstrado na Figura 2.7. [21]

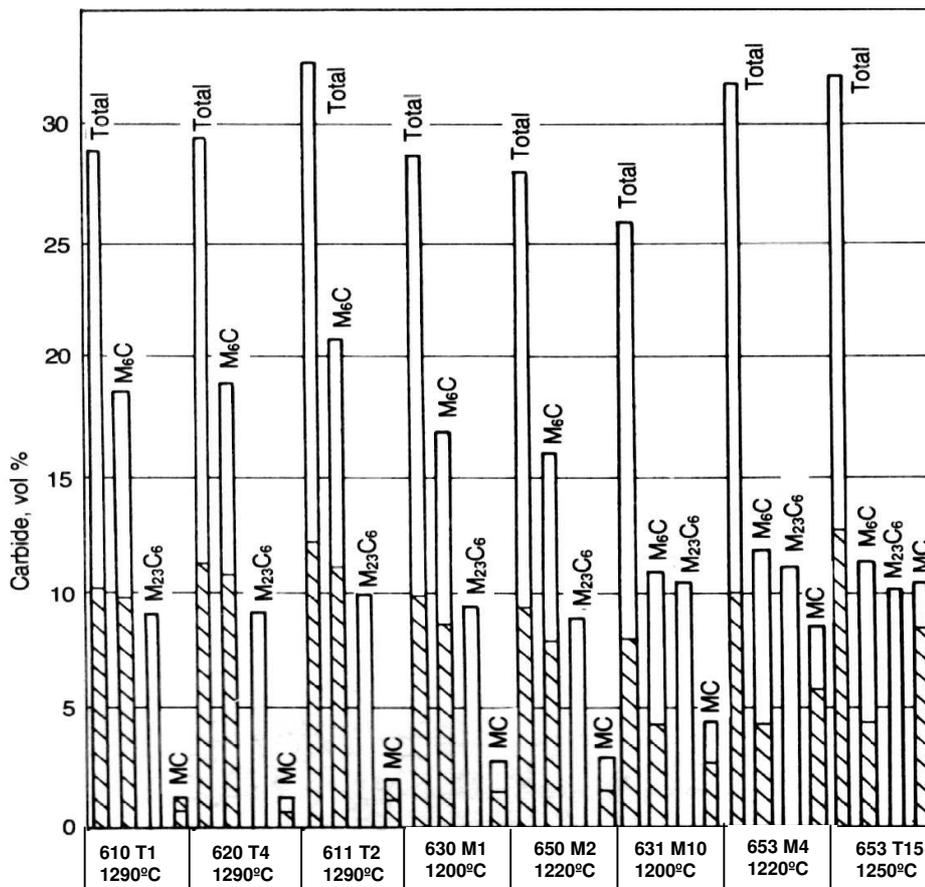


Figura 2. 7 - Porcentagens volumétricas de carbonetos em aços rápidos. Barras sem preenchimento indicam estados recozidos; barras preenchidas indicam as quantidades após têmpera e revenimento comerciais. [21]

## 2.3 Tratamento Térmico

O tratamento térmico de aço rápido é algo muito mais complexo do que os demais aços convencionais devido à extensa faixa de temperaturas e necessidade de múltiplos revenimentos devido a possibilidade de austenita retida, comprometendo a sua utilização. Alguns tratamentos são comuns durante fabricação, no caso o recozimento pleno, sub-crítico e alívio de tensões. Outros, como tempera e revenimento são aplicados para beneficiamento para a aplicação do produto final. A Figura 2.8 apresenta a curva TTT, típica para o M2 [23].

**M2 - TTT**

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W
0,88	0,22	0,35	0,021	0,011	4,12	4,97	1,77	6,5

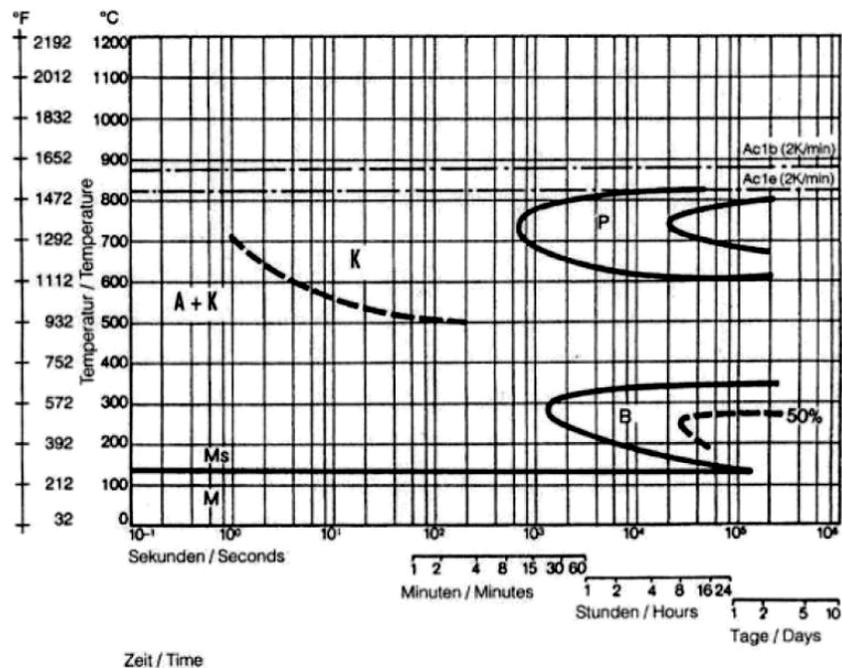


Figura 2. 8 - Curva TTT para o M2 com a composição química definida. [23]

### 2.3.1 Reozimento

Este tipo de tratamento térmico é necessário durante as etapas de fabricação devido ser temperado em resfriamento ao ar, pois tem grande quantidade de elementos de liga, favorecendo o deslocamento da curva TTT para direita, conforme já observado na Figura 2.8. Além disso, são geradas altas tensões internas no material durante processamento. Outra característica deste tratamento é facilitar as operações de usinagem.

Existem 3 tipos de reozimento aplicados em aço rápido [13]:

- Reozimento Pleno: aplicado para os produtos finais ou intermediários aos processos de conformação. Realizado em temperaturas acima de  $A_{c1}$  (para o M2 é de  $810^{\circ}\text{C}$ ), em torno de  $860^{\circ}\text{C}$  e resfriamento controlado a  $10 - 20^{\circ}\text{C}$  por hora.

- Reozimento Sub-crítico: Realizado nos produtos finais para esferoidização dos carbonetos. Realizado em temperaturas abaixo da crítica  $A_{c1}$ ,  $790^{\circ}\text{C}$ , mantida por um longo período com resfriamento ao ar.

- Alívio de Tensões: aplicado em fases intermediárias no processo de fabricação, após operações de usinagem.

Depois do reozimento, a estrutura deve consistir de matriz ferrítica com partículas de carbonetos esferoidizados homogeneamente distribuídas. Os carbonetos secundários devem ser finos tanto quanto possíveis. A Figura 2.9 apresenta uma estrutura típica de um aço rápido M2, de uma barra redonda reozida.

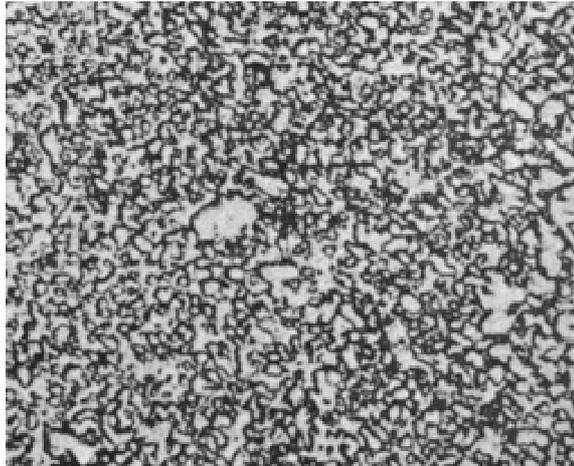


Figura 2. 9 - Microestrutura típica de uma barra de M2 recozida, Aumento 200 x. [2].

### 2.3.2 Têmpera

A temperatura que se utiliza na austenitização prévia à têmpera tem influência direta nas propriedades mecânicas e microestruturais do material em uso. É um parâmetro importantíssimo na avaliação e previsão do desempenho de um aço rápido.

Na Figura 2.10 podem ser observadas as microestruturas temperadas do aço M2, de uma barra redonda laminada de 5,50 mm de diâmetro. Devido à alta concentração de elementos de liga, a microestrutura no estado temperado tende a evidenciar o contorno de grão austenítico. Existe um aumento considerável do tamanho de grão com a temperatura. Além deste, existem outros fatores que influenciam: tempo de permanência nesta temperatura, composição química do aço e distribuição de carbonetos não dissolvidos. Entretanto, os tamanhos de grão encontrados são extremamente finos, se considerado que as temperaturas de austenitização empregadas estão muito próximas da temperatura solidus [2]. Por exemplo, o aço M2 possui temperatura solidus por volta de 1250° C e é austenitizado a 1200°C [13].

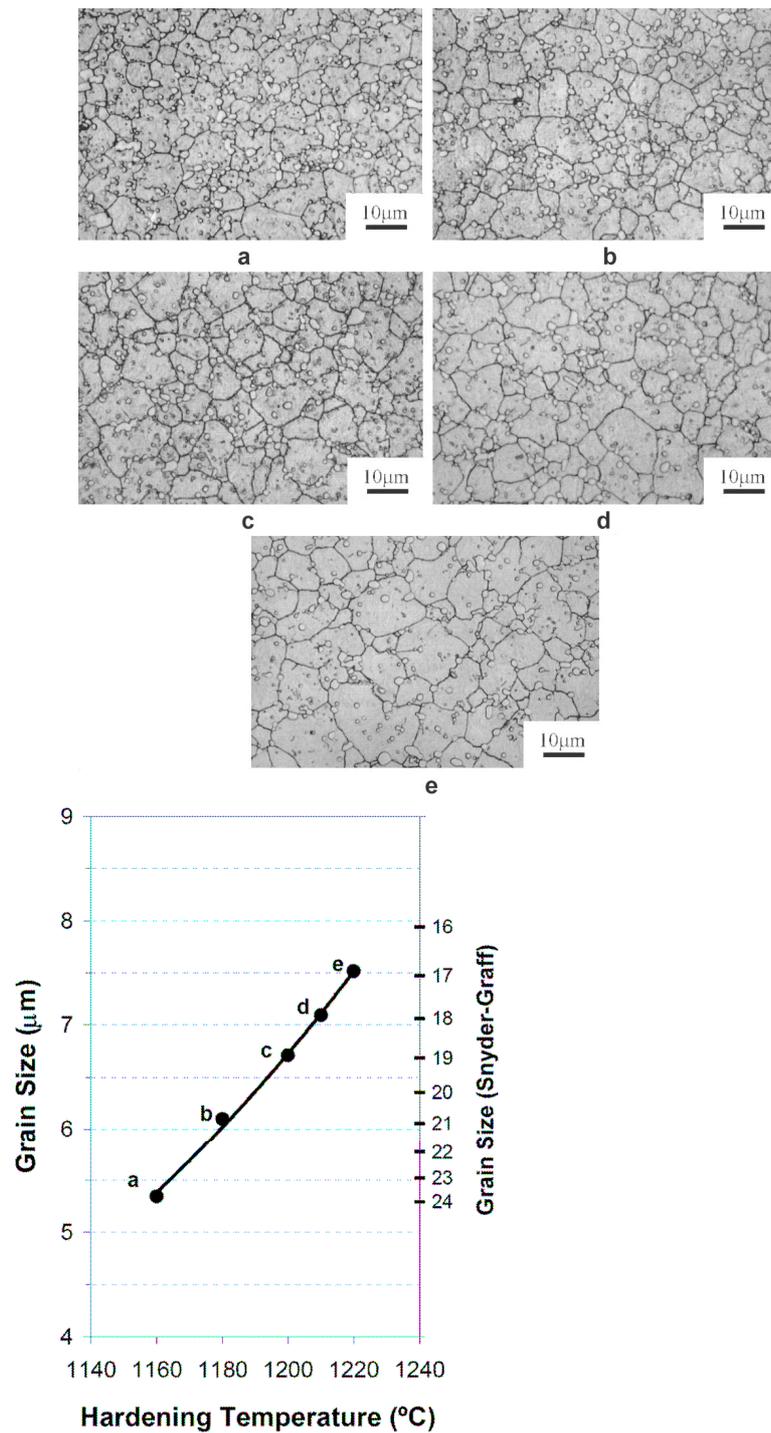


Figura 2. 10 - Variação do tamanho de grão austenítico em função da temperatura de austenitização de uma barra redonda laminada de 5,50 mm de diâmetro. Ataque nital 4% (8min) e Villela (20s). Aumento 1000x. As medidas foram realizadas com o método Snider Graff [13].

No resfriamento do aço M2 de 1200°C à temperatura ambiente, a martensita começa a se formar em 200°C e continua a formar até o aço alcançar a temperatura ambiente. Estruturas temperadas sempre se caracterizam pela presença de austenita retida, extremamente importante no comportamento do revenimento dos aços rápido. A quantidade de austenita retida é uma função da temperatura de austenitização [2].

A dureza também é afetada em função da temperatura de austenitização. A Figura 2.11 mostra esta variação para o aço rápido M2. Existe uma queda da dureza à medida que a temperatura de austenitização aumenta e a tendência da existência de um máximo de dureza nas temperaturas mais baixas. A partir da regressão polinomial traçada, pode-se identificar os possíveis pontos de máxima dureza a 1150°C.

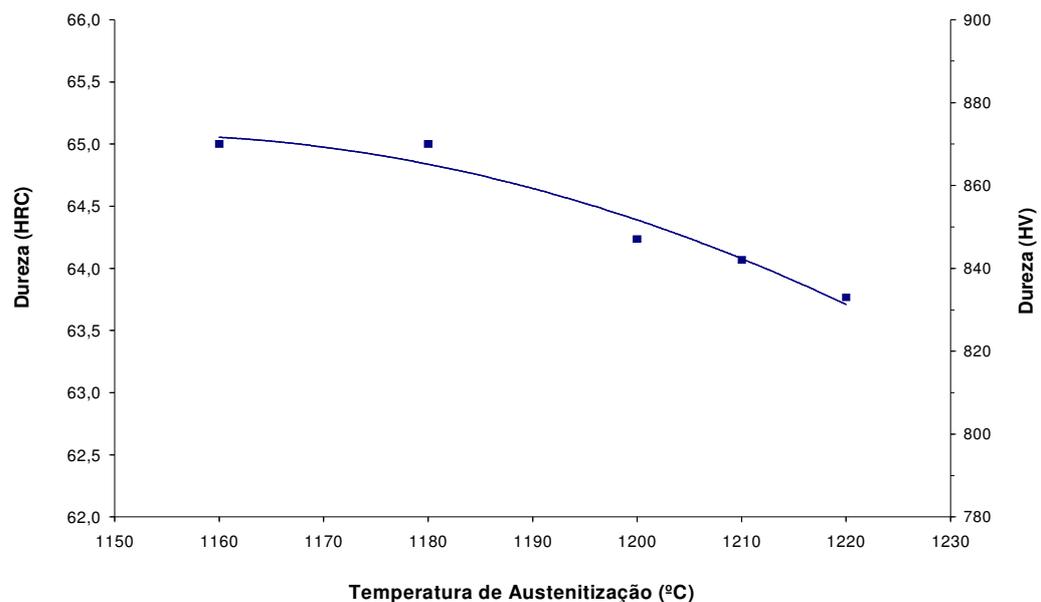


Figura 2. 11 - Variação da dureza do aço VWM2 barra laminada e trefilada a frio de 6,20 mm, no estado temperado em função da temperatura de austenitização [12].

A queda de dureza com o aumento da temperatura de austenitização está ligada ao aumento de austenita retida. Maiores temperaturas de austenitização geram maior dissolução dos carbonetos, diminuindo as

temperatura Ms e Mf e aumentando, assim, a quantidade de austenita retida presente no estado temperado [12].

Diminuindo a temperatura de austenitização para valores menores que os pontos de máximo, seria notada a queda da dureza. Isto ocorre porque, quando a temperatura é mais baixa, a dissolução dos carbonetos é menor, Figura 2.12, e a dureza da martensita, que depende do teor de carbono dissolvido, também se torna menor. Assim, com o aumento da temperatura, ocorrem, ao mesmo tempo, 2 fenômenos:

- O aumento na quantidade de austenita retida, que diminui a dureza;
- E o aumento do teor de carbono na martensita, que aumenta a dureza do temperado.

A “competição” dos dois fenômenos gera um máximo de dureza, dividindo a curva em duas regiões: uma dominada pela influência do teor de carbono na dureza da martensita e outra dominada pela quantidade de austenita retida [2].

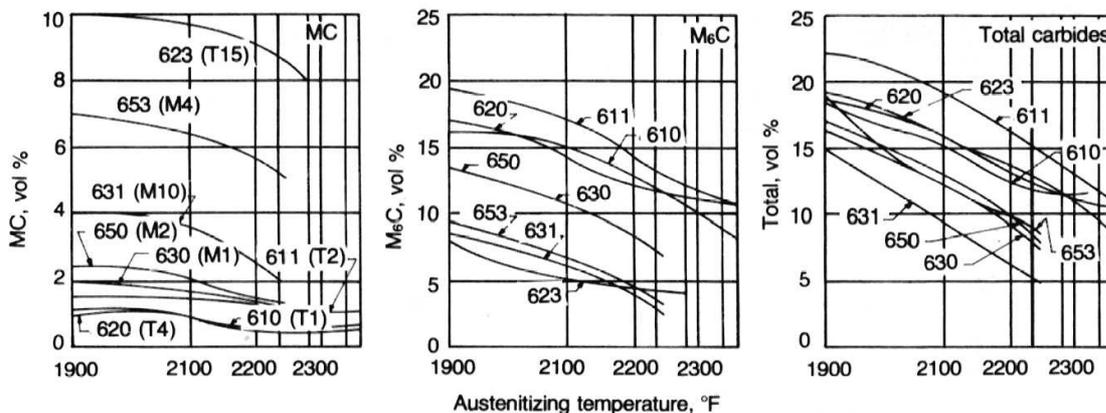


Figura 2. 12 - Porcentagem volumétrica de  $M_6C$ , MC e total de carbonetos em oito aços rápido comerciais após tempera em óleo partindo das temperaturas indicadas. [2]

### 2.3.3 Revenimento

No estado temperado, o aço rápido contém basicamente martensita tetragonal altamente ligada (58 a 80%), austenita retida altamente ligada (15 a 30%) e carbonetos MC e  $M_6C$  não dissolvidos (5 a 12%). O aço nesta condição

é duro, frágil e dimensionalmente instável. É função do revenimento, portanto, tornar o aço próprio para o uso, aliviando as tensões internas, a fragilidade e a instabilidade, sem a perda de dureza. Isto é conseguido com o aquecimento do aço uma ou mais vezes em temperaturas entre 500 e 600°C.

Durante este aquecimento, os aços rápido também desenvolvem uma dureza secundária da mesma ordem de magnitude da dureza no estado temperado. Por ocorrer em temperaturas elevadas, a precipitação de carbonetos secundários confere resistência a quente e resistência ao revenido (ou resistência à perda em dureza) ao material, sendo fundamental para a aplicações de corte rápido. Quanto maior a temperatura, maior a tendência de coalescimento destes carbonetos[13], como mostrado na Figura 2.13.

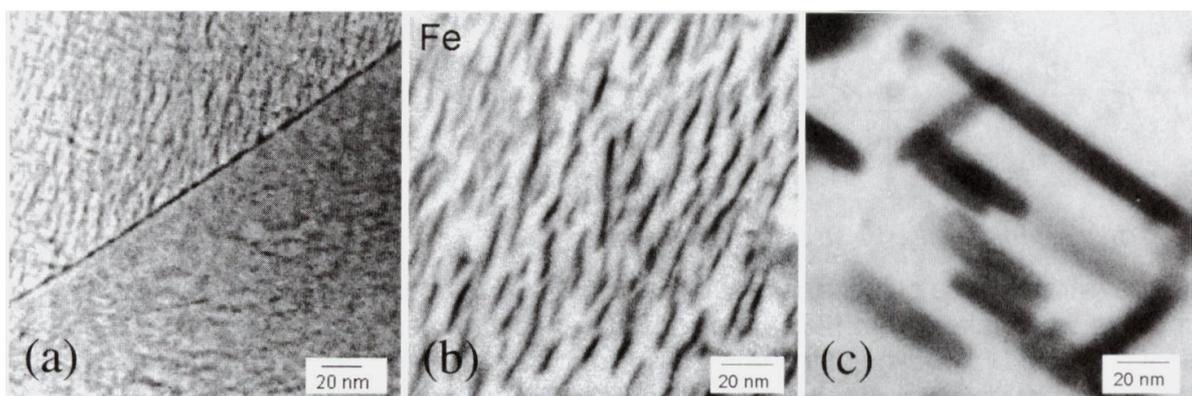


Figura 2. 13 - Carbonetos secundários precipitados no aço rápido AISI M42 após diferentes tratamentos de revenimento (austenitização a 1180 °C): a) 530 °C, triplo de 2h; b) 590 °C, triplo de 2h; c) 680 °C, triplo de 2h [24]. Se relacionada com a Figura 2.14, podemos verificar que a queda na dureza é acompanhada pelo coalescimento (“engrossamento”) dos carbonetos secundários [13].

A Figura 2.14 apresenta a variação da dureza do aço M2 com a temperatura de austenitização, após têmpera e revenimento. A dureza do material aumenta com o aumento da temperatura de austenitização, pois, conforme discutido anteriormente, a dissolução dos carbonetos é maior quando a austenitização é feita em temperaturas maiores. Os maiores teores de carbono e elementos de liga na matriz são responsáveis por um

endurecimento secundário mais intenso, aumentando, assim, a dureza do revenido [13].

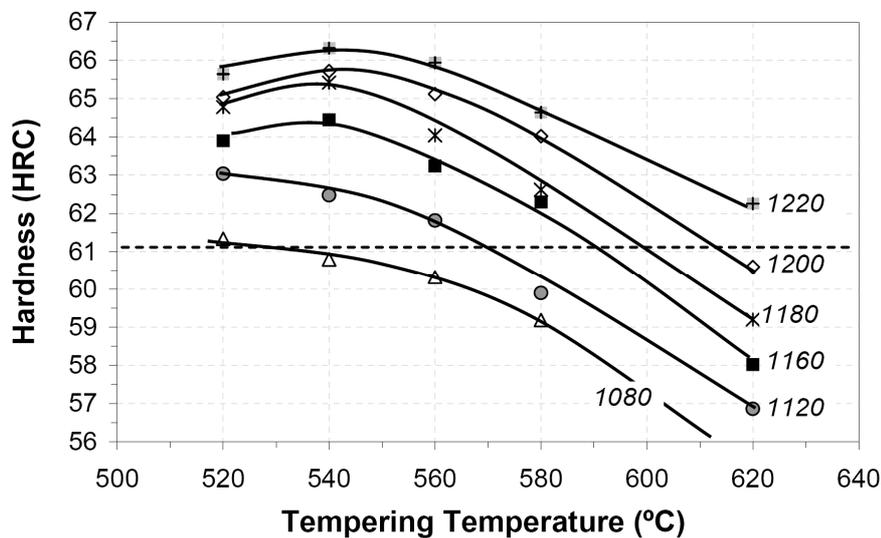


Figura 2. 14 - Dureza em função da temperatura de revenimento para o aço rápido M2 [13]. A linha tracejada indica várias condições possíveis para atingir durezas baixas (aprox. 61 HRC).

## 2.4 Principais Propriedades

Uma ferramenta de aço rápido precisa manter sua capacidade de corte durante o tempo de operação e, para tanto, os aços empregados precisam ter:

**Alta resistência ao desgaste:** que pode ser considerada função da dureza da matriz e de carbonetos eutéticos. Os aços rápidos possuem carbonetos primários de alta dureza, tipicamente ricos em V, W e Mo, os quais são essenciais para a resistência ao desgaste do material.

**Resistência ao revenido:** Durante a usinagem, a região de corte da ferramenta aquece e pode perder dureza. Assim, é necessário que o aço rápido possua alta resistência à perda em dureza pela exposição à temperatura.

**Tenacidade:** a tenacidade é também importante em aços rápidos para evitar quebras das arestas de corte e também desgaste por microlascamentos.

Retificabilidade: Os aços rápidos possuem alto teor de V, formando carbonetos de alta dureza e, assim, prejudicando a retificabilidade. Assim, durante a retífica, deve-se evitar sobre aquecimento e trincas conhecidas como “queima de retífica” [38].

Alguns testes são praticados nos produtos acabados de aço rápido para avaliação de desempenhos. Alguns citados a seguir, não são muito comuns (tração, tenacidade à fratura e impacto), mas o de flexão é o mais praticado devido a para obtenção do maior número de informações e de menor dispersão.

### **2.4.1 Tração**

Ensaio de tração são raramente feitos em amostras de aço rápido temperado. Sua ductilidade nesta condição não é facilmente revelada em teste de tração. Poucas aplicações de aço rápido envolvem tensões de tração e as propriedades de compressão, apesar de terem sido negligenciadas no passado. As propriedades de tração são consideradas nos testes de flexão.

Existem deformações plásticas que são acompanhadas de tensões de têmpera. Testes em temperaturas elevadas com M2, conforme pode ser verificado na Figura 2.15, mostram que a temperaturas acima de 600°C a resistência a compressão é adequada para contrariar os níveis de tensões conhecidas para ferramentas de corte representando as temperatura normalmente consideradas como as de limite superior para operação de ferramentas do aço rápido em usinagem [1].

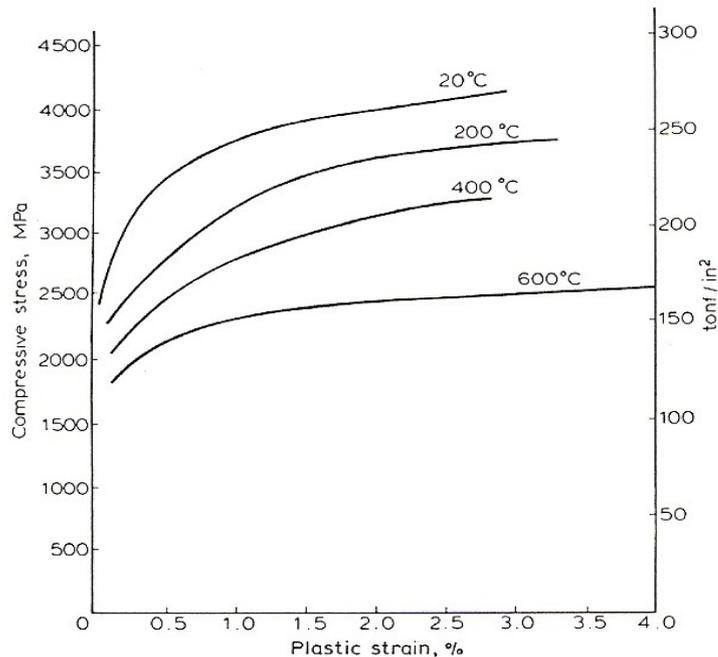


Figura 2. 15 - Tensão de Compressão x Deformação Plástica para M2 para várias temperaturas [1]

#### 2.4.2 Tenacidade a Fratura – $K_{1C}$

Tenacidade à fratura é definida como a capacidade do material para resistir a propagação de uma trinca sobre um entalhe sob tensão. Testes por este método envolvem a introdução de uma trinca por alguma razão, por exemplo, fadiga ou impacto seguido de um teste de tração e em seguida a presunção é feita que o valor de  $K_{1C}$  que é determinado por um método convencional. O significado exato da tenacidade a fratura como efeito nas propriedades do aço rápido não é completamente entendido e existem diferenças em relação às grades e entre as rotas de processo.

Abaixo o nível de dureza para aproximadamente 50 H<sub>RC</sub>, a tenacidade de fratura é dependente somente da dureza da amostra. Em altos níveis a tenacidade à fratura varia inversamente com a temperatura de austenitização como mostra na Figura 2.16. Durezas acima de 60HRC, a tenacidade à fratura é insensível para a maioria dos fatores metalúrgicos. A tenacidade de fratura é uma propriedade matricial variando de maneira linear com a dureza.

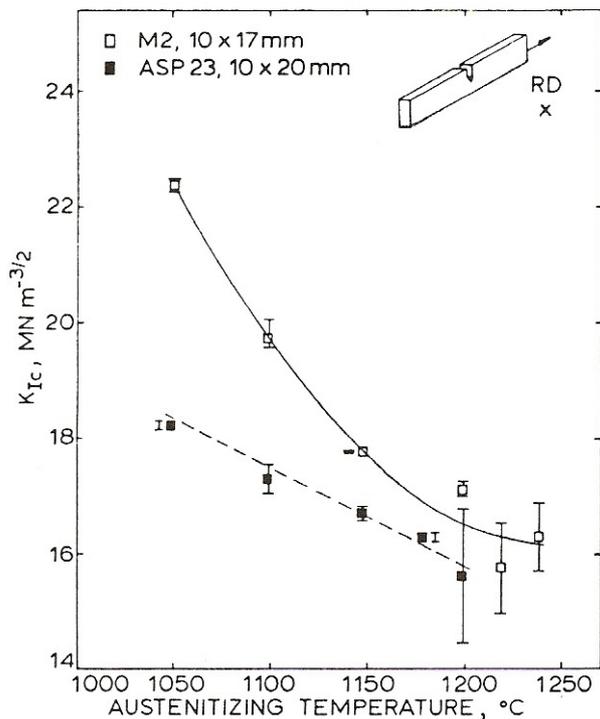


Figura 2.16 - Variação da tenacidade a fratura com a temperatura de austenitização para ASP 23 e M2. Amostras ficaram 4 minutos em temperatura [1]

O efeito do revenimento na tenacidade a fratura é apresentada na Figura 2.17 para o M2, como deve ser esperado existe um pico correspondente para um vale de dureza e um mínimo correspondente para um pico de dureza. O pontilhado da curva mostra que a temperatura de revenimento abaixo de 500°C existe uma redução da tenacidade a fratura para amostras tratadas previamente com sub-zero para revenimento. Nas temperaturas de revenimentos mais altas os efeitos desaparecem conduzindo para conclusões que diferencia em austenita retida causando variação da tenacidade a fratura e depois da condição de tratamento durante o revenimento não existem diferenças em conteúdo de austenita. O efeito do revenimento é atribuído a uma combinação de alívio de tensão e uma redução na dutibilidade para o pico de endurecimento secundário adequado.

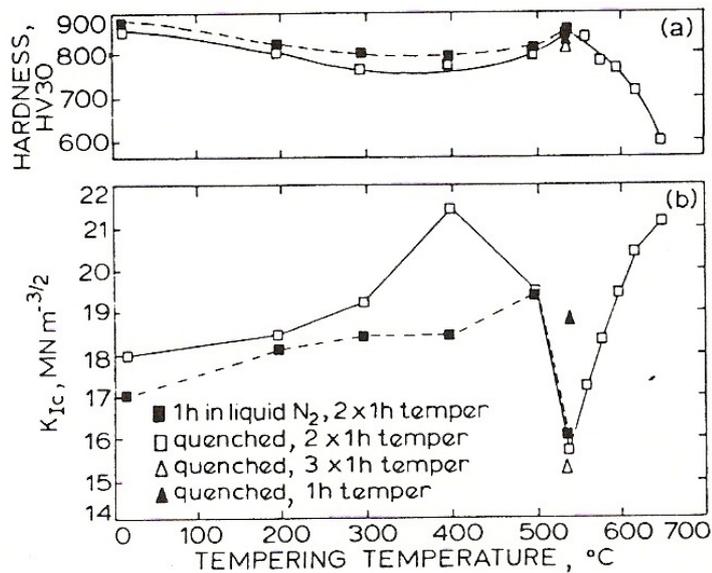


Figura 2.17 - Efeito da temperatura de revenimento na tenacidade a fratura para barras 10x17mm de M2, depois de resfriamento a temperatura ambiente e imersão em nitrogênio antes do revenimento. Todas as amostras foram temperadas a 1220°C / 4 minutos. a) Dureza b) tenacidade à fratura. [1]

Examinando a curva de revenimento é encontrado que existe um pico de valor de tenacidade a fratura para uma baixa temperatura de revenimento, de valores similares para o que é obtido para revenimento em temperaturas convencionais de 20°C acima do pico de temperatura do endurecimento secundário. Isso é uma vantagem considerável, mas como os efeitos são devido à austenita retida que poderia transformar mais tarde o revenimento baixo na amostra, poderia acarretar em problemas de instabilidade dimensional em serviço na ferramenta.

### 2.4.3 Ensaio de Impacto (Dynamic Test Bend)

Ensaio de impacto tem sido frequentemente usado como um indicativo da tenacidade. O seu uso não é muito comum para aço rápido e outros materiais de natureza similares como os aços ferramenta ledeburíticos de alto

carbono e alto cromo, devido à sua alta dureza, estrutura heterogênea e falta de dutibilidade que é mais comum em aços de engenharia.

Testes em amostras com entalhe em V certamente não são apropriados. Seu resultado é muito baixo com enorme dispersão.

Rodic [25] detalhou o ensaio de impacto em aço rápido e outras ligas de alta dureza em detalhes e constatou que a dispersão encontrada se deve ao fato do impacto do martelo com a amostra. Ele observou alguns fragmentos nos testes. A parte da amostra que sofria a compressão, trincava antes de aparecer a trinca no entalhe, na região de tração da amostra, Figura 2.18.

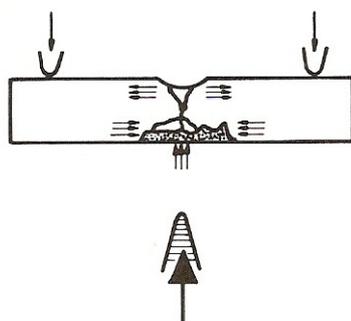


Figura 2. 18 - Quebra da amostra no Ensaio de Impacto tipo Charpy. [25]

Assim ele desenvolveu um sistema de batimento, ZR, que é apresentado na Figura 2.19. Um “entalhe” é formado com 10 mm de raio e profundidade de 1 mm, em ambas as faces, a que sofre tração e compressão. Assim este rasgo facilmente assegura a fratura neste ponto, sem gerar fragmentos. O martelo forma um ângulo de 30° com a amostra.

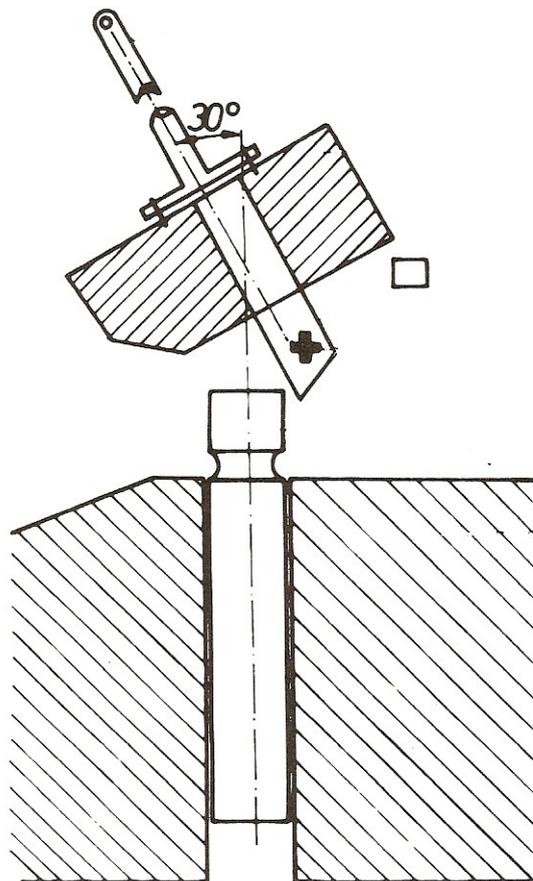


Figura 2. 19 - Quebra da amostra no Ensaio de Impacto tipo Charpy. [25]

#### 2.4.4 Flexão (Estatic Bend Test)

Em geral para tenacidade, o teste de flexão tem sido usado e é considerado por muitas pessoas como o a melhor avaliação e para dar o máximo de informações. O teste de flexão pode ser entre 3 ou 4 pontos de carga [1].

A utilização de ensaios de flexão para aços rápidos foi proposta por vários trabalhos de Grobe e Roberts [26] e Hoyle [27]. A partir destes trabalhos, as vantagens da utilização do ensaio de flexão sobre os outros tipos de ensaio foram reconhecidas [28], destacando principalmente a menor dispersão [29] dos resultados e a facilidade em relação à técnica laboratorial.

Portanto, torna-se interessante a caracterização da relação entre as condições de processamento e a tenacidade do aço rápido M2 através do ensaio de flexão, dadas as vantagens que este ensaio oferece.

Em uma curva ideal foi considerado que a tensão após o limite de proporcionalidade deveria permanecer constante, deste modo, dando uma curva do tipo OJE conforme Figura 2.20, onde E representa o ponto de falha. É geralmente considerada que a área abaixo da curva do teste de flexão é uma representação da energia da fratura. E por esta razão a máxima tenacidade que poderia ser atingida por uma amostra seria um gráfico deste tipo. Um gráfico mais geral seria OBCE, onde B é o limite de proporcionalidade.

Um valor é obtido para o modo de elasticidade E em teste de flexão e tem sido encontrado. Para várias considerações é oportuno para avaliar a segregação de carbonetos. [1]

Conforme Hoyle [1], o teste de flexão pode ser usado para dar uma boa idéia das informações sobre o desempenho do material em serviço.

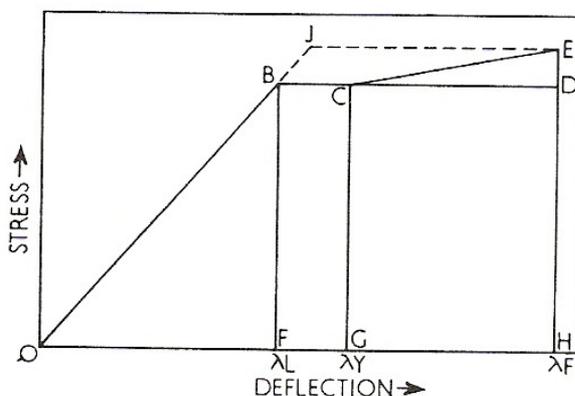


Figura 2. 20 - Análise da curva de flexão. [1]

## 2.5 Conformação a Quente

A estrutura dos lingotes de aço rápido no estado bruto de solidificação contém uma elevada fração volumétrica de carbonetos no formato de colônias de eutéticos, cujo tamanho aumenta com a queda da taxa de solidificação e conseqüentemente com o aumento do tamanho do lingote. A fase eutética ou ledeburita não é desejada, mas os carbonetos contidos nela são essenciais para o desempenho dos aços rápido [1].

Algumas modificações na estrutura são possíveis com o tratamento térmico, mas para o lingote o único caminho prático é modificando a estrutura bruta para microestrutura desejada no produto final, através do trabalho a quente.

Durante a conformação as células eutéticas são alongadas, aparecendo na microestrutura como elipses, a qual quebra nas extremidades para dar a formação “hooky” que é característica parcial do aço rápido trabalhado. Reduções adicionais removem esse efeito para dar uma estrutura de carbonetos com bandas mais ou menos paralelas. A progressão da redução é ilustrada na Figura 2.5, apresentada anteriormente.

É estimado que:

- . 50% de redução: as redes eutéticas ainda estão intactas.
- . 66% de redução (ou 3x): as redes começam a abrir.
- . 80% de redução: somente as extremidades das células eutéticas estão aparentes (formato “hooky”).
- . 86% de redução: os carbonetos estão satisfatoriamente bem dispersos com algumas evidências do formato das células.
- . 91% de redução: os carbonetos estão bem dispersos em linhas com “hookys” ocasionais, mas somente depois de 97% de redução é que há a ausência completa de redes assegurada. Kirk considera que 94% de trabalho asseguram a eliminação das redes, mas ainda encontra bandeamentos depois de 98% de redução [31].

As altas temperaturas de tratamento térmico podem modificar as partículas de carboneto, mas o trabalho físico é necessário para redistribuí-los

e para quebrar colônias, uma vez que os tamanhos de lingotes quadrados são limitados para 300 – 400 mm para os aços rápidos em geral. Se considerarmos que é necessário 95% de redução para remover a estrutura de bruta de solidificação, então o tamanho máximo da barra quadrada que pode ser produzido por forjamento direto e/ou laminação é da ordem de 75 mm [1].

Os materiais dos lingotes ESR proporcionam microestruturas menos bandeadas e requerem menos trabalho a quente, mas é enfatizado que as regras de solidificação são ainda obedecidas e a natureza básica das estruturas de estado bruto de solidificação é inalterada pelo eletrodo consumível de fusão. Lingotes tão largos não são adequados e um compromisso entre o tamanho do lingote e a estrutura é normalmente requerido, ou recurso para modelos mais complexos de trabalho [1].

É também importante assegurar que o grau de redução seja suficiente para garantir o tamanho de grão e dureza exigidos no produto final. O efeito do trabalho a quente nestes parâmetros é mostrado na Figura 2.21, a qual também ilustra os efeitos benéficos do ESR permitindo um grau mais baixo de redução do que o normal [1].

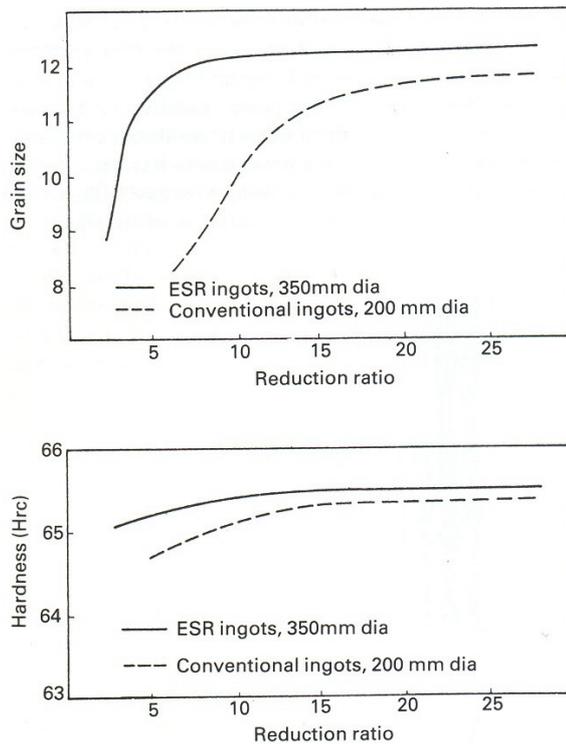


Figura 2. 21 - Efeito do Trabalho a Quente no tamanho de grão e dureza do produto final do aço rápido M2 via Lingotamento Convencional e ESR. Gráfico Superior: Tamanho de Grão após recozimento a 850-880°C / 5h e têmpera a 1210°C. Gráfico Inferior: Dureza de Revenimento após revenir a 560°C. [1].

O lingote é preferencialmente recozido antes do forjamento ou laminação e sua superfície deve ser limpa por causa da tendência de decarbonetação. É importante assegurar que a superfície do lingote esteja livre de carepa antes de submetê-lo às operações de aquecimento, particularmente aos tratamentos térmicos de alta temperatura.

Existem faixas de temperaturas para conformação para vários aços rápidos [31]. Deve ser mencionado que nos estágios iniciais, nos quais o lingote tem uma estrutura bruta de solidificação, os limites superiores das faixas de forjamento devem ser empregados por causa da segregação (inevitável nestas estruturas), o que significa que áreas locais que contêm alto carbono podem estar presentes, na qual a temperatura sôlidus pode ser abaixo do topo da faixa de forjamento. Como procedimento de trabalho e para a

estrutura e composição se tornarem mais homogêneas, subseqüentes reaquescimentos podem ser usados com a faixa completa [1].

### **2.5.1 Aquecimento para trabalho a quente**

A faixa de aquecimento de temperatura de forjamento de lingotes deve ser cuidadosamente controlada. Por causa da pobre condutividade dos aços, rápidas mudanças em temperaturas podem causar gradientes excessivos de temperaturas e gerar ocorrência de trincas ou choque térmico. Tradicionalmente, lingotes foram aquecidos em processos de multi-estágios, começando com um pré-aquecimento de aproximadamente 150°C seguido por outro pré-aquecimento para 650 – 760°C. A faixa de aquecimento para temperaturas de forjamento pode então ser acrescida.

Cook and Stringer [32] verificaram que um aquecimento mais rápido pode ser alcançado sem risco de trincamento; um lingote quadrado de 4" pode ser aquecido na temperatura de pré-aquecimento de aproximadamente 800°C para temperatura de forjamento em 1 hora.

Por razões de economia, prevenção de descarbonetação, o número de reaquescimentos deve ser mantido no mínimo possível. A chance do método de forjamento ajudar aqui existe, mas por outro lado técnicas como reaquescimento infra-vermelho ou o uso de refletores de aquecimento podem ser aplicados [1].

### **2.5.2 Procedimentos de forjamento**

Uma seqüência típica de processamento por forjamento, definida para um lingote quadrado de 375 mm (15") de aço T1 (um dos mais largos encontrados para este material) foi dado 70 – 80% de redução na primeira operação, seguido por recozimento de 6 – 7 horas a 860°C e resfriamento acima de 24 horas. Depois reaquescido para 1100°C e um similar montante de

redução, o material foi recozido novamente, desbastado, reaquescido e forjado no tamanho final.[1]

### **2.5.3 Laminação**

No caso de lingotes quadrados abaixo de 150 mm (6”), a laminação pode ser aplicada diretamente, especialmente para os materiais mais fáceis de trabalhar como o M2 [1].

Alguns fabricantes empregam o processo de desbaste por laminação dos lingotes porque conduz a ganhos de produtividade e custo, porém altera a forma da deformação e, possivelmente, a “quebra” da estrutura bruta de solidificação. O estudo do material conformado, a partir de lingotes, por laminação é pouco relatado na literatura.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais

O aço estudado é o aço rápido AISI M2, similar DIN WNr 1.3343, Tabela 3.1. São ligas aplicadas em ferramentas de corte que graças ao balanceamento de sua composição, tornou-se de uso corrente para ferramentas de desbaste e acabamento de grande versatilidade, com excelente combinação de tenacidade e resistência a abrasão. Indicado para brocas helicoidais de alta qualidade, fresa de todos os tipos, machos, cossinetes, brocas e ferramentas de usinagem em geral. Usado também para estampos de corte, punções, matrizes de estampagem profunda e outras ferramentas de deformação plástica a frio.

Tabela 3. 1 - Composição química do aço estudado. % massa e balanço em Fe.

Liga	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W
M2	0,88	0,35	0,34	0,028	0,001	4,35	4,74	1,73	6,07

#### 3.2 Métodos

##### 3.2.1 Etapas do Processo de Fabricação

De modo a fixar variáveis, o processo de fabricação dos lingotes, que são de 3 tamanhos diferentes, necessita ser processado em uma mesma corrida. Assim o grande desafio deste trabalho foi fundir todos os lingotes, experimentais e industriais, juntos e nas mesmas condições de lingotamento, com a mesma composição química.

O planejamento do processo envolveu os setores de aciaria, tratamento térmico e forjaria. Na Aciaria foi utilizado o processo via lingotamento

convencional em que o aço é fabricado a partir da fusão de sucatas selecionadas de aço rápido, processo comum em usinas semi-integradas. O aço é processado em forno panela, passando em seguida para processo de refino. Na seqüência, foi transportado para o Lingotamento Convencional em que as lingoteiras estavam previamente montadas e montadas em placas de fundição industrial. A quantidade de aço gerada foi de aproximadamente 30 toneladas. Os lingotes são os seguintes: Lingote A de 150 Kg, Lingote B de 850 Kg e Lingote C de 1700 Kg, todos com mesmo H/D = 3.

Após fundição e resfriamento, os lingotes foram desmoldados e transferidos para tratamento térmico de recozimento a 860°C / 12h em forno a gás, estacionário, tipo Box. Este tratamento térmico foi necessário para que um lingote de cada tamanho seguisse para corte longitudinal em serra refrigerada, para realização do ensaio de macrografia dos lingotes. Os demais lingotes foram enviados para forjamento.

A transformação a quente pelo processo de forjamento foi realizado em todos os lingotes. Assim também, foi garantido que todos os lingotes sejam oriundos de um mesmo processo, evitando introdução de variáveis de tal maneira que poderiam gerar dúvidas nas comparações dos resultados. Os Lingotes A, de 150 Kg, foram desbastados para tarugos de seção quadrada de 85 mm. Os Lingotes B, de 850 Kg, foram desbastados em tarugos de seção quadrada de 85 e 120mm. Os Lingotes C, de 1700 Kg, foram desbastados para tarugos de seção quadrada de 120 mm. A temperatura utilizada para processo de conformação foi de 1190°C. Os Lingotes A foram desbastados em 2 calores ou 2 etapas de aquecimento (1 calor para desbaste de cada lado). Assim, enquanto um lado está em processo de conformação, o outro lado está sendo utilizado para fixação da peça pelo manipulador da prensa. A palavra calor é utilizada em processo industrial e que significa a quantidade de vezes que o material é aquecido para processo de conformação. Os demais lingotes, Lingotes B e C, foram desbastados em 4 e 6 calores, respectivamente.

Após forjamento, todos os tarugos foram tratados numa mesma carga com recozimento pleno, nos mesmos fornos citados para recozimentos dos lingotes, com mesmo ciclo.

## **3.2.2 Caracterização da Solidificação**

### **3.2.2.1 Macrografia e Micrografia dos lingotes**

Foi observada a macrografia dos lingotes, em que foram serrados ao meio por serra refrigerada na seção longitudinal com acabamento de retífica mais lixamento manual com lixa grão 120, ataque à quente à 80°C com ácido clorídrico diluído em água por 40 minutos.

Os resultados obtidos foram correlacionados aos modelos de espaçamento interdendrítico de aços rápidos explorados por Gunji e Boccallini [20, 3]. Desta forma, as medidas microestruturais podem indicar indiretamente a taxa de resfriamento na solidificação [1]. Esses eutéticos de carbonetos possuem tamanhos da ordem de microns com células de dezenas a centenas de microns. Portanto a principal técnica de observação será a microscopia óptica, aumento de 100x, ataque nital 4% (4% de ácido nítrico em álcool), na região superior, conhecida como cabeça (a 1/9 da parte superior de H), na região do meio (H/2) e na região inferior, conhecida como pé (a 8/9 da parte superior de H), onde H é a altura total do lingote. Em cada uma destas regiões, foi analisada microestrutura na superfície (a 10 mm da parede do lingote), meio raio (metade da distância da superfície – núcleo) e núcleo propriamente dito, conforme Figura 3.1.

**Posição MEIO RAIOS: Metade da Distância Superfície – Núcleo dos Lingotes**

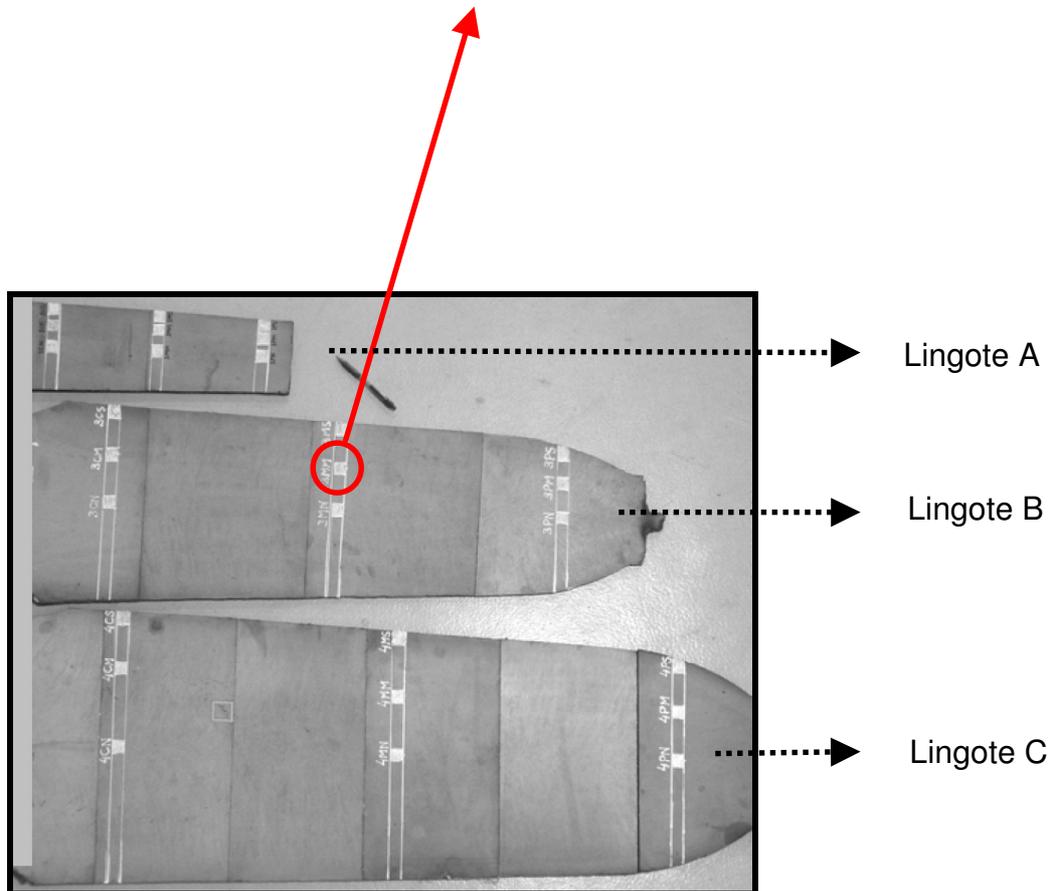


Figura 3. 1 – Posição da retirada de amostras nos lingotes. Foto sem Escala

### 3.2.2.2 Avaliação das taxas de resfriamento e tamanho de célula

O tamanho da célula eutética foi medido, de acordo com Método de Hillard através da contagem de interceptos em círculo de 250  $\mu\text{m}$ .

Desta forma, as medidas microestruturais dos espaçamentos dos braços dendríticos poderão indicar indiretamente a taxa de resfriamento na solidificação, de acordo com a equação 2.1,  $TC = A \cdot TR^{-b}$ , desenvolvida por GUNJI [20], onde TC é o tamanho de célula, TR: taxa de resfriamento e A e b: são constantes, definidas experimentalmente. Pelo trabalho de Gungi [20], tem-se  $A = 220 \mu\text{m min}^{-1} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  e  $b = 0,29$ .

### 3.2.3 Caracterização de tarugos

Os tarugos de seção quadrada, conformados a partir dos lingotes em dimensões de 120 mm e 85 mm são, na prática, semiprodutos para laminação de barras comerciais. Nos tarugos, as seguintes análises foram feitas: macrografia, micrografia (tamanho de grão e segregação) e propriedades mecânicas. As taxas de redução ou grau de deformação aplicada aos tarugos, a partir de seus respectivos lingotes, são conforme Tabela 3.2.

Tabela 3. 2 - Grau de deformação aplicado aos tarugos

Grau de Deformação		
Tamanho dos Lingotes	Tarugo Qd.120 mm	Tarugo Qd.85 mm
Lingote A	*	4,70
Lingote B	6,85	14,31
Lingote C	13,44	*

\* Não realizado

#### 3.2.3.1 Macrografia dos tarugos

A macrografia foi efetuada nos tarugos desbastados no sentido transversal, da posição H/2 – metade da altura H dos lingotes. As amostras retiradas dos tarugos foram serradas por serra refrigerada, foram retificadas e o ensaio realizado com ataque à quente à 80°C com ácido clorídrico diluído em água, por 40 minutos.

#### 3.2.3.2 Micrografia: Bandeamento nos tarugos

As avaliações dos bandeamentos foram no sentido longitudinal, da posição H/2 (meio dos lingotes ou metade da altura H) e na posição meio raio, entre a superfície e núcleo dos tarugos da seção transversal, conforme já

demonstrado na Figura 3.1. As amostras dos tarugos foram serradas por serra refrigerada. A Figura 3.2 mostra a posição da retirada da amostra. O ataque foi com reagente Nital 4% (4% de ácido nítrico em álcool) por 5 minutos.

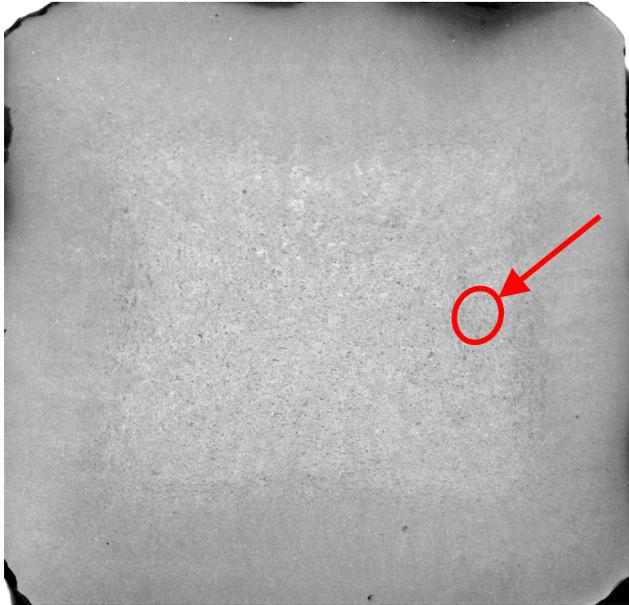


Figura 3. 2 - Região da da retirada da amostra para análise metalográfica dos tarugos da região H/2 (meio dos lingotes ou metade da altura H) nos tarugos após desbaste e a meio raio (metade da distância superfície-núcleo os tarugos).

### 3.2.3.3 Micrografia: Tamanho de grão nos tarugos

O tamanho de grão austenítico foi analisado pelo Método Snyder Graff, com aumento de 1000 x. O método consiste na contagem do número de interceptos linear em retículo de tamanho 127 mm. Foi avaliada uma média de 15 campos diferentes de uma mesma amostra. O ataque foi com reagente Nital 4% (4% de ácido nítrico em álcool) por 5 minutos. As amostras foram temperadas a 1200°C / 3 minutos em forno à vácuo, resfriamento a pressão de 6,5 bar com nitrogênio e duplamente revenidas 560°C / 2 h com resfriamento ao ar em forno de atmosfera neutra, com nitrogênio. As amostras foram analisadas na posição H/2 (metade da altura H dos lingotes) e na posição meio raio dos tarugos (metade da distância superfície – núcleo), conforme demonstrado nas Figuras 3.1 e 3.2. Foi possível medir os grão auteníticos em

amostras temperadas e duplamente revenidas, apesar de comumente se utilizar em amostras temperadas.

#### **3.2.3.4 Avaliação das propriedades mecânicas - Tenacidade**

A avaliação das propriedades mecânicas nos tarugos foi feita através do teste de flexão, com 4 pontos de apoio, utilizando corpo de prova redondo, fabricado em laboratório de dimensões de 5,80 mm x 50 mm de comprimento, com acabamento retificado mais lixamento manual seqüencial com lixa grão 120, 220, 320 e 600. Os corpos de prova foram retirados no sentido longitudinal e transversal dos tarugos, das regiões H/2 (metade da altura H dos lingotes) e a meio raio (metade da distância superfície-núcleo), conforme já demonstrado nas Figuras 3.1 e 3.2, temperados em forno á vácuo a 1200°C / 3 minutos e revenidos duplamente a 560°C / 2 h com resfriamento ao ar em forno de atmosfera neutra, com nitrogênio. Os resultados foram obtidos através da média dos resultados de energia de ruptura em Joules de 8 corpos de prova de cada condição: tarugos de seção quadrada de 120 mm provenientes dos Lingotes B e C e tarugos de seção quadrada de 85 mm provenientes dos Lingotes A e B, nas posições longitudinal e transversal aos lingotes . A Figura 3.3 mostra um desenho ilustrativo do ensaio.

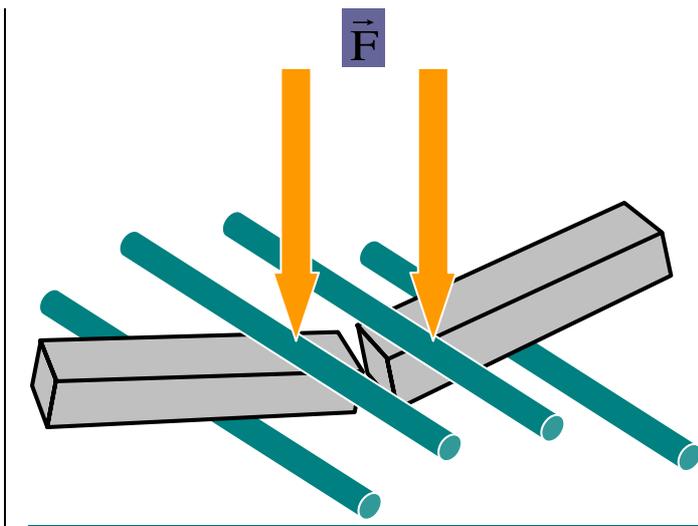


Figura 3. 3 – Desenho esquemático do teste de flexão realizado nos corpos de prova

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Avaliação dos Lingotes

#### 4.1.1 Macro e Microestrutura Bruta de Solidificação.

Após solidificação e recozimento, os aços rápidos possuem microestrutura composta de carbonetos eutéticos e primários, dispostos em uma matriz ferrítica com carbonetos finos (secundários) precipitados. Os carbonetos são resultado da rejeição de carbono e elementos de liga, na frente de solidificação, produzindo elevada concentração local desses elementos e a formação dos primários e eutéticos [1-3]. Esses carbonetos dissolvem muito pouco durante os tratamentos térmicos subsequentes, sendo apenas fragmentados e alinhados pelo processo de conformação – dando origem a morfologia de estriais no produto final. Dependendo da concentração de carbonetos na microestrutura bruta, estas estrias podem se tornar demasiadamente espessas, não adequadas para a aplicação final.

Portanto, foi feito o estudo de macrografia dos lingotes para avaliar a estrutura bruta de solidificação, como mostra a Figura 4.1. Nelas podem ser observados pontos de maior ataque, mais escuros, sendo referentes a regiões com alta concentração de carbonetos, também chamadas de regiões de alta segregação. Foi observado que estas regiões estão presentes em quantidade muito maior no lingote C, associado à sua maior dimensão.

Estas regiões segregadas são mostradas na Figura 4.2, assim como as microestruturas comparativas para regiões do meio-raio dos 3 lingotes. Observa-se que, nos lingotes A e B não existem as regiões demasiadamente segregadas, enquanto que alta concentração de carbonetos são evidenciadas para o lingote C. Além disso, observa-se um refinamento considerável nas células nos lingotes menores, de acordo com o esperado pela equação de Gunji.

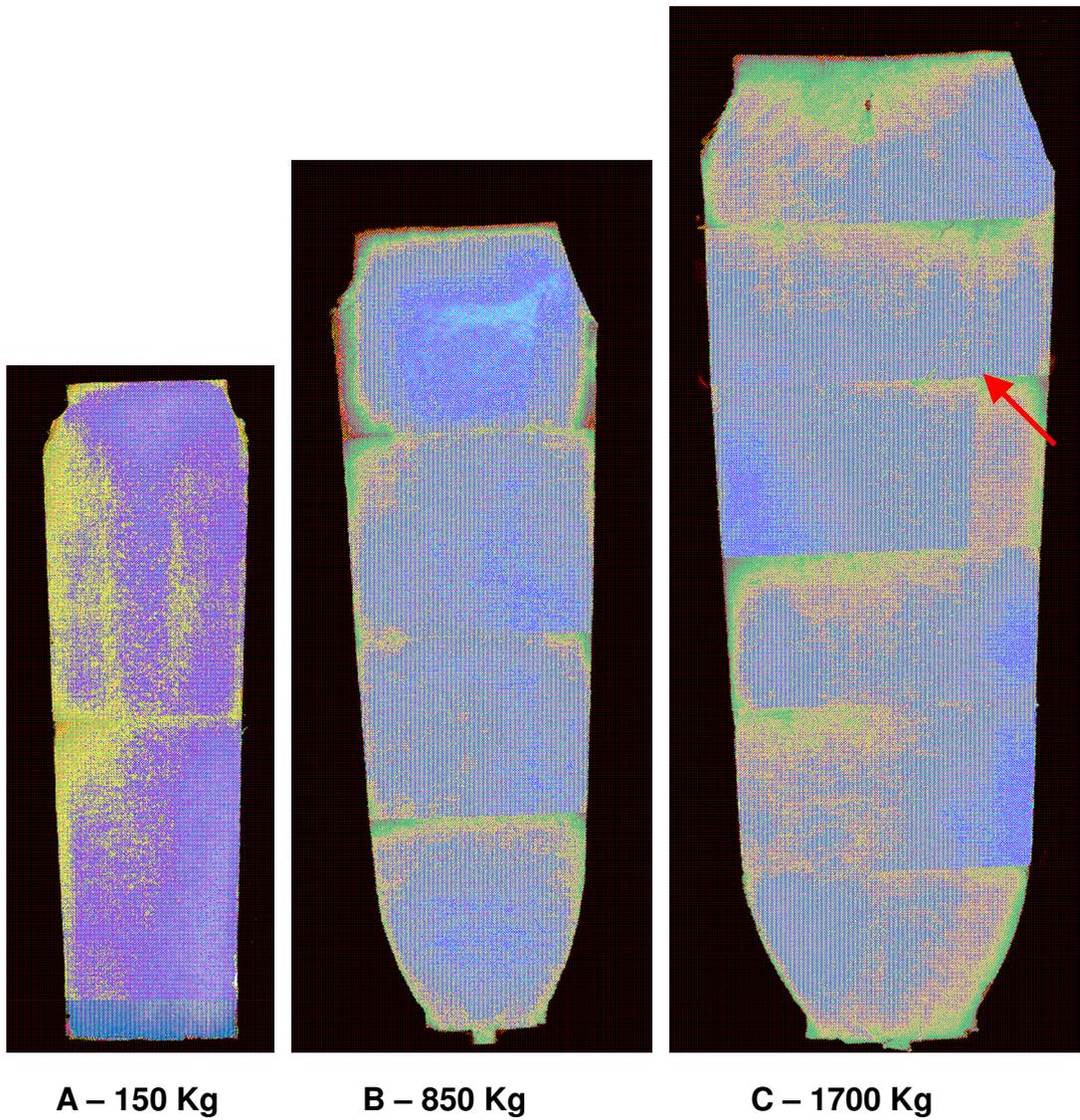


Figura 4. 1 - Macroestrutura comparativa dos lingotes estudados. A seta indica região com alta segregação (ver Figura 4.2d). Fotos fora de escala.

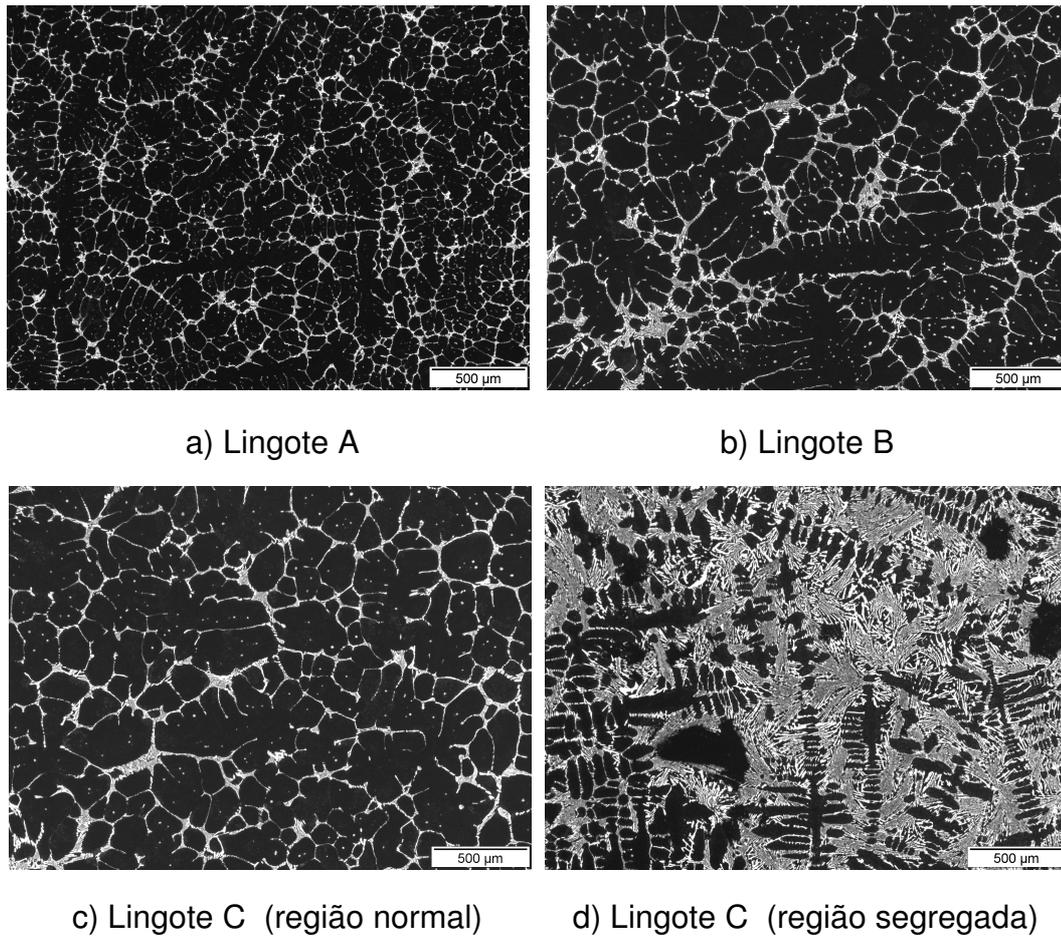


Figura 4. 2 - Microestrutura típica dos lingotes A, B e C. Detalhe item d associado à região segregada do lingote C.

#### 4.1.2 Taxa de Resfriamento

A partir das microestruturas obtidas, Figuras 4.3, 4.4 e 4.5, dos lingotes A, B e C, respectivamente, das regiões pé, meio e cabeça, da superfície, meio-raio (metade da distância superfície-núcleo) e núcleo, observa-se tamanhos de células menores nas regiões próximas as superfícies dos lingotes devido a extração de calor ser maior nestas regiões. No pé dos lingotes, os tamanhos de células são também menores devido a extração de calor ocorrer não somente nas laterais como também na parte inferior dos lingotes. Na cabeça a

extração de calor não é semelhante devido a montagem de cabeça à quente com placas isolantes ou exotérmicas.

Através da medição dos tamanhos de célula, foi possível calcular as taxas de resfriamento para as diferentes posições dos 3 lingotes, conforme mostrado na Tabela 4.1. Observa-se, assim como nas microestruturas, um refinamento das regiões da superfície para o núcleo, porém este não é linear. Ou seja, o refinamento é mais rápido da superfície até metade da distância superfície-núcleo do lingote, seguindo em taxa menor deste ponto para o núcleo.

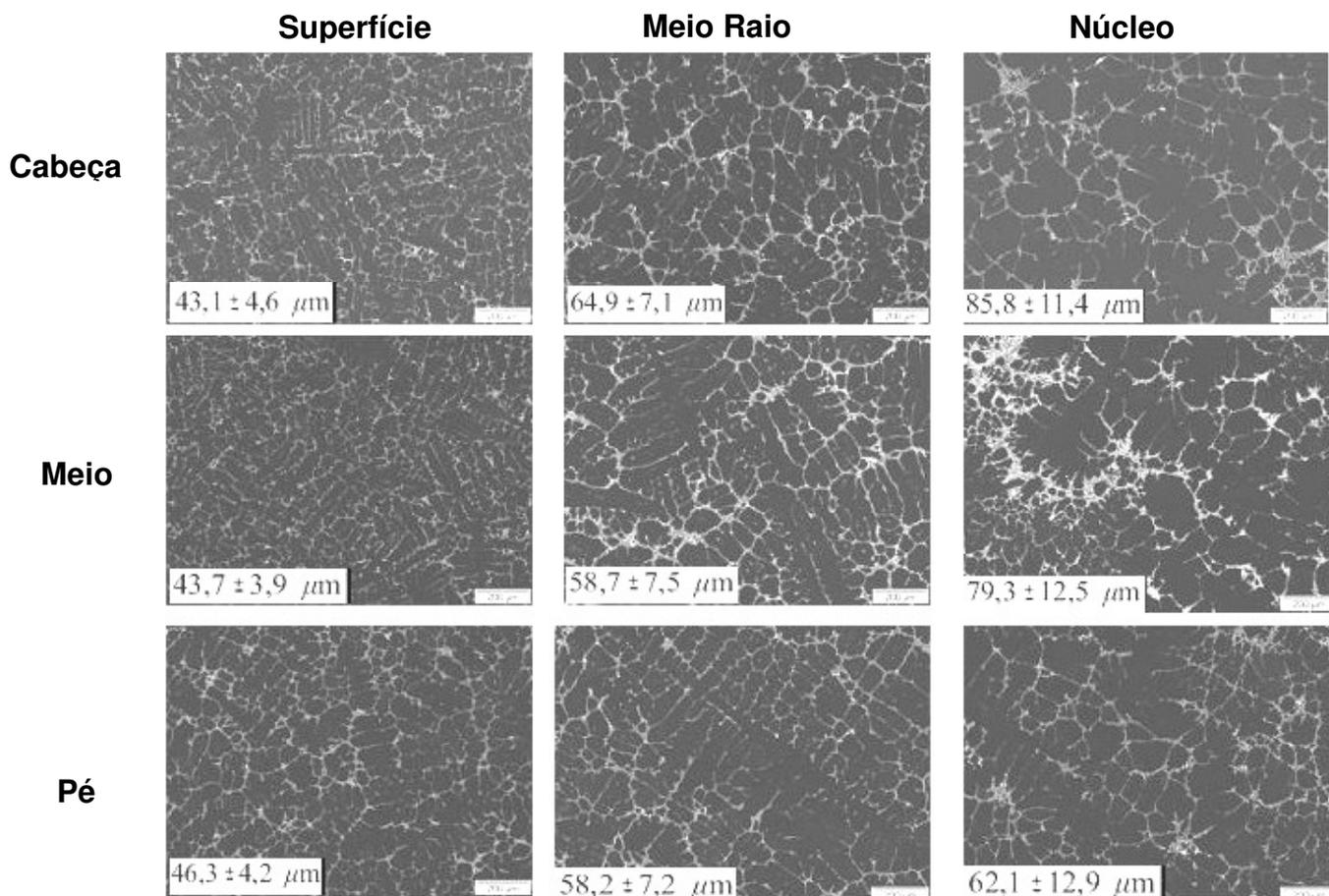


Figura 4. 3 - Micrografia do lingote A – 150 Kg, seção longitudinal. Detalhe do tamanho de célula com o desvio padrão em μm.

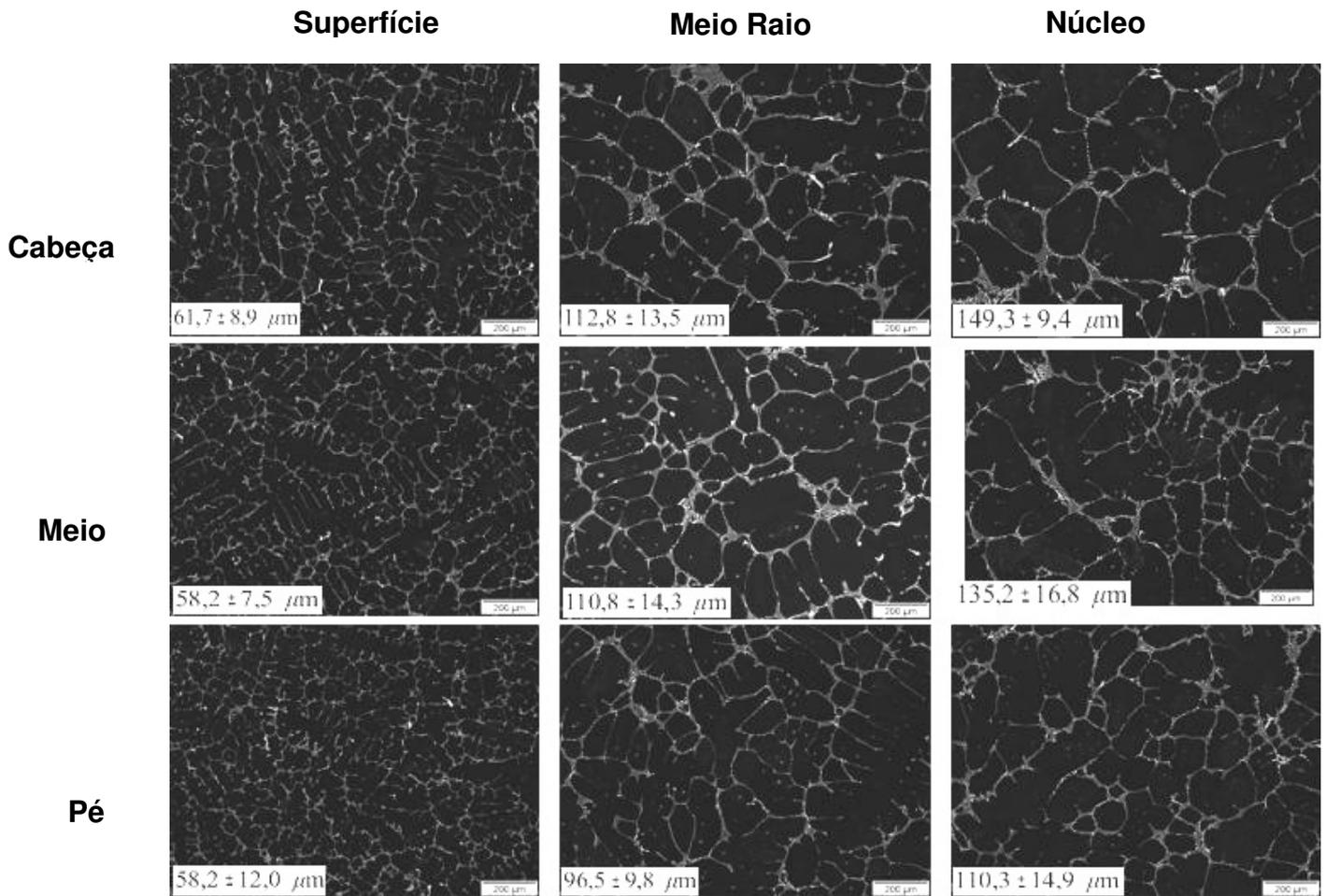


Figura 4. 4 - Micrografia do lingote B – 850 Kg, seção longitudinal. Detalhe do tamanho de célula com o desvio padrão em  $\mu\text{m}$ .

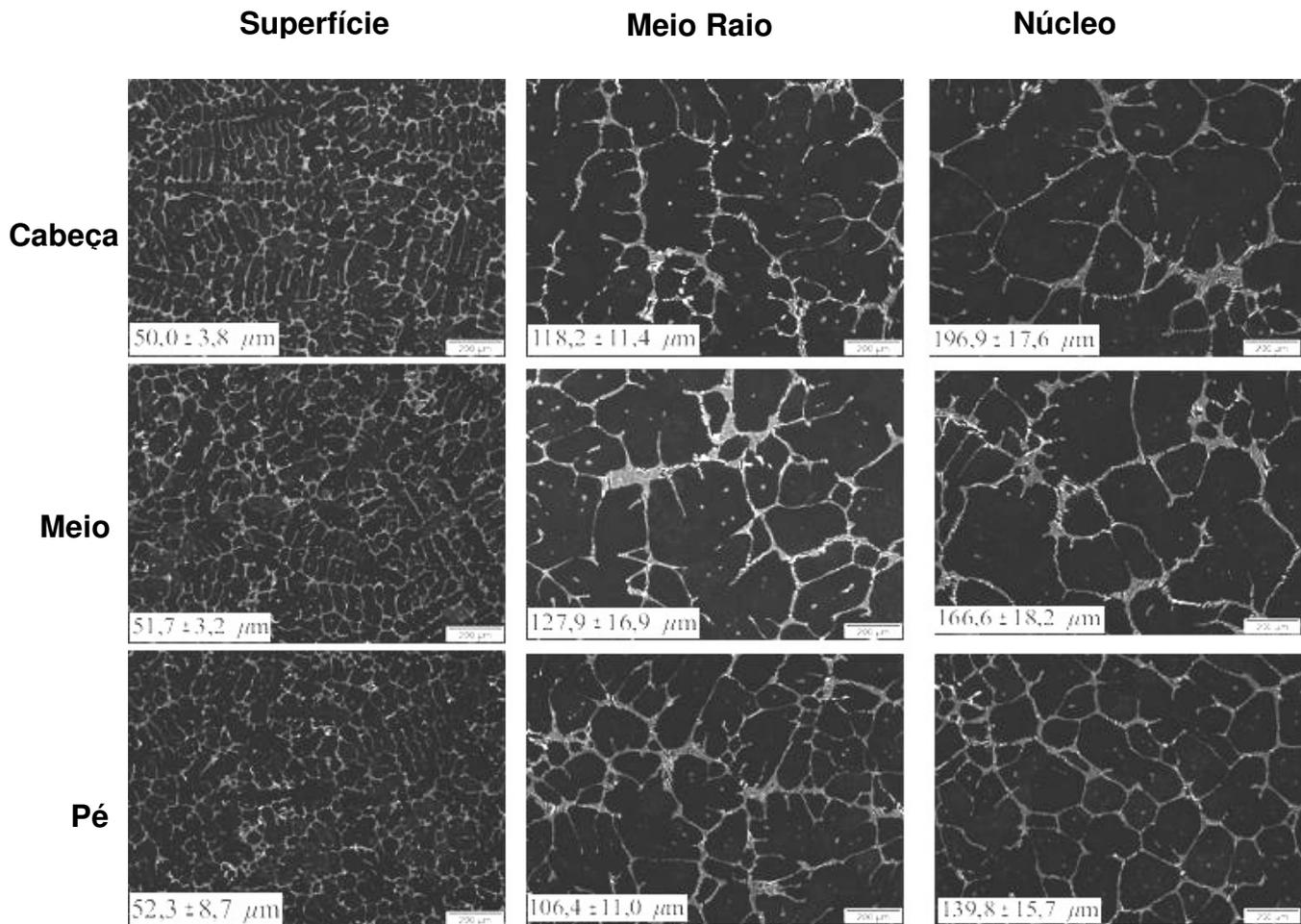


Figura 4. 5 -- Micrografia do lingote C – 1700 Kg, seção longitudinal. Detalhe do tamanho de célula com o desvio padrão em  $\mu\text{m}$ .

Tabela 4. 1 - Medidas do tamanho de célula e da taxa de resfriamento para cada condição.

Tipo de Lingoteiras (h/d=3)	Posição	Tamanho de Célula Médio ( $\mu\text{m}$ )			Taxa Resfriamento ( $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ )		
		Região do Lingote			Região do Lingote		
		Pé Ling.	Meio Ling.	Cab. Ling.	Pé Ling.	Meio Ling.	Cab. Ling.
Ling. A	superfície	46	43	43	221	270	276
	1/2 raio	57	58	64	103	100	70
	Núcleo	60	77	84	89	37	27
Ling. B	superfície	56	57	61	112	103	85
	1/2 raio	96	110	111	17	11	11
	Núcleo	109	133	140	11	5,7	4,7
Ling. C	superfície	51	51	50	154	150	168
	1/2 raio	105	123	117	13	7,4	8,7
	Núcleo	139	165	195	4,9	2,7	1,5

Com estes resultados, o gráfico da Figura 4.6 foi obtido, correlacionando a taxa de resfriamento para a dimensão a partir da parede do molde (lingoteira), apenas para região à meia altura de cada lingote. Novamente, é observada uma queda acelerada da taxa de resfriamento da superfície para a metade da distância superfície-núcleo, seguida de queda em menor inclinação. O efeito é maior nos lingotes maiores (B e C), porém pode ser observado nos três casos.

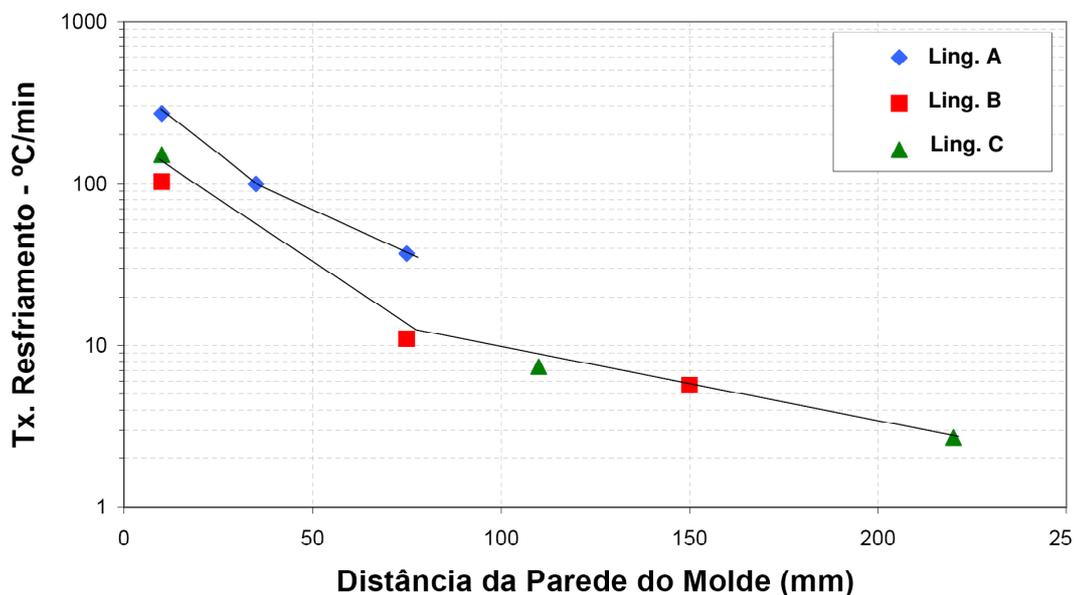


Figura 4. 6 - Taxa de resfriamento para os três lingotes, em função da distância da parede do molde (lingoteira) para meia altura de cada lingote.-

Primeiramente, é importante relatar que, qualitativamente, observa-se o mecanismo clássico em todos os lingotes: células mais finas nos lingotes menores, devido à maior taxa de resfriamento. Porém, quantitativamente, ocorre uma mudança de comportamento no mecanismo de solidificação nas regiões próximas ao núcleo, conforme Figura 4.6. Isto ocorre porque, da superfície até antes da metade da distância superfície-núcleo, a frente de solidificação pode ser entendida como unidirecional; assim, a equação clássica de Gungi e Firschmeister é seguida [19,20]. Quando se aproxima do núcleo (e das regiões equiaxiais mostradas nas macrografias), as outras frentes de

solidificação passam a influenciar, de modo a acelerar a solidificação e diminuir a inclinação da reta da taxa de resfriamento em função da dimensão.

Os resultados apresentados mostram importantes características de diferentes tipos de lingotes. Lingotes menores promovem células menores e maior distribuição do soluto enriquecido (que resulta nos carbonetos eutéticos). Porém, este não é o único aspecto a ser considerado. Em lingotes maiores, como o lingote C, podem surgir regiões demasiadamente segregadas, conforme observado na Figura 4.2 (d) que, após conformação a quente, geram estrias grosseiras. Em ferramentas de corte, tais estrias podem resultar em fraturas das regiões de corte (afiadas), sendo inaceitáveis. Além disso, por não serem homogeneamente distribuídas, podem resultar em empenamento após o tratamento térmico de têmpera da ferramenta.

Lingotes muito pequenos, por outro lado, podem não apresentar deformação suficiente das células quando conduzidos às dimensões finais. Isto será validado na análise de propriedades mecânicas – Teste de Flexão – dos tarugos de cada condição.

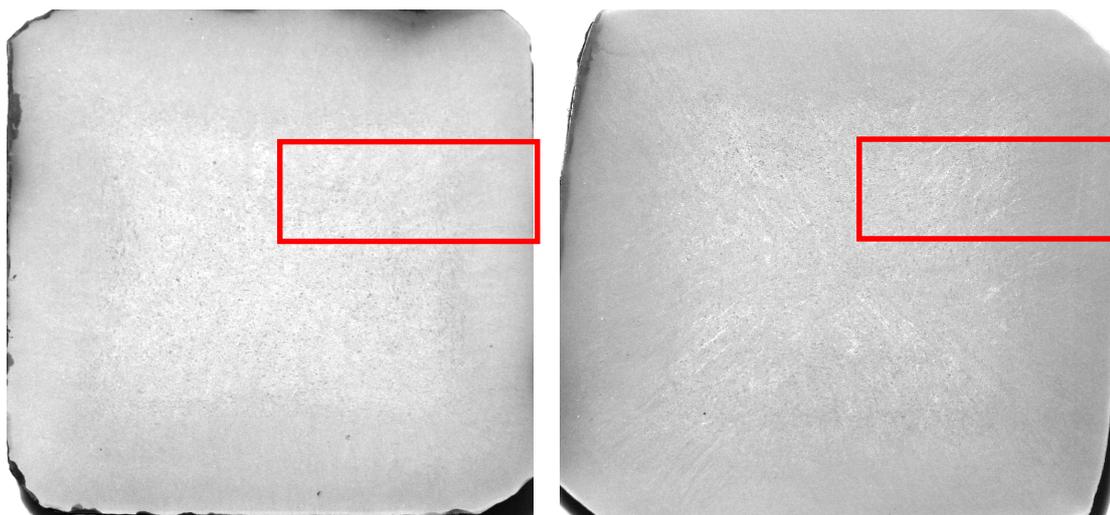
## **4.2 Avaliação dos Tarugos**

Após fundição e recozimento dos lingotes, estes foram conformados a quente pelo processo de forjamento de suas dimensões iniciais até os tarugos quadrados de 120 e 85 mm. Esses tarugos, conforme já comentado anteriormente são, na prática, semi-produtos para laminação de barras comerciais.

### **4.2.1 Avaliação/Resultados de Macrografia.**

Não se observam pontos de intensa segregação nos ensaios macrográficos dos tarugos, mas sim um delineamento maior a cerca de 20mm da superfície no tarugo do lingote B e uma estrutura mais grosseira no tarugo do lingote C, conforme Figura 4.7. Este fenômeno é explicado pela importância

das taxas de resfriamento na solidificação dos lingotes e, conseqüentemente, o tamanho destes lingotes. Apesar do lingote C produzir maiores taxas de deformação que o B para um tarugo quadrado de 120 mm, a macrografia do B apresenta-se mais refinada que no tarugo proveniente do lingote C, fenômeno explicado pelas maiores taxas de resfriamento do B em relação ao C.



Tarugo Qd. 120 mm – Lingote B  
Grau de Redução = 6,85

Tarugo Qd. 120 mm – Lingote C  
Grau de Redução = 13,44

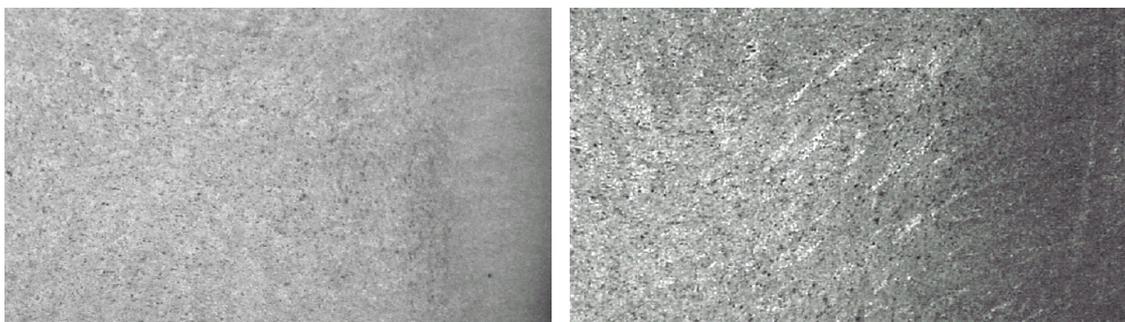


Figura 4. 7 - Macrografia comparativa nos tarugos quadrados de 120 mm dos lingotes B e C. Detalhes das regiões selecionadas são mostrados abaixo de cada figura.

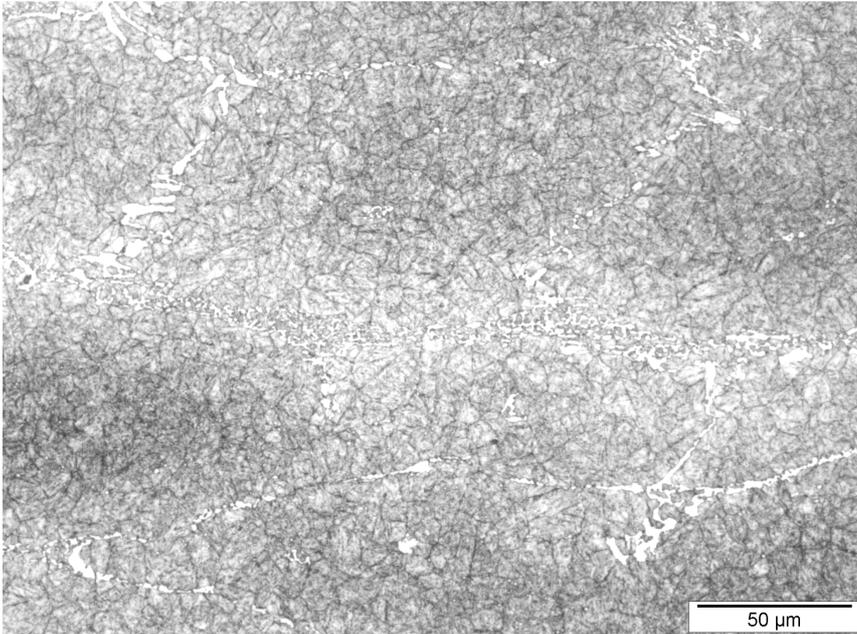
#### 4.2.2 Avaliação/Resultados de Tamanho de Grão.

Conforme já explicado no item 3.2.3.3, a avaliação do tamanho de grão foi realizada em amostras temperadas e duplamente revenidas. Mesmo não sendo usual avaliar tamanho de grão em semiprodutos, como os tarugos estudados neste trabalho, devido às pequenas deformações aplicadas até esta

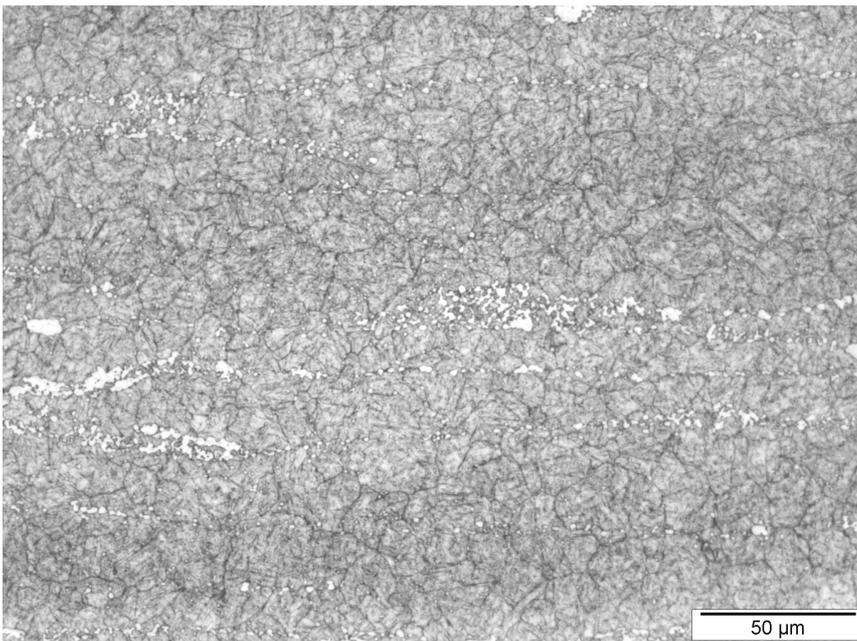
etapa, o estudo serviu de intuito comparativo. Apesar disso, não houve diferenças significativas nos resultados, conforme mostrado na Tabela 4.2 e Figuras 4.8 e 4.9. O resultado apresentou tamanho de grão na ordem de 13 SG. A medição deste parâmetro seria ideal em bitolas laminadas de dimensões usuais de produtos finais, em torno de 20 mm. Provavelmente o tamanho de grão deve ter maior influência de outros fatores (por exemplos carbonetos nanométricos de Vanádio), exceto os relacionados a taxa de resfriamento ou grau de redução.

Tabela 4. 2 - Tamanho de grão comparativo dos tarugos provenientes dos lingotes – Método Snyder Graff, média de 15 campos.

Lingote	Tarugo Qd. (mm)	Grau de Redução	Tamanho de Grão Médio (SG)
B	120	6,85	14,1
C	120	13,44	13,6
A	85	4,70	13,5
B	85	14,31	13,7

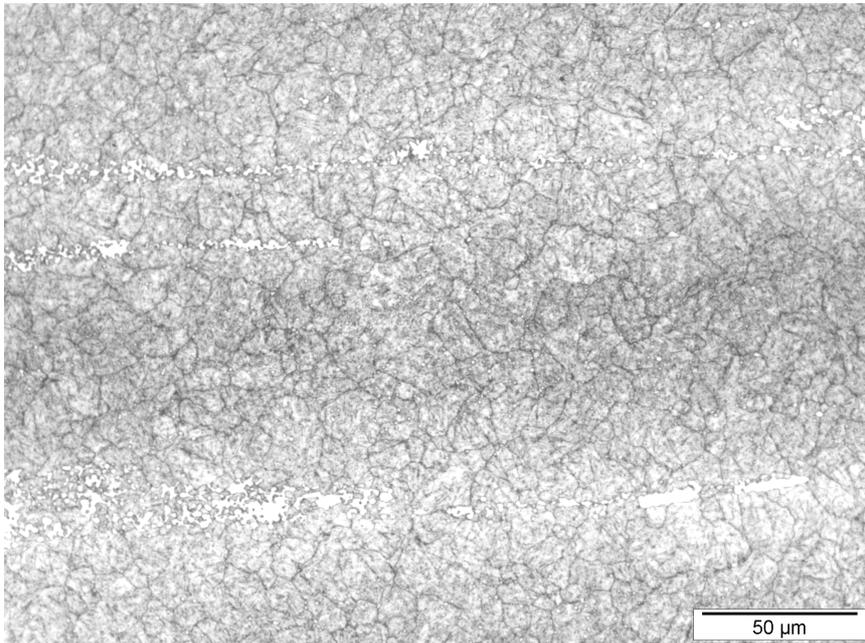


Lingote A – Tarugo seção quadrada 85 mm

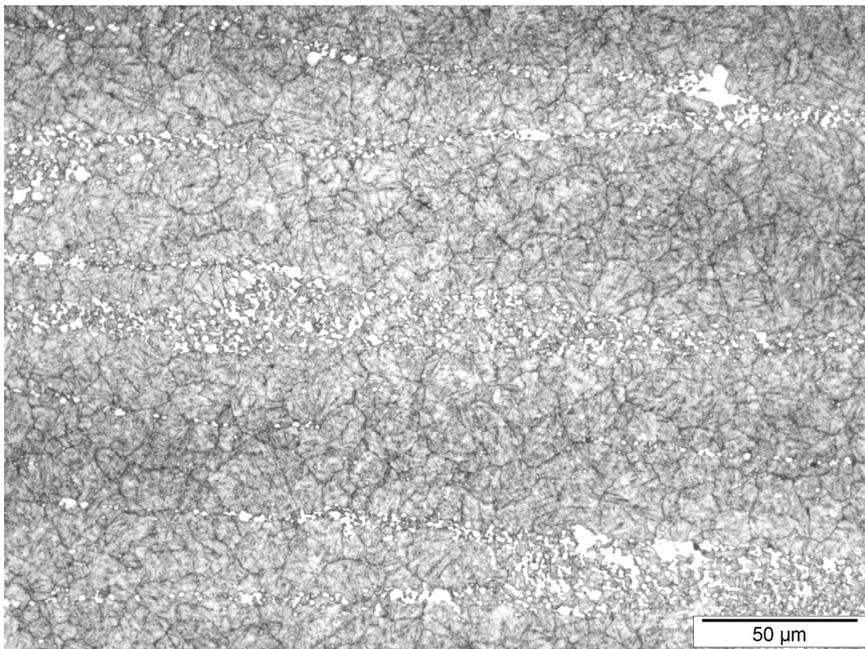


Lingote B – Tarugo seção quadrada 85 mm

Figura 4. 8 - Tamanho de grão comparativo dos tarugos de Qd. 85 mm, provenientes dos lingotes A e B.



Lingote B – Tarugo seção quadrada 120 mm



Lingote C – Tarugo seção quadrada 120 mm

Figura 4. 9 - Tamanho de grão comparativo dos tarugos de Qd. 120 mm, provenientes dos lingotes B e C.

### 4.2.3 Avaliação/Resultados de Distribuição de Carbonetos.

Após conformação a quente e recozimento dos tarugos, a avaliação da distribuição de carbonetos no sentido longitudinal de deformação faz-se necessária. Durante a conformação as células eutéticas são alongadas e a maneira como se apresentam as bandas paralelas à direção de deformação, indicam se o processo de produção foi adequado.

Os resultados mostram que, apesar das taxas de deformação idênticas para os tarugos quadrados de 85 e 120 mm, Figura 4.10 (c) e (d), provenientes respectivamente dos Lingotes B e C, a distribuição dos carbonetos foi mais dispersa para o B do que para o C. Isso é interessante que, apesar de mesmo grau de redução, a estrutura inicial mais refinada do B promoveu um maior refinamento final. É interessante para ilustrar a importância das taxas de resfriamento na solidificação e não somente as redução por conformação a quente. As taxas de resfriamento para o B apresentou 11°C/min e C apresentou 7,4°C/min a meio raio (metade da distancia superfície-núcleo) e na posição H/2 (metade da altura do lingote). Este efeito da solidificação pode ser também comparado em relação a Figura 4.10 (b) e (d), onde é observada uma distribuição de carbonetos equivalente apesar de grau de redução muito maior no C que no B.

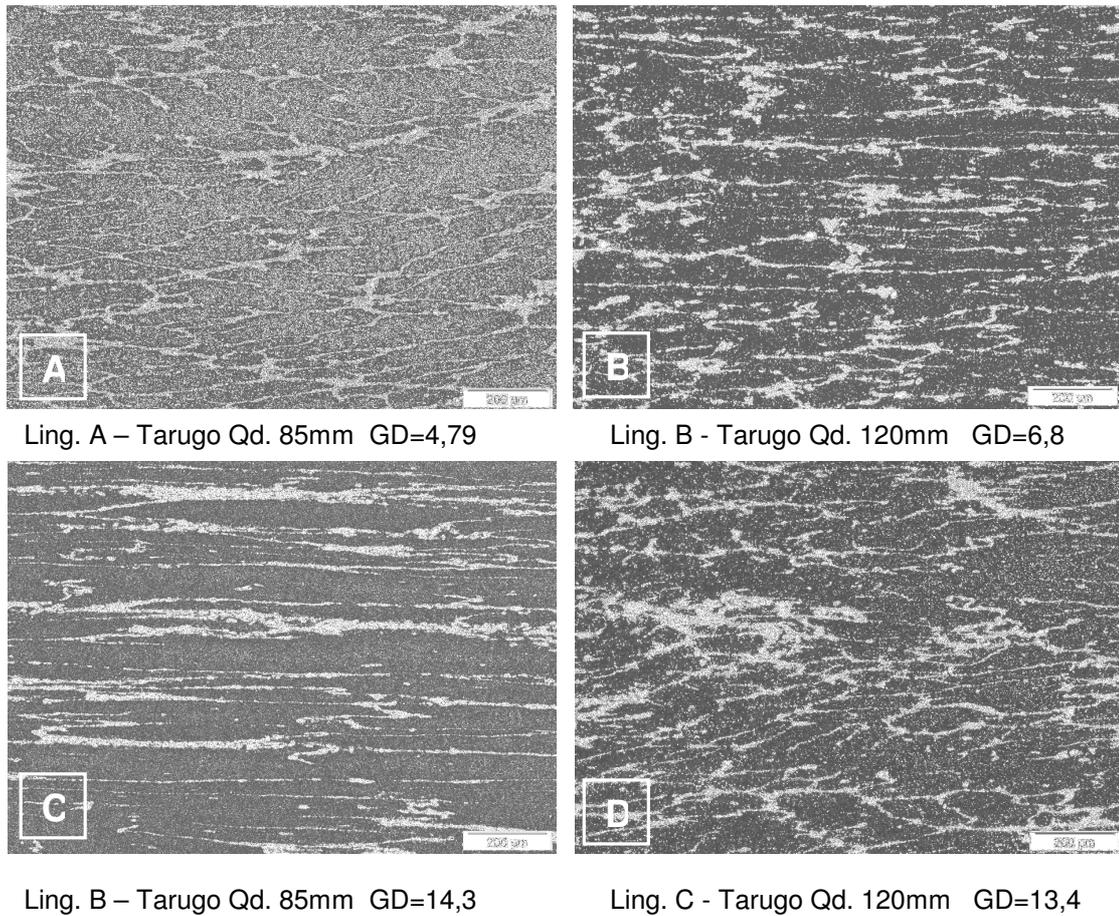


Figura 4. 10 - Distribuição de carbonetos nos tarugos.

#### 4.2.4 Avaliação/Resultados de Teste de Flexão.

As análise das propriedades mecânicas foi realizada através do teste de flexão em 4 pontos em 11 condições, sempre nas posições H/2 (metade da altura dos lingotes) e a meio raio (metade da distância transversal superfície-núcleo), amostras temperadas e duplamente revenidas, nas seguintes condições:

- a. em tarugos de seção quadrada de 120 mm provenientes do Lingote B, seção longitudinal e transversal a direção de deformação dos tarugos.
- b. em tarugos de seção quadrada de 120 mm provenientes do Lingote C, seção longitudinal e transversal a direção de deformação dos tarugos.

c. em tarugos de seção quadrada de 85 mm provenientes do Lingote A, seção longitudinal e transversal a direção de deformação dos tarugos.

d. em tarugos de seção quadrada de 85 mm provenientes do Lingote B, seção longitudinal e transversal a direção de deformação dos tarugos.

e. nos lingotes A, B e C, seção longitudinal a altura H dos lingotes.

Primeiramente, são observados na Figura 4.11 e 4.12 resultados muito superiores para os corpos de prova longitudinais em relação aos transversais. As diferenças dos ensaios de flexão na longitudinal e na transversal são justificadas pela distribuição de carbonetos alinhados no sentido longitudinal. No ensaio transversal, a propagação de trinca ocorre ao longo das estrias de carbonetos sendo assim mais fácil que no ensaio longitudinal, em que a trinca é propagada “cortando” as bandas de carbonetos. Ou seja, a propagação de trincas por entre as estrias de carbonetos justifica a menor tenacidade em flexão dos corpos de prova transversais.

Porém, o mais importante neste item, é avaliar o efeito do grau de redução nos diferentes lingotes. Analisando somente os resultados de tenacidade (Tabela 4.3, Figura 4.11 e Figura 4.12), conclui-se que para a tenacidade o que mais importa é o grau de redução, independente do lingote. Esta análise é considerada incompleta, pois estaria levando em consideração somente a taxa de deformação para uma maior tenacidade (quanto maior o lingote, maior o grau de deformação). Mas em contrapartida, lingotes muito grandes promovem segregação intensa e carbonetos grosseiros, conforme demonstrado nas macro e micrografias dos lingotes, Figuras 4.1 e 4.2 (d). As taxas de deformação precisam ser altas, mas as taxas de resfriamento também pois a microestrutura do material é afetada por estas duas variáveis.

Tabela 4. 3 - Resultados testes de flexão.

Teste de Flexão - Média Energia Absorvida (J)						
Lingotes	Transversal			Longitudinal		
	Lingote	Tarugo Qd. 120 mm	Tarugo Qd. 85 mm	Lingote	Tarugo Qd. 120 mm	Tarugo Qd. 85 mm
A	0,71		1,3	0,71		3,01
B	0,35	1,44	1,7	0,35	3,81	5,6
C	0,31	1,77		0,31	4,94	

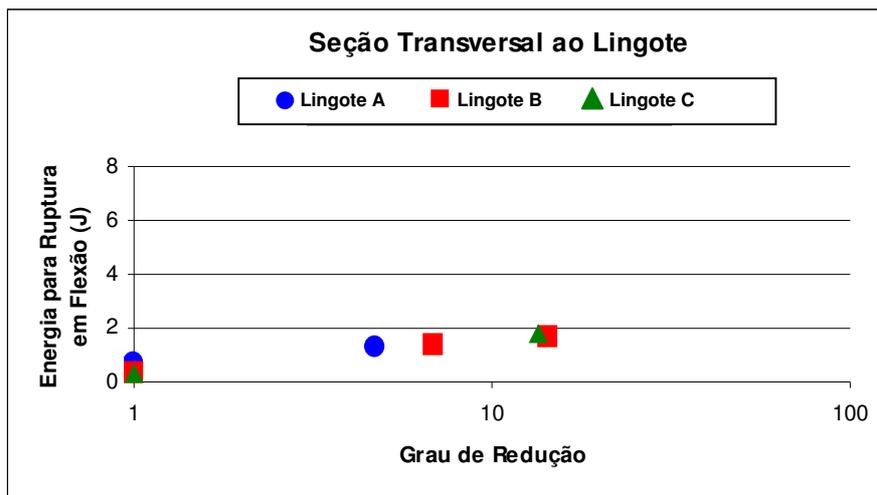


Figura 4. 11 - Gráfico da energia de ruptura em flexão (J) em relação ao grau de deformação dos tarugos – seção transversal ao lingote.

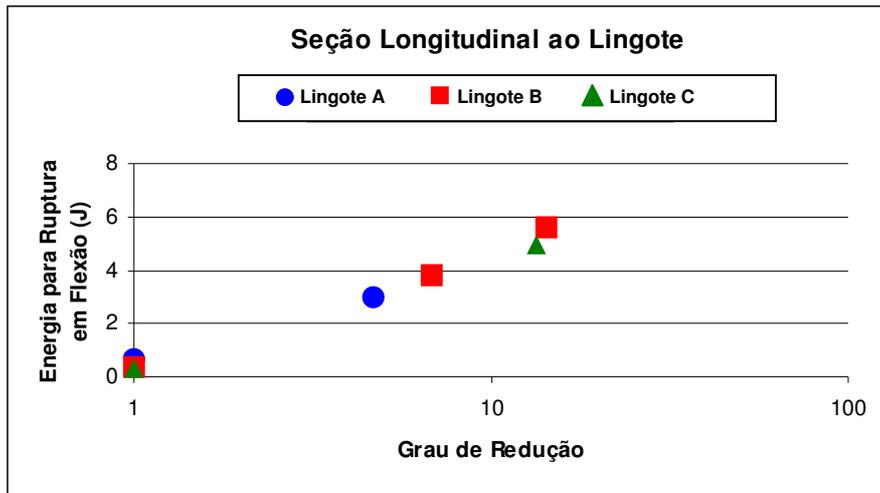


Figura 4. 12 - Gráfico da energia de ruptura em flexão (J) em relação ao grau de deformação dos tarugos – seção longitudinal ao lingote.



## 5 CONCLUSÕES

Os resultados deste trabalho mostram que o modelo de Gungi pode ser observado nos três lingotes, sendo observado um comportamento distinto da solidificação unidirecional nas regiões da superfície até ao meio raio (metade da distância transversal superfície-núcleo) dos lingotes.

A definição do projeto de lingoteira e conseqüentemente do tamanho e forma do lingote deve levar em consideração o grau de deformação e sua microestrutura inicial. Neste último aspecto, o presente trabalho mostra ser importante correlacionar espaçamentos interdendríticos refinados e ausência de regiões segregadas.

A melhor combinação, portanto seria lingote suficientemente grande, para proporcionar bom grau de deformação, mas não exageradamente grandes, para não incorrer em segregação e problemas no produto final de distorções, trincas em locais específicos ou carbonetos demasiadamente grosseiros.

Isto implica concluir que o melhor é o lingote B, que concilia bom grau de redução e, também pouca segregação. O lingote A apresenta baixo grau de redução e o lingote C apresenta segregação e carbonetos grosseiros, ambos comprometendo as propriedades mecânicas finais dos produtos e suas aplicações em uso.



## **6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Com os tarugos já desbastados é possível laminar em barras de diâmetro de aproximadamente 20 mm (medida comercialmente utilizada em ferramentas de corte de aço rápido M2) para comparação das propriedades mecânicas. Além de tamanho de grão, distribuição de carbonetos e teste flexão, temas deste trabalho, comparar também tamanho de carbonetos, que não foi abordado. Para isso, os tarugos provenientes de lingotes A, experimentais, de 150 Kg, precisam ser soldados em outros tarugos de aço carbono para permitir laminação, devido a limitações de comprimentos da mesa do trem laminador. Este será um grande desafio, pois existe o risco quebra na região da solda e conseqüentemente a perda destes tarugos durante a laminação.



## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] G. Hoyle “High Speed Steels”, Butterworths, first edition, 1988, p. 18-51 and 123-145.
- [2] G. Roberts and R. Cary, “Tool Steels”, American Society for Metals, fourth edition, 1980, p. 629-725.
- [3] M. Boccalini and H. Gioldenstein, “Solidification of High Speed Steel”, International Materials Reviews, Vol. 46, 2001, p. 92-115.
- [4] Kim C. K.; Lee D-G; Lee S, “ Correlation of microstructure and fracture properties of five centrifugal cast HSS rolls”, Material Science and Technology. Vol. 23, 2007, pp. 1065-1074.
- [5] Xu, Liujie; Xing, Jiandong; Wei, Shizhong; Zhang, Yongzhen; Long, Rui, “Study on relative wear resistance and wear stability of HSS with high Vanadium content”, Wear, Vol. 262, 2007, pp. 253-261.
- [6] Wang, Minglia; Mu, Songmei; Sun, Feifei; Wang, Yan; “Influence of rare Earth Elements on Microstructure and Mechanical Properties of Cast High Speed Steel Rolls, Journal of Rare Earths (English Edition), Vol.25, 2007, pp. 490-494.
- [7] Zhang, Xiaodan; Liu, Wei; Sun, Dale; Li, Youguo, “The transformation of Carbides during Austenitization and its effect on the wear resistance of High Speed Steel (HVHSS) rolls, Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 38A, 2007, pp. 499-505.
- [8] Klock, A; Dobrzanski, L. A.; Matula, G.; Torralba, J M, “ Effect of manufacturing methods on structure and properties of the gradient tool materials with the non-alloy steel matrix the HS 6-5-2 type High Speed Steel”, Material Science Forum, Vol. 539-543, Part 3, 2007, pp. 2749-2754.

[9] MESQUITA, Rafael Agnelli; BARBOSA, Celso Antonio. "Evaluation of as-hipped PM high speed steel for production of large-diameter cutting tools", Materials Science Forum, v. 416-418, 2003, p. 235-240.

[10] MESQUITA, Rafael Agnelli; BARBOSA, Celso Antonio. "High-speed Steels Produced by Conventional Casting, Spray Forming and Powder Metallurgy", Materials Science Forum, v. 498-499, 2005, p. 244-250.

[11] MESQUITA, Rafael Agnelli; BARBOSA, Celso Antonio. "Spray forming high speed steel - properties and processing", Materials Science and Engineering A, v. 383, n. 1, Oct. 2004, p. 87-95.

[12] R. A. Mesquita, C. A. Barbosa. "Efeito da temperatura de austenitização na tenacidade do aço rápido M2 medida através do ensaio de flexão". In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 55, 2000, Rio de Janeiro. Rio de Janeiro: ABM, 2000, p. 1 CD ROM.

[13] MESQUITA, Rafael Agnelli, et al. "Effect of hardening conditions on the mechanical properties of high speed steels", European Conference on Heat Treatment 2008, May 2008, p. 7-9.

[14] T. Murakami and A. Hata: Sci Rep. Tohoku Imp. Univ., 1<sup>st</sup> Ser. 1936, p. 882-895.

[15] K. Kuo: Journal of the Iron and Steel Institute, 1955, vol. 181, p. 128-134.

[16] Young-Won Kim, et al., "Met. Trans. A", 1979, p.46-32.

[17] P. Hellman, Metal Powder Report 47, 1992, p. 25.

[18] S. A. Horton and H. C. Child, *Metals Technology* Vol.10, 1983, p. 245.

[19] Firshmeister, H. F. and Oisson, L., *ASM/SME Int. Conf. Cutting Tool Materials*, 1980, p. 23-27.

[20] Gunji, Koki; Kusaka Kunio, Ishikawa Eijiro; Sudo Koichi, "Solidification Structure of High Speed Tool Steel", *Transactions ISIJ*, Vol.14, 1974, p. 75.

[21] F. Kayser and M. Cohen, "Carbides in High Speed Steel - Their Nature and Quantity", *Metal Progress*, 61, No. 6, 1952, p. 79.

[22] Gulyaev, A. P., "Study of The Phase Composition of High Speed Steels", *Stal*, 6 (March, 1946), p. 181. Also Brucher Translation No. 1977.

[23] ATKINS, M. "Atlas of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels", Metals Park, Ohio: American Society for Metals , 1980, p 260, ISBN 087170093X

[24] R. Ebner, H. Leitner, F. Jeglitsch and D. Caliskanoglu, "Methods of Property Oriented Tool Steel Design", *Anais do 5th International Tooling Conference*, 1999 Leoben – Austria, p.3-24.

[25] Rodic, J., "Doutorate Thesis, Ljubljana University", 1978, p. 12-38.

[26] Grobe, A.H. and Roberts, G.A. *Trans ASM*, v.40, 1948, p. 435-471.

[27] Hoyle, G. et al. "A modified bend test for hardened tool steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*, Jan. 1959, p.44-55.

[28] Attlegard, M. And Eklund, S. Difficulties of predicting performance of HSS from microstructural characteristics and mechanical testing. Proceedings of Tipton`s 81 organized jointly by the National Physical Laboratory and the Metals Society of London, 1982, pp. 216-220.

[29] Almond, E. A. Towards improved tests based on fundamental properties. Proceedings of Tipton`s 81 organized jointly by the National Physical Laboratory and the Metals Society of London, 1982, pp. 161-169.

[30] Kirk, F. A. "Materials For Metal Cutting", Iron and Steel Institute, 1970, pp. 48; Also J. Iron Steel Inst., 1979, p. 606.

[31] Mucka, J. Metal Treatment, 1965, p. 168.

[32] Cook, P. M. and Stringer, J.D., Journal Iron Steel Inst., 1956.

[33] Alberto Imoto e Celso A. Barbosa, "Efeito da temperatura de austenitização sobre as propriedades dos aços A.I.S.I. M2 e M7", Contribuição técnica apresentada no XXXV Congresso Anual da ABM, São Paulo, 1980, p. 117-130.

[34] K. Gunji, K. Kusaka, E. Ishikawa and K. Sudo, Trans. Iron Steel Inst. Japan, 1974, p. 257-266.

[35] Stockholm and Jernkontoret, "A guide to the Solidification of Steels", 1977, p. 134.

[36] H.F. Fischmeister; R. Riedl; S. Karagöz, Metall. Trans. A. 1989, 20A, p. 2133-2148.

[37] Boccallini, M. , PhD thesis, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brazil, 1996, p. 10-70.

[38] COSTA E SILVA, A.L.V da; MEI, P. R., "Aços e Ligas especiais". São Paulo: Edgard Blücher, 2006, p. 363-407.