

**MARCIO HISATO KASAHARA**

**ESTUDO DA FUNDIBILIDADE DE LIGAS NICRALC.**

**Monografia Apresentada à Escola  
Politécnica da Universidade de São  
Paulo para a Obtenção do Título de  
Engenheiro de Materiais.**

**São Paulo**

**2005**

**MARCIO HISATO KASAHARA**

**ESTUDO DA FUNDIBILIDADE DE LIGAS NICRALC.**

**Monografia Apresentada à Escola  
Politécnica da Universidade de São  
Paulo para a Obtenção do Título de  
Engenheiro de Materiais.**

**São Paulo**

**2005**

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço primeiramente aos meus pais, pela oportunidade e apoio em toda a minha vida estudantil.

Agradeço também à todos os professores e funcionários do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, em especial o Prof Hélio Goldenstein, que me apoiou nesses três anos de Iniciação científica.

Agradeço ao Sr eng Geraldo Imamura pela oportunidade e confiança que foi depositado.

Agradeço ao meu amigo Wanderson Santana que me ajudou nas horas difíceis.

Agradeço aos funcionários do IPT, que nos ajudaram a fundir as ligas, em especial o Ricardo Fuoco e Mario Boccalini.

A minha namorada Liliane

Ao CNPq

## INDICE

1– RESUMO.....	1
2 – INTRODUÇÃO.....	2
2.1 – Fundição de precisão em tempos modernos.....	4
3 – OBJETIVO.....	7
4 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	7
4.1 - Ligas a altas temperaturas.....	7
4.2 - Problemas de composição na fundição.....	9
4.3 - Fluides na fundição.....	13
4.3.1 - Medição de fluides.....	14
4.3.2 - Variáveis que influenciam a fluides.....	15
4.3.3 - Outros fatores atuantes na fluides.....	17
4.3.4 - Fator do molde na fluides.....	19
4.4 - Linha de pesquisa da liga NICRALC.....	19
5 - MATERIAIS E MÉTODOS.....	23
5.1 - Preparação da carga.....	23
5.1.1 - Preparação das cascas cerâmicas .....	24
5.1.1.1. - Modelos em cera.....	24
5.1.1.2. - Montagem.....	24
5.1.1.3. – Lavagem.....	24
5.1.1.4. – Revestimento.....	24
5.1.1.5. – Remoção da cera ( Desceragem).....	25
5.1.1.6. – Calcinação.....	25
5.1.2. – Montagem da casca cerâmica C1-I e II.....	25
5.1.3. - Montagem da casca cerâmica PMT1.....	25
5.1.4. - Montagem da casca cerâmica C2.....	26
5.1.5. - Montagem da casca cerâmica PMT2.....	27
5.1.6. - Montagem da casca cerâmica C3.....	27
5.1.7. - Montagem da casca cerâmica C4-I e II.....	30
5.1.8. - Montagem da casca cerâmica C5-I e II.....	30
5.2-Preparação do molde de areia para ensaio de fluides.....	31



5.3 - Revestimento do forno de indução do DIMET/IPT .....	32
5.4 - Revestimento do cadinho de SiC para as fusões PMT.....	34
5.5 - Procedimentos de Fusão e Vazamento.....	34
5.5.1 - Fusões preliminares.....	34
5.5.2 - Fundição Corrida C1-I e II.....	37
5.5.2.1 - Corrida C1-I.....	38
5.5.2.2 - Corrida C1-II.....	39
5.5.3 - Corrida PMT 1.....	40
5.5.4 - Fundição C2.....	42
5.5.5 - Fundição PMT 2 .....	43
5.5.6 - Corrida C3.....	45
5.5.7 - Corrida C4-I e II.....	46
5.5.7.1 – Corrida C4-I.....	46
5.5.7.2 – Corrida C4-II.....	48
5.5.8 - Corrida C5.....	49
5.5.8.1 - Corrida C5-I.....	50
5.5.8.2 - Corrida C5-II.....	52
5.6 - Preparação metalográfica das ligas.....	53
5.7 - Ataque Metalográfico.....	54
5.8 - Observação em microscópio óptico.....	54
5.9 - Observação em microscópio eletrônico de varredura.....	54
5.10 - Microdureza Vickers.....	55
5.11 - Análise Química.....	55
6 - RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	55
6.1 – Análise Microestrutural.....	55
6.2 - Fusões preliminares.....	75
6.3 - Corrida C1-I e II.....	76
6.3.1 - Corrida C1-I.....	76
6.3.2 -Corrida C1-II.....	76
6.4 - Corrida PMT 1 .....	79
6.5 - Corrida C2.....	82

<b>6.6 - Corrida PMT 2 .....</b>	<b>83</b>
<b>6.6.1 - Análise dos procedimentos preliminares e as correções abordadas.....</b>	<b>84</b>
<b>6.7 - Corrida C3.....</b>	<b>85</b>
<b>6.8 - Corrida C4-I.....</b>	<b>89</b>
<b>6.9 - Corrida C4-II.....</b>	<b>90</b>
<b>6.10 - Corrida C5-I e II.....</b>	<b>91</b>
<b>6.11 - Microdureza Vickers .....</b>	<b>92</b>
<b>6.12 - Tempo de vazamento.....</b>	<b>93</b>
<b>6.13 -Temperatura de vazamento.....</b>	<b>93</b>
<b>6.13 - Análise Química.....</b>	<b>94</b>
<b>7.CONSIDERAÇÕES FINAIS.....</b>	<b>94</b>
<b>8 - Continuidade do trabalho.....</b>	<b>96</b>
<b>8.1 – Anexos.....</b>	<b>98</b>
<b>9. BIBLIOGRAFIA.....</b>	<b>100</b>

## **GRÁFICOS**

**GRÁFICO 1 - Temperatura em função do tempo na fusão das ligas 7,8 e 9...37**

## FIGURAS

Figura 1 – Processo de fundição de precisão por cera perdida.....	6
Figura 2 – Influência do superaquecimento na fluidez: a)Metal puro; b)ligas.....	15
Figura 3 – Relação entre composição e fluidez em uma liga Pb-Sn.....	16
FIGURA 4 - Diagrama pseudo-ternário (Ni+Al)-Cr-C, que apresenta esquemáticamente os campos das principais fases observadas.....	23
FIGURA 5– configuração da árvore em cera para PMT1.....	26
Figura 6 – Desenho esquemático do corpo de prova de tração utilizado em C2.....	27
Figura 7 - Módulos da árvore.....	28
Figura 8 - Módulos dos corpos de prova.....	28
FIGURAS 9 – b) nova configuração em cera; c) configuração do mancal em cera; d) nova configuração em casca cerâmica; e) mancal revestido com cerâmica.....	30
Figura 10 – a) desenho esquemático do ensaio de fluidez em espiral; b)Foto do molde em espiral; c)Foto da moldagem do ensaio de fluidez ; d)após a socagem do molde em areia.....	32
FIGURA 11 – a)Foto do forno de indução de 30kW do PMT/EPUSP; b)Foto do cadinho com as cargas B7, B8 eB9.....	33
FIGURA 12 – foto do cadinho de SiC revestido com refratário de Alumina...	34
FIGURA 13 – a)Foto do forno de indução de 30kW do PMT/EPUSP; b)Foto do cadinho com as cargas B7, B8 eB9.....	36
Figura 14 – a)casca cerâmicas das corridas C1; b) casca C1-II com manta e filtro; cerâmico.....	38
FIGURA 15 – a) Molde cerâmico utilizado na segunda série de fundição da liga NICRALC. b) Configuração da fusão em forno de indução. Notar a carga metálica colocada em cadinho de SiC recoberto com zirconita.....	41

FIGURA 16 - Montagem do carregamento de matérias-primas executado na corrida da segunda série de experimentos no Laboratório de Fundição da DIMET/IPT .....	43
FIGURA 17 – Instante após o vazamento do C3.....	46
FIGURA 18 – a) árvore de corpo de prova de tração vista topo; b)vista frontal.....	47
FIGURA 19 - a)Foto do forno de indução de 4kg; b)Árvores C4-I e II após a quebra da casca cerâmica.....	49
FIGURA 20 – a)Configuração do forno com o bico de refratário de alumina; b)Desenho esquemático do vazamento.....	50
FIGURA 21 – a)vazamento do ensaio de fundibilidade; b)falta de preenchimento do mancal.....	52
Figura 22 – Stellite 6 com aumento de 200X com ataque eletrolítico.....	56
Figura 23 – Stellite 6 com aumento de 500X com ataque eletrolítico.....	56
Figura 24 – B7 com aumento de 200X, estrutura dendrítica com carbonetos de cromo entre as dendritas. Estrutura hipoeutética.....	57
Figura 25 – B7 com aumento de 500X.....	57
Figura 26– B8 com aumento de 200X. Estrutura hipoeutética com carbonetos de cromo espalhados na matriz.....	58
Figura 27 – B8 com aumento de 500X.....	58
Figura 28 – B9 com aumento de 200X. Estrutura hipereutética, com precipitação da fase NiAl (parte mais escura).....	59
Figura 29 – B9 com aumento de 500X.....	59
Figura 30 – C1-I com aumento de 200X. Estrutura hipoeutética com carbonetos de cromo entre as dendritas.....	60
Figura 31 – C1-I com aumento de 500X.....	60
Figura 32 – C1-I com aumento de 1000X. Matriz $\gamma/\gamma'$ .....	61
Figura 33 – C1-II com aumento de 200X. Estrutura hipoeutética com carbonetos de cromo entre as dendritas.....	61
Figura 34 – C1-II com aumento de 500X.....	62
Figura 35 – C1-II com aumento de 1000X.....	62

Figura 36 – C2 com aumento de 200X. Estrutura eutética.....	63
Figura 37 – C2 com aumento de 500X.....	63
Figura 38 – C2 com aumento de 1000X.....	64
Figura 39 – C3 com aumento de 200X. Estrutura hipoeutética com carbonetos de cromo entre as dendritas.....	64
Figura 40 – C3 com aumento de 1000X. Matriz $\gamma/\gamma'$ com carbonetos de cromo.....	65
Figura 41 – C4-I com aumento de 200X, adição de Fe e Si.....	65
Figura 42 – C4-I com aumento de 500X. Precipitação da fase $\beta$ ferromagnético.....	66
Figura 43 – C4-I com aumento de 1000X.....	66
Figura 44 – C4-II com aumento de 200X. Estrutura eutética.....	67
Figura 45 – C4-II com aumento de 500X.....	67
Figura 46 – C4-II com aumento de 1000X. Matriz $\gamma/\gamma'$ .....	68
Figura 47 – C5-I com aumento de 200X. Estrutura eutética.....	68
Figura 48 – C5-I com aumento de 500X.....	69
Figura 49 – C5-I com aumento de 1000X. Matriz $\gamma/\gamma'$ .....	69
Figura 50 – C5-II com aumento de 200X. Estrutura eutética.....	70
Figura 51 – C5-II com aumento de 500X.....	70
Figura 52 – C5-II com aumento de 1000X.....	71
Figura 53 – PMT1 com aumento de 200X. Estrutura eutética.....	71
Figura 54 – PMT1 com aumento de 500X.....	72
Figura 55 – PMT1 com aumento de 1000X. Matriz $\gamma/\gamma'$ .....	72
Figura 56 – PMT2 com aumento de 200X. Estrutura hipoeutética com carbonetos de cromo espalhados na matriz.....	73
Figura 57 – PMT2 com aumento de 500X.....	73
Figura 58 – PMT2 com aumento de 1000X. Matriz $\gamma/\gamma'$ .....	74
Figura 59 – fotos das ligas após a fusão.....	75
Figura 60- a)Vazamento do C1-I; b) Defeito de fundição da corrida C1-I.....	76
Figura 61–corrida C1-II e enchimento incompleto da casca cerâmica.....	78
FIGURA 62-a)Trinca de solidificação 1; b)trinca de solidificação 2.....	80

FIGURA 63 - A análise da superfície das regiões trincadas por MEV.....	80
FIGURA 64 - Óxidos na superfície das regiões trincadas por MEV.....	81
FIGURA 65 – Superfície de fratura MEV .....	81
Figura 66 – a) Corpos de prova quebrados depois de fundidos segundo os procedimentos da terceira série de experimentos.b)Desenho esquemático do rechupe ao longo do corpo de prova.....	82
Figura 67 – a) Molde utilizado em PMT2; b) Resultado obtido em PMT2.....	84
Figura 68 a) Árvore dos corpos de prova de tração, após desmoldagem; b) árvore dos mancais, após desmoldagem; c) corpos de prova de tração, após retirada da árvore por corte com disco abrasivo; d) detalhe do canal de alimentação após a retirada dos corpos de prova, mostrando a presença de rechupes.....	86
Figura 69 - Fundo do forno com carbono não dissolvido.....	87
Figura 70 - Distribuição dos rechupes na árvore.....	87
FIGURA 71 – Bolhas em C3.....	88
FIGURA 72 – Bolhas em C3 maior aumento.....	89
FIGURA 73 – a) peças corrida C4 logo após ser desmoldados; b) Corpos de prova C4-I.....	90
Figura 74 – Corpos de prova C4-II .....	91
Figura 75 – a) C5-I sem Silício; b) C5-II com Silício.....	92

## **TABELAS**

<b>TABELA 1 – a) Refratário de Alumina.....</b>	<b>33</b>
<b>TABELA 1 – b) Refratário de MgO.....</b>	<b>33</b>
<b>TABELA 2 – Fusões preliminares PMT.....</b>	<b>35</b>
<b>TABELA 3 – Corrida C1-I.....</b>	<b>37</b>
<b>TABELA 4 – Corrida C1-II .....</b>	<b>37</b>
<b>TABELA 5 – Corrida PMT1.....</b>	<b>40</b>
<b>TABELA 6 – Corrida C2.....</b>	<b>42</b>
<b>TABELA 7 – Corrida PMT2.....</b>	<b>44</b>
<b>TABELA 8 – Corrida C3.....</b>	<b>45</b>
<b>TABELA 9 – Corrida C4-I.....</b>	<b>47</b>
<b>TABELA 10 – Corrida C4-II.....</b>	<b>48</b>
<b>TABELA 11 – Corrida C5-I.....</b>	<b>51</b>
<b>TABELA 12 – Corrida C5-II.....</b>	<b>53</b>
<b>TABELA 13 – Microdureza Vickers das ligas preliminares.....</b>	<b>93</b>
<b>TABELA 14 – Microdureza Vickers da Série PMT e Stellite 6.....</b>	<b>93</b>
<b>TABELA 15 – Microdureza Vickers da Série IPT.....</b>	<b>93</b>
<b>TABELA 16 – Tempo de vazamento das corridas.....</b>	<b>93</b>
<b>TABELA 17 – Análise química por EDS no MEV, a exceção do C.....</b>	<b>94</b>



## 1 – RESUMO

Este trabalho tem como objetivo contribuir para a compreensão dos problemas de fundibilidade de ligas NICRALC obtidas pelo método da fundição de precisão ao ar. Para tanto, foram feitos diversos ensaios de fundição, variando altura de vazamento, vazão de argônio, adição de silício, boro, adição de Fe-Cr-C, montagem de carga. Foram realizadas 5 séries de experimentos, num total de 10 corridas em forno de indução sob atmosfera de argônio.

As características microestruturais e os defeitos de fundição são avaliados por microscopia ótica e eletrônica de varredura e ensaios de dureza. Além disso, neste trabalho buscou-se avaliar a fundibilidade das ligas NICRALC através de ensaios de fluidez em espiral.

Diversos defeitos de fundição estão presentes nas diferentes corridas, como micro e macrorechupes, bolhas e porosidades, juntas frias, falta de preenchimento, trincas de solidificação e variação na composição química. Modificações nos projetos de molde indicaram a possibilidade de se evitar o aparecimento de trincas de solidificação. Os ensaios realizados não demonstram a efetividade da adição de Silício sobre fundibilidade da liga NICRALC. O uso da configuração de carga segundo o procedimento EXOMELT mostrou-se satisfatório, porém os ciclos muito curtos de fusão, em alguns casos, impediram a total dissolução do carbono no banho metálico. Os resultados gerais obtidos neste trabalho indicam a necessidade de novos estudos relacionados a adições de outros elementos de liga para melhorar a fundibilidade bem como a necessidade de aprimorar o projeto de molde de forma a permitir a obtenção de ligas NICRALC isenta de defeitos de fundição e por um processo economicamente

competitivo. Dentre as muitas variáveis analisadas, as que mais mostraram efetividade no controle de defeitos foi a altura de vazamento e a vazão de argônio.

## 2 – INTRODUÇÃO

Este trabalho é parte da linha de pesquisa "Desenvolvimento de nova família de ligas resistentes ao desgaste em altas temperaturas baseadas no sistema Al-C-Cr-Ni" denominada NICRALC. Nesta linha de pesquisa vêm sendo avaliadas as propriedades mecânicas e tribológicas, além das resistências à oxidação ao ar e à carburação em atmosferas redutoras, em temperaturas elevadas de ligas NICRALC fundidas, caracterizadas por uma dispersão de carbonetos eutéticos de Cr ( $M_7C_3$  e/ou  $M_3C_2$ ) distribuídos numa matriz predominantemente de  $\gamma'$  ( $Ni_3Al$ ). Ferramentas de termodinâmica computacional estão em desenvolvimento para facilitar o projeto de liga<sup>3</sup>. Do ponto de vista de aplicações práticas, pretende-se com este estudo desenvolver uma nova família de ligas que pode se tornar uma alternativa econômica às ligas comerciais à base de cobalto resistentes ao desgaste a quente (*Stellite's*).

Esta possibilidade já vem sendo implementada, através da produção de protótipos de mancal para bombas de poços de petróleo, conforme o previsto no projeto Fundo Verde-Amarelo, em colaboração com a empresa Jandinox Ind. Com. LTDA., que visará desenvolver para um cliente norte-americano os referidos mancais. Esta interação da linha de pesquisa com a indústria surgiu de um WORKSHOP realizado na EPUSP em 2004, reunindo setores da academia (UFSCar, UNICAMP, EPUSP) e setores da indústria, principalmente de fundição.

Atualmente para a produção dos mancais de bombas petrolíferas não-magnéticas utiliza-se a liga Stellite 6, com composição C = 0,9 – 1,4%; Cr=28-32; Ni=3%; Mo=1,5%; W=3,5-5,5; Mn=2,0%; Si=2% e Co o necessário para 100%.

Este mancal opera abaixo do solo a uma temperatura de aproximadamente 300°C, dentro do campo magnético das bobinas do motor e imerso em óleo.

O Stellite tem uma excepcional resistência ao desgaste, principalmente em mancais sujeitos à contaminação por partículas abrasivas, como pode ser visto no ASM Metals Handbook, Vol 3 da 9th Edição, pagina 590.

Entretanto o Co, que é o componente principal do Stellite, é uma das “commodities” que mais tiveram seu preço aumentado na última década, tomando a sua utilização proibitiva, a não ser que não existam alternativas tecnológicas. Valores obtidos em sites especializados (<http://www.wmc-cobalt.com/sales.asp> - de 27 de junho de 2005) nos permitem estimar que o Stellite 6 pode ser até 50,0% mais caro que as ligas Nicralc até aqui desenvolvido.

A possibilidade de substituir totalmente o Stellite por uma liga intermetálica de desempenho equivalente, ou melhor, é extremamente atraente, principalmente se esta substituição puder ser realizada sem mudança de processo ou ferramental. Para isso foi proposto o uso de uma outra liga da família Nicralc, com composição próxima da calha eutética para melhorar as propriedades de fundibilidade. Como ponto de partida optou-se por refundir algumas das ligas Nicralc estudadas nos trabalhos anteriores <sup>1</sup>, com microestrutura similar à liga Stellite 6 fundida, com a diferença de visarem composições eutéticas e não hipoeutéticas como o Stellite. Os motivos da escolha de uma composição eutética é obter o menor intervalo de solidificação possível e maximizar a dureza. Como aspecto negativo temos que a microestrutura eutética deve

diminuir a ductilidade a frio e a tenacidade da liga em relação a composições hipoeutéticas com dendritas contínuas de gama linha.

Do ponto de vista tecnológico, verificou-se ao longo do desenvolvimento desta linha de pesquisa sérias dificuldades para se obter corpos de prova por fundição convencional isentos de defeitos como rechupes, juntas frias, porosidades. A superação desta limitação é principal motivação deste trabalho, que descreve as diversas tentativas de aprimoramento dos procedimentos de fundição, bem como os principais resultados obtidos.

## 2.1 – Fundição de precisão em tempos modernos

De acordo com Beeley<sup>1</sup>, por volta de 1930, a fundição de precisão representava pouca relevância nos processos de fabricação na indústria. A partir das exigências da segunda guerra mundial, esta situação foi modificada, colocando a fundição de precisão como um avanço importante para a indústria moderna. A demanda urgente por componentes de alta precisão não seria alcançada pela capacidade da indústria na época através de processos tradicionais, levando estes setor a voltar suas atenções para este método principalmente na indústria aeronáutica.

O ritmo do desenvolvimento se acelerou com a introdução da turbina em aviões, em que os projetistas, procurando aumentar a eficiência e operando seus equipamentos a altas temperaturas, foram atraídos pela técnica da fundição de precisão, uma vez que este processo facilitaria a fabricação de turbinas mais complexas e mais eficientes. Para atender estas exigências, o processo teve de atender as seguintes exigências: (a) reprodutividade das peças atendendo aos limites de precisão dimensional; (b) desenvolvimento de revestimentos cerâmicos resistentes

aos pontos de fusões elevados das ligas especiais; (c) alta qualidade das peças juntamente com o baixo custo (d) alta produtividade.

A introdução do motor a jato para a aviação civil após a guerra provou uma oportunidade real para a fundição de precisão. A expansão continuou a partir dos anos 50, com a ampliação em outras aplicações e do comércio mundial. O aumento do número de ligas e o avanço das técnicas de fabricação de moldes ampliaram o mercado de superligas e não-ferrosos.

Além dos EUA e a Inglaterra, a Europa ocidental e Japão também foram reconhecidos como principais produtores. Basicamente, as aplicações devem ser divididas em dois tipos. Uma delas é para as aplicações na aviação militar e aeroespacial, bastante desenvolvidos nos EUA e no Reino Unido. O outro tipo de aplicação é para o mercado comercial em geral.

O mercado japonês de fundição de precisão basicamente é voltado para a indústria automobilística. O desempenho dos anos anteriores da indústria de fundição de precisão contrasta com os outros setores de fundição que teve uma pequena redução. Este desempenho deve-se ao fato de que o projetista vem desenvolvendo peças cada vez mais sofisticadas favorecendo este tipo de processo.

Acredita-se que o principal crescimento da indústria da fundição de precisão verificado na última metade da década de 80 seja devido à indústria de aeronáutica, uma vez que representa cerca de 50% do custo total de um motor de jato moderno.

O processo de fundição de precisão, mais precisamente a fundição por cera perdida é mostrado na Figura 1. No ITEM 5.1.1 será detalhado o processo de montagem da casca cerâmica.

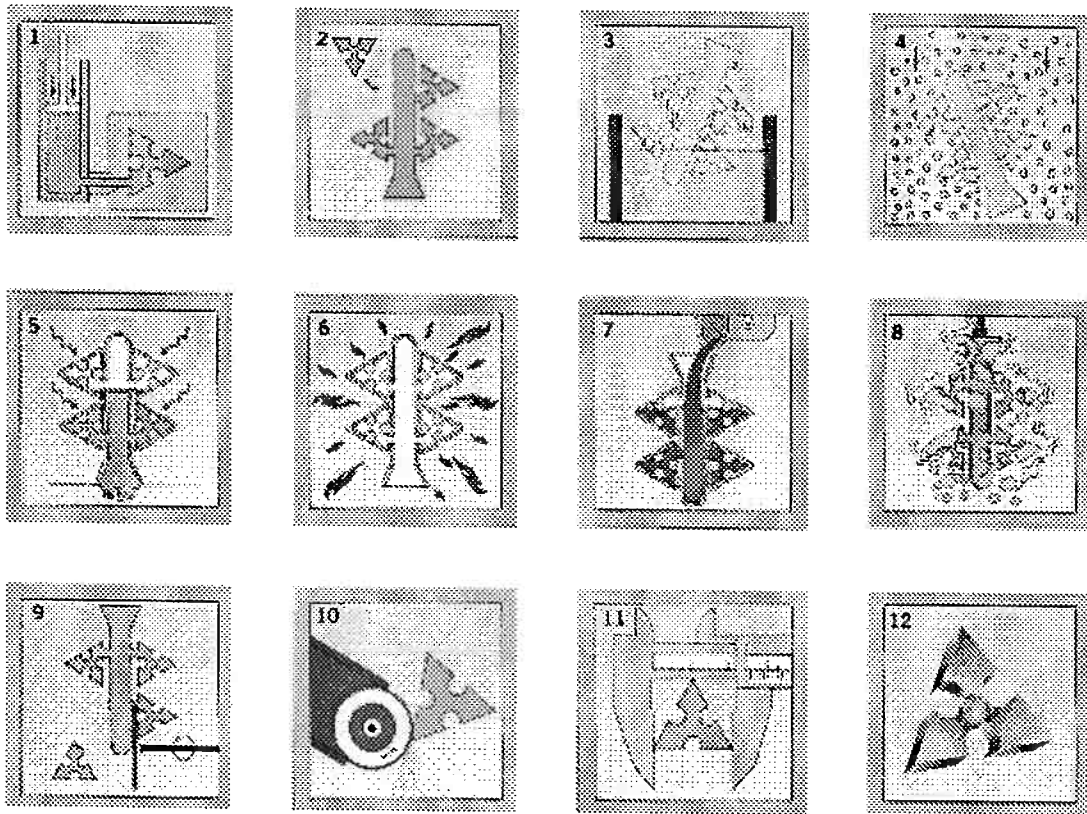


Figura 1 – Processo de fundição de precisão por cera perdida

- 1 Injeção dos modelos em cera nos moldes metálicos
- 2 Montagem dos cachos
- 3 Revestimento do cacho com lama refratária
- 4 Revestimento do cacho com material refratário granulado
- 5 Eliminação da cera através de pressão e calor
- 6 Calcinação do molde cerâmico à alta temperatura
- 7 Preenchimento do molde cerâmico com metal
- 8 Remoção do material refratário
- 9 Separação das peças do cacho por corte
- 10 Operação de lixamento do canal de ataque
- 11 Inspeção visual, dimensional e metalográfica das peças
- 12 Produto pronto para ser enviado ao cliente

### 3 – OBJETIVO

O objetivo deste projeto é estudar a fundibilidade de uma liga NiCrAlC produzida por fundição de precisão ao ar, utilizando fornos de indução com atmosfera de argônio. Neste contexto, utilizando diferentes procedimentos de fundição se objetivou obter corpos de prova que permitissem a avaliação do comportamento mecânico da liga, bem como da obtenção de protótipos de mancais para aplicações em altas temperaturas.

### 4 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 4.1 - Ligas para aplicações em altas temperaturas

A primeira liga à base de níquel foi derivado de uma liga simples de níquel-cromo, usada originalmente para elementos de resistência para aquecimento, em que os níveis de tensão são baixos e os funcionamentos determinados em sua maioria pela resistência à oxidação e à fragilização. A liga 80Ni-20Cr Nimonic 75 foi considerada apropriada para trabalhos em temperaturas de até 750°C, derivando uma série de outras ligas em que o potencial de temperatura foi aumentado consideravelmente com a introdução de outros elementos, a fim de aumentar a resistência à fluência fornecendo obstáculos à deformação plástica.

A matriz gama de estrutura cúbica de face centrada das ligas a base de níquel pode ser fortalecida através de elementos de solução sólida tais como o cobalto e o molibdênio, e pela introdução das dispersões de uma fase intermetálica finamente dispersa ( $\gamma'$ ). Os elementos essenciais para a formação desta fase são titânio e o alumínio, produzindo o composto  $Ni_3(Al\ Ti)$ . Uma vantagem particular da fundição de precisão é a capacidade de produzir peças com esta fase que é muito frágil, sem

danificar as propriedades em altas temperaturas como no caso de lâminas feitas por forjamento a quente.

O aumento da resistência é conseguido pela formação dos carbonetos de composição geral  $M_{23}C_6$ , que têm um efeito benéfico nas propriedades de fluência dos contornos de grão; esta é uma consideração importante em uma estrutura policristalina desde que os contornos se tomem uma fonte de fragilidade em altas temperaturas. Os elementos tais como o cromo, o titânio e o zircônio dão forma a tais carbonetos.

A introdução dos vários elementos envolvidos para aumentar a fluência tem o efeito de abaixar a temperatura solidus estabilizando a fase  $\gamma$ , de modo que dificulte o processo de forjamento deste material, tornado a fundição de precisão uma alternativa mais praticável, desde que a resistência à fluência seja próxima ao solidus.

As fundições destas ligas são facilitadas também pelo processo a vácuo. Este processo mantém a composição reduzindo as perdas por oxidação, em especial o titânio e o alumínio. A porosidade do gás é eliminada e a incidência de inclusões não-metálicas é reduzida aos níveis baixos de acordo com os padrões de qualidade elevada. As circunstâncias de fusão limpas permitem a proteção da carga. Uma contribuição importante à fusão através da fundição de precisão é a garantia de qualidade testada através de ensaios não destrutivos, particularmente o teste de líquido penetrante e por radiografia.



## 4.2 - Problemas de composição na fundição

Um dos problemas metalúrgicos no processo de fusão é o da variação da composição do metal. Para se produzir uma peça fundida com as propriedades desejadas, é preciso que a liga fundida tenha uma composição especificada.

Entretanto, a composição final da liga é normalmente obtida de uma carga de composição inicial diferente, que se altera no curso do processo de fusão. Além disso, antes do vazamento não somente os elementos especificados da liga devem estar dentro de determinados limites, mas também os elementos indesejáveis - impurezas - devem estar abaixo de limites especificados.

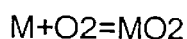
Do ponto de vista das variações de composição, os processos de fusão caem num destes dois grupos mais importantes: processos de simples fusão e processos de fusão e refino. Ao primeiro grupo pertencem os processos de fusão onde ocorrem variações de composição relativamente pequenas, exigindo pequeno ou nenhum ajuste antes do vazamento. São exemplos típicos a fusão ao ar de algumas ligas de baixo ponto de fusão e ligas leves ou fusão sob vácuo, ou atmosfera protetora, de ligas de alto ponto de fusão. Num processo que combine fusão e refino, a carga fundida deve ser ajustada de modo a obter a composição desejada.

Por exemplo, o teor de carbono nos aços, e muitas vezes o nível de outros elementos também, é diminuído durante a fusão através de oxidação e reações com escoria oxidante; o teor de oxigênio do banho é subsequenteiramente corrigido pelo uso de desoxidantes.

As variações de composição que ocorrem no processo de fusão em decorrência de reações químicas podem ser analisadas pela aplicação das leis de equilíbrio homogêneo e heterogêneo e da cinética de reações, que são assuntos tratados na

termodinâmica química. Outras mudanças podem ser explicadas mais diretamente em termos de variáveis de pressão e temperatura, isto é, de mudanças físicas e comportamento dos líquidos metálicos.

Seja um metal sólido A contido num cadinho refratário. Durante o aquecimento até seu ponto de fusão, os gases em contato com o metal podem reagir com ele; a reação com oxigênio é particularmente provável. A reação entre metal sólido e refratário sólido é tão lenta, na maioria dos casos, que pode ser desprezada. A reação de metal sólido ou líquido com oxigênio pode ser representada por uma equação química do tipo:



O oxigênio pode tanto se dissolver no metal líquido como se acumular na superfície, na forma de filme ou de pó que, mais tarde, pode passar a constituir uma escória ou um fluxo.

O oxigênio dissolvido é, normalmente, prejudicial. O controle e a remoção do oxigênio são efetuados através de técnicas especiais como fusão sob vácuo e tratamentos de desoxidação. A reação de oxidação, como já foi dito, pode ser usada em certas ligas para remover do banho certos elementos indesejáveis como carbono, enxofre e fósforo, que se oxidam preferencialmente em relação ao ferro; isto é feito no refino do aço com oxigênio.

A facilidade com que um elemento reage com outro pode ser expressa em termos de quantidades definidas como potenciais químicos. Toda reação envolve uma variação de energia; o potencial químico é uma medida da energia disponível ou livre e pode ser considerado como a força motriz da reação. Uma vez determinados os potenciais de energias livres de reação de vários elementos, sua reatividade química

mútua pode ser comparada. Podem-se apresentar dados comparativos na forma de diagramas de energia livre ou potencial químico.

A reação ocorre quando há um decréscimo na energia livre do sistema ou, em outras palavras, quando a energia total dos produtos,  $\Delta G_{\text{prod}}$ , é menor que a dos reagentes,  $\Delta G_{\text{reag}}$ . A variação de energia livre é definida como:

$$\Delta G = \Delta G_{\text{prod}} - \Delta G_{\text{reag}}$$

O valor do  $\Delta G$  de uma reação espontânea é, portanto, negativo. Quanto maior a variação na energia livre do sistema, maior é a força motriz da reação. Esta reação é muito favorável no caso do alumínio precipitando óxidos ao reagir com o oxigênio.

As temperaturas de fusão dos metais e ligas comumente usadas na indústria variam desde 200°C até 1600°C. Quando um metal sólido A, de baixo ponto de fusão, é adicionado a um metal líquido B, de alto ponto de fusão, se A for solúvel em B e desde que a pressão de vapor de A não seja muito alta, não haverá qualquer problema especial de mistura, embora possa se tornar necessária alguma agitação mecânica para se conseguir homogeneidade. Mas, se o metal líquido A for o solvente e B for usado como soluto, o alto ponto de fusão de B dificultará consideravelmente a obtenção da liga. Pode-se contornar esta dificuldade preparando, primeiramente, num forno especial, uma liga mais rica de B em A, que pode ser constituída de 50% em peso de cada. A liga-mãe ou liga de adição resultante é, então, usada mais facilmente para se efetuarem pequenas adições de B em A em processos normais de fundição; é este, por exemplo, o método empregado para introduzir metais pesados, como ferro, níquel ou manganês, em ligas à base de alumínio. Frequentemente usam-se ligas-mãe para simplificar o controle de composição de ligas em produção.

O conteúdo térmico de um metal fundido a uma dada temperatura é constituído pela soma do calor necessário para aquecê-lo à sua temperatura de fusão, mais o calor latente de fusão e mais o calor necessário para o superaquecimento. Estes foram determinados experimentalmente para alguns metais e podem ser encontrados em manuais. Usam-se tais dados para o cálculo das necessidades térmicas nos fornos de fusão e para a resolução de problemas de transferência de calor no resfriamento de peças fundidas, mas, em geral, só se dispõe de dados altamente precisos para metais puros ou para umas poucas ligas; para outras, usam-se valores aproximados. O calor de solução (positivo ou negativo) pode, dentro de limites geralmente estreitos, alterar a temperatura de um banho durante a elaboração da liga. Em certos processos de refino, uma grande parcela da variação de temperatura pode advir da oxidação de impurezas, acompanhada da geração de substanciais quantidades de calor.

Os princípios metalúrgicos indicam que um conhecimento da termodinâmica é essencial para o entendimento completo dos problemas encontrados na fusão de metais. Podem-se calcular, com aproximação, as variações de composição, assumindo um comportamento ideal para o sistema, mas um tratamento quantitativo de sistemas não-ideais só poderá ser efetuado se o grau de afastamento em relação à idealidade tiver sido estabelecido experimentalmente. Antes de considerar a aplicação desses princípios gerais aos problemas práticos associados às variações que ocorrem num metal durante a fusão, é necessário examinar certas características essenciais de engenharia e produção ligadas aos processos de fusão.

#### 4.3 - Fluidez na fundição

Vazar um metal líquido num molde é uma das etapas mais críticas na fundição, pois envolve desde o comportamento do líquido na solidificação até o preenchimento por completo no molde livre de defeitos.

O sucesso do vazamento depende em parte da qualidade do metal líquido, como a composição e a temperatura, e em parte no projeto do molde, incluindo a natureza do molde e da técnica de dimensionamento.

A fluidez pode ser definida como uma qualidade do fluxo do metal líquido que percorre o molde e preenche todos os espaços, fornecendo a reprodução fiel dos detalhes do projeto. Segue que a baixa fluidez resulta numa definição pobre do acabamento superficial. A fluidez não é uma propriedade física intrínseca como a densidade ou a viscosidade, mas uma característica relacionada à condição específica dentro de um molde de fundição.

Entre os fatores que influenciam a fluidez, pode-se esperar que a viscosidade seja predominante. Quando o líquido está fluindo através de um duto, a viscosidade determinará a extensão de arraste imposto pelas paredes deste duto a todo o volume deste mesmo líquido. Mais adiante estas propriedades não serão decisivas para a determinação da capacidade de enchimento do molde na condição de fundição. Uma das características fundamentais do estado líquido é a habilidade do líquido em conformar-se à forma do recipiente. Isto seria possível caso o metal líquido permanecesse em temperatura constante ou se a viscosidades do metal líquido fosse muito baixa. Quando estas condições não forem atendidas, falhas de preenchimento não serão resultado da alta viscosidade, mas da solidificação prematura. Condições térmicas e modo de solidificação são os fatores críticos da cessação de fluxo.

#### 4.3.1 - Medição de fluidez

Uma consideração mais ampla indica que estas propriedades não serão decisivas em determinar o enchimento do molde. Uma das características fundamentais do metal líquido é a habilidade de todo o líquido, mesmo sendo viscoso, de conformar-se a tempo à forma de seu recipiente. Isto ocorreria rapidamente na caixa do metal líquido mantido na temperatura constante desde que as viscosidades de metais líquidos forem muito baixas.

Desde que a fluidez não pode ser avaliada como uma propriedade física individual, foram inventados testes empíricos para medir a característica global. Estes estão baseados em condições análogas de vazamento de metais na fundição e a medição da fluidez através da distância total percorrida pelo metal líquido no molde até a cessação do fluxo. Um parâmetro adicional em tais testes é o tempo de fluxo ou vida do fluido.

Um teste de fluidez espiral típico é ilustrado em Figura 10-a. Variações no teste espiral estiveram principalmente relacionadas ao problema de obter condições verdadeiramente normais de fluxo. Este problema foi verificado por vários designs de sistema de reservatório para regular a pressão e velocidade constante para assegurar uma taxa uniforme de entrega de metal ao sistema. Desde que as medidas de fluidez também são sensíveis a pequenas variações térmicas e características da superfície do molde, a grafite e o molde metálico também têm sido estudados para a minimização da variação destes fatores.

Estes refinamentos técnicos são idéias para excluir as variáveis de molde e medir a fluidez apenas com a propriedade do metal. Usando estes e outras técnicas os principais fatores de fluidez foram estabelecidos.

#### 4.3.2 - Variáveis que influenciam a fluidez

A temperatura inicial do metal é considerada um fator predominante e vários investigadores têm mostrado que a fluidez de uma determinada liga está diretamente relacionada ao superaquecimento, uma vez que este determine a quantidade de calor ser dissipado antes do início da solidificação. Típicas relações de fluidez-superaquecimento são mostradas na Figura 2.

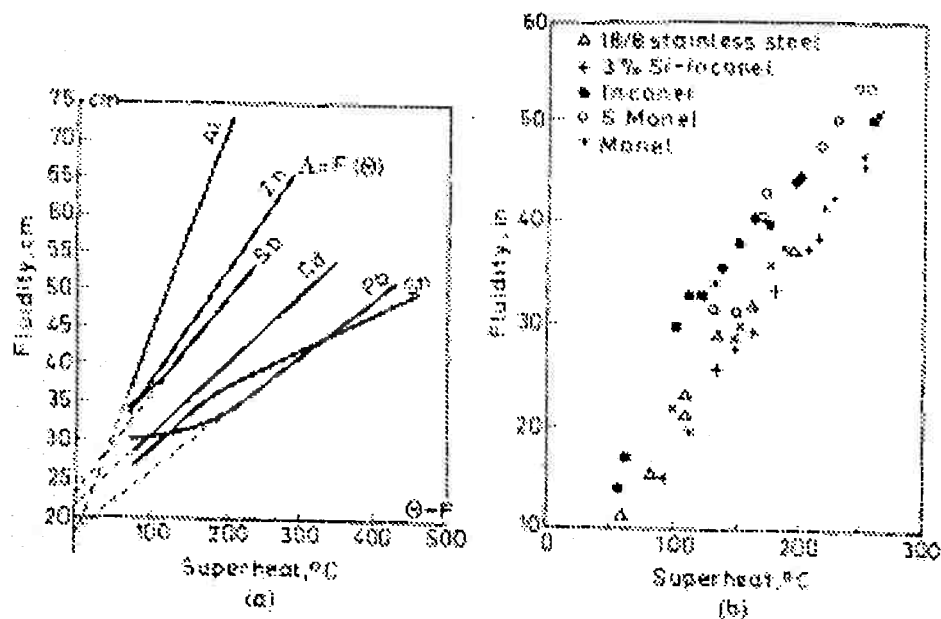


Figura 2 – Influencia do superaquecimento na fluidez: a) Metal puro; b) ligas (Figura retirada do BEELEY, FOUNDRY TECHNOLOGY, ED. 1972).

O outro fator principal é composição do metal. As comparações válidas da fluidez de várias ligas podem somente serem feitas com um superaquecimento constante, mas sob estas circunstâncias há um relacionamento entre a composição da liga e a fluidez. A fluidez elevada é encontrada geralmente em metais puros e ligas com composição eutética; as ligas formadas por soluções sólidas, especialmente aquelas com taxa de resfriamento muito alta, tendem a mostrar uma fluidez pobre. Portevin e Bastien<sup>2</sup> estabeleceram uma relação inversa entre a fluidez e a escala de solidificação. Isto tem

sido confirmado em outros trabalhos, por exemplo, por Floreen e por Ragone em seu trabalho com ligas de alumínio<sup>3</sup>. A relação entre a composição e a fluidez para um sistema da liga é ilustrada na Figura 3.

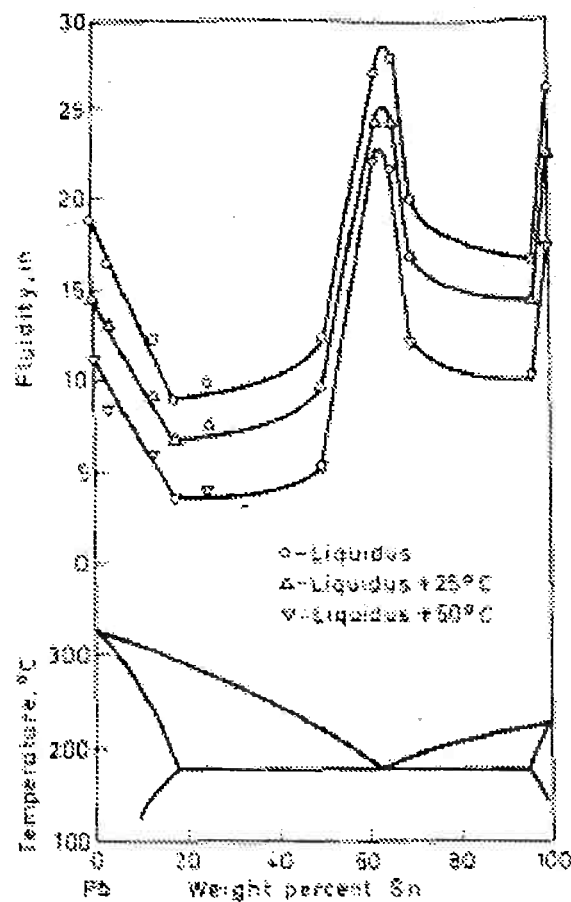


Figura 3 – Relação entre composição e fluidez em uma liga Pb-Sn.  
(Figura retirada do BEELEY, FOUNDRY TECHNOLOGY, ED. 1972).

As diferenças no comportamento de vários tipos de liga podem ser atribuídas primeiramente a suas características de solidificação. No caso das ligas em que a solidificação ocorre pelo avanço progressivo de uma interface plana para a parede do molde, o fluxo pode continuar até que canal esteja completamente bloqueado: isto ocorre próximo ao ponto da entrada. Os metais puros solidificam desta maneira e



mostram uma boa fluidez mesmo quando se vaza na temperatura liquidus. O fluxo continua durante a evolução do calor latente de solidificação.

Nas ligas em que o super-resfriamento constitucional e outros fenômenos produzem cristalização independente na massa principal do líquido, o fluxo é dificultado pela presença de cristais livres no líquido na ponta do avanço do canal.

Embora a constituição e o modo de solidificação sejam a principal consideração para diferenciar as ligas, as comparações de fluidez dependem dos fatores adicionais. Mesmo no caso das ligas que mostram modos semelhantes de solidificação a relação de fluidez-superaquecimento não é idêntica: o tempo de resfriamento na temperatura de solidificação depende da quantidade de calor e das propriedades térmicas mais do que na temperatura em si. A distância do fluxo é afetada pelo calor latente de fusão, volume específico de calor e da condutividade térmica da liga. A influência das propriedades térmicas é exemplificada no sistema alumínio-silício, em que a fluidez máxima não ocorre na composição eutética como em muitos outros sistemas da liga. Neste caso as ligas hipereutética mostram uma fluidez maior devido a elevada temperatura de fusão do silício primário.

Há outras características que afetam a fluidez incluindo a presença de gases dissolvidos e de inclusões não metálicas no líquido.

#### 4.3.3 - Outros fatores atuantes na fluidez

Embora os testes de fluidez em espiral em vácuo conseguissem um grau elevado de refinamento para um trabalho fundamental, outros testes foram empregados nas tentativas de obter uma representação mais detalhada das condições em moldes de fundição, especialmente aqueles que incorporam uma ampla distância nos

tamanhos de passagem. Ragone<sup>4</sup> usou o teste a vácuo para investigar o fluxo do estanho nos canais do molde com vários diâmetros abaixo de 3 milímetros e estabelecendo uma simples relação entre o diâmetro do canal e a fluidez observada. Não é claro, entretanto, até que ponto estas relações manteriam a boa passagem em canais extremamente pequenos para ligas e condições suscetíveis ao crescimento dos filmes de superfície. Sob estas circunstâncias, que são relevantes à reprodução de cantos vivos e dos detalhes, os fenômenos de superfície assumem uma maior relevância. A importância da tensão superficial com respeito ao fluxo em passagens pequenas foi demonstrada por Hoar e Atterton<sup>5</sup>, que encontrou um relacionamento direto entre a tensão superficial e a pressão requerida para produzir a penetração de metais líquidos a vácuo em superfície de areia compactada.

Há um grande acordo para o fator de superfície de tensão que o tamanho do canal se torna significativo na ordem de 0,5-5mm. Sob as circunstâncias que prevalecem na fusão, a tensão superficial do próprio metal, que pode atingir um valor elevado na ordem de 1,5 N/m, é modificado pela influência dos filmes de superfície que existem em metais em atmosferas normais. O alumínio líquido, por exemplo, carrega os filmes de superfície que aumentam a tensão superficial por um fator de três, ainda a baixa fluidez dos aços que contêm o alumínio foi explicada também pela presença do filme de alumina, dada preferencialmente devido a afinidade elevada do oxigênio dos elementos.

#### 4.3.4 - Fator do molde na fluidez

Embora a fluidez deva claramente ser isolada como uma propriedade do metal, o fluxo do metal sob uma dada da pressão é influenciado também fortemente pela natureza do molde. Desde que o fluxo do metal é relacionado com a solidificação, as condições do molde podem afetar o fluxo diretamente através das propriedades térmicas ou indiretamente com a velocidade do fluxo: se esta força reduz a velocidade, aumenta o tempo de perda de calor por unidade de comprimento da parede durante a passagem, fazendo com que percorra uma distancia mais curta.

#### 4.4 - Linha de pesquisa da liga NICRALC

Nos últimos anos o grupo de pesquisa liderado pelo professor Hélio Goldenstein, vem atuando no sentido de desenvolver uma nova família de ligas resistentes ao desgaste em altas temperaturas<sup>6-10</sup>. Apesar de preliminares em sua maioria, estes trabalhos têm apresentado resultados promissores. Estes trabalhos se inserem no contexto de que na última década, observamos o ressurgimento do interesse em materiais baseados em composto intermetálicos, como materiais com propriedades mecânicas interessantes, principalmente para aplicações estruturais em altas temperaturas. Entre os compostos intermetálicos, tem recebido considerável atenção a fase  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , uma fase ordenada a longa distância com estrutura baseada no CFC (tipo  $\text{L1}_2$ ).

A maioria dos metais tem uma estrutura desordenada, com átomos distribuídos ao acaso, embora haja muito poucos materiais com distribuição realmente ao acaso. Em geral, há uma ordenação mínima. Esses materiais são chamados de ligas desordenadas. Entretanto, há uma série de materiais em que os átomos tendem a

ocupar sítios preferenciais, dando origem a uma liga ordenada. Essa ordenação é obtida quando o material é resfriado a temperaturas abaixo de uma temperatura crítica de ordenação ( $T_c$ ). Quando a ligação entre os átomos não é inteiramente metálica, e sim parcialmente iônica, essa liga é chamada de intermetálica<sup>11</sup>. Neste caso tem-se o que chamamos de compostos intermetálicos ordenados, como o  $Ni_3Al$ . Os compostos intermetálicos ordenados constituem uma classe única de materiais metálicos que formam estruturas cristalinas ordenadas a longa distância abaixo da temperatura crítica de ordenação.

Monocristais de  $Ni_3Al$  são dúcteis ao passo que policristais apresentam-se geralmente frágeis. Estudos iniciais apontaram a causa desta fragilidade como sendo segregação de enxofre para os contornos de grão<sup>12</sup>. Estudos posteriores mostraram que esta fragilidade persistia mesmo sem a presença de elementos fragilizantes, o que levou a se acreditar que os contornos de grão do  $Ni_3Al$  policristalino eram intrinsecamente frágeis<sup>13</sup>. Assim, o efeito ductilizante do boro seria o de aumentar a resistência à coesão destes contornos e também o de facilitar a transmissão de escorregamento através dos contornos (nucleação de fontes de discordâncias)<sup>14,15</sup>. Estudos mais recentes<sup>16-17</sup> propuseram que a ductilidade do  $Ni_3Al$  é sensível ao ambiente e que a umidade da atmosfera seria a responsável pela fragilização do  $Ni_3Al$  policristalino solicitado ao ar e assim os contornos de grão não seriam intrinsecamente frágeis. O principal efeito do boro seria então a de suprimir a fragilização pelo ambiente. Esta fragilização estaria relacionada com o hidrogênio<sup>16,18</sup>. Este assunto permanece como uma fronteira do conhecimento atual; com grande frequência são publicados artigos relacionados ao assunto em revistas internacionais dedicadas à Física dos Metais e Ciência dos Materiais.

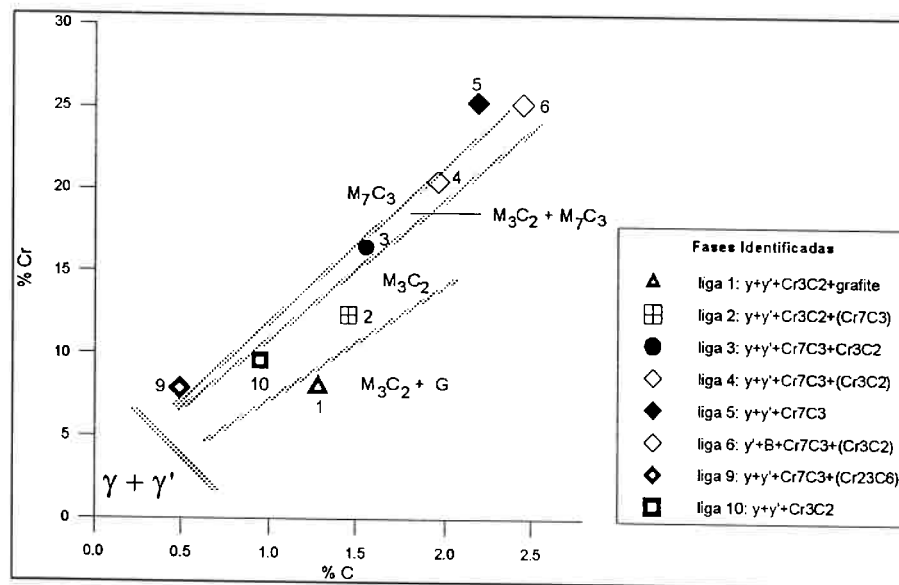
Embora o  $\text{Ni}_3\text{Al}$  policristalino dopado com B exiba boa ductilidade à temperatura ambiente, sua ductilidade em temperaturas elevadas é sensível ao ambiente de ensaio. A ductilidade acima de  $300^\circ\text{C}$  é menor quando o material é ensaiado ao ar do que no vácuo e um valor mínimo é observado entre  $600$  e  $850^\circ\text{C}$ . A perda de ductilidade é acompanhada por uma mudança no modo de fratura de transgranular para intergranular<sup>19</sup>. Acredita-se que a diminuição da ductilidade se deva a um efeito combinado e simultâneo da penetração de gás oxigênio e tensão de tração nos contornos de grão, que leva a um enfraquecimento destes<sup>20,21</sup>. A adição moderada de Cr (6 a 10at%) alivia esta fragilização dinâmica devida ao ambiente pela formação de filmes de óxido de cromo protetores<sup>15,22</sup>.

Recentemente<sup>23</sup> foi anunciado o início da produção de peças fundidas, utilizando o procedimento EXOMELT, de ligas baseadas em  $\text{Ni}_3\text{Al}$  para aplicações em ferramentas de conformação a quente, "móveis" de fornos de alta temperatura e fornos de cementação, equipamentos para a indústria petroquímica, etc. Este processo consiste em acomodar a carga fria no forno de indução de forma a que o alumínio que funde primeiro, entre em contacto com o níquel provocando uma reação exotérmica devida à liberação da entalpia de formação dos aluminetos de níquel, compostos intermetálicos de elevada energia de formação. Esta energia liberada permite a rápida fusão e homogeneização da carga. As ligas baseadas no intermetálico  $\text{Ni}_3\text{Al}$  são propostas como uma alternativa com melhores propriedades às ligas ferrosas resistentes ao calor da série H, como ASTM HK e HH e eventualmente como substitutas às ligas a base de Co.

Em 1994, Goldenstein e Yoshimura<sup>7</sup> propuseram uma nova classe de ligas intermetálicas baseadas no sistema Ni-Al-Cr-C, compostas por uma matriz de fase  $\gamma'$

ordenada,  $\text{Ni}_3(\text{Al,Cr})$ , com uma dispersão de carbonetos de cromo eutéticos, objetivando obter elevada resistência à abrasão associada à resistência mecânica a altas temperaturas, além de resistência à corrosão. Sendo uma liga próxima ao eutético, ela também apresentaria boa fluidez e pequeno intervalo de solidificação, facilitando a obtenção de peças por fundição. A esta família de ligas para fundição, eles propuseram o nome de Compostos Intermetálicos Fundidos Brancos ou 'White Cast Intermetallic Compounds – WCIC'.

Em 1997, Silva, Yoshimura e Goldenstein<sup>8</sup> apresentaram os resultados da caracterização estrutural de uma série de ligas Ni-Al-Cr-C da família WCIC, de diferentes composições químicas. Utilizando técnicas de microscopia eletrônica de varredura, microscopia ótica, DTA, análises químicas e difração de raios-X, eles foram capazes de identificar as seguintes fases presentes nas ligas: solução sólida de Ni ( $\gamma$  desordenado),  $\text{Ni}_3\text{Al}$  ordenado ( $\gamma'$ ),  $\text{NiAl}$  ( $\beta$ ), grafite e carbonetos  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  e  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . Com os resultados obtidos, eles também foram capazes de construir um diagrama pseudo-ternário (Ni+Al)-Cr-C (Figura 4), que apresenta esquematicamente os campos das principais fases observadas.



**FIGURA 4** - Diagrama pseudo-ternário (Ni+Al)-Cr-C, que apresenta esquematicamente os campos das principais fases observadas<sup>2</sup>.

## 5 – MATERIAIS E MÉTODOS

### 5.1 – Preparação da carga

As disposições das cargas foram inicialmente lavadas com água e detergente e em seguida passadas no ultra-som durante 3 minutos. Ao final foram molhadas com álcool etílico 92% para facilitar a secagem.

As cargas foram pesadas em uma balança analítica com precisão de 0,01g, com a máxima carga de 5000g. Após a pesagem, foram guardadas em sacos plásticos separadamente.

#### 5.1.1 - Preparação das cascas cerâmicas

Neste item será apresentado, o processo de fabricação das cascas cerâmicas para fundição de precisão, preparadas na Jandinox ind com LTDA.

#### **5.1.1.1 - Modelos em cera**

Os modelos em cera são feitos a partir da injeção da cera líquida em um molde à alta pressão em uma injetora. Após a injeção, o modelo é retirado e resfriado em água. Em seguida é secado por um jato de ar e levado para a montagem.

#### **5.1.1.2 - Montagem**

A montagem é feita manualmente. Os modelos em cera são colados por aquecimento em um canal feito também de cera. Para o acabamento final, as peças devem estar isentas de rebarbas, chupagens, regiões sem enchimento, quebras e empenamentos.

#### **5.1.1.3 - Lavagem**

Antes de entrar no revestimento, o cacho em cera foi lavado por uma solução de detergente e em seguida é mergulhado em água e secado em seguida.

#### **5.1.1.4 - Revestimento**

O cacho recebe cinco camadas de revestimento. Cada revestimento recebe um tipo de lama. Basicamente a lama é composta de zirconita/mulita e sílica coloidal. Primeiramente o cacho é mergulhado na lama e logo em seguida é recoberto com argila sinterizada de diferentes granulometria, dependendo da camada de revestimento. Por último a casca recebe uma pintura final. Todo este processo demora em torno de 1 semana.



#### **5.1.1.5 – Remoção da cera (Desceragem)**

O cacho é levado a uma autoclave manualmente, com a boca virada para baixo. A cera é retirada do cacho com uma temperatura de aproximadamente 200°C a uma pressão de 8 atm, durante 15 a 25 minutos.

#### **5.1.1.6 - Calcinação**

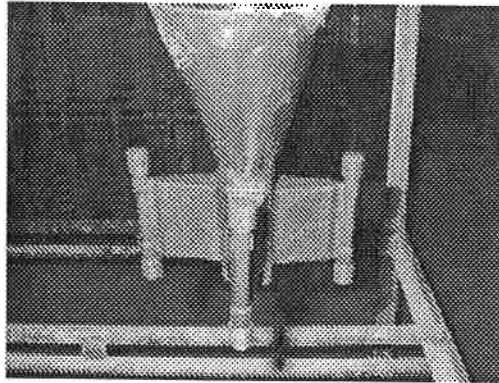
A calcinação é feita a 1000°C durante 1 hora e meia. Esta etapa é feita para eliminar resíduos de cera que permanecem na peça após a desceragem e para adquirir resistência mecânica.

#### **5.1.2 – Montagem da casca cerâmica C1-I e II**

Montou-se duas cascas cerâmicas com 11kg cada, com corpos de provas e mancais. Utilizou-se os corpos de prova de tração do modelo adotado pela Jandinox ind e com LTDA. Colocou-se cerca de 5 mancais para verificar a fundibilidade da liga em dois dos cachos. Na Figura 10 são mostrados as fotos tiradas das cascas C1-I e II.

#### **5.1.3 - Montagem da casca cerâmica PMT1**

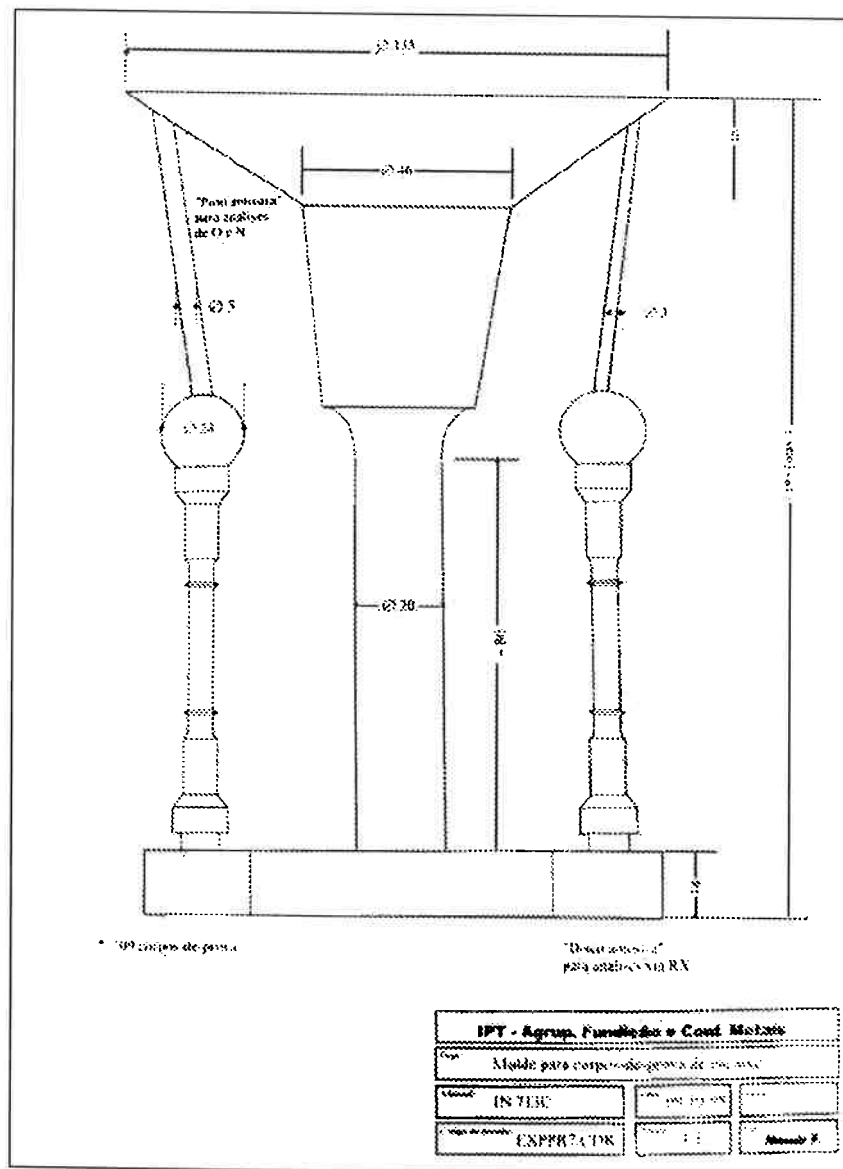
Utilizaram-se corpos de prova de tração utilizados na empresa Jandinox Ind e Com LTDA para a confecção da casca cerâmica para esta fusão. Utilizou-se um canal de descida de quatro lados, colando um corpo de prova em cada lado. A FIGURA 5 mostra a casca cerâmica.



**FIGURA 5 – configuração da árvore em cera para PMT1**

#### **5.1.4 - Montagem da casca cerâmica C2**

Para esta corrida, decidiu-se utilizar uma casca com desenho adotado para o forno a vácuo do DIMET/IPT . A idéia seria de adotar uma configuração já utilizada e aprovada para não perder tempo com o dimensionamento das cascas. O desenho da casca na vista frontal cortada é mostrada na Figura 6, lembrando-se que cada casca possui 9 corpos de prova.



**Figura 6 – Desenho esquemático do corpo de prova de tração utilizado em C2**

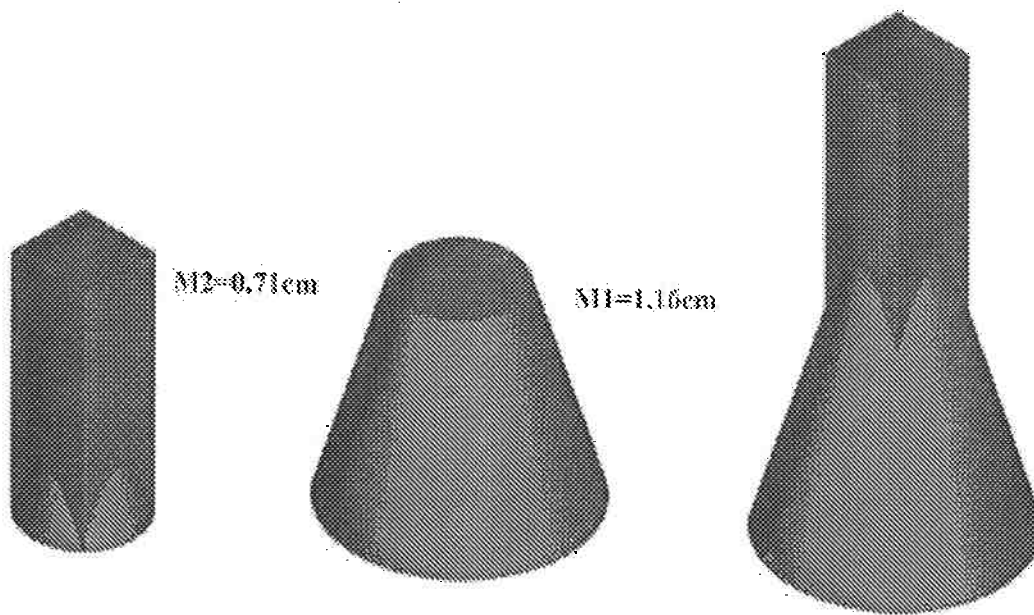
### 5.1.5 - Montagem da casca cerâmica PMT2

Utilizou-se o mesmo corpo de prova da casca do PMT1, porém revestida individualmente, como mostrado na FIGURA 67-a

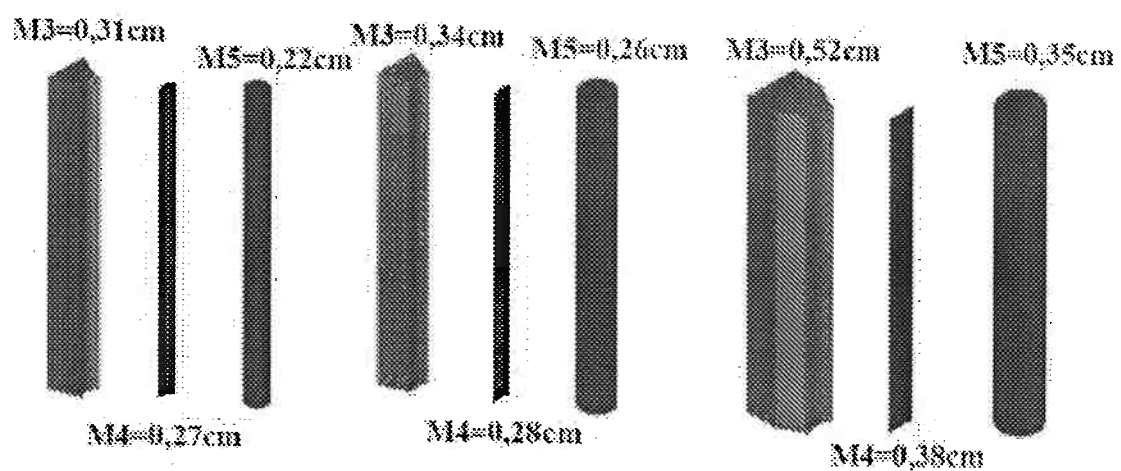
### 5.1.6 - Montagem da casca cerâmica C3

Foi feito o Dimensionamento da casca cerâmica livre de restrição para C3, de acordo com as análises feitas no ITEM 6.6.1.

Análises da configuração da árvore são mostrados nas FIGURAS 7 e 8:



**Figura 7 - Módulos da árvore**



**Figura 8 - Módulos dos corpos de prova**

Em todos os casos, o  $M1 > M2 > M3 > M4 > M5$ , onde:

M=módulo.

M1 é o módulo do copo;

M2 é o módulo do canal de descida;

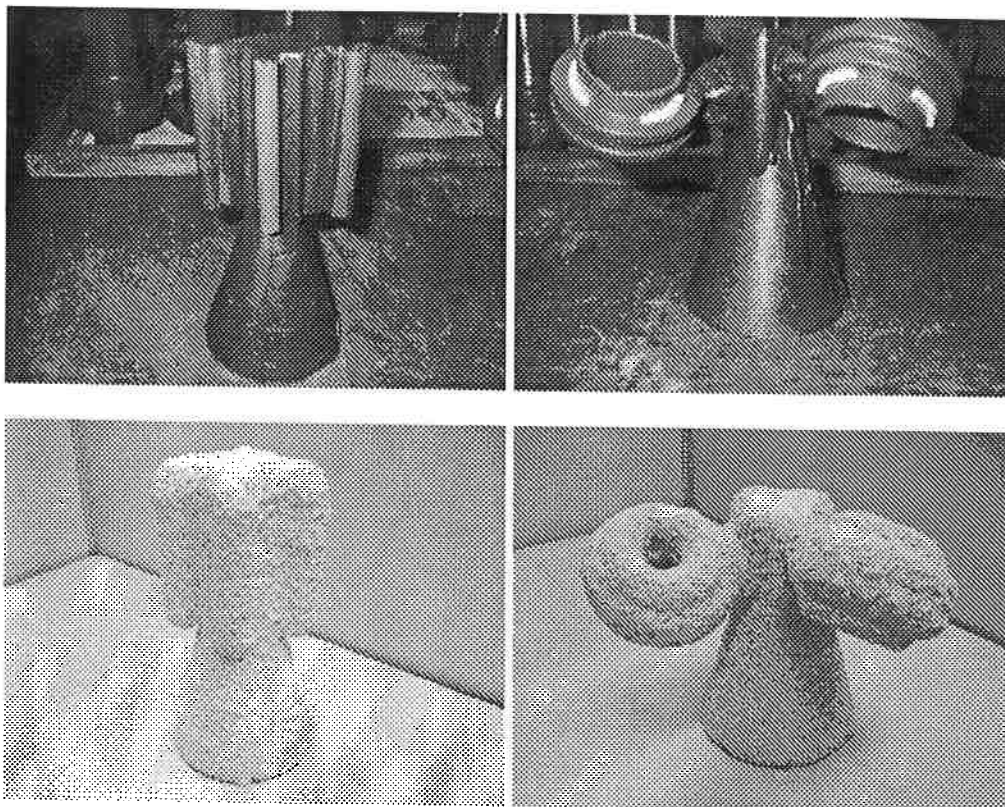
M3 é o módulo do canal de ataque;

M4 é o módulo da ligação entre canal de ataque e o corpo de prova;

M5 é o módulo do corpo de prova;

A partir das análises feitas, concluiu-se que a configuração da árvore está teoricamente correta.

Iniciou-se a montagem da casca cerâmica contendo cilindros de diâmetros de 6,30mm, 9,50mm e 12,70mm com altura de aproximadamente 85,00mm. O canal de ataque foi posicionado ao longo de todo o cilindro para evitar tensões residuais e trincamento. A altura da casca cerâmica foi a mínima possível para evitar a turbulência do metal líquido na hora do vazamento.



**FIGURAS 9 – b) nova configuração em cera; c) configuração do mancal em cera; d) nova configuração em casca cerâmica; e) mancal revestido com cerâmica;**

Também foi feito uma árvore contendo 3 mancais que foram fundidos juntamente com a casca anterior. Utilizou-se a configuração do canal de ataque semelhante ao utilizado industrialmente para o Stellite 6, para os dois mancais. As Figuras 9 mostram as configurações de cascas que foram montadas para esta série de fundição.

#### **5.1.7 - Montagem da casca cerâmica C4-I e II**

Utilizou-se cascas com corpos de prova de tração com as mesmas configurações da corrida C3.

#### **5.1.8 - Montagem da casca cerâmica C5-I e II**

Utilizou-se cascas cerâmicas de mancais com a mesma configuração da corrida C3.

## **5.2 - Preparação do molde de areia para ensaio de fluidez**

Para realizar ensaio de fluidez (FIGURA 6-a) escolheu-se uma caixa de moldagem e um molde utilizado no IPT para esta finalidade (FIGURA 6-b). Aplicou-se um desmoldante por cima do molde e em seguida encheu-se o molde com uma mistura de areia e resina. Socou-se a areia no molde (FIGURA 10-c) e após o endurecimento da areia, retirou-se o modelo da caixa (FIGURA 10-d). Após a moldagem das duas partes do molde, foram feitos pinos que conectam as duas partes do molde, também feito de areia. O molde foi deixado em repouso de um dia para o outro para a cura da resina fenólica.

Antes do vazamento, as duas partes do molde e a bacia foram coladas com uma cola especial.

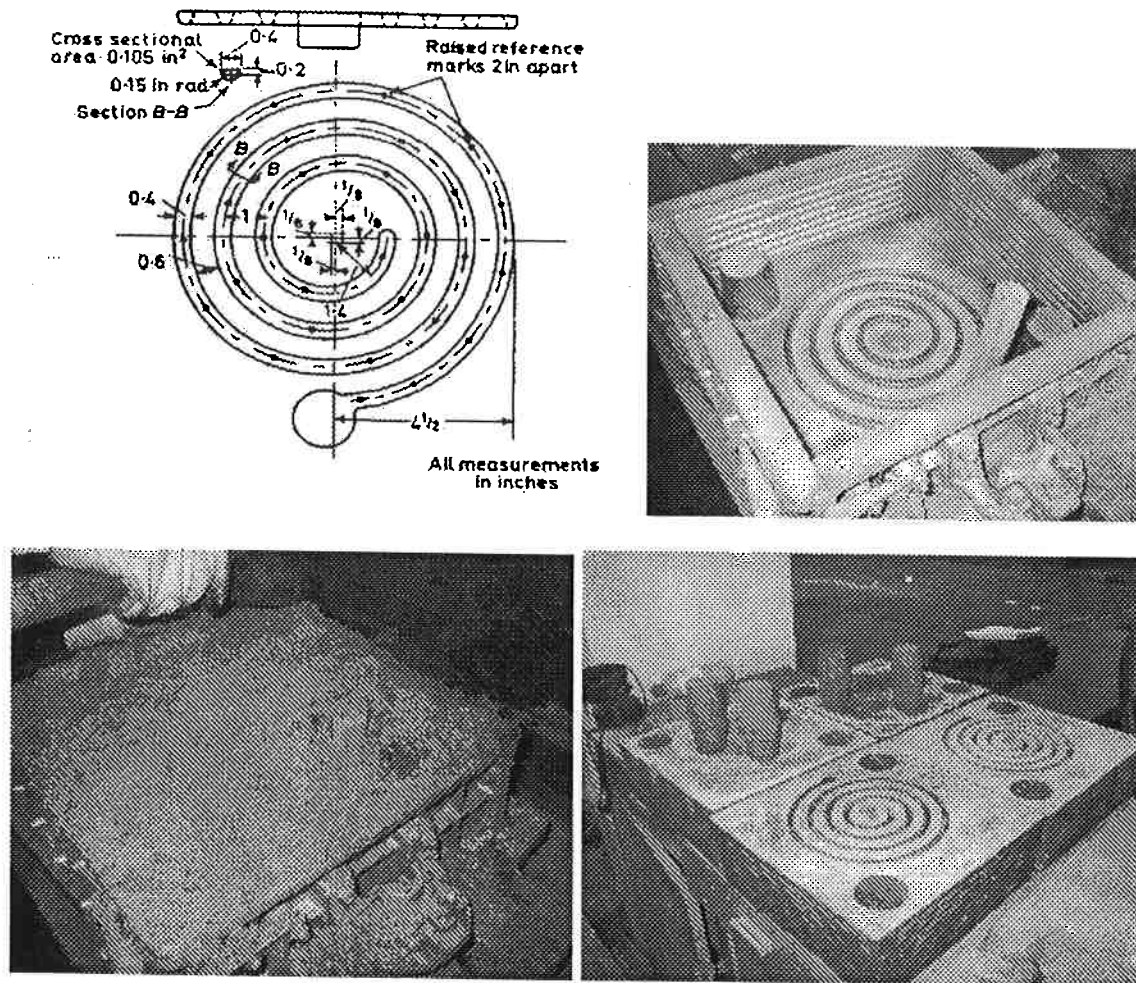


Figura 10 – a) desenho esquemático do ensaio de fluidez em espiral; b)Foto do molde em espiral; c)Foto da moldagem do ensaio de fluidez ; d)após a socagem do molde em areia.

### 5.3 - Revestimento do forno de indução do DIMET/IPT

Para os experimentos, foi feito um novo refratário para o forno de 12kg, sendo revestido com uma mistura de dois tipos de refratários conforme as TABELAS 1-a e b:



**TABELA 1 – a) Refratário de Alumina**

ALUMINA				
MALHA	8~20	20~35	35~70	70~140
GRS	3	2	800	1.000

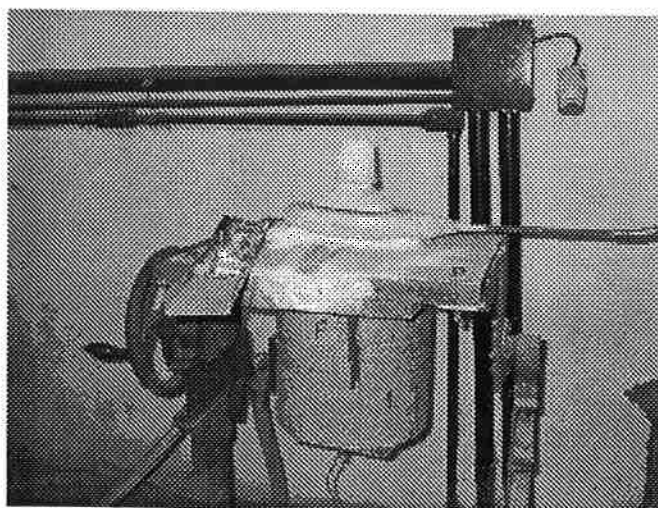
FORNCEDOR DE ALUMINA: ELFUSA

**TABELA 1 – b) Refratário de MgO**

MgO
3.700 GRS

FORNCEDOR DE MgO: IBAR

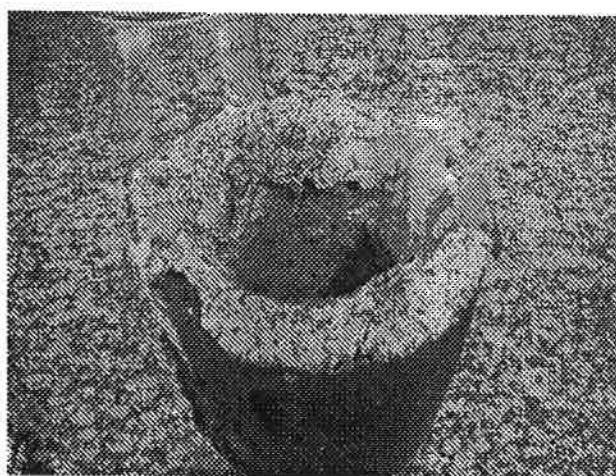
A mistura foi feita a úmido, sendo que o refratário foi socado em volta de um molde de madeira, e retirado após a secagem por aproximadamente um dia. Em seguida, inseriu-se uma lâmpada dentro do forno para retirar o máximo de umidade, tapando-se o topo do forno com uma manta cerâmica por mais um dia. Após a secagem final, sinterizou-se o forno utilizando sucatas de aço. A Figura 11 mostra a foto do forno de indução de 12kg do DIMET/IPT.

**FIGURA 11 - Forno de indução DIMET/IPT 12kg**

#### **5.4 - Revestimento do cadinho de SiC para as fusões PMT**

Revestiu-se um cadinho de SiC com refratário, misturando-se um pouco de água para dar resistência na moldagem. O refratário foi moldado e secado durante um dia, ao lado de uma estufa em funcionamento. Calcinou-se em seguida a 1000°C.

Utilizou-se o refratário de alumina VA110 da SAINT-GOBAIN, doado pela Jandinox ind e com LTDA. Na FIGURA 12 mostra uma foto do cadinho revestido.



**FIGURA 12 – foto do cadinho de SiC revestido com refratário de Alumina**

#### **5.5 - Procedimentos de Fusão e Vazamento**

Neste item será descrito os procedimentos de fusão das 7 séries de corridas feitas no DIMET/IPT e PMT/EPUSP.

##### **5.5.1 - Fusões preliminares**

Foi realizada a fusão de três diferentes ligas Ni-Cr-Al-C, caracterizadas em trabalho anterior<sup>1</sup>. Esta fusão foi importante para a confirmação das microestruturas, assim como os estudos das propriedades mecânicas.

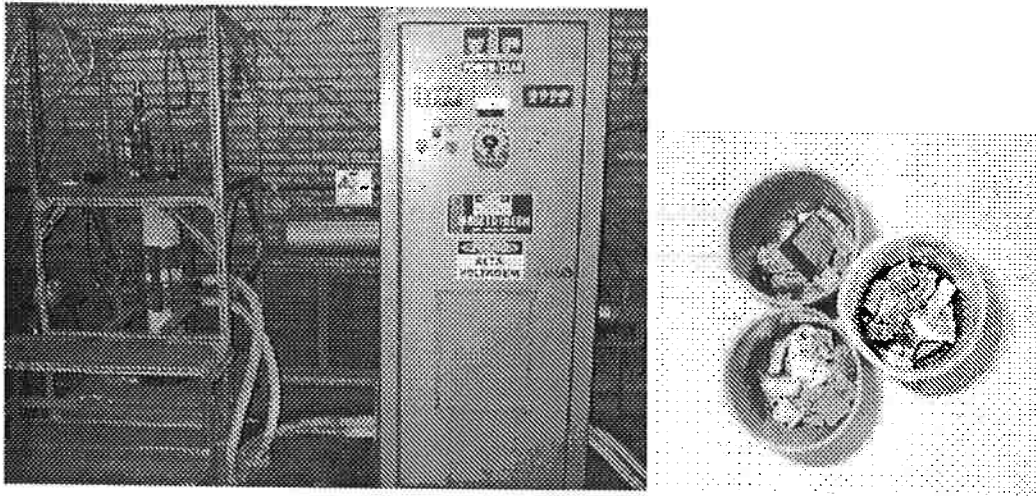
Nomearam-se as ligas como B7, B8 e B9. As composições são mostradas na TABELA 2.

**TABELA 2 – Fusões preliminares PMT**

Liga B7				
Elemento	% Peso	% Atômica	Massa (g)	Massa exp (g)
Ni	81,20	71,57	24,36	24,36
Al	8,60	16,56	2,58	2,57
Cr	9,70	9,70	2,91	2,94
C	0,50	2,17	0,15	0,16
Total	100	100	30,00	30,04
Liga B8				
Elemento	% Peso	% Atômica	Massa (g)	Massa exp (g)
Ni	79,20	68,69	23,76	23,70
Al	8,30	15,73	2,49	2,47
Cr	11,50	11,32	3,45	3,43
C	1,00	4,26	0,30	0,31
Total	100	100	30,00	29,91
Liga B9				
Elemento	% Peso	% Atômica	Massa (g)	Massa exp (g)
Ni	73,00	60,66	21,90	21,98
Al	12,30	22,34	3,69	3,66
Cr	13,70	12,92	4,11	4,14
C	1,00	4,09	0,30	0,30
Total	100	100	30,00	30,08

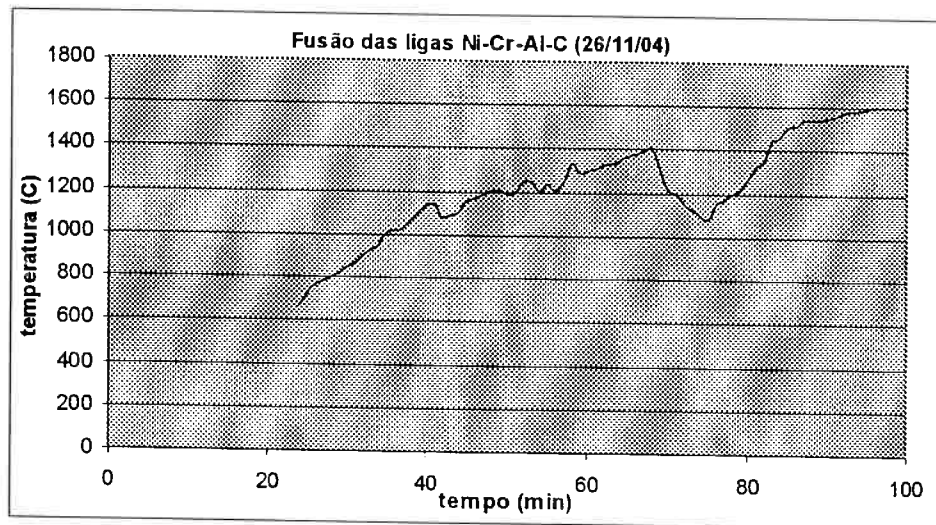
Para fundir as ligas, foi utilizado o forno de indução do tipo VIP Powermelt Inductotherm do PMT/EPUSP (Figura 13-a) a uma temperatura máxima de 1600°C, durante aproximadamente 100 minutos.

Os cadinhos foram assentados em um forno (Figura 9-b) devidamente fechado. Ligou-se o forno e injetando gás Argônio com uma vazão de 6 litros/min.



**FIGURA 13 – a)Foto do forno de indução de 30kW do PMT/EPUSP; b)Foto do cadinho com as cargas B7, B8 e B9.**

A potência do forno foi regulada inicialmente para 2kW, aumentando-se 2kW a cada 15 minutos. Quando atingiu 10kW, ocorreu uma queda de energia do forno, que foi solucionado em 5 minutos, religando-se o aparelho. Aparentemente, as ligas não foram prejudicadas com este imprevisto. A monitoração da temperatura foi feita com pirômetro óptico. O GRÁFICO 1 mostra o comportamento do forno durante a fusão das ligas.



**GRÁFICO 1 - Temperatura em função do tempo na fusão das ligas 7,8 e 9**

### 5.5.2 - Fundição Corrida C1-I e II

As massas das duas corridas são mostradas nas TABELAS 3 e 4 .

**TABELA 3 – Corrida C1-I**

Massa C1-I				
Elemento	% Peso	% Atômica	Massa (g)	Massa exp (g)
Ni	79.20	68.69	8,710	8711
Al	8.30	15.73	910	911
Cr	11.50	11.32	1,270	1270
C	1.00	4.26	110	110
<b>Total</b>	<b>100</b>	<b>100.00</b>	<b>11,000</b>	<b>11002</b>

**TABELA 4 – Corrida C1-II**

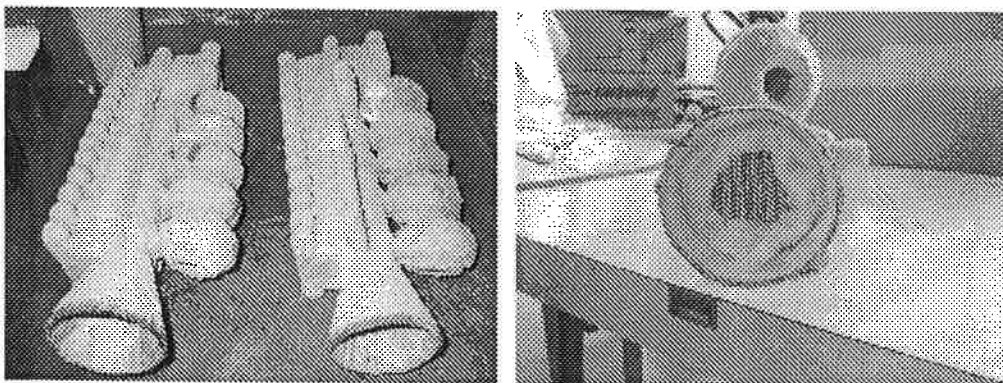
Massa C1-II				
Elemento	% Peso	% Atômica	Massa (g)	Massa exp (g)
Ni	79.20	68.69	8,710	8711
Al	8.30	15.73	910	912
Cr	11.50	11.32	1,270	1270
C	1.00	4.26	110	110
<b>Total</b>	<b>100</b>	<b>100.00</b>	<b>11,000</b>	<b>11003</b>

Foram feitas duas corridas da Liga B8, conforme a discussão do ITEM 6.2 denominados de Corridas C1-I e C1-II no forno de indução de 12kg do DIMET/IPT ,

com proteção de cortina de Argônio (99,99%) a 1550°C. Nas figuras 14-a e 14-b são mostradas as configurações das cascas cerâmicas.

#### 5.5.2.1 - Corrida C1-I

A primeira corrida foi vazada na casca cerâmica sem o uso do filtro cerâmico. Ligou-se o fomo com a injeção do gás argônio numa vazão de 1l/min (máximo permitido pela válvula do cilindro). Os componentes da liga das duas corridas foram colocadas aos poucos na medida que eram fundidas, contrariando o processo recomendado pela literatura<sup>23</sup>, devido a limitação volumétrica do forno. As cascas cerâmicas já estavam sinterizadas, sendo apenas pré-aquecidas a 1000°C para o vazamento.



**Figura 14 – a) cascas cerâmicas das corridas C1; b) casca C1-II com manta e filtro cerâmico.**

Para a primeira corrida, a adição dos componentes foi na seguinte ordem:

Ni → Cr → C → Ni → depois de fundido → Al

O Alumínio foi colocado após a verificação de que todos os componentes estavam fundidos e, no caso do carbono, dissolvido. Porém, ao adicionar o alumínio, houve uma reação exotérmica que elevou a temperatura do banho para 1660°C. Esperou-se o recuo da temperatura para 1550°C, assim como a dissolução completa do carbono que subiu um pouco na superfície. Ao esperar a dissolução do carbono, formou-se drossa sobre o banho, em decorrência da oxidação do alumínio, sendo esta uma perda considerável.

Removeu-se uma parte da drossa para permitir o vazamento a liga. A casca cerâmica a 1000°C foi retirada da mufla na sala ao lado onde se encontrava o forno de indução. Vazou-se o metal na casca sem o filtro cerâmico.

#### 5.5.2.2 - Corrida C1-II

Na segunda corrida, tomaram-se as medidas descritas no ITEM 6.3.2. Desta vez foi colocado um filtro cerâmico na bacia de vazamento da casca a fim de retardar a velocidade do metal no vazamento e evitando a oxidação do alumínio.

Resolveu-se manter a fusão das cargas no método sem o processo Exomelt, adicionando-se o Alumínio no final. Como o carbono teve dificuldade de dissolver na fusão anterior, resolveu-se colocar um pouco antes.

Como a casca cerâmica já se apresentava sinterizada, abaixou-se a temperatura de aquecimento em 850°C;

A configuração da segunda corrida está apresentada abaixo:

Ni → Cr → C → Cr → Ni → depois de fundido → Al

Início: pot=30kW;

11min40s - pot=40kW;

12min12s – pot=30kW;

16min12s – colocou-se todo o Ni;

19min00s – fundiu tudo - 1530°C – 10kW;

20min10s – colocou-se Al;

22min40s – fundiu-se todo o Al – formou-se casca;

30min00s – pot=15kW - 1526°C;

33min05s – 1489°C;

33min48s - 1537°C;

35min44s – vazamento – temperatura da casca=850°C ;

40min00s – término.

### 5.5.3 - Corrida PMT 1

Na segunda série de experimentos foi feita uma radical mudança na concepção do molde. A FIGURA 15 mostra esta nova concepção. Fundamentalmente a altura do canal de vazamento foi bastante diminuída. A configuração da carga foi mantida ao da corrida C1-II, e na TABELA 5 é mostrada as relações de cargas.

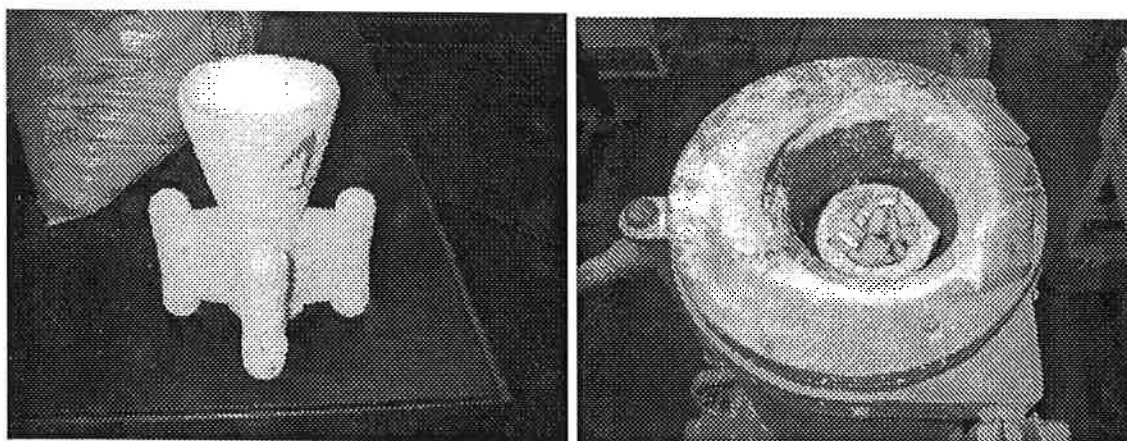
**TABELA 5 – Corrida PMT1**

Massa PMT 1				
Elemento	% Peso	% Atômica	Massa (g)	Massa exp (g)
Ni	78.52	67.37	1900.00	1900.40
Al	8.32	15.61	201.43	201.59
Al-4.5%B	0.66	1.32	16.08	16.02
Cr	11.41	11.10	276.00	276.06
C	1.09	4.60	26.40	26.42
Total	100	100	2419.91	2420.49



Ni → Cr → C → Cr → Ni → depois de fundido → Al

Nesta série de experimentos, além da diminuição da altura de vazamento, trabalhou-se com vazões de argônio de proteção maiores, da ordem de 6,0 l/min. Constatou-se a diminuição da oxidação do banho metálico. A temperatura da casca foi de 1000°C. Utilizou-se o cadinho de SiC revestido com refratário de Alumina como mostrado no ITEM 5.4. A configuração da montagem do cadinho no forno de indução do PMT/EPUSP é mostrada na FIGURA 15-b.



**FIGURA 15 – a) Molde cerâmico utilizado na segunda série de fundição da liga NICRALC. b) Configuração da fusão em forno de indução. Notar a carga metálica colocada em cadinho de SiC recoberto com refratário de Alumina.**

Início - 6kW;

19min - 10kW;

28min - 18kW;

38min - 18kW - 1050°C;

47min - 22kW;

48min - 30kW;

67min - FIM.

Na hora do vazamento, retirou-se o cadinho com uma pinça do forno e vazou-se com a menor altura possível na casca cerâmica.

#### 5.5.4 - Fundição C2

Os procedimentos de fundição foram modificados novamente. Foi utilizado um outro modelo de molde já disponível nos acervos da DIMET/IPT que eram utilizados para a fundição de superligas à vácuo. Além disso, optou-se por diminuir a massa a ser fundida de forma a podermos executar a operação de carregamento em uma única vez e podermos utilizar a configuração proposta pelo processo EXOMELT. Desta vez o alumínio foi disposto em camadas alternadas em contato mais íntimo com o níquel, conforme mostrados na FIGURA 16. As composições e as massas são mostradas na TABELA 6.

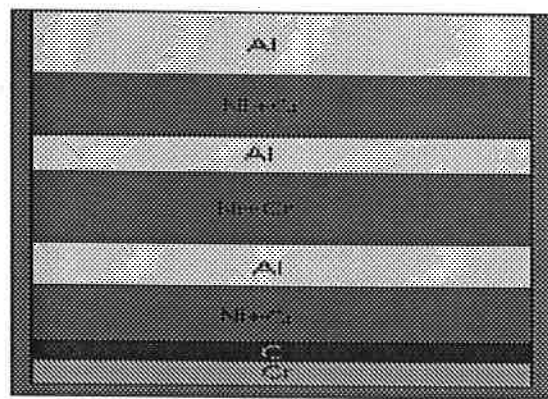
**TABELA 6 – Corrida C2**

Massa C2				
Elemento	% Peso	% Atômica	Massa (g)	Massa exp (g)
Ni	78.48	67.35	4046.75	4046.53
Al	8.89	16.67	458.25	458.30
Al-4.5%B	0.15	0.29	7.50	7.48
Cr	11.40	11.10	587.60	587.71
C	1.09	4.60	56.20	56.21
Total	100	100	5156.30	5156.23

Esta configuração de carga das matérias-primas trouxe um significativo avanço na diminuição do tempo de processamento entre o início do aquecimento do forno e o vazamento. Se nas séries anteriores os tempos médios de processamento variaram em

torno de 45 minutos, neste caso todo o procedimento levou apenas 15 minutos. Este fato se deve ao calor latente liberado durante a reação do alumínio líquido e o níquel. No momento desta reação ocorre um pico de temperatura que auxilia a fusão de todo o restante da carga.

A temperatura de vazamento e o aquecimento da casca cerâmica foram mantidos a 1550°C e 1000°C respectivamente.



**FIGURA 16 - Montagem do carregamento de matérias-primas executado na corrida da segunda série de experimentos no Laboratório de Fundição da DIMET/IPT .**

Nesta série de experimentos uma variável de processo não pôde ser controlada como se esperava, em função da disposição dos equipamentos disponíveis. A altura de vazamento foi muito elevada, como nos casos anteriores.

#### **5.5.5 - Fundição PMT 2**

Neste experimento, após os resultados verificados na Corrida C2 (ITEM 6.5), foi refeito o experimento no PMT/EPUSP, com as seguintes variáveis de processo: i) disposição da carga segundo o procedimento EXOMELT como feito na corrida C2

FIGURA 16; ii) Temperatura de vazamento de 1550°C; iii) Vazão de Argônio de 6,0 l/min; iv) Temperatura da casca de 1000°C. O molde utilizado está apresentado na FIGURA 67. As composições são mostrados na Tabela 7.

**TABELA 7 – Corrida PMT2**

<b>Massa PMT 2</b>				
<b>Elemento</b>	<b>% Peso</b>	<b>% Atômica</b>	<b>Massa (g)</b>	<b>Massa exp (g)</b>
<b>Ni</b>	78.32	67.09	221.57	<b>222.00</b>
<b>Al</b>	9.02	16.88	25.51	<b>25.48</b>
<b>Al-4.5%B</b>	0.14	0.28	0.40	<b>0.40</b>
<b>Cr</b>	11.42	11.10	32.31	<b>32.30</b>
<b>C</b>	1.10	4.65	3.12	<b>3.14</b>
<b>Total</b>	100	100	282.906	<b>283.32</b>

Diferentemente da corrida anterior (C2), não se conseguiu repetir o tempo de 15 min devido a limitações do forno do PMT/EPUSP. Neste caso o procedimento levou 38 min.

Início: pot=6kW;

10min - pot=10kW;

17min – pot=16kW;

20min – fundiu-se toda a carga;

29mi – 30kW;

38min – vazamento.

Verificou-se que a altura de vazamento foi a menor utilizada em todos os experimentos.

### 5.5.6 - Corrida C3

Para este experimento utilizou-se do processo EXOMELT com adição posterior do Ni e Al que não coube no forno. Ligou-se o forno a potência máxima de 40kW, com 1l/min de Argônio. Com 5 minutos fundiu-se toda a carga que continha dentro do forno, adicionando-se aos poucos alternado o Ni e o Al. Aos 7 minutos fundiu-se toda a carga, e a temperatura do banho esteve a 1550°C. O vazamento ocorreu aos 14 minutos na casca cerâmica aquecida a 1000°C, verificando-se a alta viscosidade do metal líquido. A Figura 17 mostra momentos após o vazamento. A relação da carga é mostrada na TABELA 8.

**TABELA 8 – Corrida C3**

Massa C3				
Elemento	% Peso	% Atômica	Massa (g)	Massa exp (g)
Ni	78.48	67.34	5148.00	5148.30
Al	8.89	16.66	582.96	583.10
Al-4.5%B	0.15	0.30	9.54	9.56
Cr	11.40	11.09	747.50	747.50
C	1.09	4.60	71.50	71.55
<b>Total</b>	100	100	6559.50	6560.01

Também foi montada uma árvore contendo 3 mancais fundidos juntamente com a casca anterior. Mais uma vez tomou-se o cuidado de reduzir ao mínimo a altura de vazamento.

Montagem da carga:

Cr(metade)→Ni→C(tudo) →Al→Cr→Ni→Al→Cr(tudo)→Al→Ni

Sobrou Ni e Al.

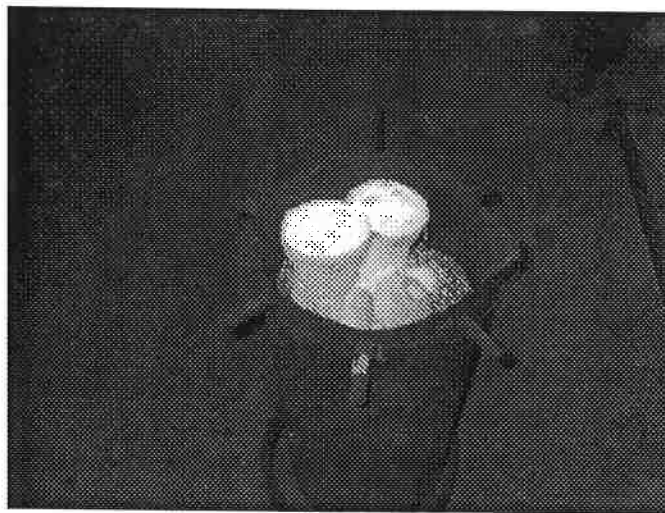
Início – Pot=40kW;

5min: fundiu-se toda a carga que continha no forno

7min: fundiu-se tudo. Temperatura medida de 1550°C;

13min: vazamento a 1555°C (Temperatura da casca: 1000°C);

14min: fim.



**FIGURA 17 – Instante após o vazamento do C3.**

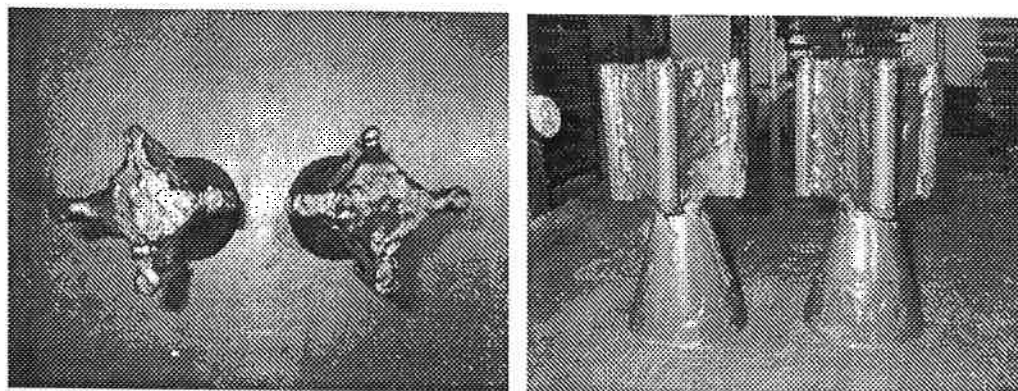
### **5.5.7 - Corrida C4-I e II**

#### **5.5.7.1 – Corrida C4-I**

Foi realizada a fundição no DIMET/IPT , utilizando agora um forno de 4kg. Neste experimento tentou-se resolver o problema da dissolução do Carbono no banho. Pelo experimento anterior utilizando o processo exomelt, o carbono não teve tempo suficiente para dissolver. Prepararam-se duas corridas: uma com a adição de FeCrC (7,45%C; 52%Cr; 3,4%Si; 0,025%P; 0,02%S), e uma outra corrida com a Liga NiCrAlC

convencional tomando devidas providencias. Para a primeira liga foi adicionado também cerca de 2% de Si metálico em porcentagem em massa para verificar a sua influência na fluidez da liga.

As cascas cerâmicas foram produzidas identicamente as da fusão C3, considerando-se que a configuração foi satisfeita. A temperatura de vazamento e da casca cerâmica foi mantida em 1550°C e 1000°C respectivamente. A configuração da casca em cera são mostrados nas Figuras 18.



**FIGURA 18 – a) árvore de corpo de prova de tração vista topo; b) vista frontal**

Inicialmente o forno foi lavado com sucata de aço. Em seguida foi montado a carga da liga contendo FeCrC, a C4-I. Resolveu-se adicionar 2% em massa de Si na liga. Para isso reduziu-se o equivalente atômico do Al. A TABELA 9 mostra a relação de composição da corrida C4-I.

**TABELA 9 – Corrida C4-I**

Massa C4-I				
Elemento	% Peso	% Atômica	Massa (g)	Massa exp (g)
Ni	78.48	67.36	2178.00	2175.40
Al	8.89	16.67	246.64	246.40
Al-4.5%B	0.15	0.28	4.03	4.00
Cr	11.40	11.10	316.25	316.27
C	1.09	4.60	30.25	30.40
Total	100	100	2775.17	2772.47

Como não coube toda a carga, colocou-se todo o FeCrC e o Cr, nas seguintes camadas:

Ni → Cr → FeCrC → Al → Ni → Al → Si → FeCrC → Ni → Si → Al

Sobraram Ni e Al, que foram adicionados assim que foram fundidos;

Início – P=20kW;

11min – Colocou-se toda a carga;

17min – Vazamento (1560°C);

Fim.

#### 5.5.7.2 – Corrida C4-II

Os dados da Fundição C4-II estão mostrados na TABELA 10.

**TABELA 10 – Corrida C4-II**

Massa C4-II				
Elemento	% Peso	% Atômica	Massa (g)	Massa exp (g)
Ni	74.40	67.43	2178.00	2179.40
Al	8.00	15.84	234.14	234.30
Al-4.5%B	0.14	0.29	4.03	4.40
Cr	3.59	3.25	105.11	105.24
FeCrC	13.87	13.18	406.04	406.00
Total	100	100	2927.32	2929.34

A montagem foi feita da seguinte maneira:

Ni → Cr → C → Al → Cr → C → Al → Ni → Al

O Ni e o Al restantes foram adicionados na medida que a liga foram fundindo. A idéia de adicionar todo o Cr e o C na carga fria foi para ter maior tempo de dissolução do carbono. Dividiu-se em duas partes para ter maior superfície de contato, tomando-se



o cuidado para que o carbono não flutuasse na superfície. Antes do vazamento ainda esperou-se um tempo para que o carbono se dissolvesse.

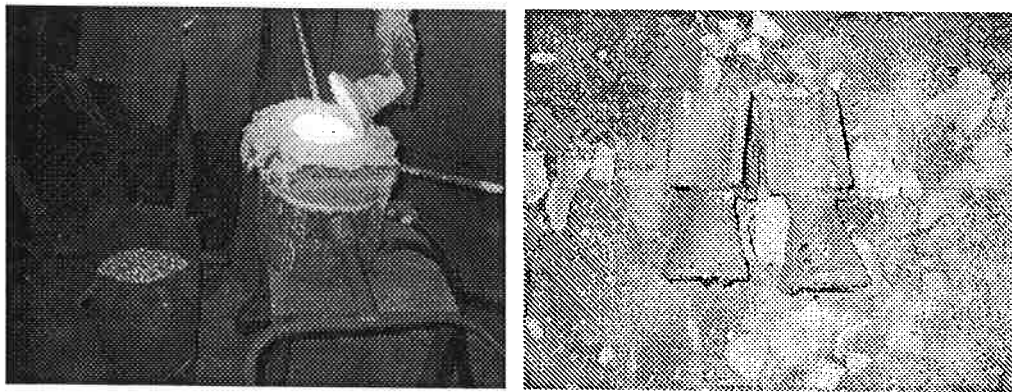
Início –  $P=20\text{kW}$ ;

12 min – Fundiu-se tudo;

20 min - Vazamento ( $1560^{\circ}\text{C}$ );

Fim.

Em ambos os vazamentos, a altura de vazamento foi o menor entre as outras fundições devido ao favorecimento físico do forno Figura 19-a.



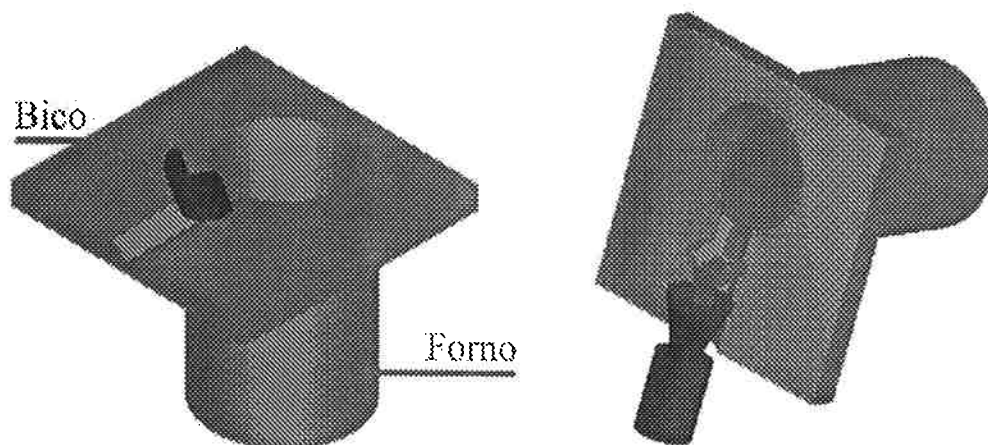
**FIGURA 19 - a)Foto do forno de indução de 4kg; b)Árvores C4-I e II após a quebra da casca cerâmica.**

#### **5.5.8 - Corrida C5**

Neste último experimento, decidiu-se verificar a fundibilidade da liga com a adição do silício através de um ensaio de fundibilidade em espiral feito em areia com resina descrito conforme o ITEM 5.2. A intenção deste ensaio foi apenas de comparação entre as duas ligas. Denominaram-se as corridas como C5-I e C5-II, sendo a primeira sem a adição de silício e a segunda com a adição. Foi adicionado 2% de Silício em massa. Utilizou-se o forno de 12kg. Para estas fusões, tomaram-se as seguintes medidas:

-Troca da válvula do gás argônio para uma de maior vazão;

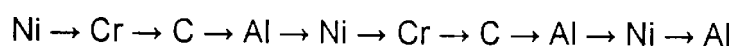
-Colocou-se um bico de refratário de alumina para a diminuição da altura do vazamento. Este último foi feito devido a esta necessidade observado na experiência anterior (corrida C4). Nas FIGURAS 20-a e 20-b são mostradas figuras ilustrativas do funcionamento do bico. As relações das massas das corridas C5-I e C5-II são mostradas nas TABELA 11 e 12.



**FIGURA 20 – a)Configuração do forno com o bico de refratário de alumina; b)Desenho esquemático do vazamento.**

#### 5.5.8.1 - Corrida C5-I

A montagem da fusão C5-I ocorreu da seguinte forma:



Sobraram Ni e Al, que não coube no forno que foram adicionados na medida que foram fundindo alternando o Ni e Al. Trocou-se a válvula do cilindro de gás argônio o que permitiu que vazão saltasse de 1l/min para 4l/min. Esta decisão permitiu que a liga mantivesse praticamente sem a formação de óxidos. A fusão foi muito rápida como o esperado, e em 14 minutos toda a carga estava líquida.

**TABELA 11 – Corrida C5-I**

<b>Massa C5-I</b>				
<b>Elemento</b>	<b>% Peso</b>	<b>% Atômica</b>	<b>Massa (g)</b>	<b>Massa exp (g)</b>
<b>Ni</b>	78.44	67.21	6336.00	<b>6336.00</b>
<b>Al</b>	8.88	16.63	717.49	<b>717.68</b>
<b>Al-4.5%B</b>	0.15	0.29	11.74	<b>11.72</b>
<b>Cr</b>	11.39	11.07	920.00	<b>920.12</b>
<b>C</b>	1.14	4.80	92.00	<b>92.40</b>
<b>Total</b>	100	100	8077.23	<b>8077.92</b>

Início: pot=30kW;

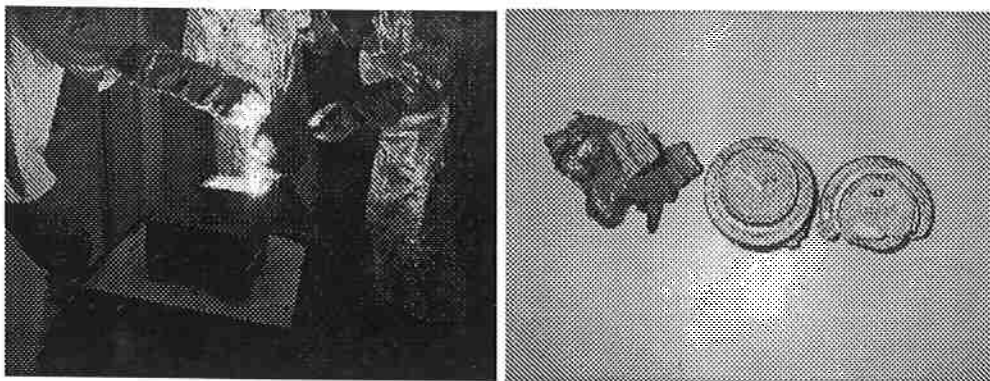
5min - pot=40kW;

7min – pot=30kW;

14min – fundiu-se toda a carga;

16min – vazamento.

Para o vazamento no molde de areia do ensaio de fundibilidade, vazou-se primeiramente à 1550°C em uma concha de revestimento cerâmico pré-aquecido e em seguida foi transportado à bacia de vazamento do ensaio. O canal de descida apresentava-se tampado com uma vareta de grafita, sendo retirado rapidamente após o enchimento da bacia, como mostrado na FIGURA 21-a.



**FIGURA 21 – a) vazamento do ensaio de fundibilidade; b) falta de preenchimento do mancal.**

Após o vazamento do ensaio de fundibilidade, resolveu-se reaquecer o metal e vazou-se novamente a 1550°C agora nas cascas cerâmicas aquecidas a 1000°C. Houve falta de preenchimento na casca do mancal devido à perda de metal no momento do vazamento, o que comprometeu esta experiência, como mostrado na FIGURA 21-b.

#### **5.5.8.2 - Corrida C5-II**

A montagem da Corrida C5-II foi idêntica, porém com a adição do silício.

$\text{Ni} \rightarrow \text{Cr} \rightarrow \text{C} \rightarrow \text{Al} \rightarrow \text{Ni} \rightarrow \text{Cr} \rightarrow \text{C} \rightarrow \text{Al} \rightarrow \text{Si} \rightarrow \text{Ni} \rightarrow \text{Si} \rightarrow \text{Ni} \rightarrow \text{Al}$

Sobraram Ni e Al, na qual foram adicionados aos poucos. A fusão durou em torno de 15min. O vazamento ocorreu como na fusão C5-I em que primeiramente foi vazado o ensaio de fundibilidade, através de uma concha com revestimento cerâmico pré-aquecido e vazado a 1550°C. A relação de carga é mostrada na Tabela 12

**TABELA 12 – Corrida C5-II**

<b>Massa C5-II</b>				
<b>Elemento</b>	<b>% Peso</b>	<b>% Atômica</b>	<b>Massa (g)</b>	<b>Massa exp (g)</b>
<b>Ni</b>	78.39	67.21	6336.00	<b>6336.09</b>
<b>Al</b>	6.97	13.06	563.32	<b>563.45</b>
<b>Al-4.5%B</b>	0.15	0.29	11.74	<b>11.73</b>
<b>Cr</b>	11.38	11.07	920.00	<b>920.12</b>
<b>C</b>	1.14	4.80	92.00	<b>92.07</b>
<b>Si</b>	1.98	3.58	160.00	<b>160.42</b>
<b>Total</b>	100	100	8083.06	<b>8083.88</b>

Início: pot=30kW;

4min - pot=40kW;

7min – pot=30kW;

13min – fundiu-se toda a carga;

15min – vazamento.

Logo após o banho foi reaquecido e vazado novamente a esta temperatura na casca cerâmica a 1000°C. Novamente houve perda de metal no vazamento provocando falta de preenchimento no mancal, porém foi possível encher alguns mancais.

## **5.6 - Preparação metalográfica das ligas**

Amostras foram cortadas em uma serra de disco ISOMET 100 e embutidas em baquelite. Lixou-se em lixas d'água na seqüência de granulometria (Mesh) de 180, 220, 320, 400 e 600. Poliu-se com pasta de diamante na seqüência de 6, 3 e 1 micra.

### 5.7 - Ataque Metalográfico

Os ataques foram realizados com reagente de Marble por 5 segundos. O reagente de Marble consiste em 50mL de água destilada, 50mL de ácido clorídrico concentrado e 10g de sulfato de cobre.

O reagente de Marble ataca preferencialmente a solução sólida de níquel ( $\gamma$ ), seguida da fase ordenada  $\text{Ni}_3\text{Al}$  ( $\gamma'$ ), preservando os carbonetos.

O ataque eletrolítico foi feito no PMT/EPUSP em uma solução de 50% em volume de  $\text{HNO}_3$ , com 5V durante 15s.

### 5.8 - Observação em microscópio óptico

Após a preparação metalográfica, as amostras foram observadas em microscópio óptico. Foram observadas inicialmente sem qualquer ataque e posteriormente, atacadas com reagente de Marble.

As fotos representativas das amostras foram tiradas por uma câmera fotográfica digital acoplada a um software de computação gráfica do LFS/EPUSP. Os aumentos utilizados no microscópio ótico foram de 200X, 500X e 1000X.

### 5.9 - Observação em microscópio eletrônico de varredura

A análise da microestrutura no microscópio eletrônico de varredura (MEV) foram feitas utilizando elétrons retro-espalhados nas amostras, o que possibilitou a observação da microestrutura devido ao elevado contraste entre as fases de diferentes

composições químicas. As análises feitas por elétrons secundários serviram para verificar a superfície de fratura e seus relevos.

Nas ligas analisadas por MEV, identificou-se a fase mais clara como sendo solução sólida de Ni (fase  $\gamma$  CFC desordenada), a fase com cor intermediária como sendo  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (fase  $\gamma'$  ordenada) e a fase mais escura como sendo carbonetos de cromo.

### **5.10 - Microdureza Vickers**

Foi utilizado o microdurômetro Vickers da marca Buehler do LFS/EPUSP. Foi utilizada a carga de 300g fazendo uma média entre 5 medidas.

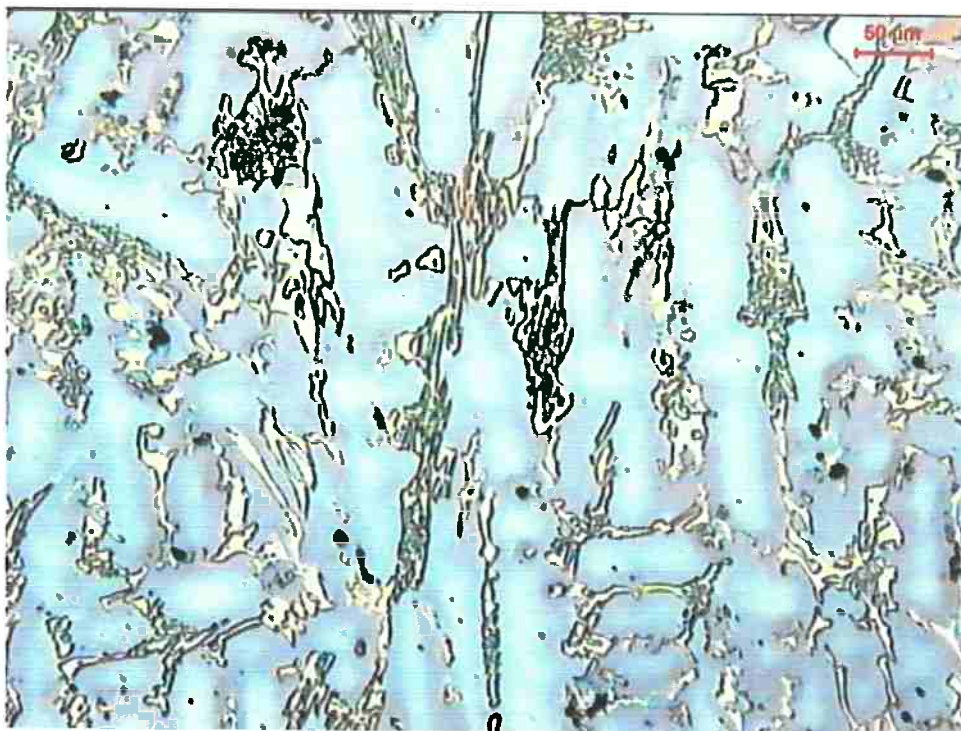
### **5.11 - Análise Química**

Foram feitos dois tipos a Microanálise semiquantitativa por EDS feito no PMT/EPUSP. As análises por combustão do carbono e do Enxofre complementaram o EDS, por ter maior exatidão. Os resultados são mostrados na Tabela 15.

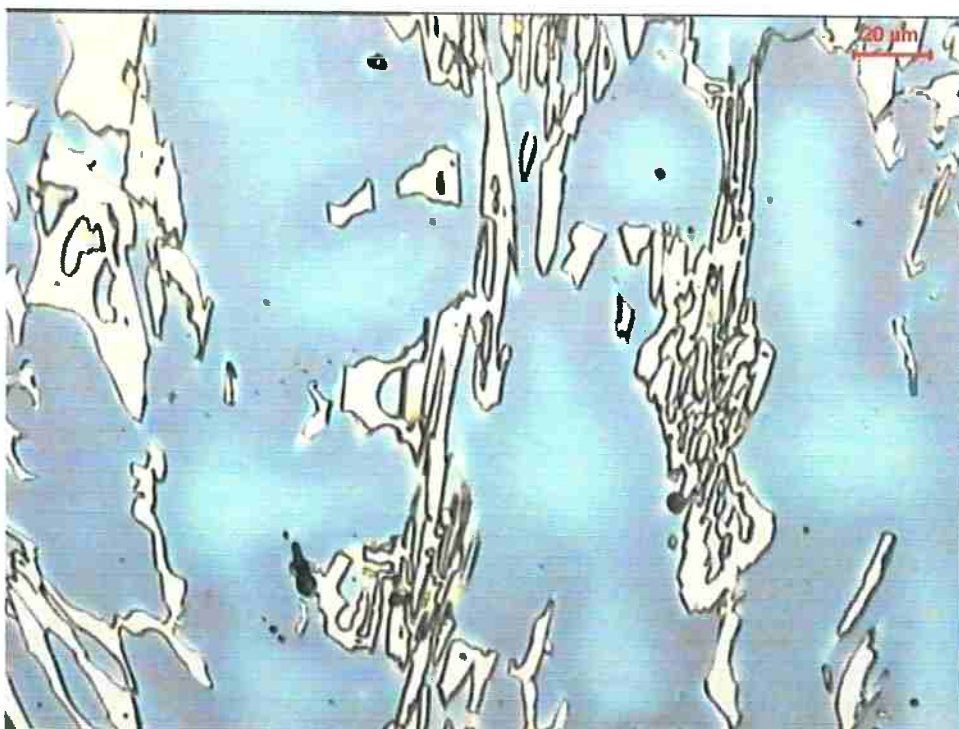
## **6 - RESULTADOS E DISCUSSÕES**

### **6.1 – Análise Microestrutural**

Neste item serão apresentadas as Micrografias ópticas das ligas preparadas.



**Figura 22 – Stellite 6 com aumento de 200X com ataque eletrolítico**



**Figura 23 – Stellite 6 com aumento de 500X com ataque eletrolítico**





**Figura 24 – B7 com aumento de 200X, estrutura dendrítica com carbonetos de cromo entre as dendritas. Estrutura hipoeutética**



**Figura 25 – B7 com aumento de 500X**

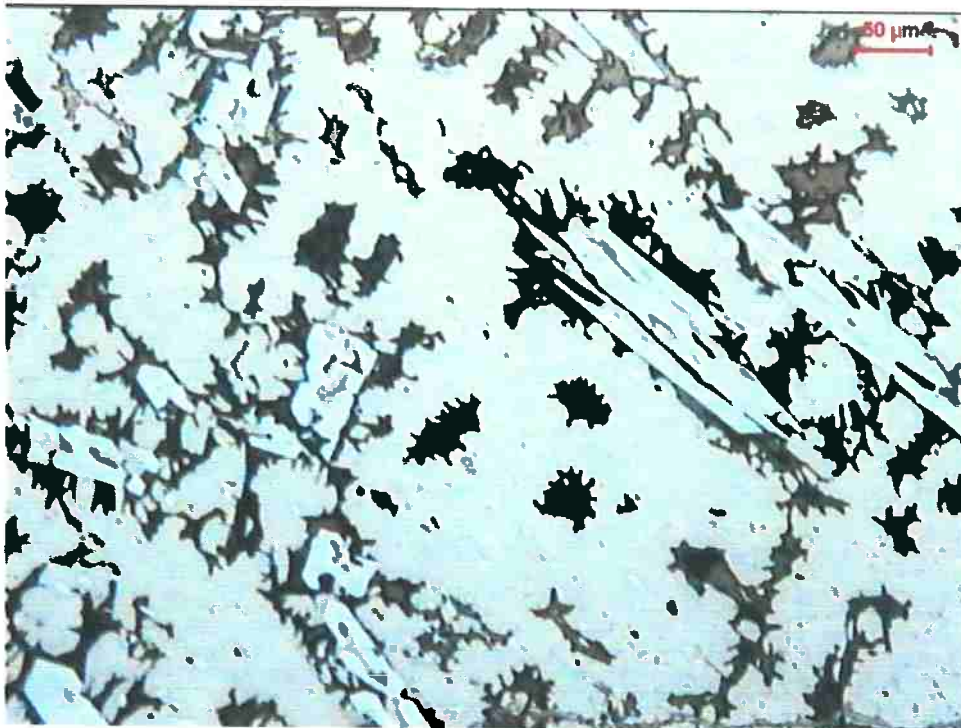




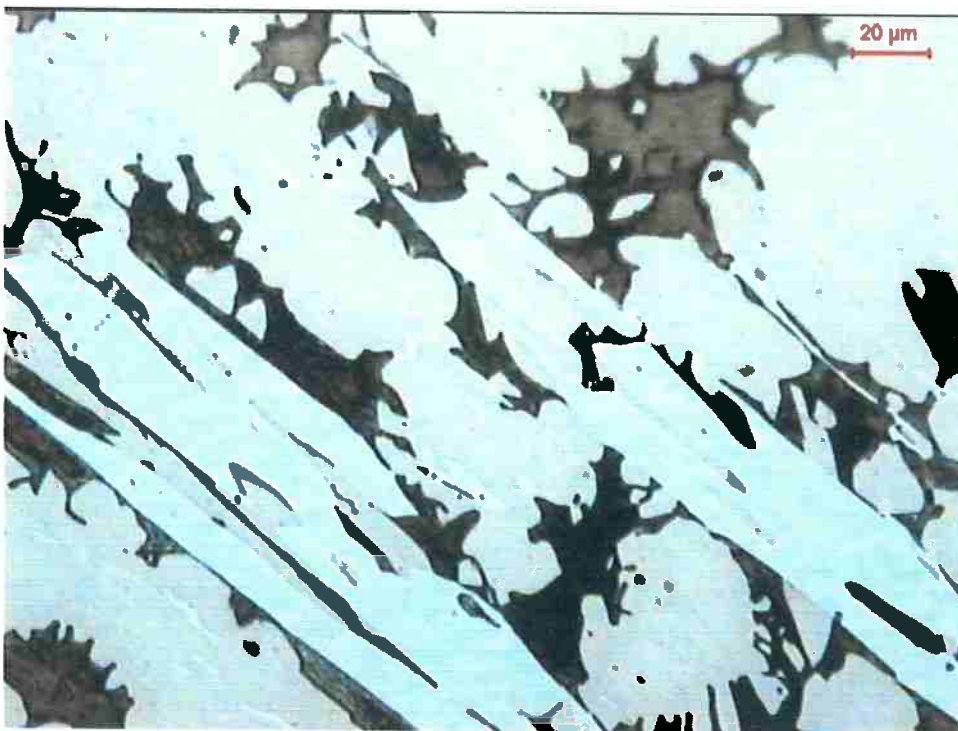
**Figura 26 – B8 com aumento de 200X. Estrutura hipoeutética com carbonetos de cromo espalhados na matriz**



**Figura 27 – B8 com aumento de 500X**

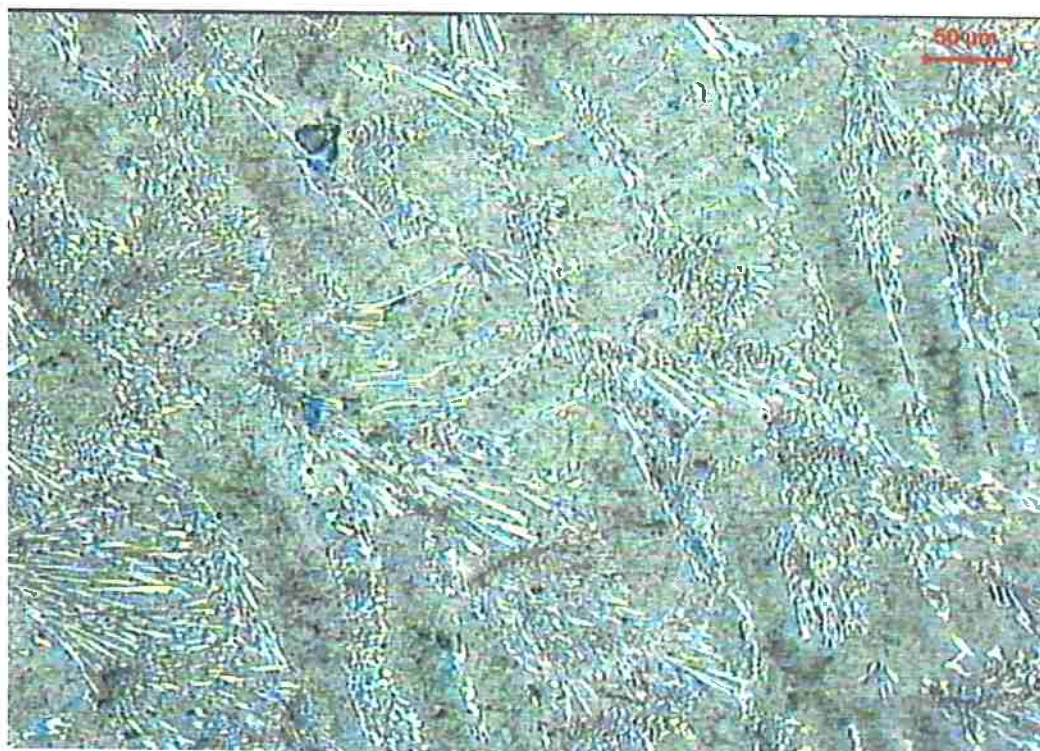


**Figura 28 – B9 com aumento de 200X. Estrutura hipereutética, com precipitação da fase NiAl (parte mais escura)**

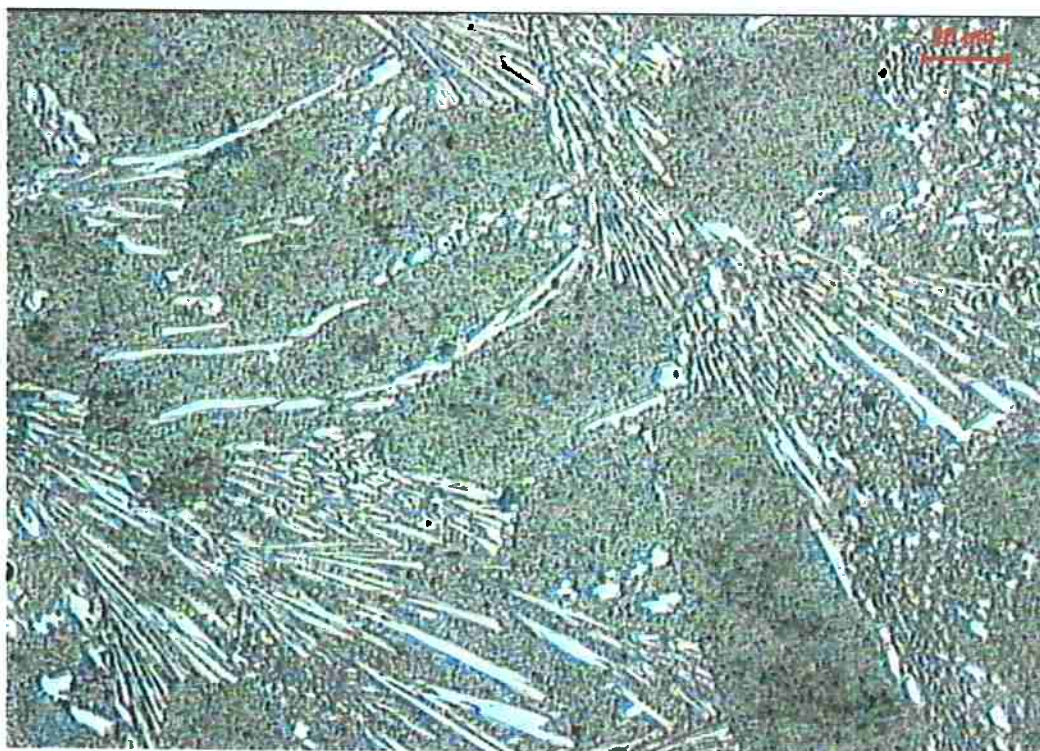


**Figura 29 – B9 com aumento de 500X**



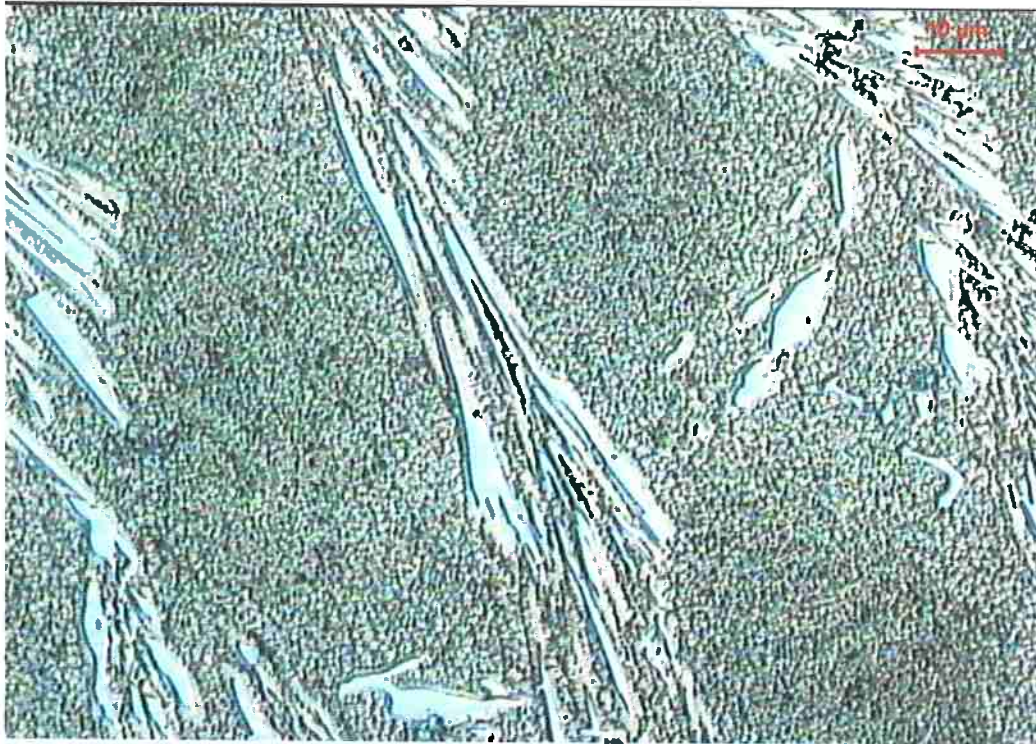


**Figura 30 – C1-I com aumento de 200X. Estrutura hipoeutética com carbonetos de cromo entre as dendritas.**

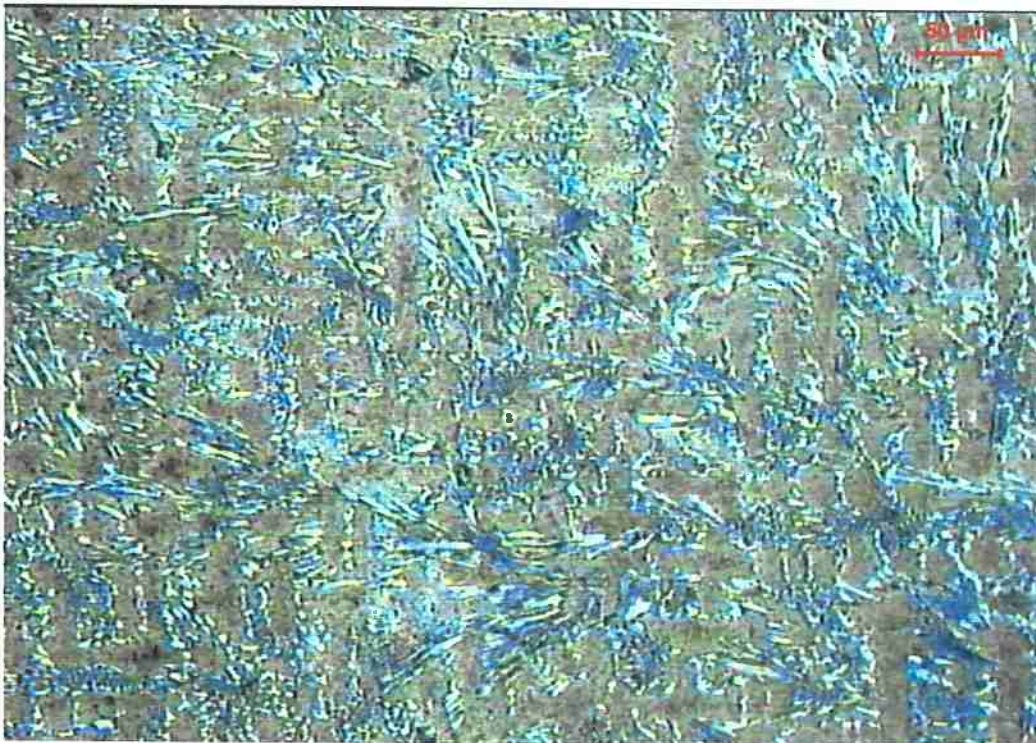


**Figura 31 – C1-I com aumento de 500X**



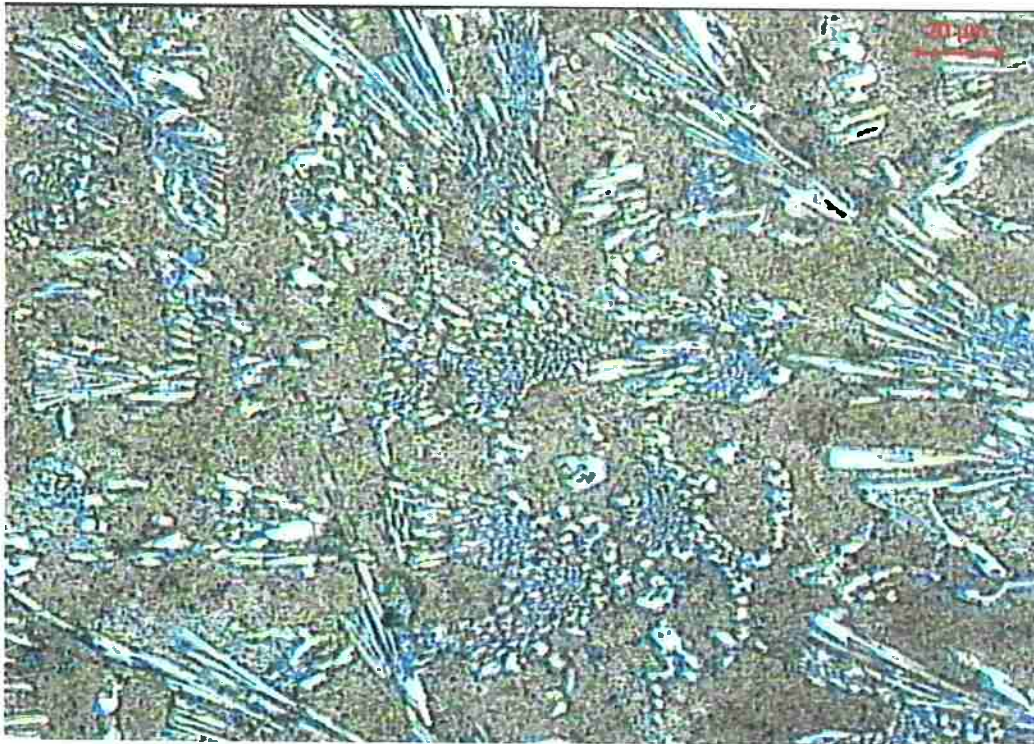


**Figura 32 – C1-I com aumento de 1000X. Matriz  $\gamma/\gamma'$**

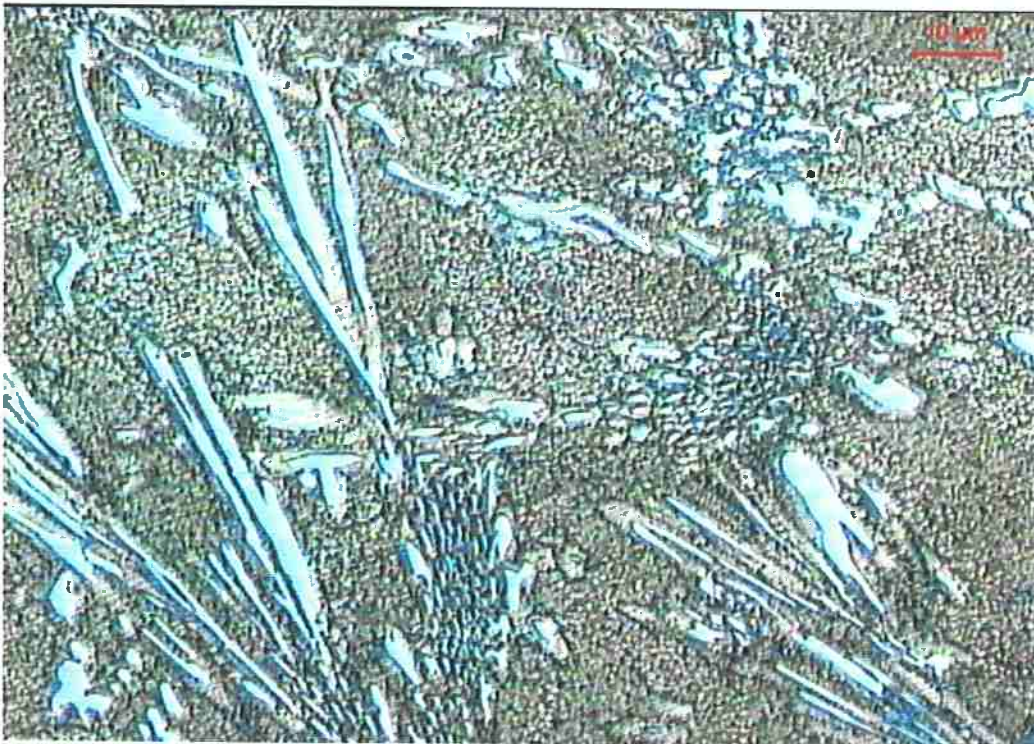


**Figura 33 – C1-II com aumento de 200X. Estrutura hipoeutética com carbonetos de cromo entre as dendritas.**



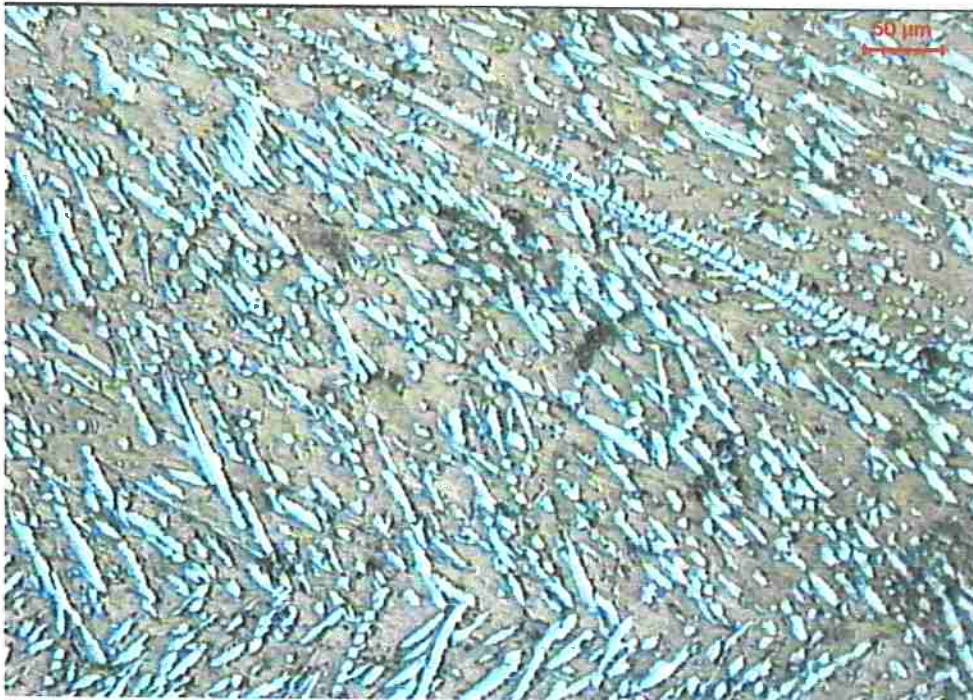


**Figura 34 – C1-II com aumento de 500X**

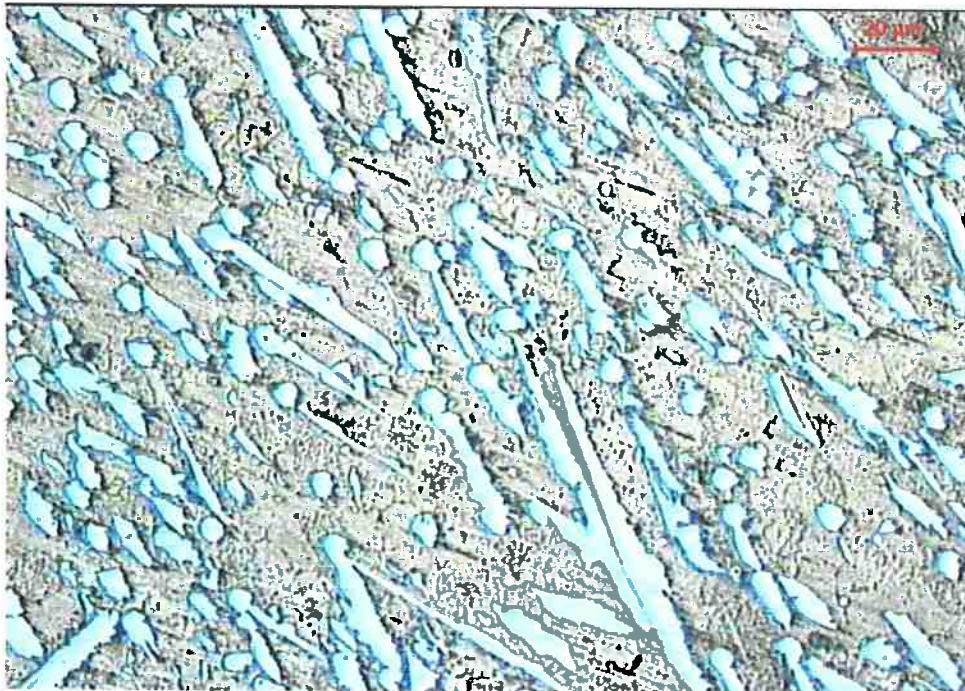


**Figura 35 – C1-II com aumento de 1000X**



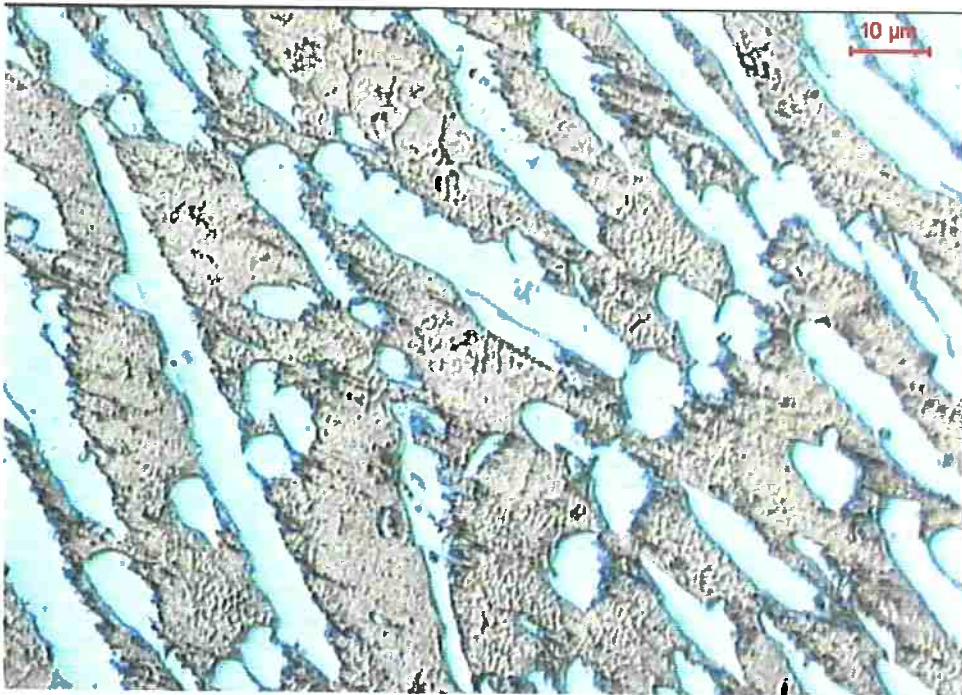


**Figura 36 – C2 com aumento de 200X. Estrutura eutética**

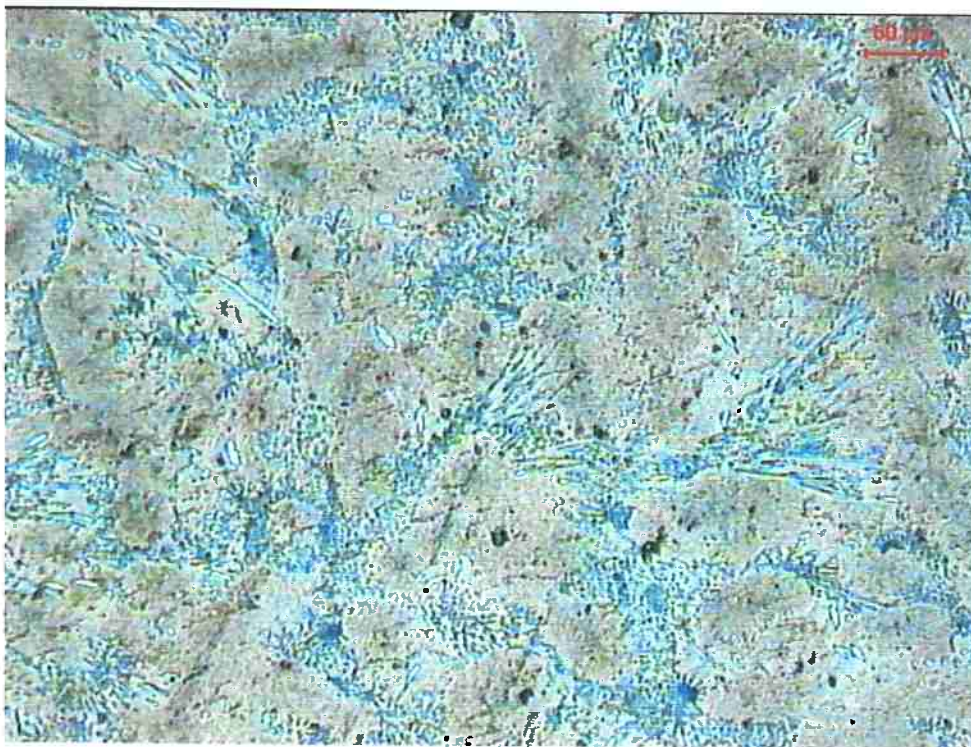


**Figura 37 – C2 com aumento de 500X**



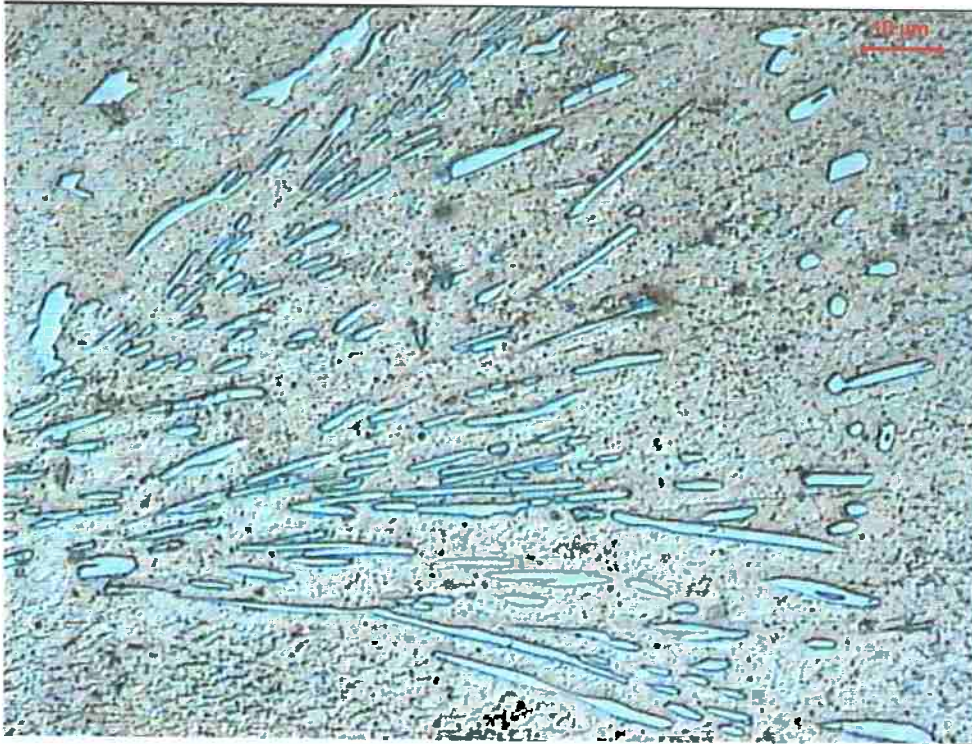


**Figura 38 – C2 com aumento de 1000X**

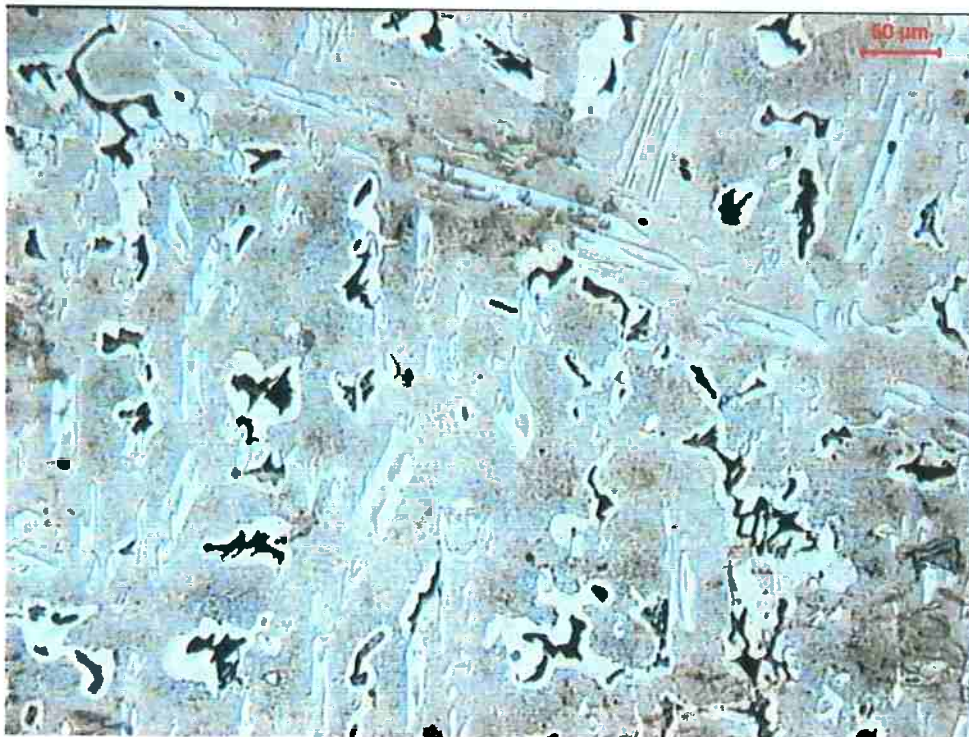


**Figura 39 – C3 com aumento de 200X. Estrutura hipoeutética com carbonetos de cromo entre as dendritas.**



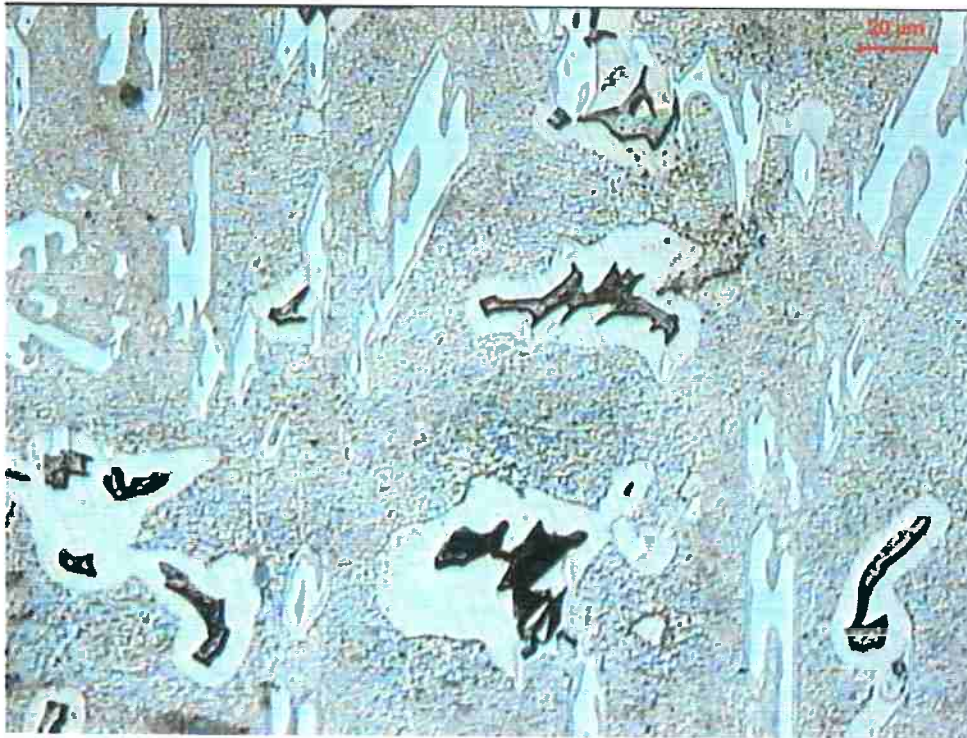


**Figura 40 – C3 com aumento de 1000X. Matriz  $\gamma/\gamma'$  com carbonetos de cromo**

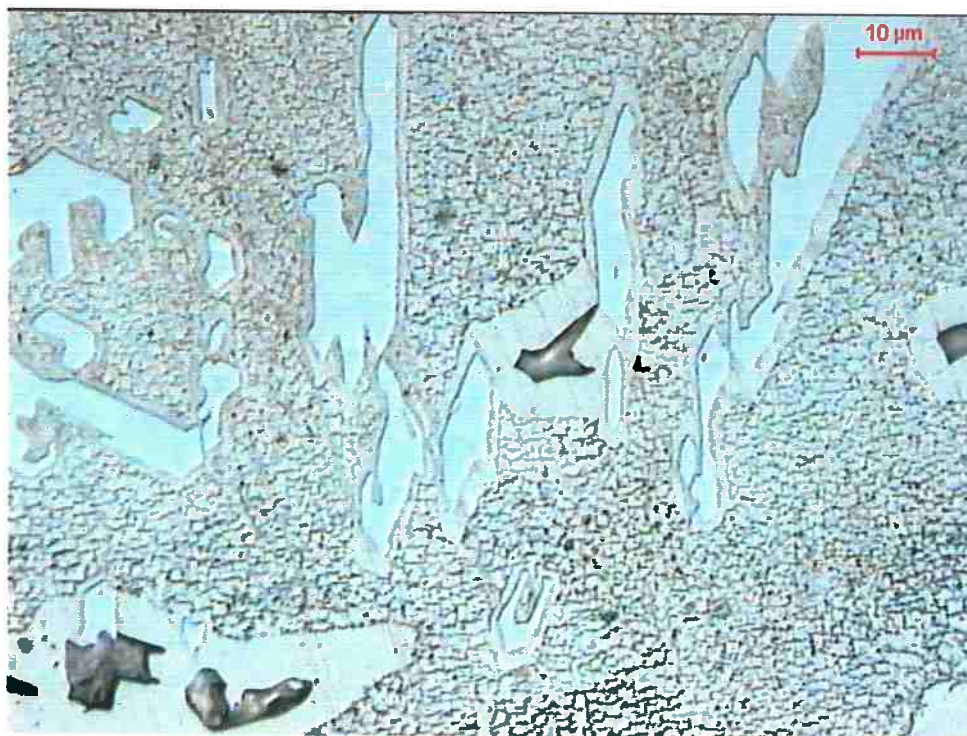


**Figura 41 – C4-I com aumento de 200X, adição de Fe e Si**





**Figura 42 – C4-I com aumento de 500X. Precipitação da fase  $\beta$  ferromagnético**

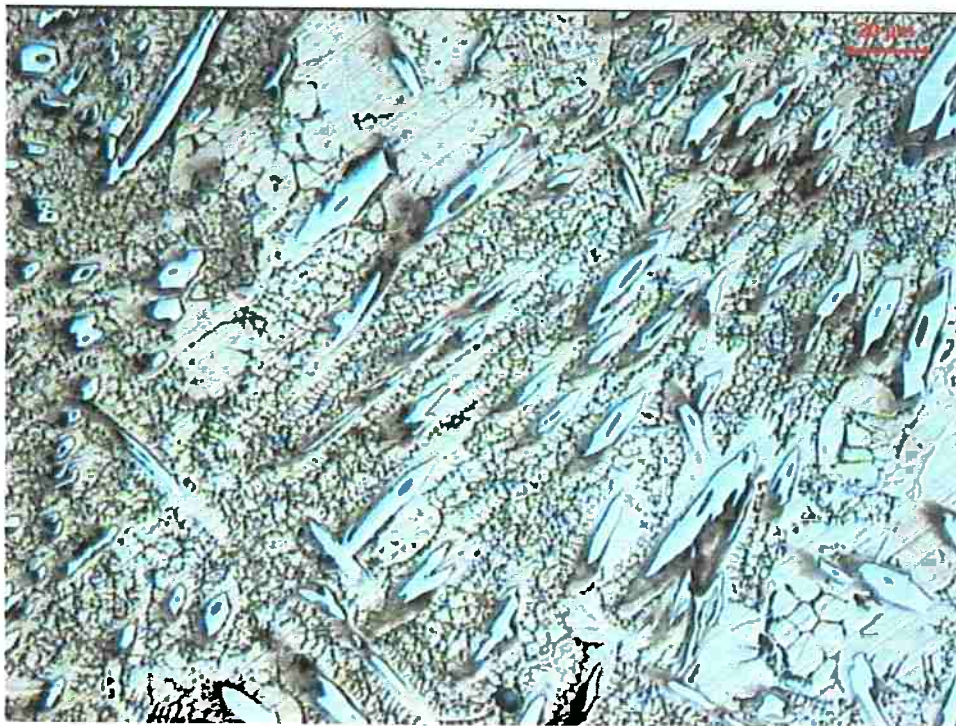


**Figura 43 – C4-I com aumento de 1000X**



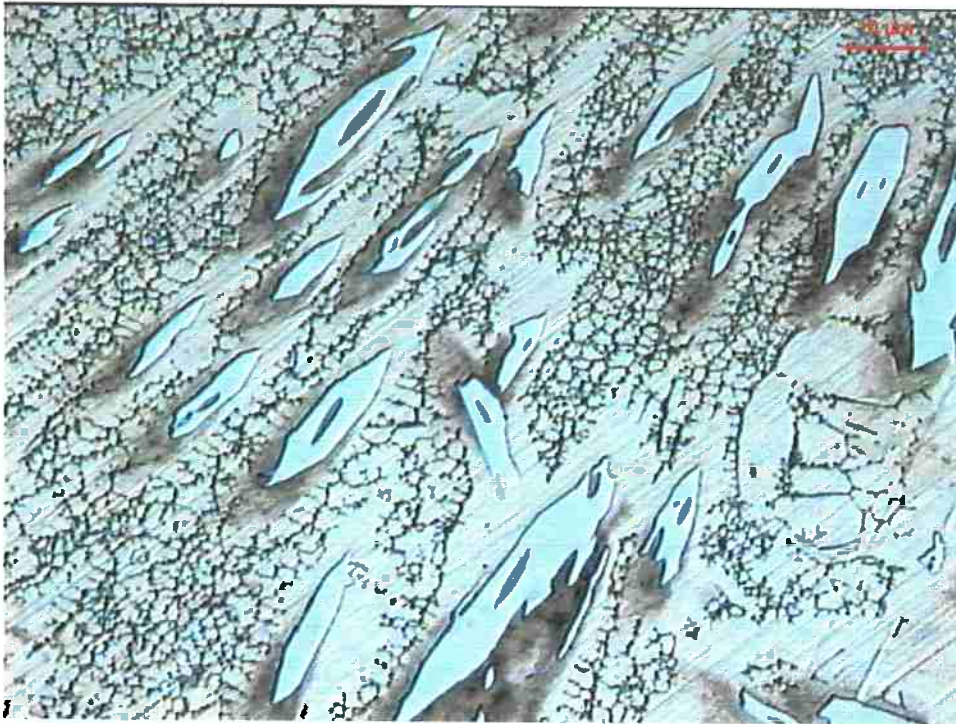


**Figura 44 – C4-II com aumento de 200X. Estrutura eutética**

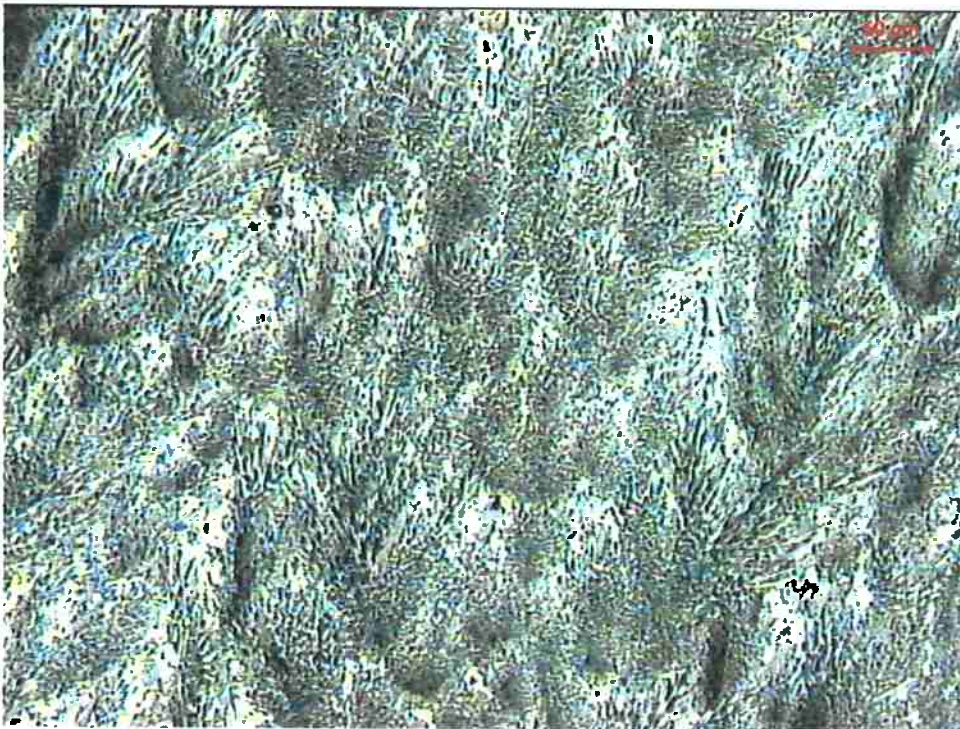


**Figura 45 – C4-II com aumento de 500X**



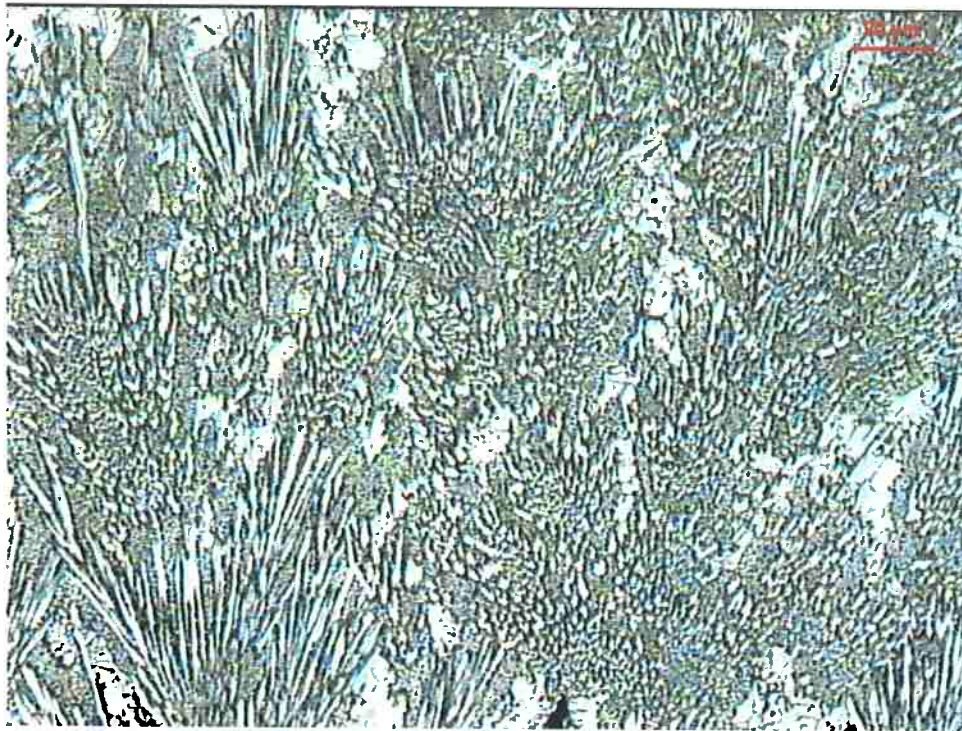


**Figura 46 – C4-II com aumento de 1000X. Matriz  $\gamma/\gamma'$**

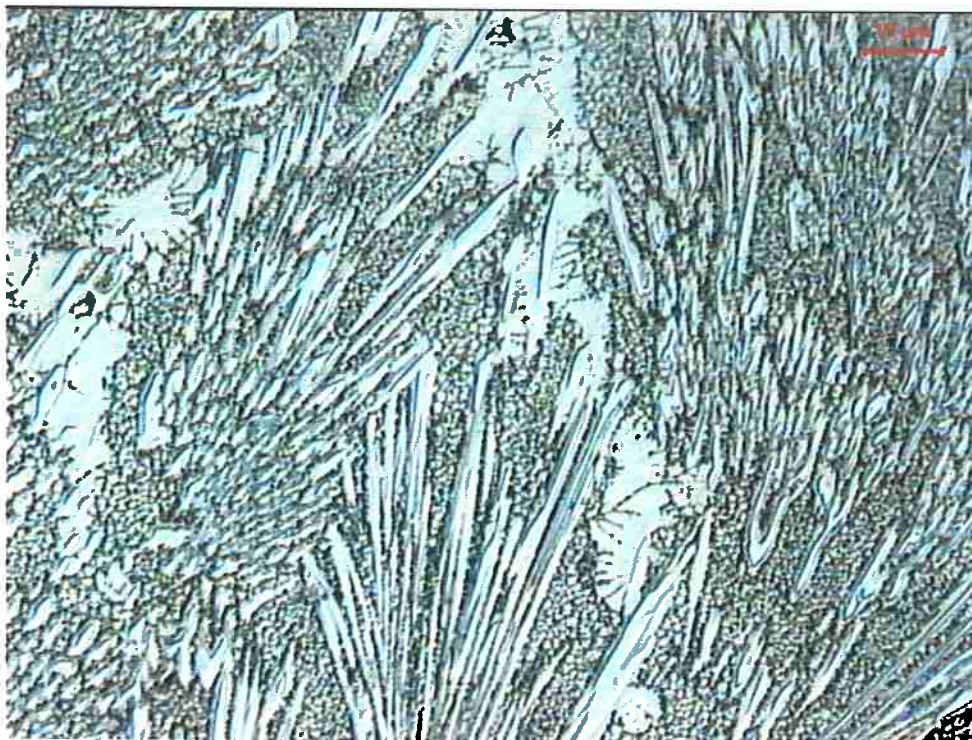


**Figura 47– C5-I com aumento de 200X. Estrutura eutética**



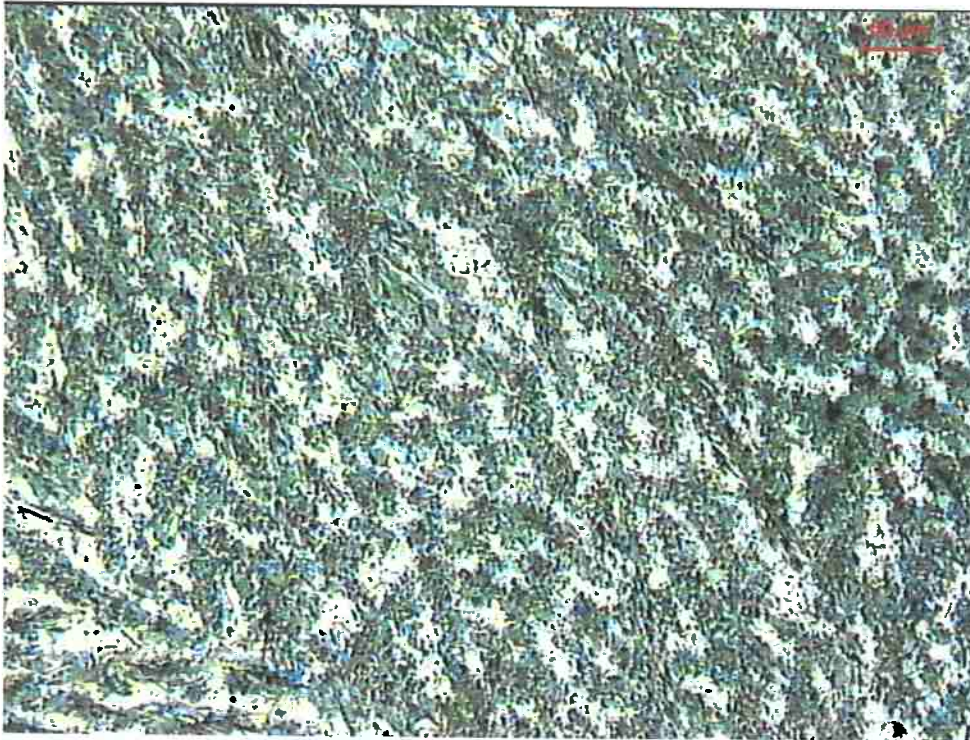


**Figura 48 – C5-I com aumento de 500X**

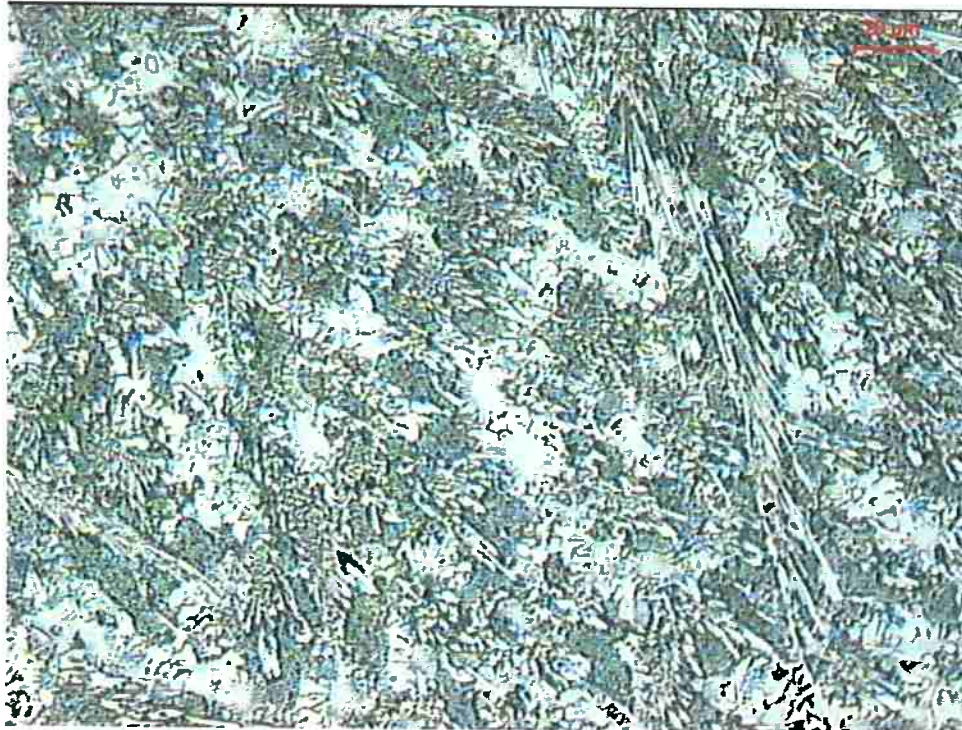


**Figura 49 – C5-I com aumento de 1000X. Matriz  $\gamma/\gamma'$**



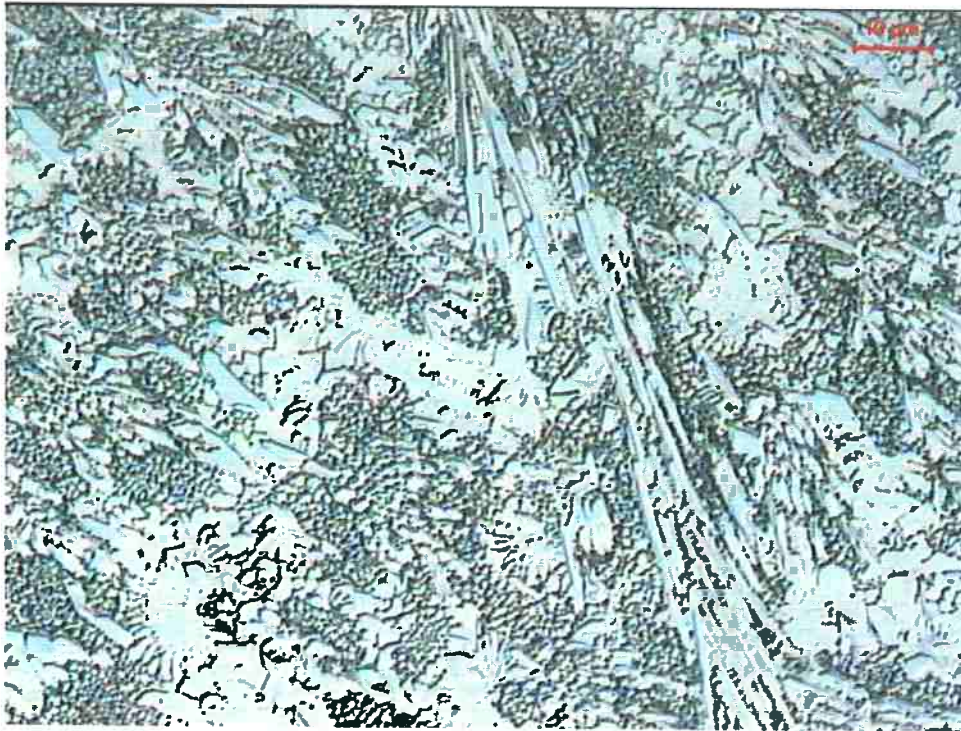


**Figura 50 – C5-II com aumento de 200X. Estrutura eutética**

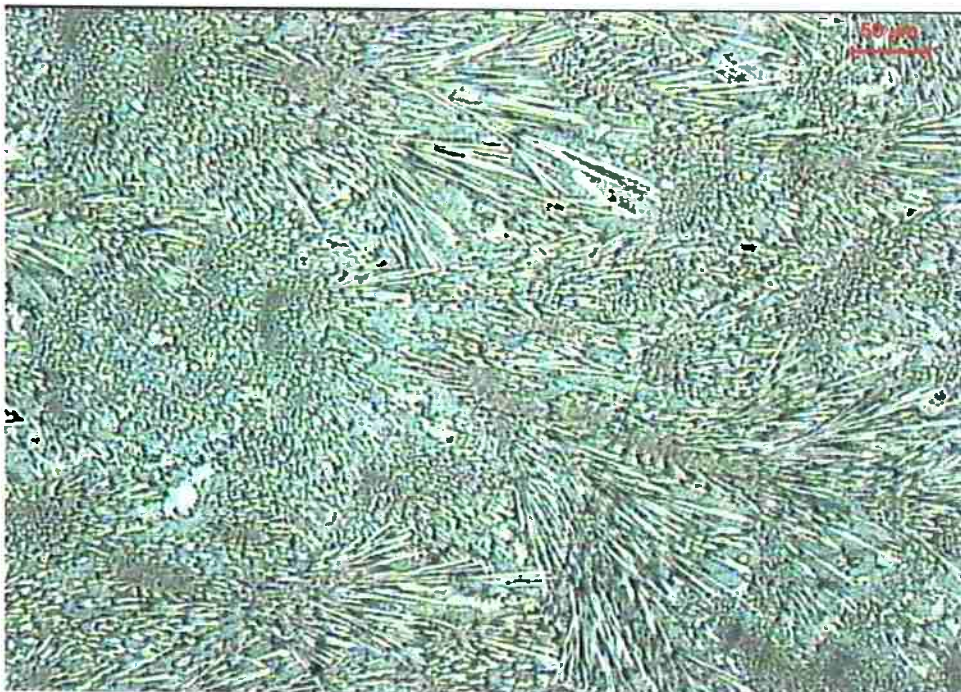


**Figura 51 – C5-II com aumento de 500X**



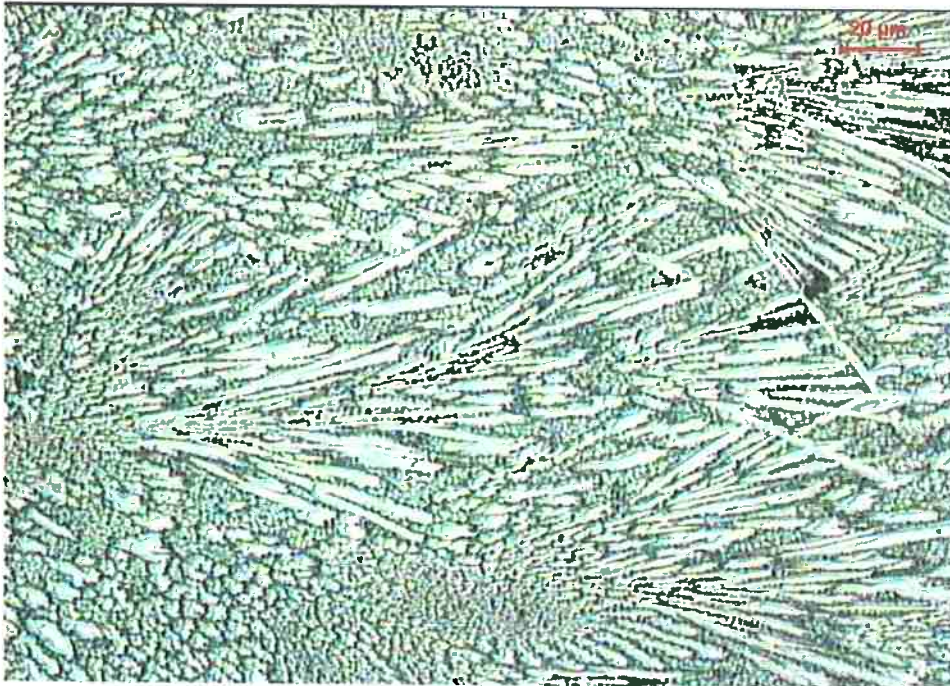


**Figura 52 – C5-II com aumento de 1000X**

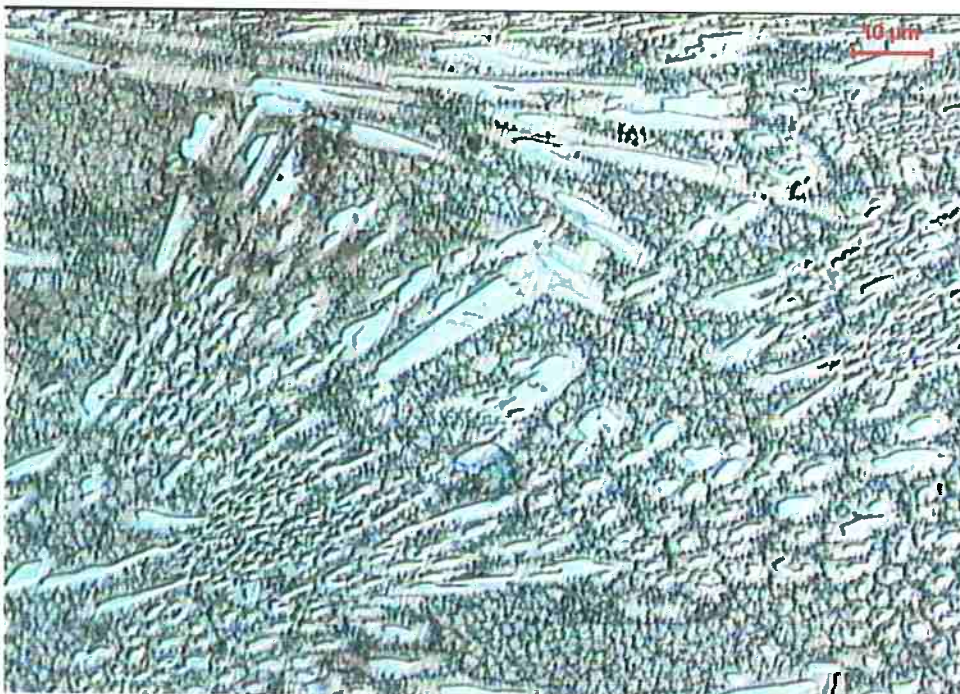


**Figura 53 – PMT1 com aumento de 200X. Estrutura eutética**



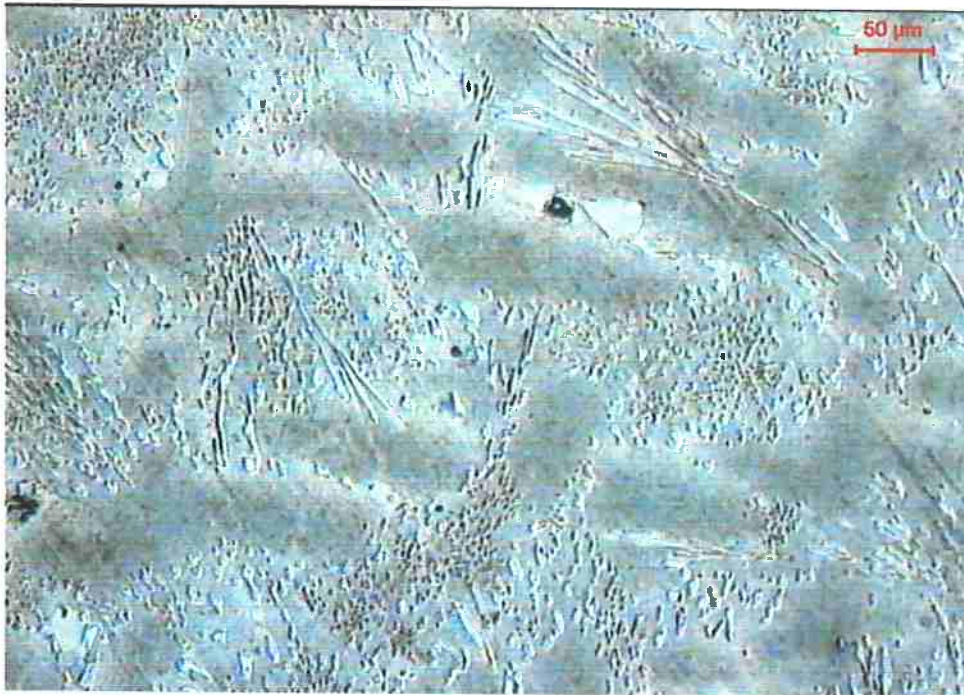


**Figura 54 – PMT1 com aumento de 500X**

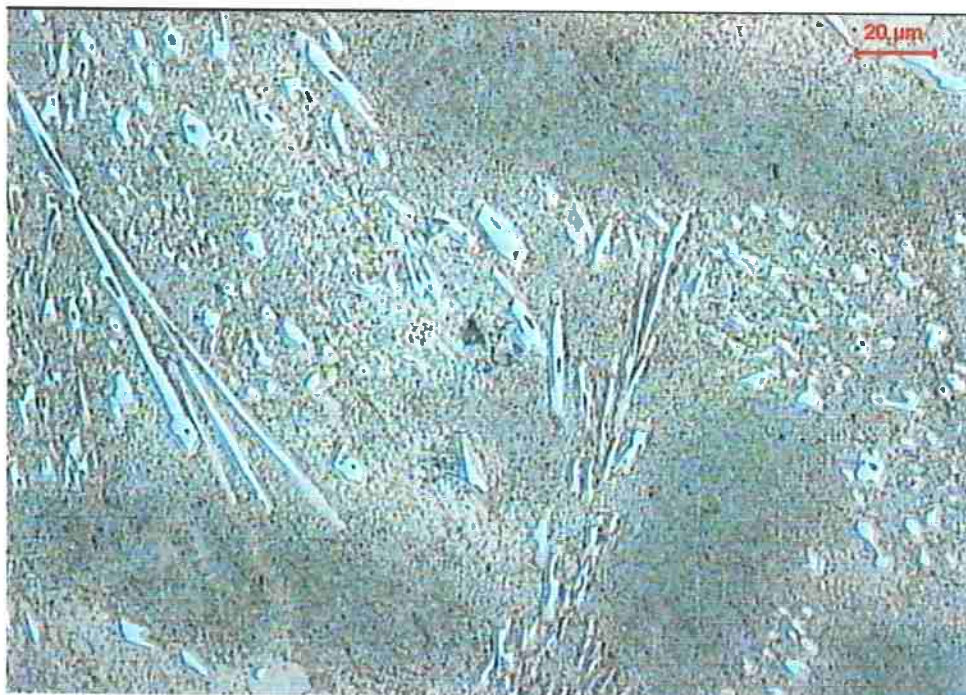


**Figura 55 – PMT1 com aumento de 1000X. Matriz  $\gamma/\gamma'$**



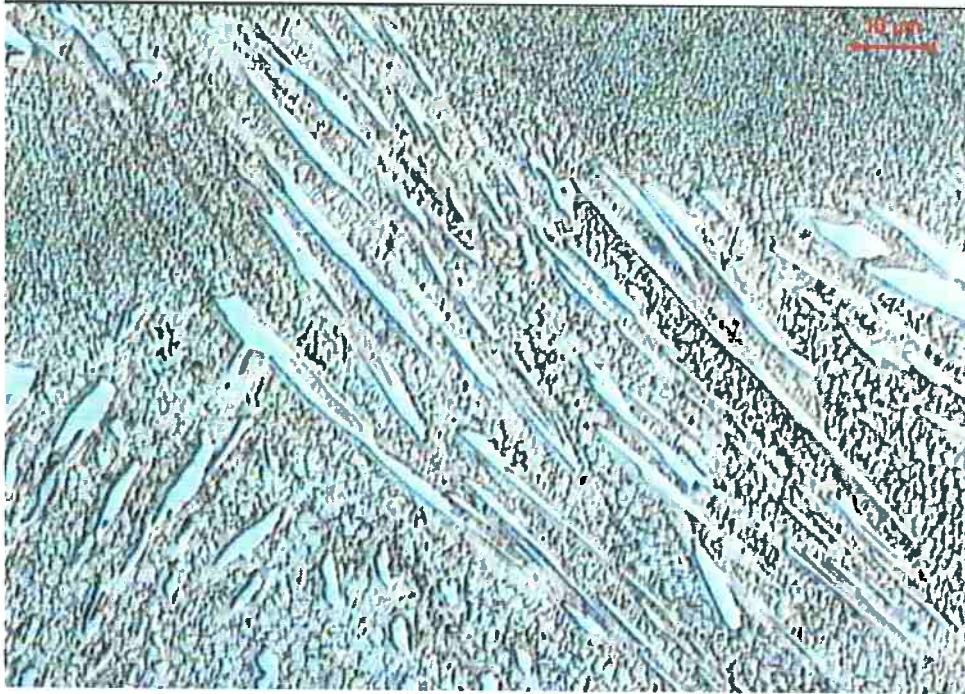


**Figura 56 – PMT2 com aumento de 200X. Estrutura hipoeutética com carbonetos de cromo espalhados na matriz**



**Figura 57 – PMT2 com aumento de 500X**





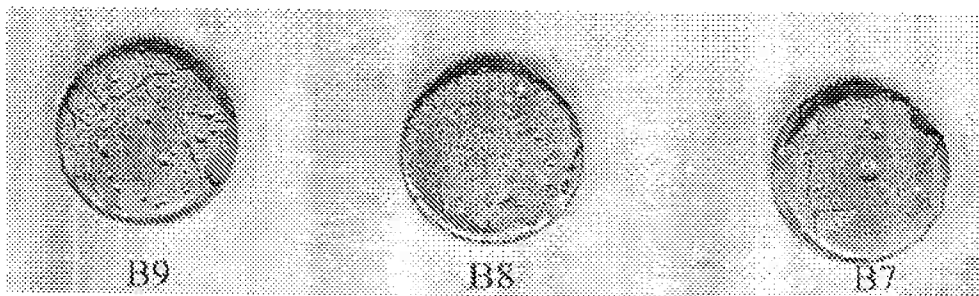
**Figura 58 – PMT2 com aumento de 1000X. Matriz  $\gamma/\gamma'$**

O Stellite 6 foi fundida na Jandinox ind e com LTDA. Nota-se nas Figuras 22 e 13, que o Stellite 6 apresentou algumas inclusões escuras que são sulfetos derivados do processo de fundição de precisão, identificados por EDS da microscopia eletrônica de varredura do PMT/EPUSP. O material analisado foi retirado de um canal de alimentação, o que pode aumentar a incidência destes tipos de inclusões.

Percebe-se que as microestruturas variaram sensivelmente com o teor do carbono. Comparando-se com a análise química na Tabela 17, as ligas com teores de carbono próximos de 1% tiveram estruturas próximas ou totalmente eutéticas como nos casos B8(Figura 26~28), PMT1(Figura 53~55), C2(Figura 36~38), C4-II(Figura 44~46), C5-I(Figura 47~49) e C5-II(Figura 50~52). Os teores de carbono com 0,8~0,5% tiveram estruturas hipoeutéticas com carbonetos de cromo entre as dendritas, como em

B7(Figura 24 e 25), C1-I(Figura 30~32), C1-II (Figura 33~35), C3(Figura 39 e 40) e PMT2(Figura 56~58). Foi feito ataque eletrolítico para o Stellite 6 e ataques com Marble nas demais ligas.

## 6.2 - Fusões preliminares



**Figura 59 – fotos das ligas após a fusão.**

Nas figuras 24 e 25 é apresentada a liga B7. Trata-se de uma fase hipoeutética, revelando uma estrutura dendrítica com microconstituente eutético refinado interdendrítico.

Tem-se nas figuras 26 e 27, a liga B8. Também se trata de uma liga hipoeutética, porém com maior precipitação do carboneto, espalhados pela matriz. Esta amostra foi atacada novamente depois e mostrou as estruturas dendríticas.

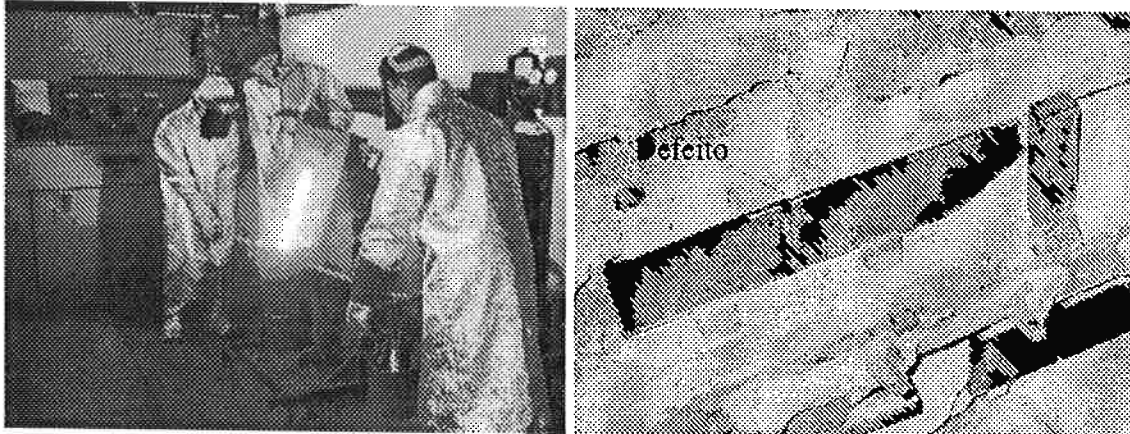
A liga B9, mostrado pelas figuras 28 e 29, trata-se de uma estrutura hipereutética, com precipitação da fase NiAl.

Entre as 3 ligas fundidas, a B8 se apresentou a mais interessante, por apresentar maior dureza próximo ao Stellite 6 e por apresentar microestrutura próximo do eutético.

### 6.3 - Corrida C1-I e II

#### 6.3.1 - Corrida C1-I

As Figuras 60 mostram o vazamento assim como o resultado da fundição:



**Figura 60- a)Vazamento do C1-I; b) Defeito de fundição da corrida C1-I.**

Visualmente, notou-se que algumas das peças se apresentaram defeituosas. Um dos prováveis defeitos que podem ter ocorrido é a diminuição da fundibilidade do metal líquido com a oxidação do alumínio. A microestrutura se apresentou hipoeutética com poucos carbonetos entre as dendritas (FIG 30~32), confirmados na análise química (0,84%C) na TABELA 17.

#### 6.3.2 -Corrida C1-II

Para a segunda corrida, foram tomadas as seguintes providencias, considerando a primeira (C1-I):

- Para evitar a provável oxidação do alumínio, decidiu-se diminuir ao máximo o tempo de vazamento, aumentando-se a taxa da potência do forno;
- Decidiu-se cronometrar o tempo, assim como a temperatura a cada instante;

- Foi escolhido o mesmo procedimento da primeira corrida: fundir aos poucos e adicionar o Al no final;
- Antes da adição do alumínio, foi verificado se o Ni e o Cr foram completamente fundidos, e o carbono totalmente dissolvido no banho. Na primeira corrida houve uma pequena quantidade de carbono que flutuou sobre o banho, foi decidido colocar o carbono um pouco antes do que na primeira corrida. O carbono só não foi colocado no fundo do forno para evitar que não grudasse no refratário;
- Colocou-se um filtro cerâmico para retardar a velocidade do metal no vazamento para evitar a oxidação do alumínio;
- Abaixou-se a temperatura de aquecimento da casca em 850°C, pois a casca cerâmica já se apresentava calcinado;
- A temperatura de vazamento foi mantida a 1550°C.

Nesta segunda corrida, não foi possível encher a casca cerâmica completamente devido ao entupimento do filtro cerâmico, como mostrado na FIGURAS 61:



**Figura 61—corrida C1-II e enchimento incompleto da casca cerâmica, devido ao entupimento do filtro cerâmico.**

As perdas na formação de drossas no banho foram na mesma ordem que o da primeira corrida.

Foram levantadas as seguintes possibilidades para os problemas encontrados:

- 1-Adição do Al com carga fundida, ao invés de seguir a recomendação da literatura (processo Exomelt);
- 2 - erro no dimensionamento dos canais e na configuração da árvore;
- 3 – Vazão de argônio insuficiente;

Notou-se que a microestrutura do material fundido no DIMET/IPT apresentou-se um pouco diferente ao esperado (Fusão Preliminar, ITEM 6.2). Pelas análises químicas mostradas nas TABELA 17, foi constatado que houve uma pequena perda de alumínio e carbono. A microestrutura manteve-se dendrítica com menor teor de carbonetos como mostrados nas FIG 33~35.

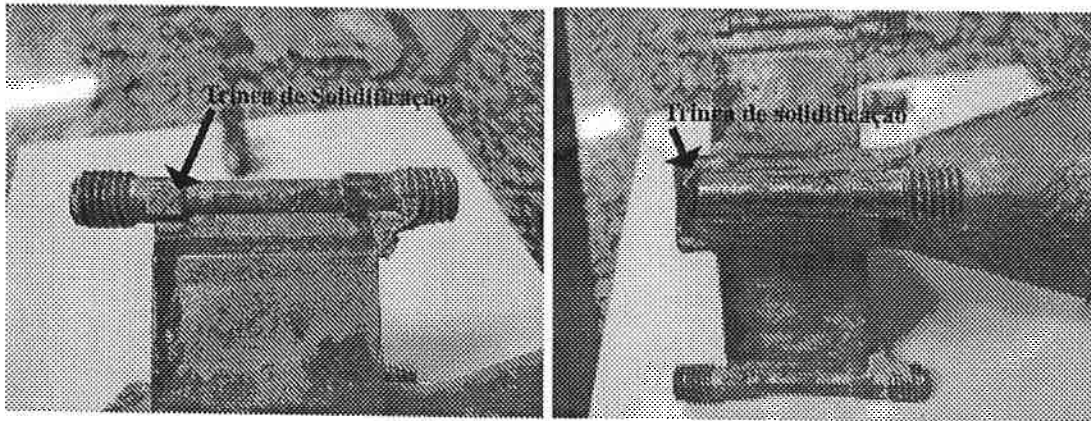
#### **6.4 - Corrida PMT 1**

De acordo com as experiências adquiridas nas séries de corridas C1 (ITEM 6.3), decidiu-se tomar as seguintes medidas para este experimento:

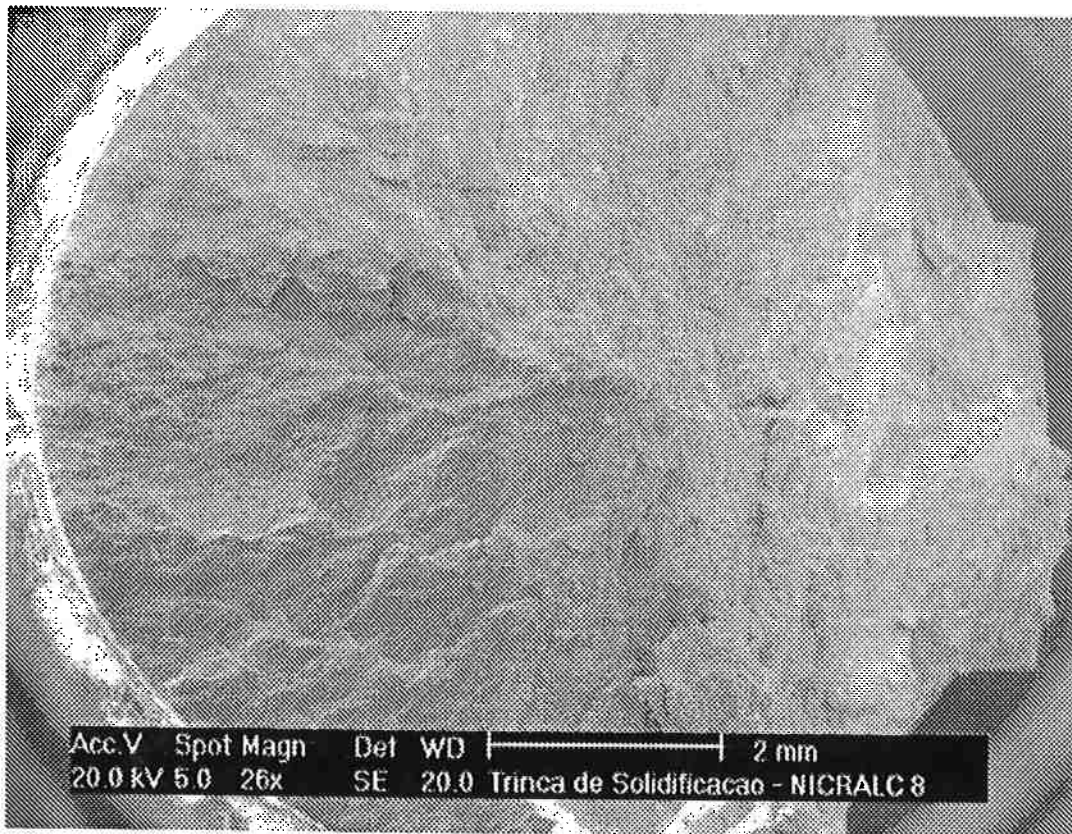
- Foi feita uma radical mudança na concepção do molde mostrada na FIGURA 15-a.
- Colocou-se cerca de 10% a mais de Carbono e Alumínio para compensar as perdas estimadas;
- Vazão de gás argônio maior, da ordem de 6,0 l/min.
- A temperatura da casca foi mantida a 1000°C.

Os resultados obtidos estão apresentados nas Figuras 62-a e 62-b. A diminuição da altura de vazamento proporcionou peças com aspecto superficial melhor que na primeira série de experimentos (ITEM 6.3), entretanto, ocorreu o trincamento das peças, assim como na primeira série. A análise da superfície das regiões trincadas por MEV evidencia que se tratam de trincas de solidificação (FIGURAS 63~65).



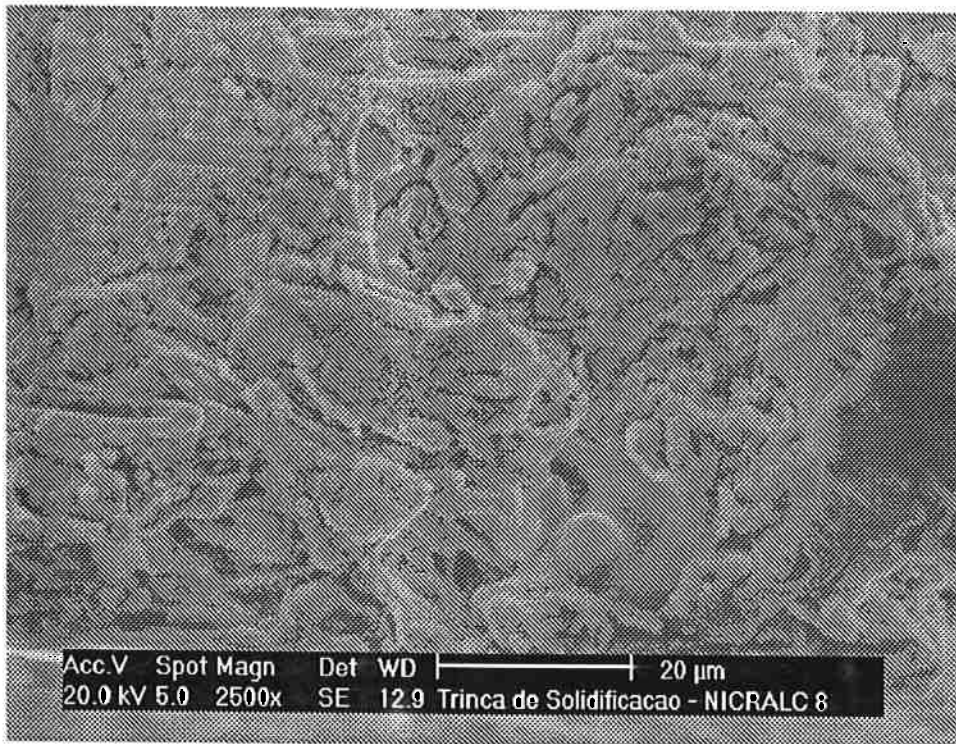


**FIGURA 62-a)Trinca de solidificação; b) Fratura causada pela trinca de solidificação.**

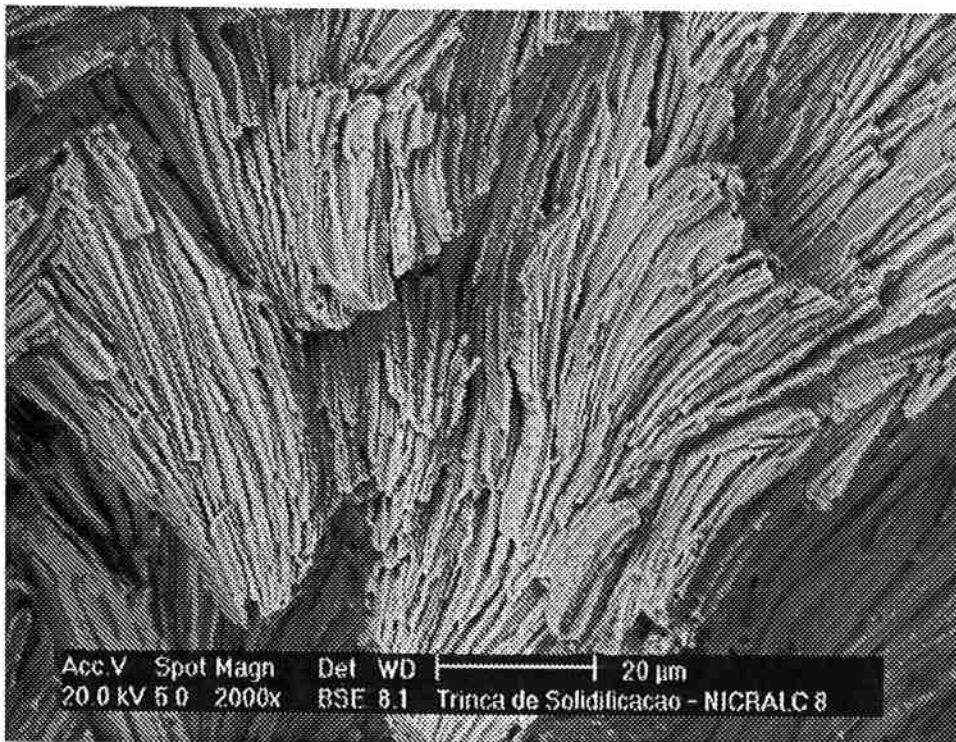


**FIGURA 63 - A análise da superfície das regiões trincadas por MEV**





**FIGURA 64 - Óxidos na superfície das regiões trincadas por MEV**



**FIGURA 65 – Superfície de fratura MEV**

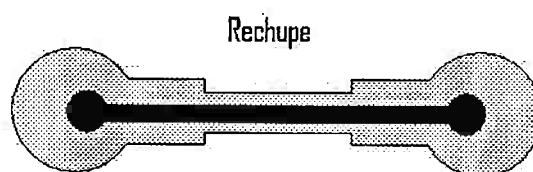
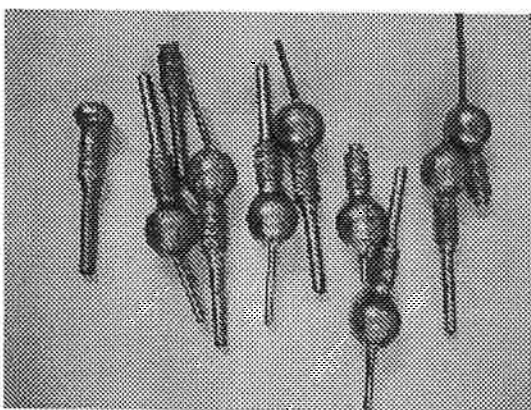
Duas considerações podem ser feitas sobre o surgimento das trincas: i) as trincas surgem sempre na região de transição entre a parte útil do corpo de prova de tração e a parte rosqueada; ii) existe uma flexão do corpo de prova, decorrente provavelmente decorrente da configuração do massalote. A “flecha” verificada no comprimento do corpo e o trincamento indicam que durante a solidificação a região rosqueada atuou como restrição à livre contração do corpo-de-prova.

### 6.5 - Corrida C2

Pela primeira vez se conseguiu utilizar o processo EXOMELT. A disposição da carga é mostrada na FIGURA 16.

O alumínio foi disposto em camadas alternadas em contato mais íntimo com o níquel.

A altura de vazamento foi muito elevada, como nas corridas da série C1, devido a limitação física do forno de 12kg do DIMET/IPT.



**Figura 66 – a) Corpos de prova quebrados depois de fundidos segundo os procedimentos da terceira série de experimentos. b) Desenho esquemático do rechupe ao longo do corpo de prova.**

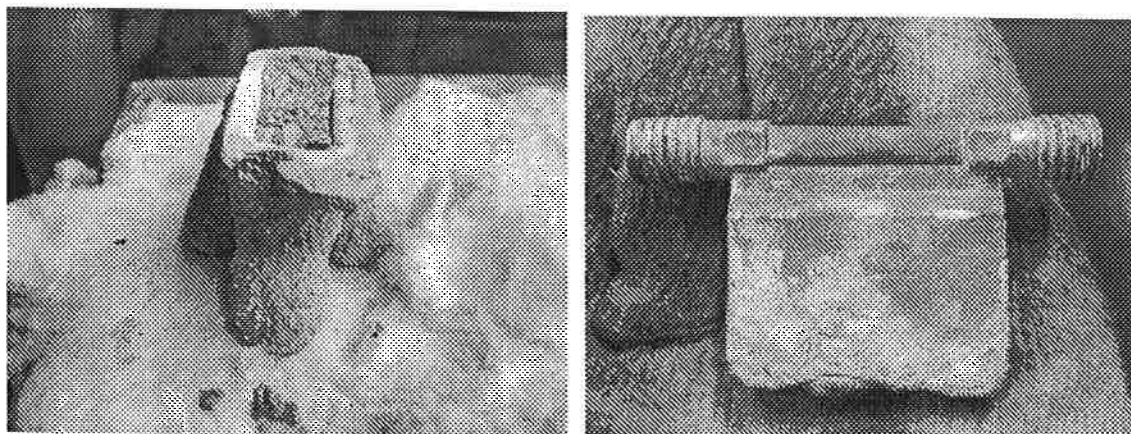
Assim como nas primeiras séries de experimentos também ocorreram diversos defeitos de fundição. Segundo a análise das peças após a desmoldagem, verificou-se que os corpos de prova de tração em que se mostravam como tubos, isentos de preenchimento na região central de sua seção (FIGURA 66b). Além disso, ocorreu também forte trincamento em diferentes regiões dos corpos de prova, devido a tensão de tração na solidificação (FIGURA 66a). Diante disto nos parece razoável afirmar que a obtenção de peças de seções muito finas em ligas NICRALC fundidas ao ar pode ter sérias limitações, devido a dificuldade de alimentação no molde.

## **6.6 - Corrida PMT 2**

Nesta série de experimentos, decidiu-se tomar as seguintes medidas:

- Altura de vazamento mínima possível;
- Acabar com as restrições do molde;
- Processo EXOMELT;

O resultado obtido foi bastante promissor. Ao contrário dos demais, neste caso não se verificou a ocorrência de trincas. No ITEM 6.1 mostra algumas diferenças entre os aspectos microestruturais das diferentes corridas e séries. A amostra obtida nesta série de experimentos apresenta menor fração volumétrica de carbonetos (Figura 56), bem como menor dureza mostrada na TABELA 13~15. Este fato é justificado pelo baixo teor de Carbono mostrado na análise química na TABELA 17. Nas Figuras 67 são mostradas a casca cerâmica e a peça final.



**Figura 67 – a) Casca cerâmica utilizado em PMT2; b) Resultado obtido em PMT2.**

#### **6.6.1 - Análise dos procedimentos preliminares e as correções abordadas**

Pelas experiências adquiridas pelas fusões realizadas até o momento, foi proposto resolver os problemas de fundição por partes, separando as seguintes variáveis:

Desenho da árvore, temperatura da casca, altura de vazamento, temperatura do banho, oxidação do banho, viscosidade do metal fundido, homogeneidade da liga, análise química.

Foram sugeridos os seguintes procedimentos:

Dimensionamento de uma nova árvore com corpos de prova para a fusão – Esta etapa foi dimensionado uma configuração de casca com corpos de prova mais simplificados, sendo sugerido um cilindro para ser usinado posteriormente. Foi concluído que dificilmente será, eliminada a usinagem através da fundição convencional.

As análises de falha foram propostos para verificar se houve um problema de dimensionamento da casca cerâmica ou problemas de preenchimento. Feito isto, foi

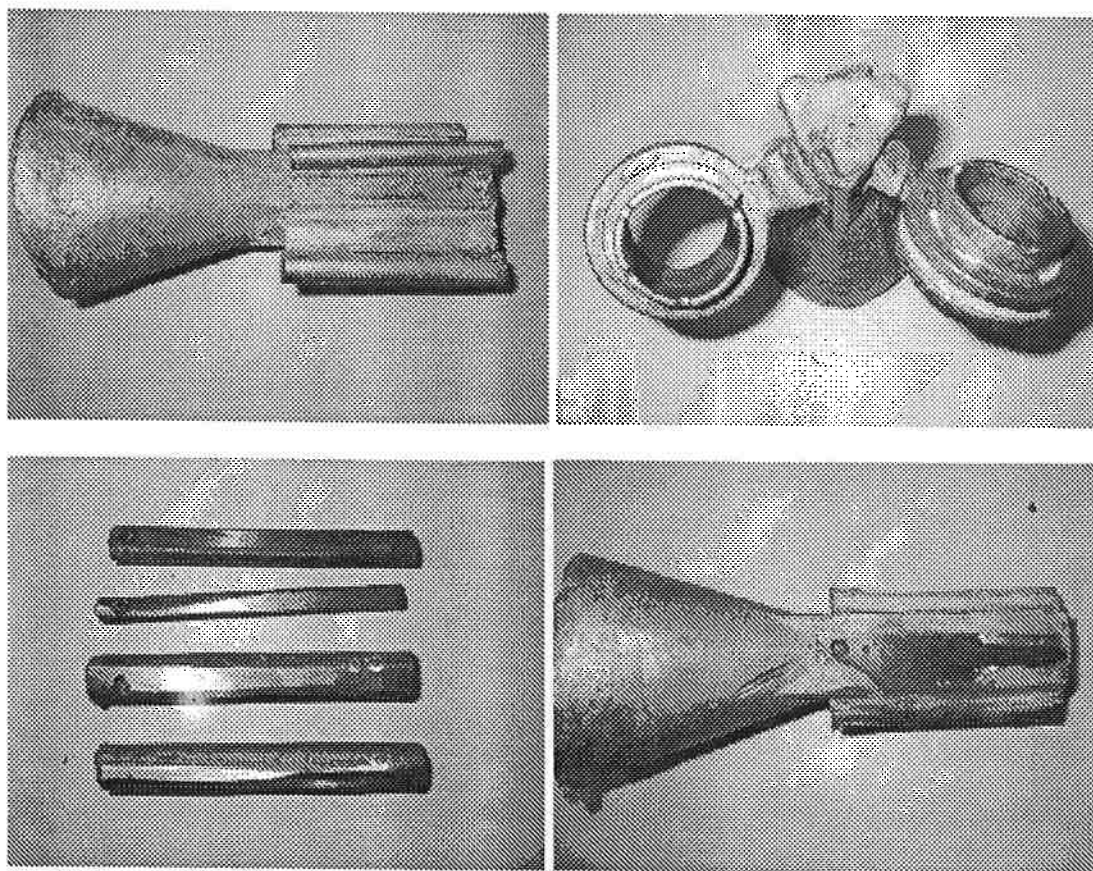
aberto a discussão para a fusão ao forno a vácuo dos corpos de prova sem invalidar a fusão convencional.

Foram feitas as medidas de dureza das ligas até aqui fundidas, conforme Tabelas 13~15. Percebe-se que a liga PMT1 e PMT2, apresentam durezas distintas das verificadas para as demais ligas. Analisando as microestruturas, percebe-se que a liga PMT1 apresenta uma proporção de carbonetos superior às outras ligas, ao contrário do que ocorre com a liga PMT2. Acredita-se que as diferenças das microestruturas se devem às perdas de Alumínio e de Carbono, ocorridas em diferentes proporções em cada uma das corridas. Para evitar a flotação de carbono no banho metálico, numa das corridas posteriores este elemento foi adicionado através de uma liga Fe-Cr-C. Enquanto que para evitar a perda de Alumínio foi preciso evitar a oxidação do banho, injetando o fluxo de argônio suficiente e reduzindo a altura de vazamento. Pelas análises verificadas no ITEM 6.5 o problema de alimentação em C2 foi que não houve alimentação suficiente para esta liga em específico.

## **6.7 - Corrida C3**

Tomaram-se as medidas adotadas no item 6.6.1 e modificou-se a casca cerâmica por um modelo mais simplificado, livre de restrições para evitar o eventual trincamento.

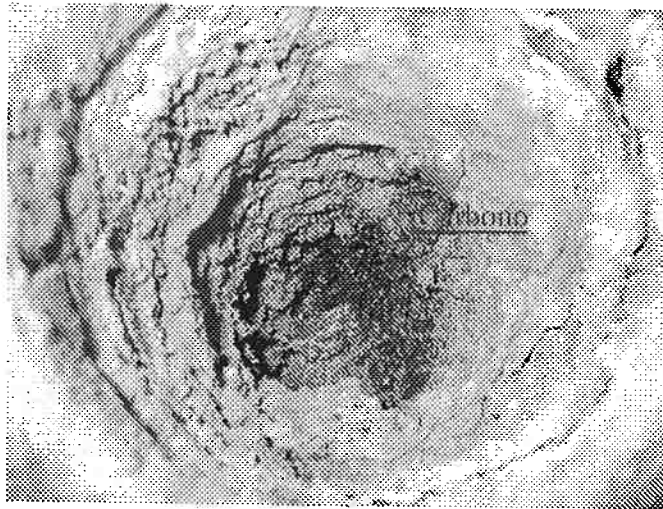
Cortando-se as peças, verificou-se a presença de rechupes tanto nos corpos de prova de tração quanto nos mancais, além da presença de junta fria nos mancais como mostrados nas Figuras 68.



**Figura 68 a) Árvore dos corpos de prova de tração, após desmoldagem; b) árvore dos mancais, após desmoldagem; c) corpos de prova de tração, após retirada da árvore por corte com disco abrasivo; d) detalhe do canal de alimentação após a retirada dos corpos de prova, mostrando a presença de rechupes.**

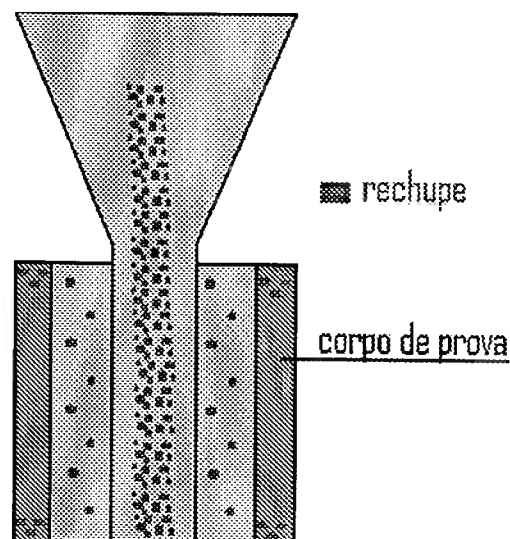
Houve um baixo teor de carbono na análise química (TABELA 17) e menor dureza em comparação as outras corridas mostrados na TABELA 13~15. Constatou-se carbono (grafite) intacto no fundo do forno (Figura 69).





**Figura 69 - Fundo do forno com carbono não dissolvido**

Os massalotes, canais, e corpos de prova foram fatiados para serem analisados. Houve rechupes nas extremidades dos corpos de provas. A FIGURA 70 mostra um esquema mostrando a distribuição de rechupes na peça



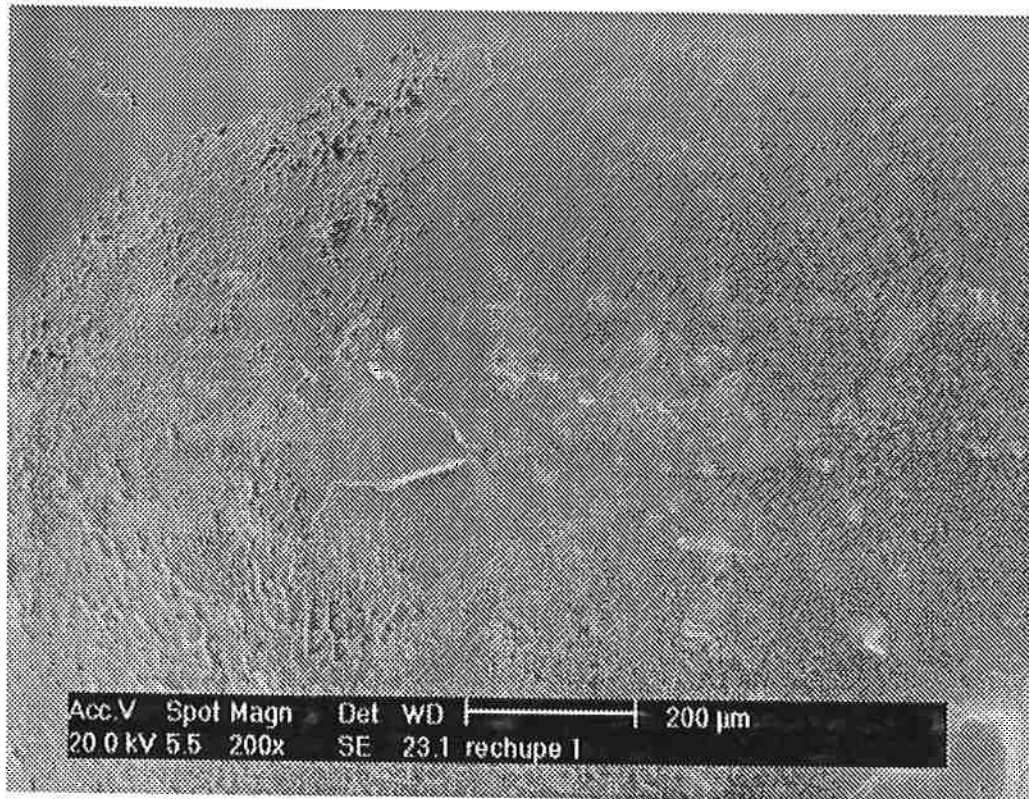
**Figura 70 - Distribuição dos rechupes na árvore**

Cortou-se uma drossa da corrida ao meio para microanálises em EDS. Estas análises permitiram concluir que a liga esteve bastante homogênea. As FIGURAS 71 e 72 mostra a confirmação da bolha, devido a superfície lisa do vazio, descartando a possibilidade de rechupe.



**FIGURA 71 – Bolhas em C3.**





**FIGURA 72 – Bolhas em C3 maior aumento.**

#### **Corrida C4-I e II**

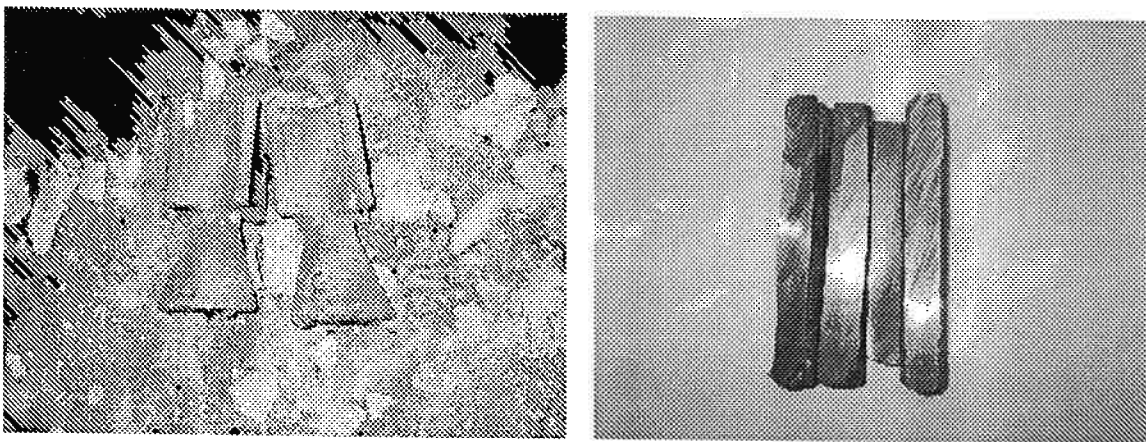
##### **6.8 - Corrida C4-I**

Para esta corrida adotou-se as seguintes medidas:

- Usou-se o forno de 4kg, para diminuição da altura de vazamento (FIGURA 19-a);
- Adicionou-se FeCrC (7,45%C; 52%Cr; 3,4%Si; 0,025%P; 0,02%S), visando resolver o problema da dissolução do carbono na liga;
- As cascas cerâmicas foram produzidas identicamente as da fusão C3, considerando-se que a configuração foi satisfeita.
- Adicionou-se ainda cerca de 2% em massa de Silício para verificar se haveria uma melhora na fluidez da liga;

Com a diminuição do tamanho do forno, a vazão do gás argônio foi suficiente e impediu a oxidação da liga, o que manteve o banho livre de óxidos. A altura de

vazamento foi bem menor em comparação com as corridas feitas no DIMET/IPT anteriormente utilizando o forno de 12kg. Isto permitiu com que a peça final ficasse livre de bolhas como encontrados em C3. A adição do FeCrC modificou a microestrutura (FIGURA 73) da liga, tornando-a ferromagnética e portanto inadequada para a utilização como mancal na bomba de petróleo. As microestruturas mostraram que esta liga esteve livre de microrechupes. O teor de carbono esteve perto de 1%.



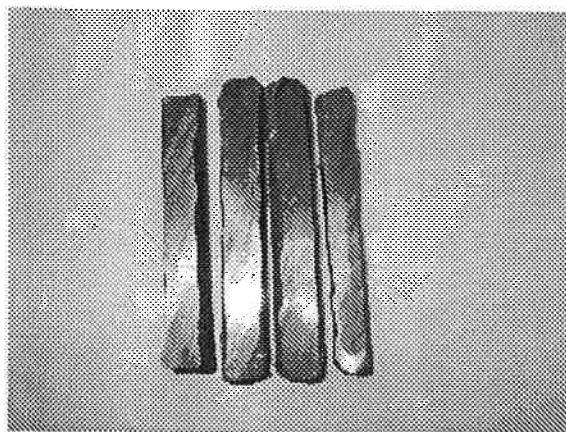
**FIGURA 73 – a) peças corrida C4 logo após ser desmoldados; b) Corpos de prova C4-I.**

#### **6.9 - Corrida C4-II**

O objetivo desta corrida foi de resolver o problema da dissolução do Carbono no banho utilizando o grafite. Para isto aumentou-se o tempo de dissolução do Carbono e maior distribuição ao longo do forno na montagem da carga fria. Isto permitiu que o carbono dissolvesse como esperado, atingindo um bom rendimento (0,97%C) como mostrado na TABELA 17.

A vazão do argônio de 1l/min foi suficiente para o banho fundido no forno de 4kg. A altura menor de vazamento permitiu a redução da oxidação do banho assim como a

formação de bolhas. A peça estava livre de rechupes e microrechupes como mostra a FIGURA 74.

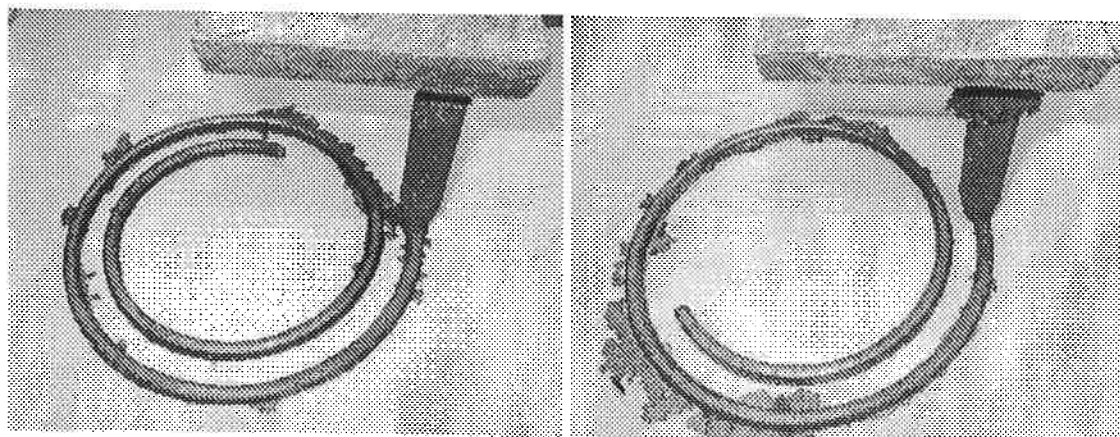


**Figura 74 – Corpos de prova C4-II**

#### **6.10 - Corrida C5-I e II**

Esta última série de experimentos foi feita para tirar a dúvida da corrida anterior, a C4, quanto à melhoria da fundibilidade com a adição de 2% de Si na liga. Utilizou-se a mesma composição da C4-I. Nas corridas C5-I e C5-II foram utilizadas as mesmas condições, exceto pela adição do silício em C5-II.

O resultado foi inesperado, já que a adição do Silício não apresentou melhoria na fluidez da liga, apresentando até uma pequena piora. O resultado do ensaio de fluidez é mostrado na FIG 75.



**Figura 75 – a) C5-I sem Silício; b) C5-II com Silício.**

A análise química mostrou que o carbono dissolveu como esperado. Quanto as microestruturas, houve uma modificação após a adição do silício, que é mostrada nas Figuras 50~52: mudança de morfologia do carboneto. Nota-se também que a adição do silício endureceu a liga, chegando ao mesmo nível de dureza do Stellite 6, como mostrado na Tabela 3.14.

#### **6.11 - Microdureza Vickers (carga: 300g)**

Ao analisar as ligas preliminares, a liga B8 apresentou-se com maior dureza, ou seja mais próximo do Stellite 6. Embora, as durezas das ligas B8 dos experimentos posteriores apresentarem variações nas durezas, estas são explicadas pelas flutuações de composições principalmente de Alumínio e de carbono. Estas análises são mostrados na análise química na Tabela 17.

A maior dureza verificadas entre as ligas B8, no entanto foi a C5-II, que teve a adição de 2% de Si na composição. Porém não se pode afirmar categoricamente que a adição do Silício modificou a dureza já que o desvio padrão não permite esta conclusão.

A corrida C4-I também possui 2% de Si, porém com 11,32% de Fe, o que manteve a dureza na mesma ordem de C5-II.

Em PMT1 foi verificada uma microestrutura mais próxima do eutético, como mostrado na FIGURA 53~55, o que também elevou a dureza.

**TABELA 13 – Microdureza Vickers das ligas preliminares**

Vickers	B7	B8	B9
Média	338	378	342
desv pad	18	20	22

**TABELA 14 – Microdureza Vickers da Série PMT e Stellite 6**

Vickers	PMT1	PMT2	Stellite 6
Média	438	348	450
desv pad	13	24	13

**TABELA 15 – Microdureza Vickers da Série IPT**

Vickers	C1-I	C1-II	C2	C3	C4-I	C4-II	C5-I	C5-II
Média	406	393	429	311	424	404	421	452
desv pad	20	6	27	28	22	21	13	16

## 6.12 - Tempo de vazamento

O processo Exomelt permitiu com que o tempo de vazamento diminuísse drasticamente. Isto é verificado na Tabela 16 em que o tempo máximo pelo processo Exomelt foi de 20min, enquanto que o tempo mínimo sem este processo foi de 38 min.

**TABELA 16 – Tempo de vazamento das corridas**

corrida	C1-I	C1-II	PMT1	C2	PMT2	C3	C4-I	C4-II	C5-I	C5-II
Tempo (min)	45	40	67	15	38	14	17	20	16	15

## 6.13 -Temperatura de vazamento

A temperatura de vazamento foi na ordem de 1550°C para todas as corridas. Este valor foi definido de acordo com os trabalhos anteriores<sup>1</sup>, considerando-se um superaquecimento na ordem de 200°C.

#### 6.14 – Análise Química

As composições químicas variaram sensivelmente com a variação do Carbono. Pode-se comparar as análises químicas com as durezas em que as ligas com cerca de 1% de Carbono apresentaram-se com maiores durezas. O aumento do teor de alumínio como no caso de C2, deslocou o equilíbrio precipitando a fase NiAl, modificando a sua dureza. A adição do Silício modificou também a microestrutura, ao se comparar as corridas C5-I e C5-II nas Figuras 41~43. A adição de cerca de 10% de ferro, precipitou a fase  $\beta$  que é ferromagnético.

**TABELA 17 – Análise química por EDS no MEV, a exceção do C**

Comp	especificada	C1-I	C1-II	PMT1	C2	PMT2	C3	C4-I	C4-II	C5-I	C5-II
Ni	79.2	77.91	78.67	78.55	77.03	79.12	78.84	67.71	75.69	78.03	77.22
Cr	11.5	12.18	12.00	12.09	12.27	11.72	11.52	9.97	11.53	12.40	12.38
Al	8.3	7.63	7.98	8.35	9.65	8.60	9.15	7.78	8.84	8.55	7.37
Fe	0	1.44	0.46	-	-	-	-	11.32	2.59	-	-
Si	0	-	-	-	-	-	-	2.29	0.38	-	2.05
C	1	0.84	0.89	1.01	1.05	0.56	0.49	0.93	0.97	1.02	0.96
S	0	0.0015	0.0012	0.0017	0.0019	0.0042	0.0028	0.0164	0.0070	0.0018	0.0029
TOTAL	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100

#### 7. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Realizou-se neste trabalho o contexto de um projeto de pesquisa maior, envolvendo auxílios á pesquisa da FAPESP, projetos do Fundo VA envolvendo empresas, uma tese de doutoramento em andamento; assim os resultados deste

trabalho devem ser interpretados como contribuições ao projeto maior. Diante da análise dos resultados obtidos neste trabalho, algumas conclusões puderam ser tiradas e alguns procedimentos foram estabelecidos:

Conclui-se que o projeto de fundição se tomou a parte crítica da linha de pesquisa como um todo, de forma que teve que ser tratado com total prioridade. Para equacionar os problemas de fundição foi necessário atacar o problema por partes, de forma a separar as variáveis envolvidas e suas influências específicas. Assim foram estudadas: i) desenho da árvore, com foco na altura de vazamento e seção dos canais de vazamento e ataque, para diminuir a velocidade do fluxo de metal líquido; ii) temperatura do banho e superaquecimento; iii) temperatura da casca, nos instante do vazamento; iv) controle da oxidação do banho, através do aumento da vazão de argônio; v) viscosidade do metal líquido; vi) homogeneidade da liga do ponto de vista da composição química e da microestrutura.

A análise da falha dos corpos-de-prova trincados durante a fundição indicaram que o trincamento está associado, por um lado, à forma dos moldes, mais complexas atuam como restrição à livre contração das peças e, por outro, à presença de óxidos Al. Portanto para prevenir este problema foi necessário rever o projeto de fundição como um todo, abordando tanto a concepção dos moldes, quanto os parâmetros de controle do processo de fundição, especialmente no que diz respeito à altura de vazamento e à vazão de Ar de proteção.

A montagem da casca cerâmica C3 (ITEM 5.1.6) em que foi eliminado o ponto de restrição à contração, permitiu a obtenção de amostras isenta de trincas de solidificação. O canal de ataque foi feito ao longo dos cilindros para evitar tensões residuais e evitar o trincamento. Além disso, esta nova árvore foi concebida de forma a diminuir a altura de

vazamento a valores mínimos possíveis, de forma a evitar ou diminuir a turbulência do metal líquido durante o vazamento. Esta turbulência é a responsável pela oxidação do banho e, por consequência, de defeitos como drossa, porosidades e aumento da viscosidade do banho que muitas vezes leva à falta de preenchimento pleno do molde.

Até o momento não foi possível obter mancais de perfuração de petróleo isento de defeitos. Além de problemas de fundição como junta fria, há o problema de trincamento devido à restrição da casca cerâmica e do macho cerâmico, trincando a peça. Há uma possibilidade de diminuir a resistência da casca cerâmica evitando este tipo de problema.

Por fim, como uma das etapas mais importantes do projeto ao qual este trabalho está vinculado é a obtenção de corpos de prova para os diferentes ensaios mecânicos e tribológicos através de fundição de precisão ao ar, um dos principais subprodutos deste trabalho foram as amostras fundidas, que vem sendo ensaiadas por peças isentas de defeitos que foram selecionadas.

## **8 - Continuidade do trabalho**

Apesar das análises de falha indicarem que a origem do trincamento esta associada tanto ao projeto da casca cerâmica quanto às variáveis de processo, ainda precisamos confirmar se não estamos diante também de um problema de fragilidade à quente. Feito isto, iniciaremos fundição das ligas NICRALC a vácuo. Entretanto, dentro do escopo original do projeto que pretende a produção futuramente de componentes em NICRALC por fundição ao ar, estamos fortemente comprometidos em entender e superar as limitações encontradas até o momento. Portanto, continuaremos buscando a



produção de corpos-de-prova de NICRALC por fundição convencional, paralelamente à produção por fundição a vácuo.

## Anexo

### Analises Químicas

#### Níquel eletrolítico Votorantim

Análise química típica		
Ni	>	99,900%
Co	<	0,0350%
Fe	<	0,0070%
S	<	0,0050%
Cu	<	0,0015%
Pb	<	0,0015%
Cd	<	0,0010%
P	<	0,0010%
Si	<	0,0010%
Zn	<	0,0005%
Mn	<	0,0002%
Mg	<	0,0001%
O <sub>2</sub>	<	0,0050%
N <sub>2</sub>	<	0,0010%
H <sub>2</sub>	<	0,0002%

#### Alumínio ALCOA

Tabela de Composição do Metal Primário																				
COD.	Min Al	Si	Fe	Mg	Ti	Sr	Ca	Cu	Na	P	Sb	Ni	B	Sn	Pb	Mn	Zn	Ga	Outros	Total
P1535	99,50	0,15	0,35														0,03	0,04	0,03	0,10
P1020	99,70	0,10	0,20														0,03	0,04	0,03	0,10
P1015	99,80	0,10	0,15														0,03	0,04	0,03	0,10
P0610	99,85	0,06	0,10														0,03	0,04	0,02	0,05
P0506	99,90	0,05	0,06														0,03	0,03	0,02	0,05

#### Carbono

92,34%C

#### FeCrC

7,45%C; 52%Cr; 3,4%Si; 0,025%P; 0,02%S



## 9 - Referências Bibliográficas

- 1-BEELEY, P. R. "Foundry Technology" 1972. Departament of Metallurgy, University of Leeds. Ed. London Butterworths.
- 2-PORTEVIN, A. M. and BASTIEN, P., C. R. Acad Sc (Paris), 194, 80 (1932).
- 3-FLOREEN, S AND RAGONE , D.V. Trans Am. Fndrym. Soc., 65, 391 (1957).
- 4-RAGONE D. V., ADAMS, C. M. and TAYLOR H. F., Trans. Am. Fndrym. Soc., 64, 640 (1956).
- 5-HOAR, T. P. and ATTERTON, D. V., J Iron Steel Inst., 166, 1 (1950).
- 6 – Silva, Y.N., *"CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E VALIDAÇÃO DE BANCO DE DADOS TERMODINÂMICO PARA SIMULAÇÃO DE PROPRIEDADES DE LIGAS DO SISTEMA AL-C-CR-NI"*,  
Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, PMT/EPUSP, Julho de 2003, São Paulo/SP – Brasil.
- 7 - YOSHIMURA, H.N.; MATSUBARA, Y.; GOLDENSTEIN, H., "WCI – White Cast Intermetallic Compound – A New High Temperature Foundry Material". Acta Microscopica. Vol.6, Supl. A, p. 174-175, September, 1997.
- 8- SILVA, Y.N.; YOSHIMURA, H.N.; GOLDENSTEIN, H., *"COMPOSTOS INTERMETÁLICOS FUNDIDOS BRANCOS – WCIC – UMA NOVA FAMÍLIAS DE LIGAS PARA FUNDIÇÃO – CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL"*. Anais do 2º Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais – ABM, São Paulo, SP, 1997.
- 9 - SILVA, Y. N.; MIURA, S.; YOSHIMURA, Humberto N.; GOLDENSTEIN, H., *"COMPOSTOS INTERMETÁLICOS FUNDIDOS BRANCOS – WCIC - UMA NOVA*

*FAMÍLIA DE LIGAS PARA FUNDIÇÃO*", In: 55° CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2000, Rio de Janeiro RJ. São Paulo ABM 2000, p. 300-309.

10 – Goldenstein, H., Silva, Y.N., Yoshimura, H.N., "DESIGNING A NEW FAMILY OF HIGH TEMPERATURE WEAR RESISTANT ALLOYS BASED ON  $\text{Ni}_3\text{Al}$  IC - EXPERIMENTAL RESULTS AND THERMODYNAMIC MODELLING",

11 - ORTH, J.E.; SIKKA, V.K. Commercial casting of nickel aluminide alloys. *Advanced Materials & Processes*, p.33-6, nov. 1995.

12 - OGURA, T.; HANADA, S.; MASUMOTO, T.; IZUMI, O., "GRAIN BOUNDARY FRACTURE OF  $\text{L}_{12}$  TYPE INTERMETALLIC COMPOUND  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ", *Met. Trans. A*, v.16A, p.441-3, março 1985.

13 - LIU, C.T.; WHITE, C.L.; HORTON, J.A., "*EFFECT OF BORON ON GRAIN-BOUNDARIES IN  $\text{Ni}_3\text{Al}$* ". *Acta Metall.*, v.33, n.2, p.213-29, 1985.

14 - LIU, C.T.; SIKKA, V.K., "*NICKEL ALUMINIDES FOR STRUCTURAL USE. JOURNAL OF METALS*", v.38, n.5, p.19-21, maio 1986.

15 - WAN, X.J.; ZHU, J.H.; JING, K.L., "*ENVIRONMENTAL EMBRITTLEMENT IN  $\text{Ni}_3\text{Al} + \text{B}$* ", *Scripta Metal. et Mater.*, v.26, p.473-77, 1992.

16 - GEORGE, E.P.; LIU, C.T.; POPE, D.P., "ENVIRONMENTAL EMBRITTLEMENT: THE MAJOR CAUSE OF ROOM-TEMPERATURE BRITTLENESS IN POLYCRISTALLINE  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ", *Scripta Metal. et Mater.*, v.27, p.365-70, 1992.

17 - GEORGE, E.P.; LW, C.T.; POPE, D.P., "*INTRINSIC DUCTILITY AND ENVIRONMENTAL EMBRITTLEMENT: OF BINARY  $\text{Ni}_3\text{Al}$* ", *Scripta Metal. et Mater.*, v.28, p.857-62, 1993.

- 18 - BOND, G.M.; ROBERTSON, I.M.; BIRNBAUM, H.K., "*ON THE MECHANISMS OF HYDROGEN EMBRITTLEMENT OF  $\text{Ni}_3\text{Al}$  ALLOYS*", Acta Metall., v.37, n.5, p.1407-13, 1989.
- 19 - LIU, C.T.; SIKKA, V.K.; HORTON, J.A.; LEE, E.H., "*ALLOY DEVELOPMENT AND MECHANICAL PROPERTIES OF NICKEL ALUMINIDE ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ) ALLOYS*", Relatório do Oak Ridge National Laboratory - ORNL, Division of Materials, U.S. Department of Energy-DOE (ORNL-6483), agosto 1988, 55 páginas.
- 20 - LIU, C.T.; WHITE, C.L., "*DYNAMIC EMBRITTLEMENT OF BORON-DOPED  $\text{Ni}_3\text{Al}$  ALLOYS AT  $600^\circ\text{C}$* ", Acta Metall., v.35 n.3, p.643-9, 1987.
- 21 - HIPPSLEY, C. A.; DeVAN, J.H., "*A STUDY OF HIGH TEMPERATURE CRACK GROWTH IN NICKELALUMINIDE*", Acta Metall., v.17, n.5, p.1485-96, 1989.
- 22 - LIU, C.T.; STIEGLER, J.O., "*ORDERED INTERMETALLICS*", Metals Handbook, Properties and Selection of Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials. 10.ed. Ohio, ASM International, 1990, v.2, p.913-942.
- 23 - Nickel, "EXOTIC ALLOY FINDS NICHE", Nickel, Vol. 18, N°.3, pp. 6, June 2003.