

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

CARACTERIZAÇÃO E COMPARAÇÃO
MICROESTRUTURAL DE REGIÕES COM DIFERENTES
TEMPOS LOCAIS DE SOLIDIFICAÇÃO EM AÇO
FERRAMENTA PARA TRABALHO A FRIO

VINICIUS DE SOUZA PASCHOANELI

SÃO CARLOS -SP
2025

CARACTERIZAÇÃO E COMPARAÇÃO MICROESTRUTURAL DE REGIÕES COM DIFERENTES TEMPOS LOCAIS DE SOLIDIFICAÇÃO EM AÇO FERRAMENTA PARA TRABALHO A FRIO

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, como requisito para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Lucas Barcelos Otani



ATA DE DEFESA DE TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO (TCC)

NOME: Vinicius de Souza Paschoaneli

RA: 769796

TÍTULO: Caracterização e comparação microestrutural de regiões com diferentes tempos locais de solidificação em aço ferramenta para trabalho a frio

ORIENTADOR(A): Prof. Dr. Lucas Barcelos Otani

DATA/HORÁRIO: 14/02/2025, 9h

BANCA – NOTAS:

	Monografia	Defesa
Prof. Dr. Lucas Barcelos Otani	9,5	9,5
Prof. Dr. Andre Luiz Vidilli	9,5	9,5
Média	9,5	9,5

BANCA – ASSINATURAS:

Prof. Dr. Lucas Barcelos Otani

Documento assinado digitalmente
gov.br LUCAS BARCELOS OTANI
Data: 14/02/2025 09:48:30-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Andre Luiz Vidilli

Documento assinado digitalmente
gov.br ANDRE LUIZ VIDILLI
Data: 14/02/2025 09:57:03-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

À minha mãe, Luciene Aparecida de Souza Paschoaneli.
Sua memória vive em mim e, apesar de não ter visto a conclusão deste trabalho, tenho
certeza de que estaria imensamente orgulhosa do seu resultado.
Com muito amor e saudade, esta conquista é para você.

AGRADECIMENTO

A realização deste trabalho foi possível graças ao apoio e incentivo de muitos, aos quais expresso minha mais profunda gratidão.

À minha família, pelo suporte incondicional, pela paciência e por sempre acreditarem em mim, mesmo nos momentos mais desafiadores. Também aos meus amigos, que estiveram ao meu lado, compartilhando essa jornada.

Aos professores e colegas do Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar, pelo aprendizado contínuo e pela troca de conhecimento, que contribuíram imensamente para minha formação acadêmica e profissional. Em especial, menciono meu agradecimento ao orientador deste trabalho, o Prof. Dr. Lucas Barcelos Otani.

Agradeço à Villares Metals SA., não apenas pelo apoio à pesquisa, mas também pela oportunidade de vivenciar a metalurgia na prática, tornando-se uma grande escola para minha trajetória. Agradeço à Isabela Morcelli Loureiro, pela mentoria e pela colaboração com este trabalho desde sua origem. Agradeço também, os coordenadores do programa Jovem Engenheiro pela amizade e pela contribuição com meu desenvolvimento pessoal. À todos os colaboradores da Villares, sou imensamente grato pela receptividade, pelos ensinamentos e pelas experiências compartilhadas.

Por fim, um agradecimento especial àqueles que, direta ou indiretamente, contribuíram para que este trabalho se tornasse realidade, seja por meio de ideias, orientações ou palavras de encorajamento.

A todos, meu muito obrigado!

RESUMO

Os aços ferramenta para trabalho a frio são materiais amplamente utilizados em processos industriais devido à sua elevada resistência ao desgaste, tenacidade e estabilidade dimensional. Este trabalho teve como objetivo principal investigar a condição microestrutural do aço ferramenta VF800AT[®], no estado bruto de solidificação, com foco na análise da influência do tempo local de solidificação sobre a morfologia, tamanho e distribuição dos carbonetos. Para alcançar esse objetivo, foram empregadas cálculos termodinâmicos e simulações computacionais, utilizando os softwares Thermo-Calc[®] e ProCAST[®], e análises experimentais, incluindo caracterização microestrutural por microscopia ótica e quantificação de carbonetos por meio do software ImageJ[®]. Os resultados confirmaram que o tempo local de solidificação influencia diretamente a distribuição e o tamanho dos carbonetos. Amostras retiradas próximas ao pé do lingote, caracterizadas por tempos de solidificação mais curtos, apresentaram carbonetos menores e mais uniformemente distribuídos. Por outro lado, amostras localizadas próximas à cabeça, onde o tempo de solidificação foi maior, exibiram carbonetos maiores e mais segregados, em conformidade com as expectativas teóricas. No entanto, uma amostra apresentou resultados divergentes, com ausência de carbonetos grandes e segregados, levantando hipóteses sobre coincidências estatísticas, fenômenos metalúrgicos não identificados ou variações tridimensionais na microestrutura. Desta forma, este trabalho reforça a importância do controle do tempo de solidificação na produção de aços ferramenta, destacando sua influência na homogeneidade microestrutural e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas do material. Os achados também sugerem a necessidade de investigações complementares para compreender melhor as particularidades observadas, contribuindo para o avanço no processamento e desenvolvimento de ligas metálicas de alto desempenho.

Palavras-chave: Aço ferramenta. VF800AT[®]. Carbonetos. Solidificação. Microestrutura

ABSTRACT

Cold work tool steels are materials widely used in industrial processes due to their high wear resistance, toughness, and dimensional stability. This study aimed to investigate the microstructural condition of the VF800AT[®] tool steel in its as-cast state, focusing on the influence of local solidification time on the morphology, size, and distribution of carbides. To achieve this objective, thermodynamic calculations computational simulations were conducted using the Thermo-Calc[®] and ProCAST[®] software, along with experimental analyses, including microstructural characterization through optical microscopy and carbide quantification using the ImageJ[®] software. The results confirmed that the local solidification time directly influences the distribution and size of carbides. Samples taken near the bottom of the ingot, characterized by shorter solidification times, exhibited smaller and more uniformly distributed carbides. Conversely, samples located near the top of the ingot, where solidification time was longer, displayed larger and more segregated carbides, aligning with theoretical expectations. However, one sample presented divergent results, showing an absence of large and segregated carbides, raising hypotheses about statistical coincidences, unidentified metallurgical phenomena, or three-dimensional variations in the microstructure. Thus, this study reinforces the importance of controlling solidification time in the production of tool steels, highlighting its influence on microstructural homogeneity and, consequently, on the material's mechanical properties. The findings also suggest the need for further investigations to better understand the observed particularities, contributing to advancements in the processing and development of high-performance metallic alloys.

Keywords: Tool steel. VF800AT[®]. Carbides. Solidification. Microstructure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Comparação de propriedades de aços ferramenta trabalho a frio fornecidos pela Villares Metals SA. Fonte: Datasheet VF800AT®	7
Figura 2 - Representação de carbonetos dos tipos MC e M2C. Fonte: LUAN, Y. 2010	10
Figura 3 - Cálculo termodinâmico de frações de fase por temperatura, considerando aço D2 com 7,93%p. Cr segundo (a) equilíbrio global de 500 a 1500°C e (b) modelo de Scheil modificado. Fonte: Kim, H. 2015	13
Figura 4 - Forno VIM da P&D da Villares Metals SA.	17
Figura 5 - Esquema de lingoteira utilizado na P&D da Villares Metals SA. Fonte: Desenho técnico Villares Metals SA.	18
Figura 6 - Esquema de corte do lingote. Representação do lingote deitado	19
Figura 7 - Esquema de corte realizado, para revelar a face de interesse utilizada na análise	19
Figura 8 - Esquema de corte e espaçamento das amostras	20
Figura 9 - Previsão da sequência de formação de fases, de acordo com a composição de interesse da Tabela 3	21
Figura 10 - Cálculo termodinâmico do intervalo de solidificação	21
Figura 11 - Simulação do perfil e dos tempo locais de solidificação	22
Figura 12 - Resultado do corte da barra de 20 mm por 20 mm	23
Figura 13 - Marcação das amostras na barra de 20 mm por 20 mm	23
Figura 14 - Medição das marcações de amostras e espaçamentos na barra de 20 mm por 20 mm	23
Figura 15 - Marcação binária das amostras	24
Figura 16 - Marcação de 1 a 6 das amostras, na face inversa	24
Figura 17 - Resultado do corte de amostras	24
Figura 18 - Todas as partes cortadas da barra de 20 mm por 20 mm	25
Figura 19 - Amostras cortadas na vista lateral	25
Figura 20 - Amostras embutidas a) com a face de interesse e b) marcação	25

Figura 21 - Micrografias da amostra 1 em a) 5X, b) 10X, c) 20X e d) 50X	26
Figura 22 - Micrografias da amostra 2 em a) 5X, b) 10X, c) 20X e d) 50X	26
Figura 23 - Micrografias da amostra 3 em a) 5X, b) 10X, c) 20X e d) 50X	27
Figura 24 - Micrografias da amostra 4 em a) 5X, b) 10X, c) 20X e d) 50X	27
Figura 25 - Micrografias da amostra 5 em a) 5X, b) 10X, c) 20X e d) 50X	28
Figura 26 - Micrografias da amostra 6 em a) 5X, b) 10X, c) 20X e d) 50X	28
Figura 27 - Comparação das micrografias em aumento 5X da 1) amostra 1, 2) amostra 2, 3) amostra 3, 4) amostra 4, 5) amostra 5 e 6) amostra 6	29
Figura 28 - Comparação das micrografias em aumento 10X da 1) amostra 1, 2) amostra 2, 3) amostra 3, 4) amostra 4, 5) amostra 5 e 6) amostra 6	29
Figura 29 - Comparação das micrografias em aumento 20X da 1) amostra 1, 2) amostra 2, 3) amostra 3, 4) amostra 4, 5) amostra 5 e 6) amostra 6	30
Figura 30 - Comparação das micrografias em aumento 50X da 1) amostra 1, 2) amostra 2, 3) amostra 3, 4) amostra 4, 5) amostra 5 e 6) amostra 6	30
Figura 31 - Comparação dos resultados de “threshold”, com valor de 100 em 8-bit, em aumento 20X da 1) amostra 1, 2) amostra 2, 3) amostra 3, 4) amostra 4, 5) amostra 5 e 6) amostra 6	31
Figura 32 - Gráfico comparativo do percentual de carbonetos encontrado em cada amostra, com aumento de 20X, através do ImageJ®	31
Figura 33 - Comparação dos resultados de “threshold”, com valor de 95 em 8-bit, em aumento 50X da 1) amostra 1, 2) amostra 2, 3) amostra 3, 4) amostra 4, 5) amostra 5 e 6) amostra 6	32
Figura 34 - Gráfico comparativo do percentual de carbonetos encontrado em cada amostra, com aumento de 50X, através do ImageJ®	32

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação de aços ferramenta, de acordo com a norma ASTM A681. Fonte: ASTM A681-08, 2022	4
Tabela 2 - Composição VF800AT [®] . Fonte: Datasheet VF800AT [®]	7
Tabela 3 - Composição química do VF800AT [®] , de acordo com média histórica, utilizada no estudo	15

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	3
2.1	AÇOS FERRAMENTA	3
2.1.1	Aços Ferramenta para Trabalho a Frio	5
2.1.2	VF800AT®	6
2.2	CARBONETOS EM AÇOS FERRAMENTA	8
2.2.1	Tipos de Carbonetos	8
2.2.2	Carbonetos Primários e Secundários	10
2.2.3	Morfologia e Distribuição dos Carbonetos	11
2.2.4	ImageJ® e Método “threshold” na Análise Quantitativa de Carbonetos	11
2.3	SOLIDIFICAÇÃO DE AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A FRIO	12
2.3.1	Parâmetros e Condições de Solidificação	12
2.3.2	Relação das Condições de Solidificação com os Carbonetos	13
3	MATERIAIS E MÉTODOS	15
3.1	ESTRUTURA DOS TESTES A SEREM REALIZADOS	15
3.2	SIMULAÇÕES	16
3.2.1	Solidificação e Carbonetos	16
3.2.2	Perfil Térmico e Tempo Local de Solidificação	16
3.3	FABRICAÇÃO DO LINGOTE DE PESQUISA	17
3.3.1	Forno	17
3.3.2	Lingote	17
3.4	CARACTERIZAÇÃO	18
4	RESULTADOS	21
4.1	SIMULAÇÕES	21
4.1.1	Solidificação	21
4.1.2	Perfil Térmico e Tempo de Solidificação	22
4.2	MATERIAL DE PESQUISA	22
4.3	CARACTERIZAÇÃO	25
4.3.1	Micrografias	25
4.3.2	ImageJ®	30
5	DISCUSSÕES DOS RESULTADOS	33
6	CONCLUSÕES	35
	REFERÊNCIAS	37

1 INTRODUÇÃO

Os aços ferramenta para trabalho a frio constituem uma classe de metais amplamente utilizados em processos industriais de conformação de materiais em temperaturas baixas. Essa classe de materiais metálicos caracteriza-se por suas propriedades otimizadas de dureza, resistência ao desgaste, estabilidade dimensional e tenacidade, sendo projetados para suportar condições severas de operação, como altas tensões, impacto e abrasão.

Esses aços possuem em sua composição elevados teores de elementos de liga, como cromo, vanádio, molibdênio e tungstênio, que promovem a formação de carbonetos duros, responsáveis pela elevada resistência ao desgaste. A microestrutura predominante pode ser martensítica ou composta por outros constituintes endurecidos, resultando em materiais com excelente capacidade de retenção de corte e durabilidade.

Ferramentas para trabalho a frio são amplamente aplicados na fabricação de matrizes, punções, ferramentas de corte e componentes sujeitos a altas solicitações mecânicas em temperaturas ambientes.

A pesquisa e desenvolvimento de aços ferramenta da classe de trabalho a frio representa um segmento crítico da engenharia de materiais, devido às exigências crescentes por soluções que combinem resistência ao desgaste, tenacidade e usinabilidade.

Um dos aços ferramentas para trabalho a frio que é possível encontrar no mercado é o VF800AT[®], fabricado pela Villares Metals SA., que se diferencia pelo bom equilíbrio de propriedades. Este aço será o foco deste trabalho. Quando comparado a outros aços similares, como o VD2[®] (versão do AISI D2, feito pela Villares Metals SA.), o VC131[®] (versão do AISI D6, feito pela Villares Metals SA.), e o VA2[®] (versão do AISI A2, feito pela Villares Metals SA.), o VF800AT[®] desponta como melhor opção em aplicações que requerem elevada resistência ao desgaste e alta tenacidade, além de apresentar alta temperabilidade e menor susceptibilidade a trincas durante o processamento.

A microestrutura do VF800AT[®] é composta por martensita e carbonetos de cromo, vanádio e molibdênio. A morfologia microestrutural refinada e conseqüentemente as propriedades do VF800AT[®], são decorrentes do balanço

químico de sua composição. Porém, essa mesma composição gera um elevado intervalo de solidificação, devido à quantidade de carbonetos, e a formação de carbonetos eutéticos com menor temperatura de fusão. Assim, o processamento do VF800AT[®] é atrelado a desafios significativos, quanto à ocorrência de trincas internas ou defeitos de solidificação.

No cenário atual, estudos que abordem a evolução microestrutural de materiais utilizados como ferramentas na conformação a frio, são cruciais para entender como as diferentes condições de processamento afetam a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço. Desta forma, é possível contribuir com o aumento da vida útil das ferramentas.

Este trabalho tem como objetivo principal investigar a condição microestrutural do VF800AT[®] no estado bruto de fusão, com ênfase na análise de como as redes de carboneto mudam, de acordo com o tempo local de solidificação de cada parte do lingote. Assim, o objetivo específico desta pesquisa é observar as diferenças entre tamanhos, quantidades e distribuições de carbonetos em função do tempo local de solidificação. Com isso, espera-se gerar conhecimento sobre a condição microestrutural do VF800AT[®] no estado bruto de fusão, para contribuir com o fechamento de defeitos de solidificação e a não criação de defeitos de conformação durante o processamento.

Para a realização deste estudo, foram empregadas técnicas de análise microestrutural, como microscopia ótica. Além disso, ferramentas computacionais, como Thermo-Calc[®] e ProCAST[®], foram utilizadas para aprofundar o entendimento dos fenômenos microestruturais e dos mecanismos envolvidos.

Portanto, esta pesquisa busca não apenas contribuir para o entendimento científico sobre o VF800AT[®], mas também fornecer subsídios para a otimização dos processos de fabricação e conformação desse material, alinhando-se às demandas industriais por materiais de alto desempenho.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 AÇOS FERRAMENTA

Os aços ferramenta são ligas especiais de alta qualidade desenvolvidas para a fabricação de ferramentas, matrizes e moldes. Estes materiais são amplamente utilizados em processos de conformação, corte e moldagem de metais ferrosos, não ferrosos e plásticos. Esses materiais possuem composições químicas específicas, que lhes conferem as propriedades adequadas às suas aplicações, sendo assim classificados, com base no tipo de aplicação e composição química.

Os aços ferramenta, devido às suas características, são organizados em categorias que atendem às necessidades específicas de cada tipo de aplicação. Entre os grupos mais frequentes estão os aços destinados ao trabalho a frio, trabalho a quente, aço para confecção de moldes plásticos e aços rápidos (MESQUITA, 2016).

A norma ASTM A681 é amplamente reconhecida como a principal referência para a classificação desses materiais. A seguir essas denominações são mostradas na Tabela 1. Tal classificação dos aços ferramentas leva em consideração principalmente a aplicação, o processamento e a composição do aço ferramenta. Com isso, temos 8 classificações de aços ferramentas (ASTM A681-08, 2022).

Como visto na Tabela 1, existem diversas classes de aços ferramentas e conseqüentemente, muitas composições químicas. Em geral, os aços ferramenta possuem em suas composições teores de carbono médios a altos e de cromo, molibdênio, tungstênio e vanádio, como formadores de carbonetos. Esses elementos desempenham papel essencial na formação da microestrutura, sendo responsáveis pelas propriedades de elevada resistência ao desgaste e estabilidade dessa classe de materiais.

Aços desta classe são projetados para atingir longas vidas úteis em trabalhos específicos, na maioria dos casos conformando outros materiais. Desta forma, os aços ferramenta representam um segmento crucial para a indústria, atendendo a requisitos rigorosos de desempenho, qualidade e durabilidade, pois uma ferramenta mais eficiente e com vida útil maior representa uma redução no custo de fabricação de diversos produtos.

Tabela 1 - Classificação de aços ferramenta, de acordo com a norma ASTM A681. Fonte: ASTM A681-08, 2022.

Classe	Identificação	Observações
Aços para Trabalho a Quente	H	Tipos H10-H19: cromo controlado e boa tenacidade. Tipos H21-H26: tungstênio controlado e maior resistência ao amolecimento. Tipos H41-H43: modificações de aços rápidos de baixa dureza.
Aços para Trabalho a Frio	A	Tipos A2-A10: alta temperabilidade. Tipos A8-A9: menor resistência ao desgaste e maior tenacidade. Tipo A7: alta resistência ao desgaste com baixa tenacidade.
Aços para Trabalho a Frio	D	Tipos D2-D7: alto teor de carbono e cromo, com resistência elevada à abrasão. Alguns tipos com molibdênio têm alta estabilidade dimensional após tratamento térmico.
Aços para Trabalho a Frio	O	Tipos O1-O7: baixa liga, temperados em óleo. Seções maiores de 50 mm podem apresentar dureza interna reduzida.
Aços Resistentes a Choques	S	Tipos S1-S7: variação no teor de liga, projetados para aplicações que exigem resistência a choques.
Aços para Finalidades Especiais	L	Tipos L2-L6: baixa liga, com ampla faixa de teor de carbono. Tipos de baixo carbono para aplicações estruturais e de alto carbono para ferramentas de curta duração.
Aços para Finalidades Especiais	F	Tipos F1-F2: alto carbono com tungstênio variável, utilizados principalmente para ferramentas de corte de curta duração e precisão.
Aços para Moldes	P	Tipos P2-P6: aço de baixo carbono que requer cementação. Tipos P20-P21: pré-endurecidos e prontos para uso após a usinagem.

2.1.1 Aços Ferramenta Para Trabalho a Frio

Os aços ferramenta voltados para trabalhos a frio são especialmente desenvolvidos para uso em condições de baixa temperatura. Essas ligas se destacam por propriedades mecânicas, que possibilitam a fabricação de ferramentas de alta precisão e desempenho.

Vale lembrar que, o desempenho de cada aço é considerado ótimo quando suas propriedades se alinham com as solicitações de sua aplicação. No caso dos aços ferramentas, as propriedades desejadas para trabalhos a frio incluem:

- Pequena distorção na têmpera: Essencial para manter a precisão dimensional das ferramentas após o tratamento térmico;
- Alta temperabilidade: Permite a têmpera uniforme, reduzindo a chance de falhas estruturais;
- Ausência de trincas na têmpera de seções complicadas: Ideal para ferramentas com geometria complexa;
- Alta dureza após têmpera: Garante resistência ao desgaste em aplicações severas;
- Manutenção de gume afiado para corte: Fundamental para ferramentas de corte.

(SILVA; MEI, 1988)

Apesar de possuírem a mesma função, conformar outros materiais em baixas temperaturas, os aços ferramenta para trabalho a frio são divididos em 3 famílias, conforme suas propriedades químicas e térmicas, bem como suas aplicações específicas.

Aços Temperáveis em Óleo (Série O) contêm altos teores de carbono e elementos de liga como manganês, cromo e tungstênio, garantindo uma têmpera eficiente em óleo. A presença de elementos formadores de carbonetos, como cromo e tungstênio, ajuda ainda a minimizar o crescimento de grão, promovendo maior resistência ao desgaste e estabilidade dimensional. Desta classificação, o aço O1 é o mais comum dessa série e é amplamente utilizado em ferramentas como machos, matrizes e punções (SILVA; MEI, 1988).

Aços Temperáveis ao Ar (Série A) possuem teores de elementos de liga que permitem a têmpera ao ar. A composição destes aços também os torna indicados para aplicações que necessitam simultaneamente de resistência a abrasão e

resistência ao impacto. O aço A2 é o mais utilizado, sendo aplicado em matrizes de corte, estampagem, laminação de roscas (SILVA; MEI, 1988).

Aços de Alto Cromo e Alto Carbono (Série D) foram desenvolvidos inicialmente para substituir os aços rápidos, combinando alto teor de carbono e cromo. Seus valores de dureza no entanto, se mostraram insuficientes para tal fim. Porém, a alta resistência ao desgaste, obtida pela presença de carbonetos duros de cromo, e a resistência à deformação destes aços tornam-os extremamente úteis para matrizes. Embora sua resistência ao impacto seja menor em comparação com os aços da série A, eles são ideais para ferramentas submetidas a desgaste intenso. O aço D2 é o mais popular dessa série, frequentemente utilizado em matrizes para rebarbação e cortes (SILVA; MEI, 1988).

Desta forma, os aços ferramenta para trabalho a frio são essenciais na indústria devido à propriedades como alta dureza, resistência ao desgaste e estabilidade dimensional. Tal combinação de propriedades possibilita diversos processos industriais e aplicações vitais para a sociedade atual.

2.1.2 VF800AT®

O aço VF800AT® é uma liga específica desenvolvida pela Villares Metals SA para aplicações de ferramentas em trabalho a frio. Dentre sua classe de materiais metálicos, o VF800AT® se destaca pelo equilíbrio entre as principais propriedades solicitadas de ferramentas para trabalho a frio, o tornando altamente eficiente para diversas operações industriais. Outra vantagem do VF800AT® é a maior resistência à trincas durante o processo de usinagem e ótima vida útil, fatores extremamente importantes para as aplicações deste material.

Esse material é composto quimicamente por carbono, cromo, molibdênio, vanádio e outros elementos de liga, que promovem uma alta temperabilidade, sendo assim capaz de têmpera ao ar. Essa composição química também tem como objetivo proporcionar boa resistência ao desgaste e alta tenacidade, como principais características, além de uma boa combinação de propriedades mecânicas convencionais de aços ferramenta para trabalho a frio. A Tabela 2 traz a composição do VF800AT® divulgada pela Villares Metals SA. na ficha técnica do material.

Tabela 2 - Composição VF800AT®. Fonte: Datasheet VF800AT®.

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0,85	0,90	0,40	8,00	2,00	0,50

A microestrutura do VF800AT®, assim como em outros aços ferramentas, é composta por uma matriz martensítica com muitos carbonetos finamente distribuídos. Apesar da morfologia microestrutural do VF800AT® ser similar a outros aços ferramentas, os teores de cada elemento e suas combinações o colocam no patamar apresentado na Figura 1, quando comparado a outros aços da mesma classe.

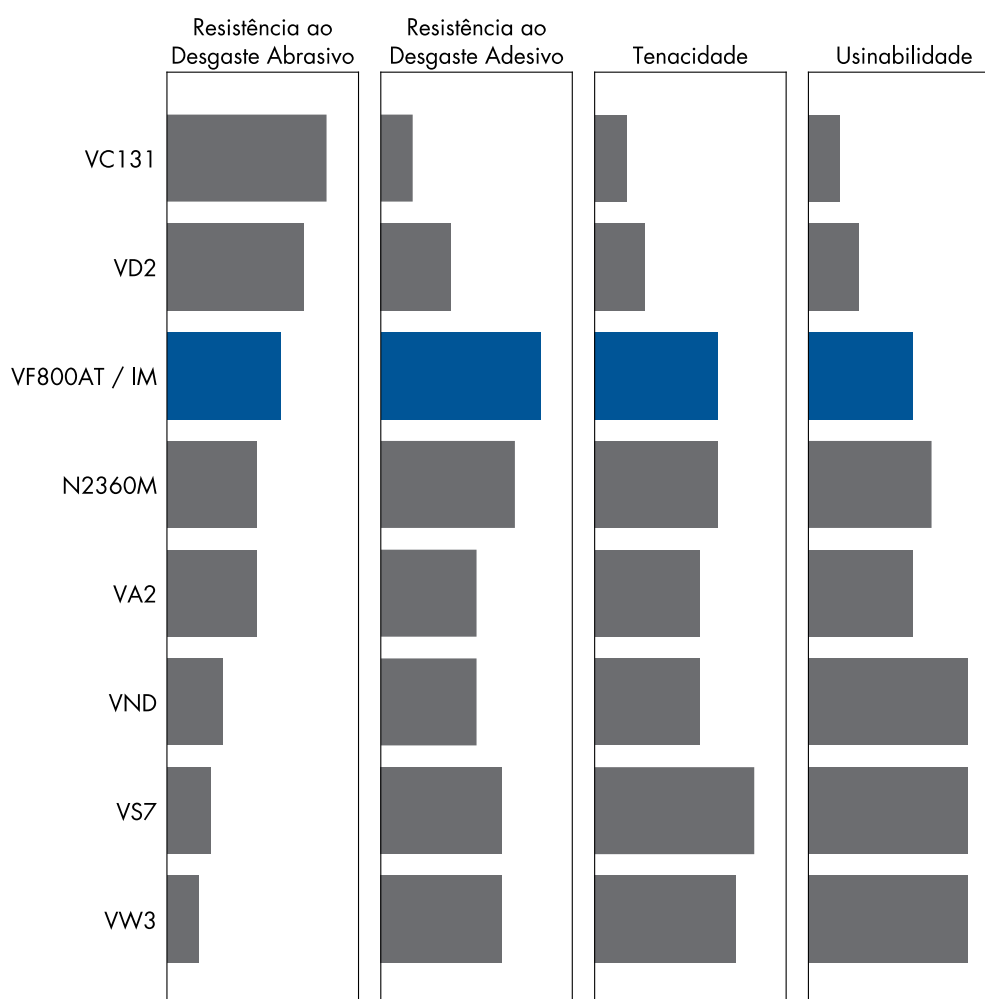


Figura 1 - Comparação de propriedades de aços ferramenta trabalho a frio fornecidos pela Villares Metals SA. Fonte: Datasheet VF800AT®.

É possível perceber na Figura 1 que, apesar de alcançar durezas elevadas de 62 HRC após tratamento térmico, o VF800AT[®] se coloca muito bem nos quesitos de usinabilidade, tenacidade e resistência ao desgaste.

Quando comparado a outro aço ferramenta de trabalho a frio do portfólio da Villares Metals SA., o VA2[®] (equivalente ao AISI A2), é nítido que o VF800AT[®] se mostra melhor ou minimamente igual nas propriedades citadas. Ao compará-lo com o aço o VD2[®] (equivalente ao AISI D2) ou com o VC131[®] (equivalente ao AISI D6), percebe-se que o VF800AT[®] é inferior quanto a resistência ao desgaste abrasivo, porém, é muito superior nas outras 3 propriedades. Tais comparações exemplificam o ótimo equilíbrio de propriedades que o VF800AT[®] apresenta.

2.2 CARBONETOS EM AÇOS FERRAMENTA

Uma característica chave dos aços ferramenta é a presença de carbonetos, que desempenham papel fundamental na definição de suas propriedades mecânicas. A compreensão dos tipos, morfologia e distribuição dos carbonetos é fundamental para o desenvolvimento de aços ferramenta e controle das propriedades de forma otimizada. Desta forma, o estudo detalhado dos carbonetos permite o avanço de aplicações industriais em ferramentas de alta performance, através de microestruturas equilibradas que conciliem todas as propriedades necessárias.

2.2.1 Tipos de Carbonetos

Os principais tipos de carbonetos encontrados em aços ferramenta para trabalho a frio são das formas MC, M₇C₃, M₆C, M₂C e M₂₃C₆. Estes carbonetos, ocorrem a partir da formação de estruturas, compostas em relações estequiométricas, entre átomos de carbono (C) e metal (M). No caso dos aços ferramenta para trabalho a frio, os átomos metálicos formadores de carbonetos geralmente são cromo, molibdênio e vanádio, que estão presentes a composição química do VF800AT[®].

Formados predominantemente por elementos como vanádio, tungstênio ou nióbio, os carbonetos MC, que possuem estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), são conhecidos por sua alta dureza e estabilidade. Geralmente, este tipo de carboneto está associado a melhorias na resistência ao desgaste, especialmente

em aplicações que envolvem alta abrasividade. A presença de MC em aços aumenta a resistência ao desgaste sem comprometer excessivamente a tenacidade, caso estes carbonetos sejam encontrados em pequenas partículas dispersas na matriz. Este tipo de carboneto está representado na Figura 2 (SERNA; ROSSI, 2009).

Carbonetos do tipo M_7C_3 são ricos em cromo e organizados em estruturas ortorrômbicas. Esse tipo de carboneto é duro e, conseqüentemente, apresenta alta resistência à abrasão. São mais comuns em aços com alto teor de cromo, como o AISI D2.

Geralmente associados ao molibdênio e tungstênio, os carbonetos do tipo M_6C , contribuem para a resistência à deformação em aplicações de alta carga. Estes carbonetos possuem estruturas cúbicas, podendo ser formados durante a solidificação e também durante processamento térmico (SERNA; ROSSI, 2009).

M_2C são carbonetos menos estáveis termodinamicamente, devido à relação 2 metais para 1 carbono. Carbonetos deste tipo são organizados em estruturas hexagonais e aparecem com caráter transitório. Desta forma, tais carbonetos se dissolvem em altas temperaturas, favorecendo o endurecimento dos aços para trabalho a frio. Este tipo de carboneto está representado na Figura 2.

$M_{23}C_6$ são carbonetos similares aos M_6C , porém, predominantemente ricos em cromo. Os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ são mais frequentemente formados durante tratamentos térmicos e contribuem para a resistência ao desgaste e a estabilidade microestrutural.

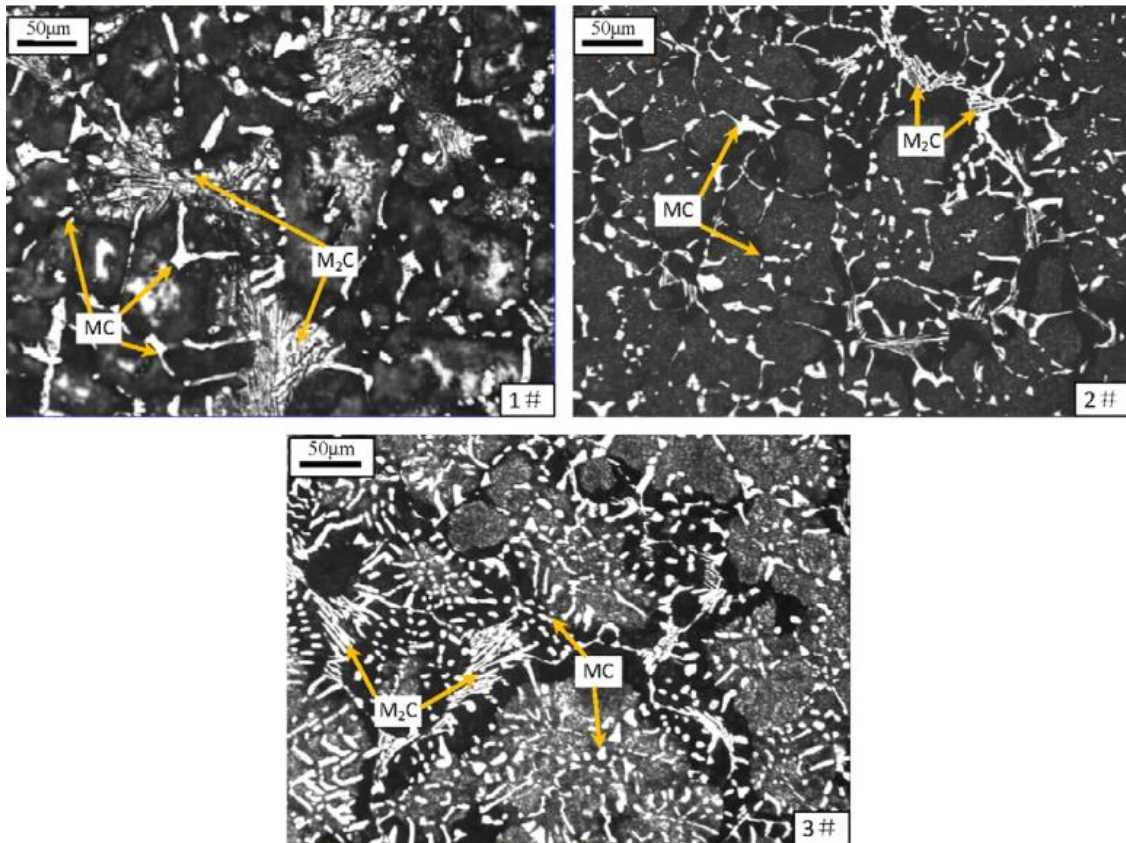


Figura 2 – Representação de carbonetos dos tipos MC e M₂C. Fonte: LUAN, Y. 2010

2.2.2 Carbonetos Primários e Secundários

Carbonetos primários são formados durante a solidificação do aço e geralmente possuem tamanhos maiores, devido justamente as condições de solidificação, se formando diretamente do líquido. Esses carbonetos frequentemente estão concentrados nas regiões de segregação e influenciam diretamente a resistência ao desgaste e a tenacidade do material. Como exemplo, grandes carbonetos primários podem causar concentração de tensões e reduzir a resistência ao impacto do aço (LIU; CAO; GUO; XU; SUN; LI, 2020).

Já os carbonetos secundários formam-se simultaneamente com a matriz, durante a solidificação do eutético. Este tipo de carbonetos também pode ser precipitado em ciclos térmicos que o material passa durante seu processamento, como têmpera e revenimento. Carbonetos desse tipo, costumam ser menores e mais uniformemente distribuídos, devido ao tempo e temperatura. Nesta forma, estes carbonetos secundários contribuem para o endurecimento do material e para uma resistência ao desgaste mais uniforme ao longo da ferramenta (LIU; CAO;

GUO; XU; SUN; LI, 2020).

2.2.3 Morfologia e Distribuição dos Carbonetos

A morfologia, o tamanho e a distribuição dos carbonetos são fatores que influenciam diretamente o desempenho dos aços ferramenta. O ideal, no contexto de aços ferramenta para trabalho a frio, são carbonetos finos e uniformemente distribuídos.

A presença de carbonetos MC e M_7C_3 , especialmente em microestruturas finas e homogêneas, melhora significativamente a resistência ao desgaste abrasivo. Por outro lado, redes contínuas e extensas de carbonetos primários podem ser prejudiciais, fragilizando o aço devido à diferença entre as durezas dos carbonetos e de seus arredores. Redes de carbonetos grandes ou mal distribuídas podem atuar como concentradores de tensão, reduzindo a tenacidade e favorecendo o crescimento de trincas. Desta forma, o aço é capaz de absorver menos energia durante o trabalho, acarretando em uma vida útil menor do que a esperada para a ferramenta.

A formação de carbonetos secundários durante tratamentos térmicos contribui para a retenção de propriedades mecânicas em condições de alta carga, sendo essencial em ferramentas de precisão. Isso, porque os carbonetos secundários finamente distribuídos ancoram os grãos do material, aumentando a durabilidade da ferramenta. Embora a dureza seja elevada, tanto pela presença de carbonetos primários, quanto pela presença de carbonetos secundários, o equilíbrio entre esses dois tipos é essencial para evitar comprometer a resistência ao impacto.

2.2.4 ImageJ® e Método “threshold” na Análise Quantitativa de Carbonetos

A análise de microestruturas é essencial para a caracterização de materiais, permitindo a correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas. No caso dos aços ferramenta, como o VF800AT®, a quantificação dos carbonetos é fundamental, uma vez que, estes influenciam diretamente as propriedades do aço.

Para essa análise, o software ImageJ® se destaca como uma ferramenta eficaz e acessível, possibilitando a segmentação e quantificação de fases em micrografias obtidas por microscopia ótica ou eletrônica.

Dentre suas funcionalidades, destaca-se o método do “threshold”, ou

limiarização, que é amplamente empregado na separação de fases. Esse método consiste na segmentação da imagem por meio da definição de um limiar de intensidade de cor, separando as regiões de interesse da matriz circundante. Essa técnica é particularmente útil na quantificação de carbonetos em aços ferramenta, ao distinguir esses precipitados da matriz (HECHT; WEBLER; PICARD, 2016).

2.3 SOLIDIFICAÇÃO DE AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A FRIO

A solidificação dos aços ferramenta para trabalho a frio é um processo fundamental que influencia a formação das microestruturas e, conseqüentemente, as propriedades finais do material. Os parâmetros de solidificação desempenham papel essencial na definição das características dos carbonetos formados, incluindo seu tipo, tamanho, distribuição e morfologia.

2.3.1 Parâmetros e Condições de Solidificação

Durante o processo de solidificação, diversas variáveis estão presentes, podendo alterar o resultado final do processo, tanto macro, quando microscopicamente. Como exemplo, é possível citar o tempo de solidificação, determinado pela taxa de transferência de calor e pelo gradiente térmico no metal líquido. Esse tempo pode ser definido de forma local, como o intervalo necessário para que a transformação do estado líquido para o sólido ocorra em um determinado ponto da peça fundida.

A taxa de resfriamento ou de transferência de calor, inversamente proporcional ao tempo de solidificação, influencia diretamente o espaçamento interdendrítico e a formação de carbonetos. Condições de resfriamento rápido promovem a nucleação de carbonetos finos e uniformemente distribuídos, enquanto resfriamentos mais lentos favorecem a formação de carbonetos maiores e menos homogêneos. Em contrapartida, taxas mais lentas favorecem a segregação de elementos de liga, resultando em carbonetos maiores e desigualmente distribuídos (ZHONG; WANG; HAN; FANG; YUAN; SONG; XIE; ZHAI, 2022).

Além do que foi citado, outros fatores, como a composição química de cada aço, são importantes. O teor de elementos como carbono, cromo e molibdênio pode alterar o intervalo de solidificação, influenciando o espaçamento interdendrítico e causando a formação de microestruturas segregadas, devido à concentração de

elementos de liga em regiões interdendríticas. Desta forma, a homogeneidade da microestrutura é um resultado direto da forma como ocorre a solidificação em cada aço (ZHONG; WANG; HAN; FANG; YUAN; SONG; XIE; ZHAI, 2022).

2.3.1 Relação das Condições de Solidificação com os Carbonetos

Como citado anteriormente, os carbonetos desempenham um papel crucial nos aços ferramenta, contribuindo para propriedades como resistência ao desgaste, tenacidade e estabilidade dimensional. Esses vários tipos de carbonetos formados durante a solidificação variam, de acordo com a composição química e com as condições térmicas. Então, as condições de solidificação determinam fatores importantes como o tipo, tamanho, distribuição e morfologia desses carbonetos.

Porém, além de levar em consideração como os carbonetos são afetados pela solidificação, também é importante saber como eles se comportam ao longo deste processo. Desta forma, o conhecimento sobre a condição de cada carboneto presente no aço permite o desenvolvimento de materiais na condição ótima de propriedades. Para isto, é possível estudar cálculos termodinâmicos da solidificação de um aço ferramenta, realizados com o software Thermo-Calc® usando a base de dados TCFE 7 de um aço D2 de composição 7,93%p.Cr, 1,02%p.C, 1,2%p.Mo e 0,12%p.V como base. A Figura 3 destaca o progresso da solidificação e a constituição microestrutural, para as condições citadas.

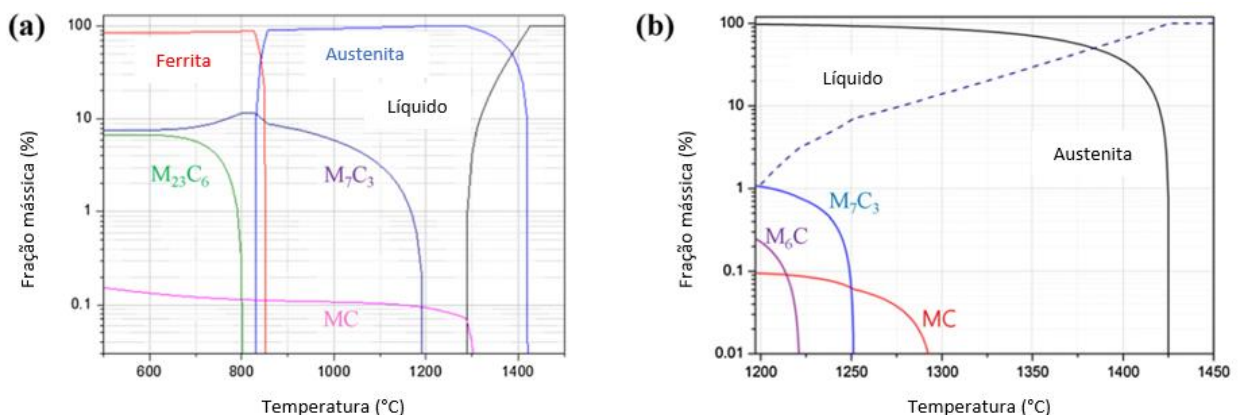


Figura 3 – Cálculo termodinâmico de frações de fase por temperatura, considerando aço D2 com 7,93%p. Cr segundo (a) equilíbrio global de 500 a 1500°C e (b) modelo de Scheil modificado. Fonte: Kim H 2015

A Figura 3(a) mostra as frações de fases em equilíbrio global no intervalo de temperatura de 500 a 1500 °C. A solidificação termina a 1290 °C, formando três tipos principais de carbonetos: MC (rico em Nb), M_7C_3 (rico em Fe e Cr) e $M_{23}C_6$ (rico em Fe e Cr). Os carbonetos, ricos em Mo, M_2C e M_6C não são previstos neste cálculo, pois são considerados transientes, originados de segregações locais de Mo, instáveis a longo prazo.

Já a Figura 3(b) baseia-se no modelo de solidificação de Scheil–Gulliver, que assume difusão ilimitada no líquido e difusão negligenciável no sólido, permitindo considerar a segregação de elementos durante a solidificação. Aqui, a solidificação se completa a 1190 °C, e um pequeno volume de M_6C rico em Mo é previsto. Esse cálculo sugere a formação de carbonetos ricos em Mo não previstos no equilíbrio global, embora não corresponda exatamente aos tipos de carbonetos observados experimentalmente.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 ESTRUTURA DOS TESTES A SEREM REALIZADOS

A realização dos testes necessários para atingir resultados neste trabalho foi estruturada em duas etapas principais, com o objetivo de investigar de forma abrangente os aspectos microestruturais do aço ferramenta VF800AT[®], fabricado pela Villares Metals SA., na condição bruta de fusão.

Na primeira etapa, foram conduzidos cálculos e simulações computacionais para prever os fenômenos de solidificação, formação de fases e evolução da microestrutura. Essa etapa teve como base cálculos de equilíbrio termodinâmico e dinâmicas de segregação, utilizando softwares especializados.

A segunda etapa consistiu na execução experimental de uma fusão em escala laboratorial, seguida da caracterização do lingote resultante. Essa abordagem prática foi fundamental para validar os dados obtidos nas simulações e compreender como as condições reais de processamento influenciam o comportamento microestrutural do aço.

Para as ferramentas computacionais utilizadas em cálculos e simulações, foi considerada como base uma composição química do VF800AT[®], obtida com valores médios históricos, apresentada na Tabela 3. A composição utilizada foi selecionada desta forma para que possuísse representatividade dos casos reais e, desta forma, garantir que os resultados refletissem as características típicas da liga, permitindo a aplicação prática dos dados obtidos.

Tabela 3 - Composição química do VF800AT[®], de acordo com média histórica, utilizada no estudo.

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0,85	0,90	0,40	8,00	2,00	0,50

As ferramentas computacionais empregadas, tiveram como input dados obtidos com a composição da Tabela 3, no software JMatPro[®]. Com este software, é possível calcular propriedades físicas, mecânicas e termodinâmicas de ligas metálicas com base em sua composição química. O JMatPro[®] utiliza modelos computacionais para prever comportamentos materiais em diversas condições de

processamento e aplicação, permitindo assim, modelagens detalhadas de processos físico-químicos.

3.2 SIMULAÇÕES

3.2.1 Solidificação e Carbonetos

A previsão da sequência de formação de fases e do intervalo de solidificação foi realizada com base no método CALPHAD, utilizando o software Thermo-Calc® e a base de dados TCFE12. Inicialmente, foram calculadas as condições de equilíbrio termodinâmico para identificar as fases formadas em diferentes temperaturas e suas respectivas frações volumétricas. Essas informações forneceram uma visão detalhada das condições ideais para o processamento do material.

Adicionalmente, foi aplicado o modelo de solidificação de Scheil para determinar a redistribuição de soluto no líquido, permitindo prever o comportamento do material sob condições de segregação. Esse modelo foi complementado pelo modelo de Scheil modificado, que incorpora a difusão de carbono na fase sólida, fornecendo uma análise mais precisa das variações locais no material durante a solidificação. Essas previsões forneceram informações cruciais sobre os tipos e distribuições de carbonetos, além de permitir a estimativa do intervalo de solidificação do VF800AT®, que é um parâmetro crítico para evitar defeitos como segregações severas.

3.2.2 Perfil Térmico e Tempo Local de Solidificação

A simulação do perfil de solidificação e consequente determinação do tempo local de solidificação ao longo do comprimento do lingote foram realizadas no software ProCAST®. Essa etapa focou em avaliar as condições térmicas ao longo do lingote, com base nas propriedades do material obtidas no JMatPro®. Os parâmetros de transferência de calor, como coeficientes de resfriamento, foram ajustados com base em dados empíricos e históricos do setor de Pesquisa e Desenvolvimento da Villares Metals SA.

A geometria do molde simulado foi projetada para replicar as condições reais da lingoteira usada na prática no forno de fusão a vácuo (VIM), utilizado na etapa experimental. As simulações permitiram prever a formação de gradientes térmicos

no material e identificar regiões críticas onde as condições de solidificação poderiam resultar em microestruturas distintas, influenciando diretamente as propriedades mecânicas do material.

3.3 FABRICAÇÃO DO LINGOTE DE PESQUISA

3.3.1 Forno

A fabricação do lingote de pesquisa foi realizada no forno de fusão a vácuo (VIM) do setor de Pesquisa e Desenvolvimento da Villares Metals SA., um equipamento projetado para garantir controle preciso da composição química e das condições de solidificação. A Figura 4 mostra o forno utilizado. O material foi fundido de acordo com a composição química apresentada na Tabela 3, garantindo a representatividade do processo.



Figura 4 – Forno VIM da P&D da Villares Metals SA.

3.3.2 Lingote

A geometria da lingoteira utilizada, conforme ilustrado na Figura 5, foi projetada para atender aos requisitos das simulações de processos produtivos reais. Desta forma é possível garantir que os teste realizados em escala laboratorial possuem condições representativas do processo industrial.

Após a fusão, o lingote foi submetido a um recozimento subcrítico, com o

objetivo de reduzir sua dureza inicial e promover a esferoidização de carbonetos. Essa etapa foi essencial para facilitar o corte dos corpos de prova e para garantir a integridade do material durante as análises subsequentes. A escolha do recozimento também visou estabilizar a microestrutura, promovendo a precipitação de carbonetos secundários em condições controladas.

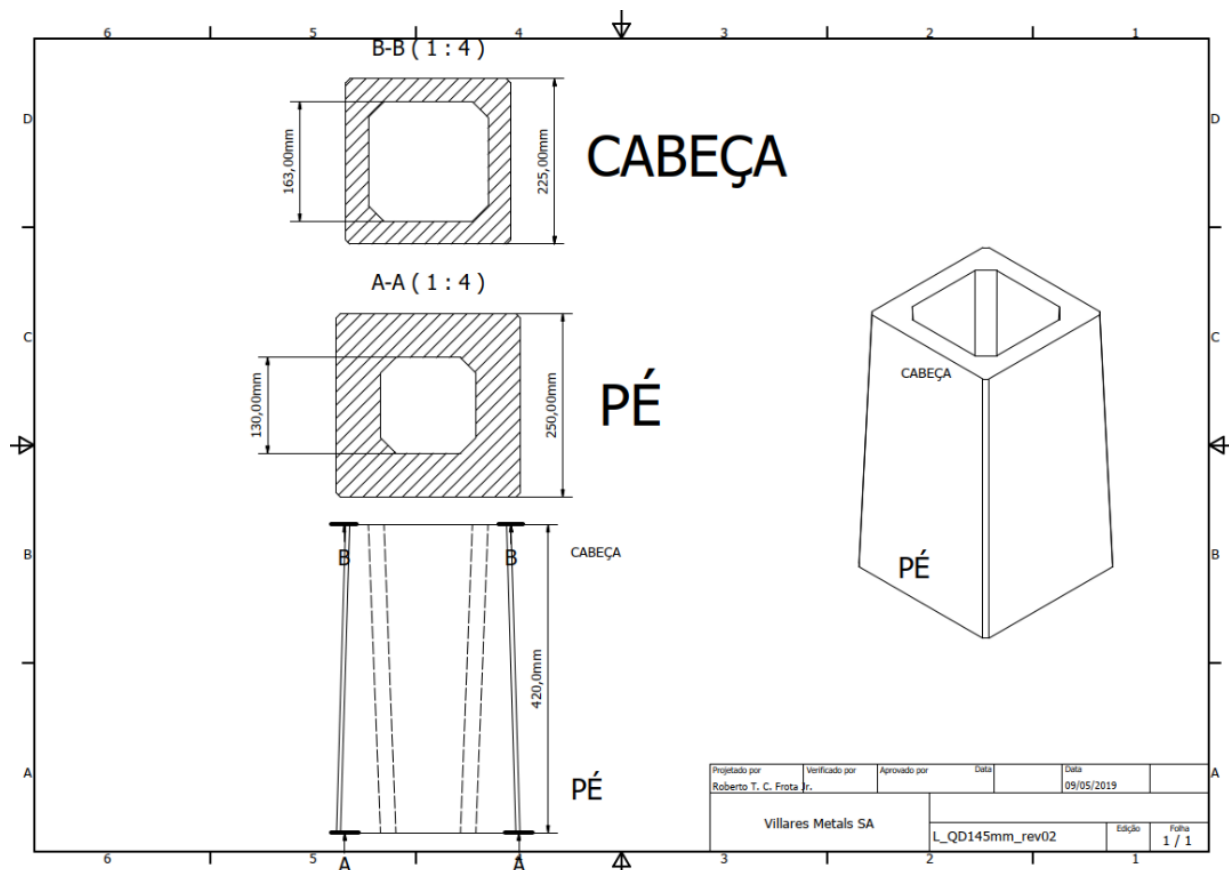


Figura 5 – Esquema de lingoteira utilizado na P&D da Villares Metals SA. Fonte: Desenho técnico Villares Metals SA.

3.4 CARACTERIZAÇÃO

Após o recozimento, o lingote foi seccionado verticalmente em quatro partes de aproximadamente 70 mm por 70 mm, seguindo o esquema apresentado na Figura 6. Estes cortes, que estão representados pelas linhas vermelhas na Figura 6, foram realizados para expor a região do núcleo do lingote e permitir a avaliação da sanidade interna do material. A avaliação da sanidade interna foi conduzida por meio de análise visual macroscópica, buscando identificar possíveis defeitos de solidificação, como trincas internas ou segregações severas.

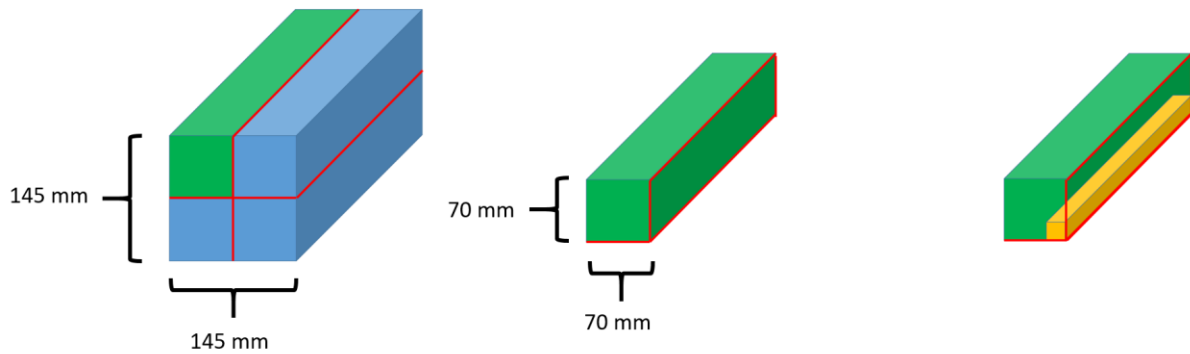


Figura 6 – Esquema de corte do lingote. Representação do lingote deitado.

Após a divisão vertical, uma das partes, representada em verde na Figura 6, foi cortada novamente, para tirar uma barra de 20 mm por 20 mm na região mais próxima ao núcleo, representada em amarelo nas Figuras 6 e 7. Desta barra seriam tiradas amostras, com base nos resultados das simulações, permitindo a análise de regiões representativas de diferentes tempos locais de solidificação. Desta forma, cada seção do lingote foi avaliada de forma a explorar as variações microestruturais que ocorrem entre o pé e a cabeça do material no estado bruto. Na Figura 7, temos uma representação em azul do plano do corte realizado na barra de 20mm por 20mm extraída da região mais próxima ao núcleo, para revelar a face de interesse para a análise microscópica.



Figura 7 – Esquema de corte realizado, para revelar a face de interesse utilizada na análise.

A partir dos tempos locais de solidificação simulados, foram definidas então as 6 amostras, que seriam retiradas da barra próxima ao núcleo do lingote, uma

região crítica devido às significativas variações no tempo local de solidificação. Essas amostras estão ilustradas com a face de interesse para a análise em azul na Figura 8.

A escolha da posição, da quantidade e do espaçamento entre as amostras, ocorreu de acordo com o resultado da simulação de solidificação, citada anteriormente. Essa escolha visou obter uma visão abrangente das condições mais representativas e das variações microestruturais mais relevantes que poderiam ser encontradas nas diferentes regiões do lingote de pesquisa.

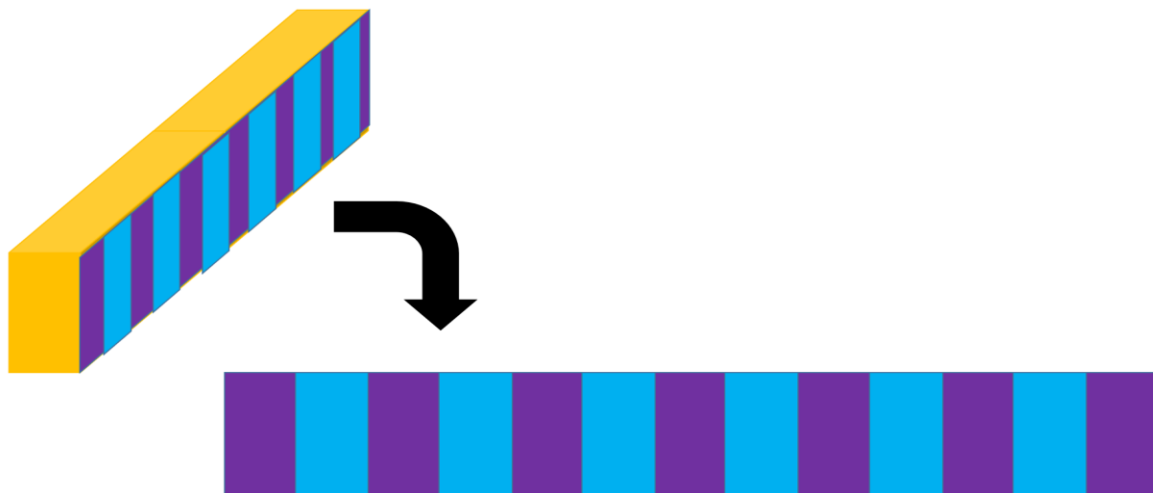


Figura 8 – Esquema de corte e espaçamento das amostras.

Então, tendo as amostras preparadas para análise por microscopia ótica, foi possível o estudo da morfologia, distribuição e quantidade de carbonetos. Os carbonetos foram analisados com auxílio do software ImageJ®, que permitiu quantificar suas características de forma objetiva. A análise quantitativa dos carbonetos foi feita pelo método “threshold”, mostrando a distribuição e percentual dos carbonetos ao longo das diferentes regiões do lingote. O foco foi compreender como os parâmetros térmicos e o tempo local de solidificação influenciam diretamente essas características.

4 RESULTADOS

4.1 SIMULAÇÕES

4.1.1 Solidificação

Com base no método CALPHAD, utilizando o software Thermo-Calc® e a base de dados TCFE12, tem-se a seguinte previsão da sequência de formação de fases e do intervalo de solidificação, apresentadas respectivamente na Figura 9 e na Figura 10.

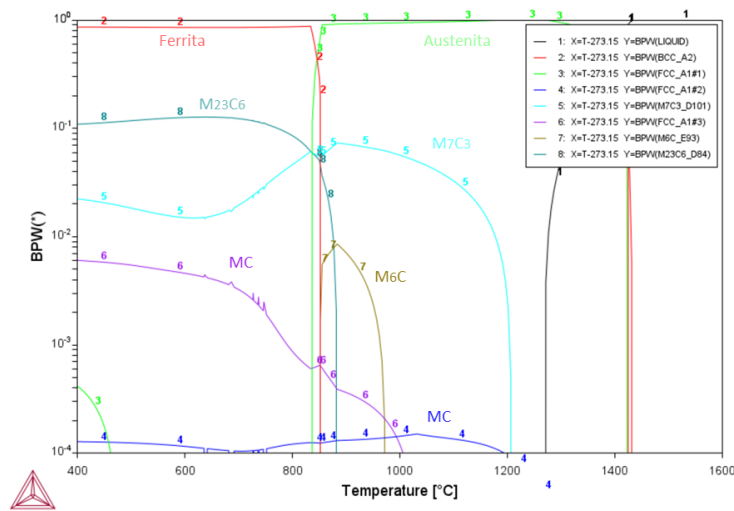


Figura 9 – Previsão da sequência de formação de fases, de acordo com a composição de interesse da Tabela 3.

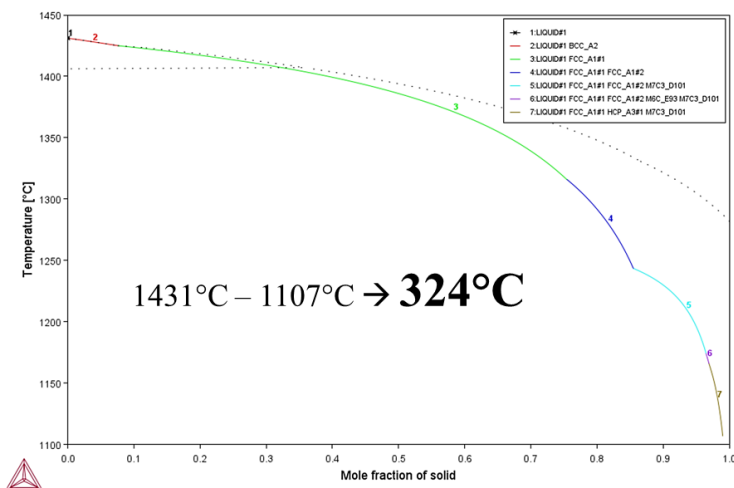


Figura 10 – Cálculo termodinâmico do intervalo de solidificação.

4.1.2 Perfil Térmico e Tempo de Solidificação

A partir do uso do software ProCAST® foi realizada a simulação do perfil de solidificação e consequente determinação do tempo local de solidificação ao longo do comprimento do lingote. A Figura 11 mostra os resultados obtidos.

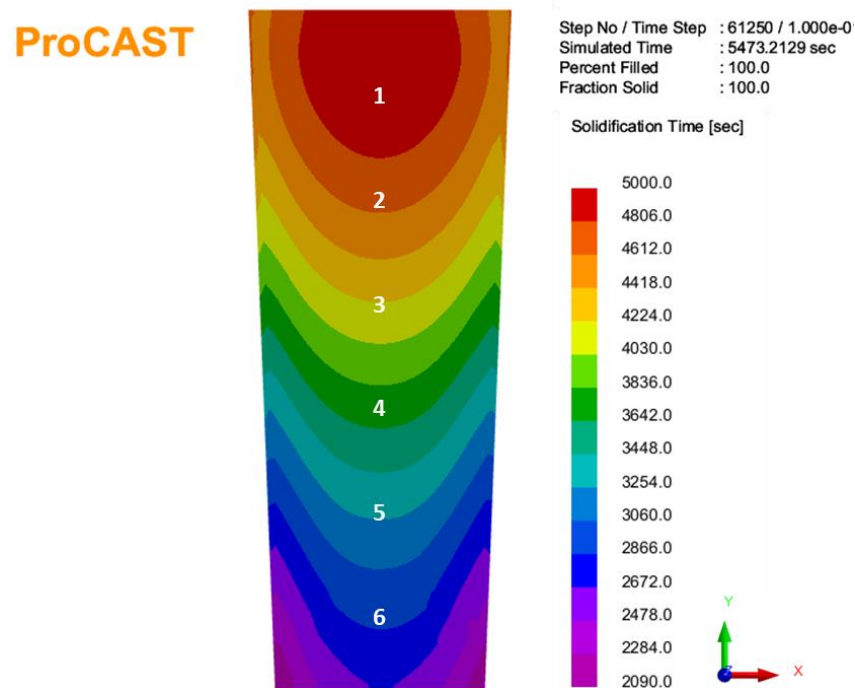


Figura 11 – Simulação do perfil e dos tempo locais de solidificação.

O resultado desta etapa se mostrou essencial para avaliar as condições térmicas ao longo do lingote e, desta forma, definir a posição e a distância entre as amostras que seriam analisadas por microscopia ótica. O resultado desta etapa definiu que seriam analisadas 6 amostras espaçadas igualmente entre si na vertical entre o pé e a cabeça do lingote. A posição destas amostras está ilustrada pelos números de 1 a 6 na Figura 11.

4.2 MATERIAL DE PESQUISA

Após a fusão, foi obtido um lingote de dimensões aproximadas de 145 mm por 145 mm, de acordo com a lingoteira apresentada no item 3.3.2. Este lingote, após o recozimento, foi cortado verticalmente em 4 partes iguais, assim como foi planejado, para expor a região do núcleo, que apresentou uma boa sanidade interna sem defeitos aparentes.

De uma destas 4 partes iguais foi retirado uma secção de 20 mm por 20 mm, na parte mais próxima ao núcleo. Essa barra retirada, correspondente à barra amarela ilustrada na Figura 7, está ilustrada na Figura 12.



Figura 12 – Resultado do corte da barra de 20 mm por 20 mm.

Desta barra, foram marcadas 6 amostras de tamanho padrão de aproximadamente 20 mm. O espaçamento entre cada uma das amostras foi de aproximadamente 35 mm. A marcação das amostras, dos espaçamentos e suas dimensões estão ilustradas na Figura 13 e na Figura 14, respectivamente.



Figura 13 – Marcação das amostras na barra de 20 mm por 20 mm.

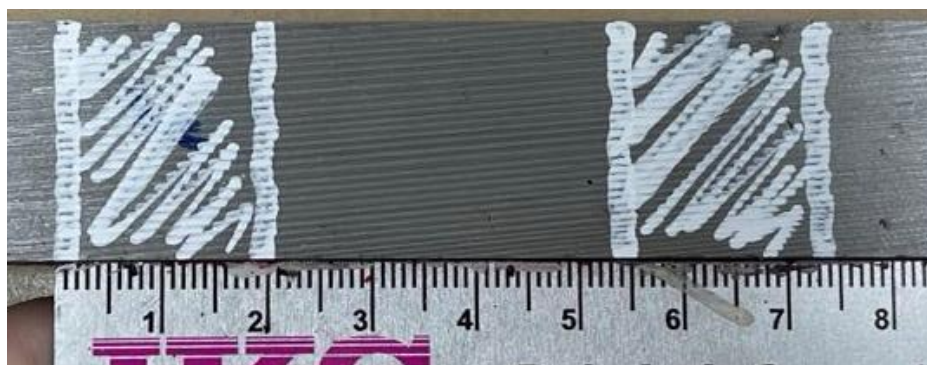


Figura 14 – Medição das marcações de amostras e espaçamentos na barra de 20 mm por 20 mm.

As amostras foram numeradas com um marcador pneumático, em sequência, com dois números. Com isso, a amostra 2-3 é a mais perto da cabeça e a amostra 12-13 é a mais perto do pé do lingote. Na face inversa, as amostras foram numeradas de 1 a 6, sendo 1 a amostra mais perto da cabeça. Conseqüentemente, a amostra mais perto da cabeça possui as numerações 2-3 e 1, e a amostra mais perto do pé possui as numerações 12-13 e 6. As Figuras 15 e 16 mostram as marcações assim como foi descrito.

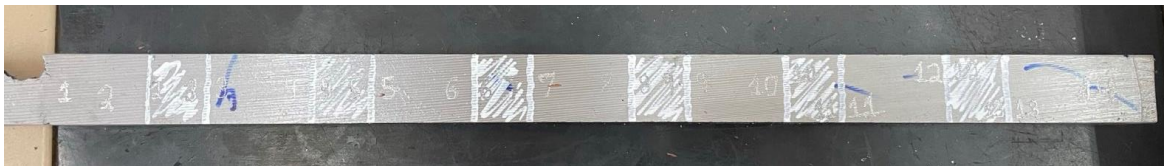


Figura 15 – Marcação binária das amostras.



Figura 16 – Marcação de 1 a 6 das amostras, na face inversa.

Em seguida foi realizado os cortes das amostras como é mostrado na Figura 17. Esse corte seguiu o esquema apresentado na Figuras 8.



Figura 17 – Resultado do corte de amostras

Após o corte das 6 amostras, cada uma delas foi cortada em duas partes, no sentido longitudinal, para expor a face de interesse da análise, assim como demonstrado no item 3.4. O corte foi feito um pouco deslocado do meio, gerando uma parte com 5mm (numeradas de 1 a 6) e outra com 15mm (numeradas com dois números, ex.: 2-3). Desta forma, a face a ser analisada fica a uma distância de 15mm do centro do lingote. As Figuras 18 e 19 mostram o resultado de todos os cortes da barra de 20 mm por 20 mm utilizada nesta pesquisa.



Figura 18 – Todas as partes cortadas da barra de 20 mm por 20 mm.



Figura 19 – Amostras cortadas na vista lateral.

As amostras utilizadas para prosseguir, foram as metades com numeração de 1 a 6. Essas amostras foram embutidas com a face central do corte (oposta a numeração de 1 a 6) para fora. A Figura 20 mostra as amostras embutidas.



Figura 20 – Amostras embutidas a) com a face de interesse e b) marcação.

4.3 CARACTERIZAÇÃO

4.3.1 Micrografias

A seguir, nas Figuras 21, 22, 23, 24, 25 e 26 estão as micrografias de todas as amostras.

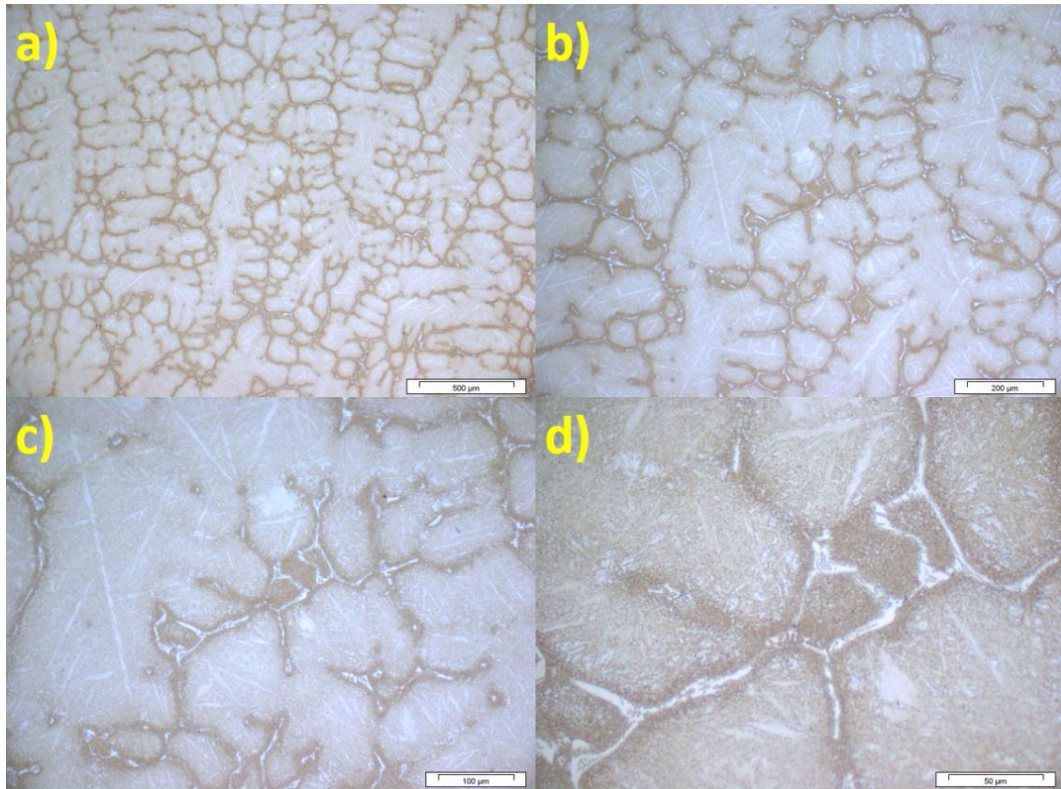


Figura 21 – Micrografias da amostra 1 em a) 5X, b) 10X, c) 20X e d) 50X.

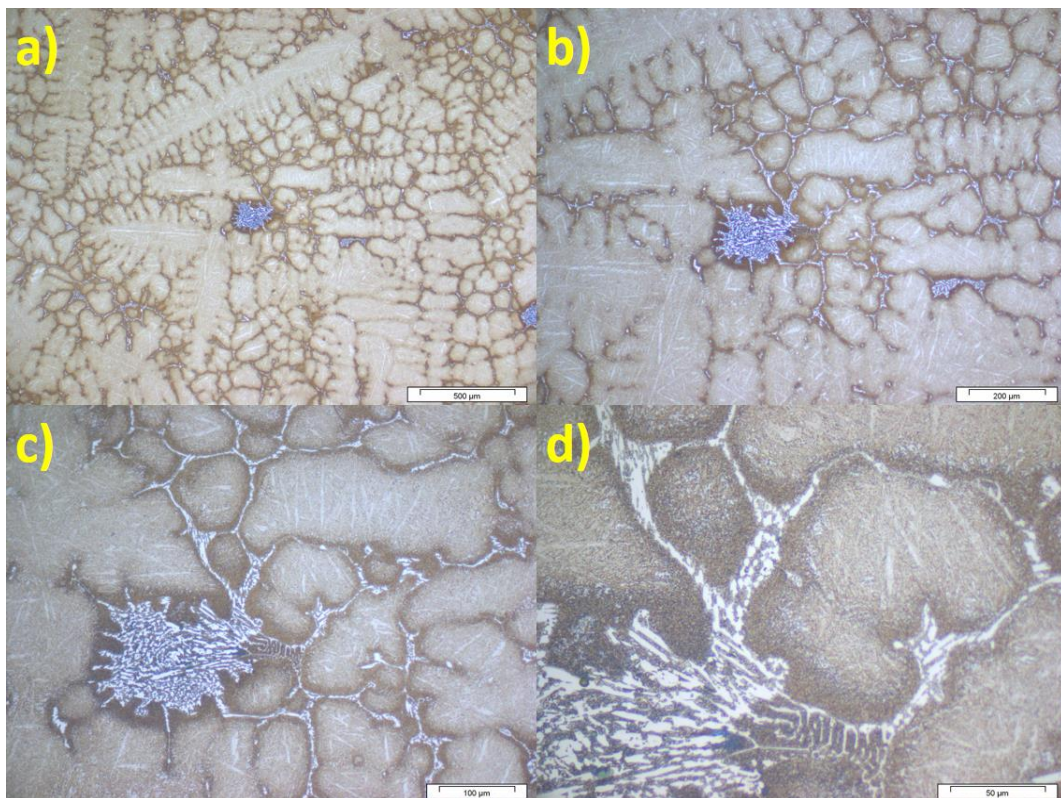


Figura 22 – Micrografias da amostra 2 em a) 5X, b) 10X, c) 20X e d) 50X.

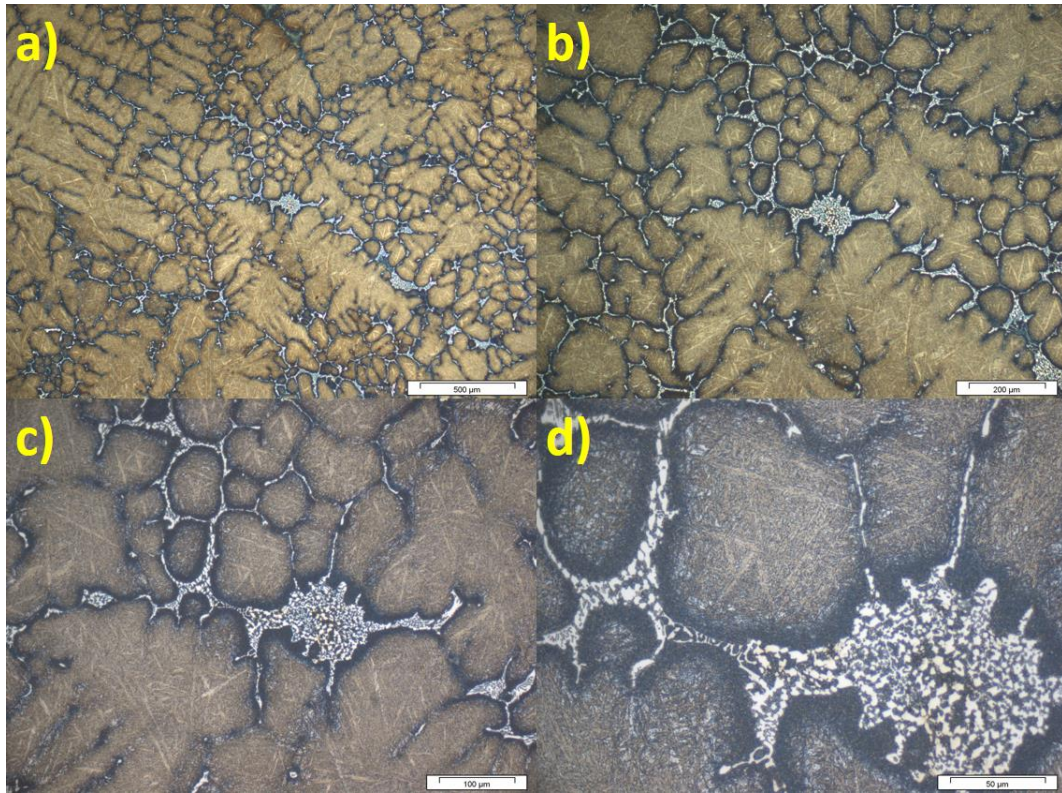


Figura 23 – Micrografias da amostra 3 em a) 5X, b) 10X, c) 20X e d) 50X.

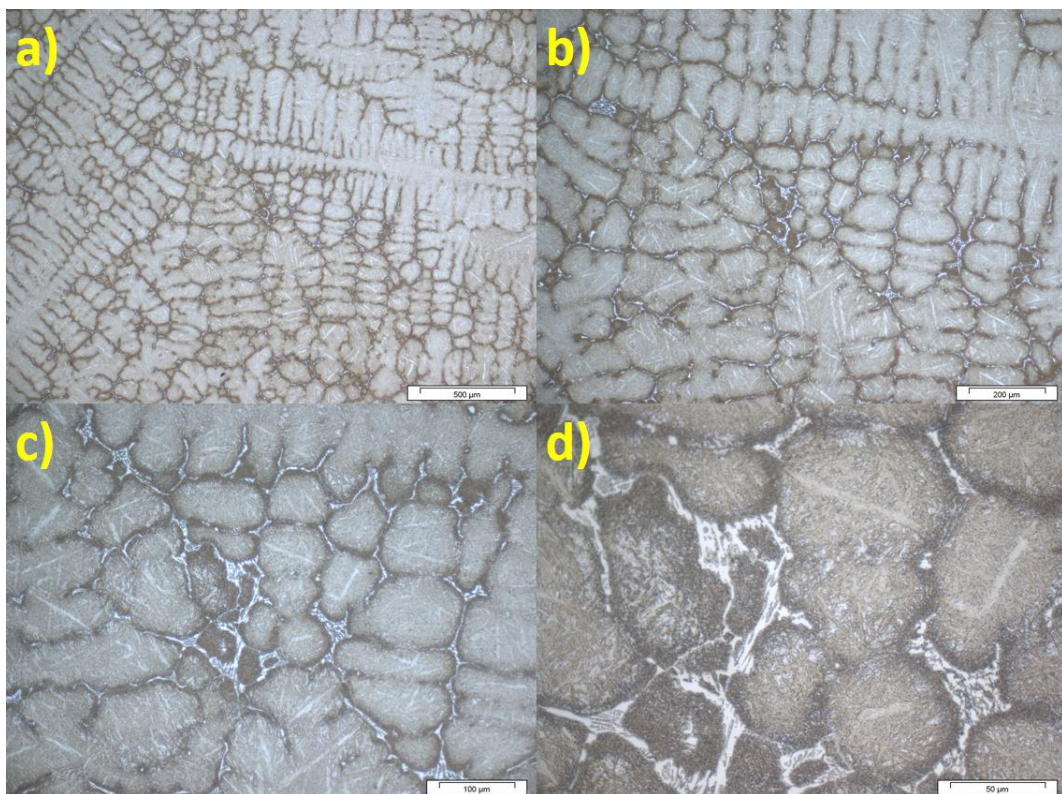


Figura 24 – Micrografias da amostra 4 em a) 5X, b) 10X, c) 20X e d) 50X.

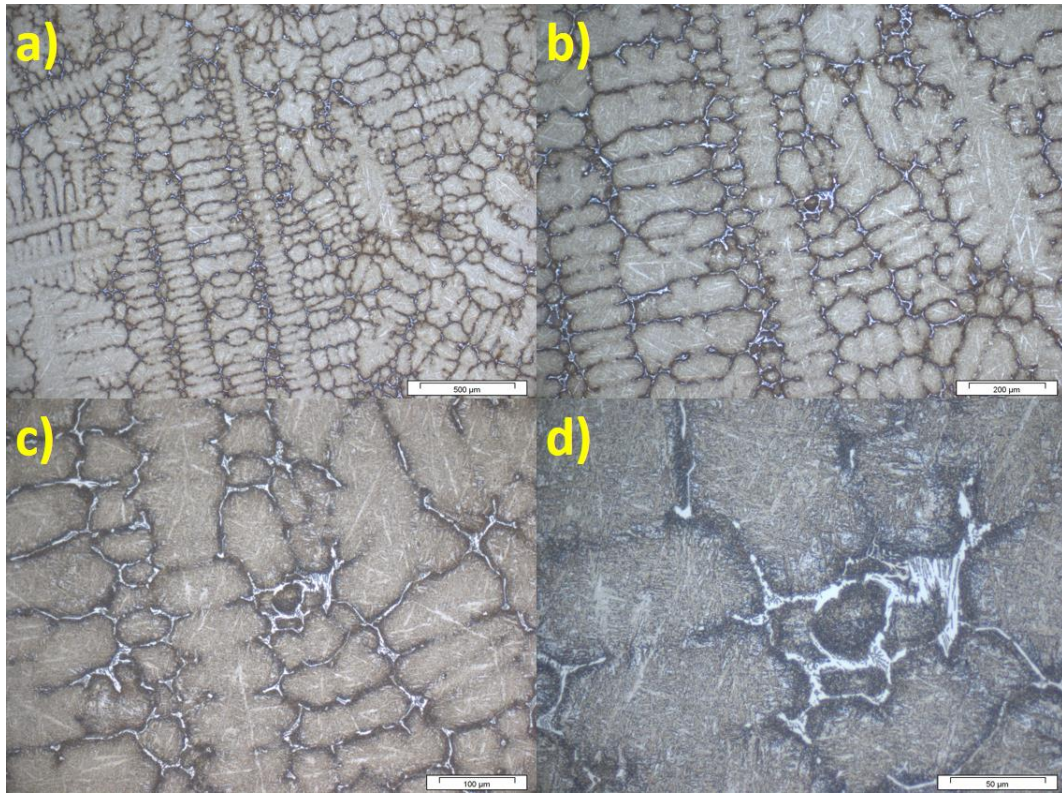


Figura 25 – Micrografias da amostra 5 em a) 5X, b) 10X, c) 20X e d) 50X.

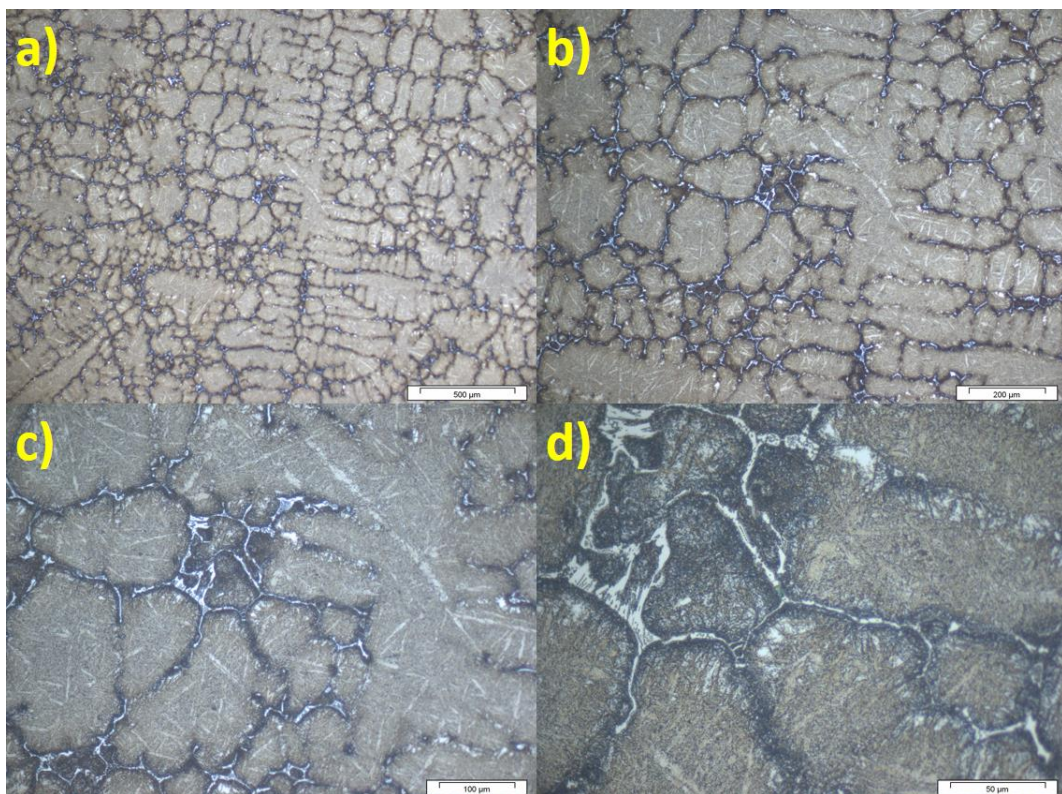


Figura 26 – Micrografias da amostra 6 em a) 5X, b) 10X, c) 20X e d) 50X.

A seguir, nas Figuras 27, 28, 29 e 30 estão a comparação das micrografias das 6 amostras de acordo com o grau de ampliação.

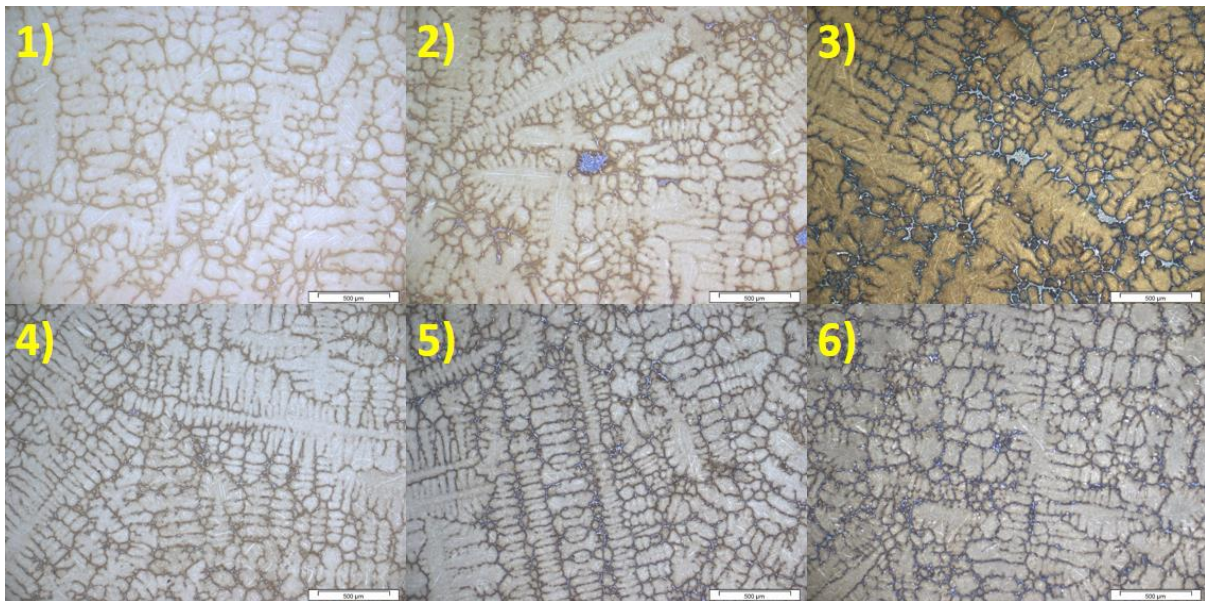


Figura 27 – Comparação das micrografias em aumento 5X da 1) amostra 1, 2) amostra 2, 3) amostra 3, 4) amostra 4, 5) amostra 5 e 6) amostra 6.

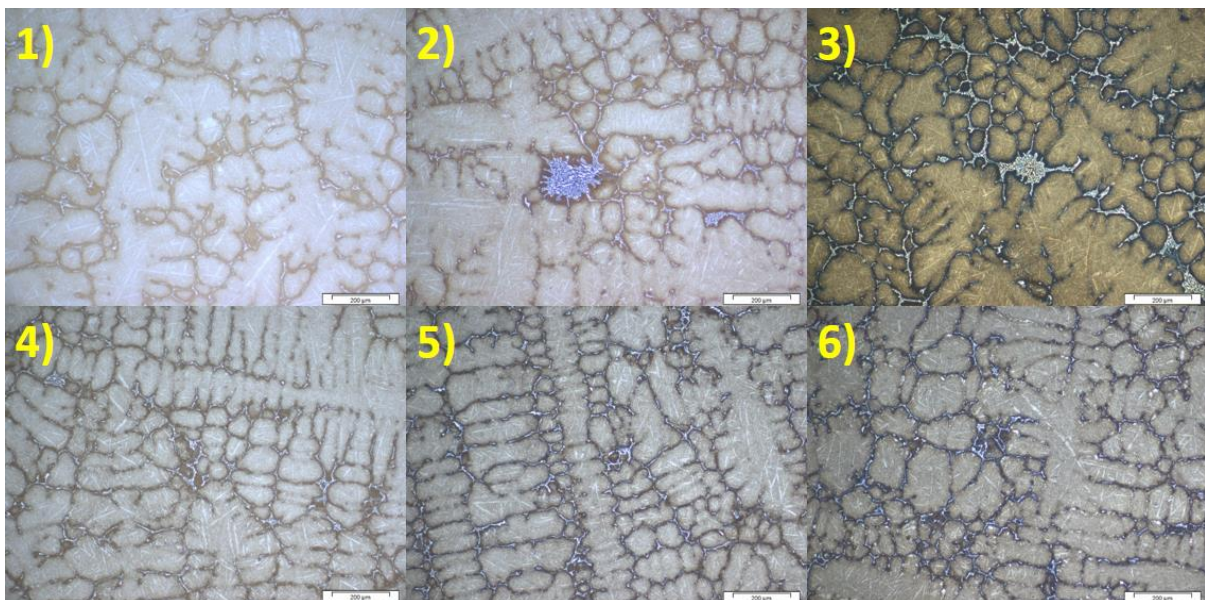


Figura 28 – Comparação das micrografias em aumento 10X da 1) amostra 1, 2) amostra 2, 3) amostra 3, 4) amostra 4, 5) amostra 5 e 6) amostra 6.

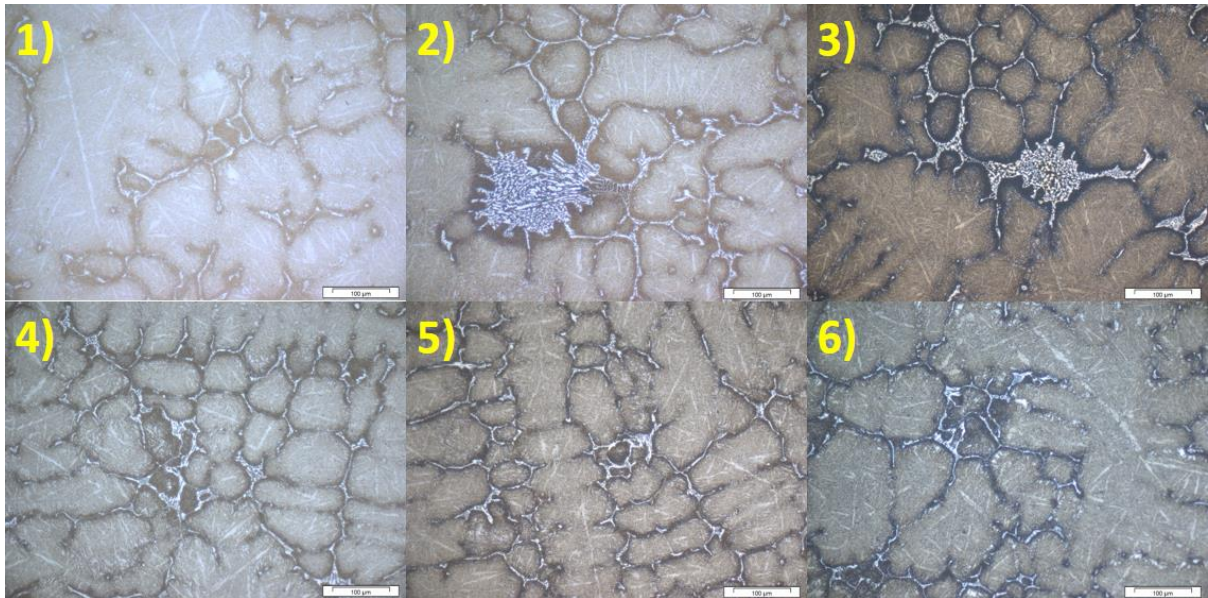


Figura 29 – Comparação das micrografias em aumento 20X da 1) amostra 1, 2) amostra 2, 3) amostra 3, 4) amostra 4, 5) amostra 5 e 6) amostra 6.

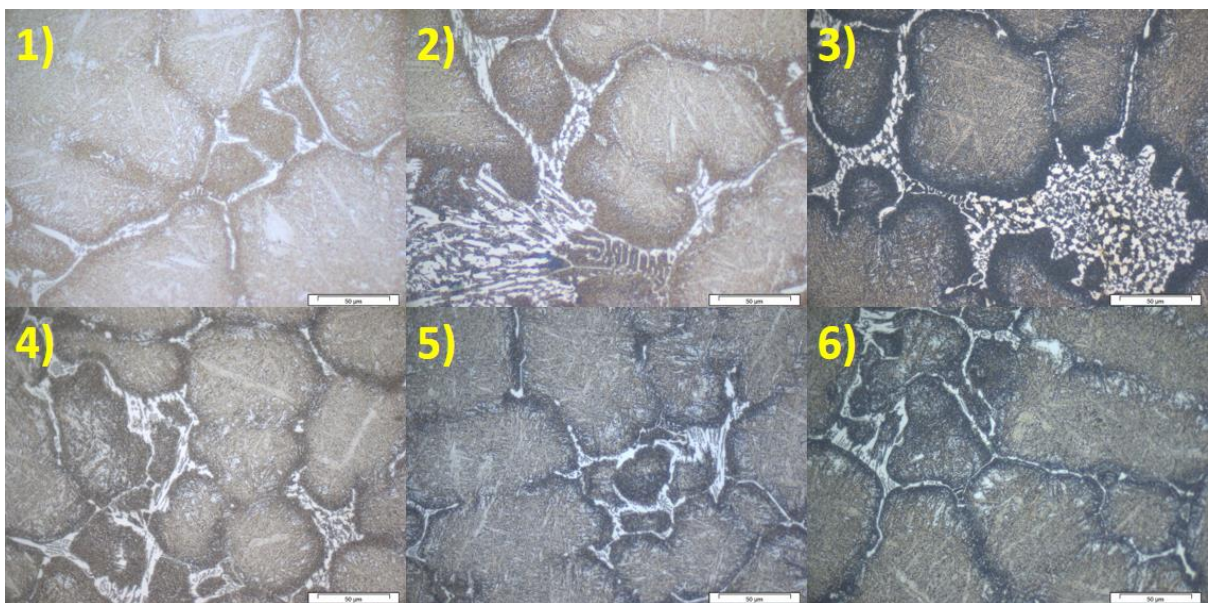


Figura 30 – Comparação das micrografias em aumento 50X da 1) amostra 1, 2) amostra 2, 3) amostra 3, 4) amostra 4, 5) amostra 5 e 6) amostra 6.

4.3.2 ImageJ®

A Figura 31 traz a comparação dos resultados de “threshold” para as micrografias das 6 amostras com ampliação de 20x. Para atingir estes resultados, foi utilizado um valor de 100 para o “threshold” em 8-bit.

A Figura 32 traz um gráfico feito com informações obtidas na análise das amostras pelo software ImageJ®. Este gráfico mostra o percentual de área dos

carbonetos em cada uma das amostras, analisadas pelo método “threshold”.

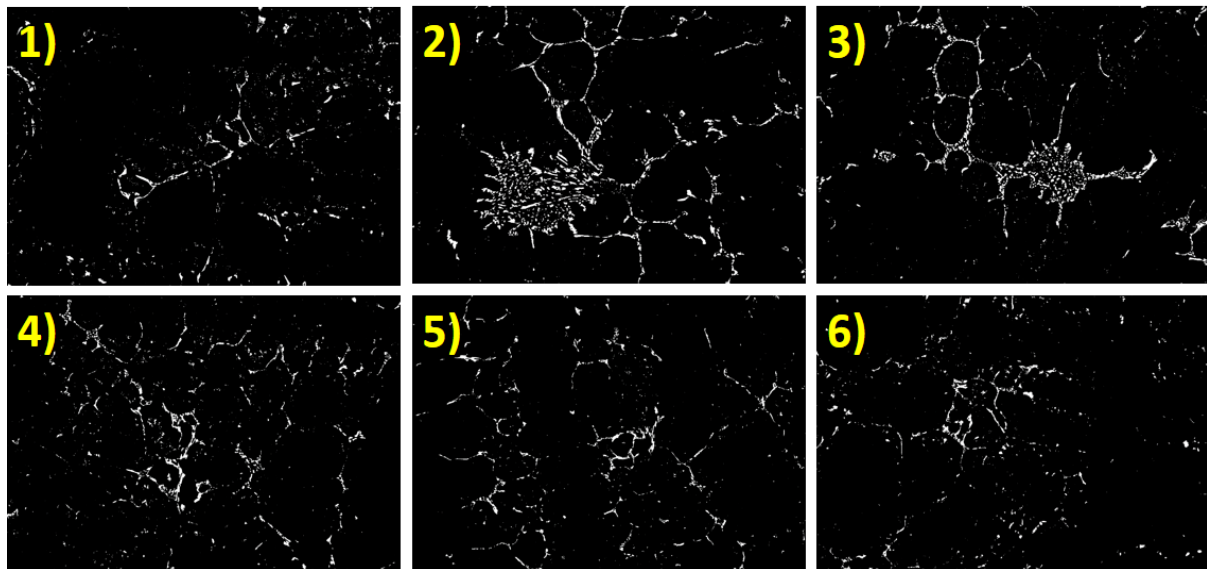


Figura 31 – Comparação dos resultados de “threshold”, com valor de 100 em 8-bit, em aumento 20X da 1) amostra 1, 2) amostra 2, 3) amostra 3, 4) amostra 4, 5) amostra 5 e 6) amostra 6.

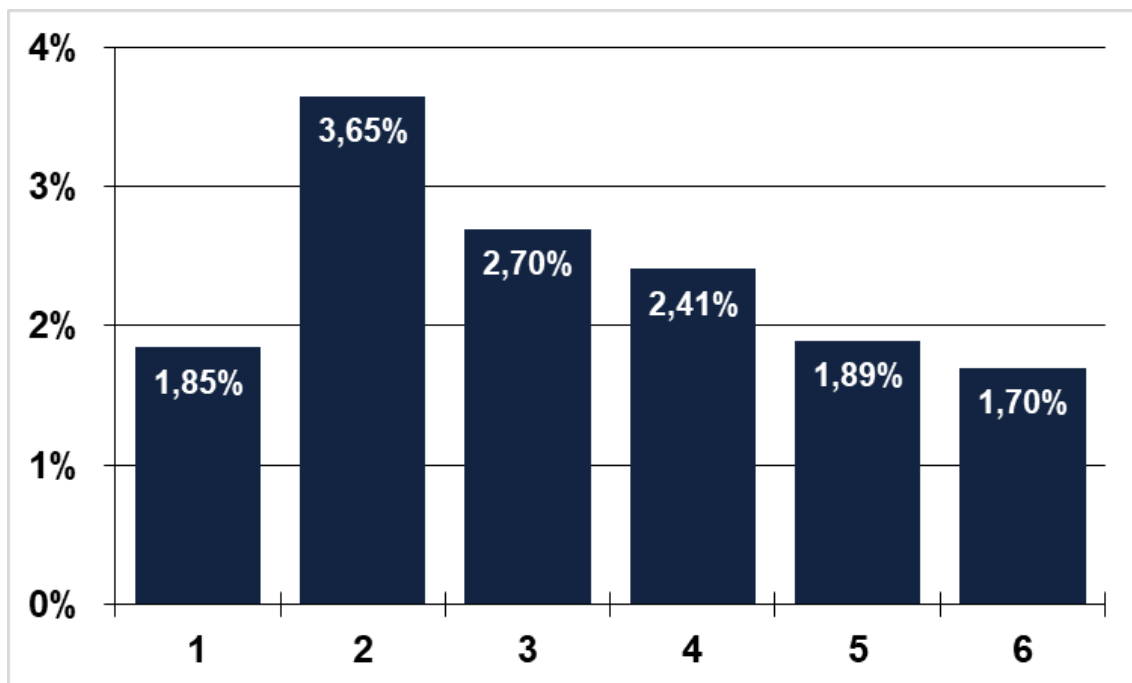


Figura 32 – Gráfico comparativo do percentual de carbonetos encontrado em cada amostra, com aumento de 20X, através do ImageJ®.

A Figura 33 traz a comparação dos resultados de “threshold” para as micrografias das 6 amostras com ampliação de 50x. Para atingir estes resultados,

foi utilizado um valor de 95 para o “threshold” em 8-bit.

A Figura 34 traz um gráfico feito com informações obtidas na análise das amostras pelo software ImageJ®. Este gráfico mostra o percentual de área dos carbonetos em cada uma das amostras, analisadas pelo método “threshold”.

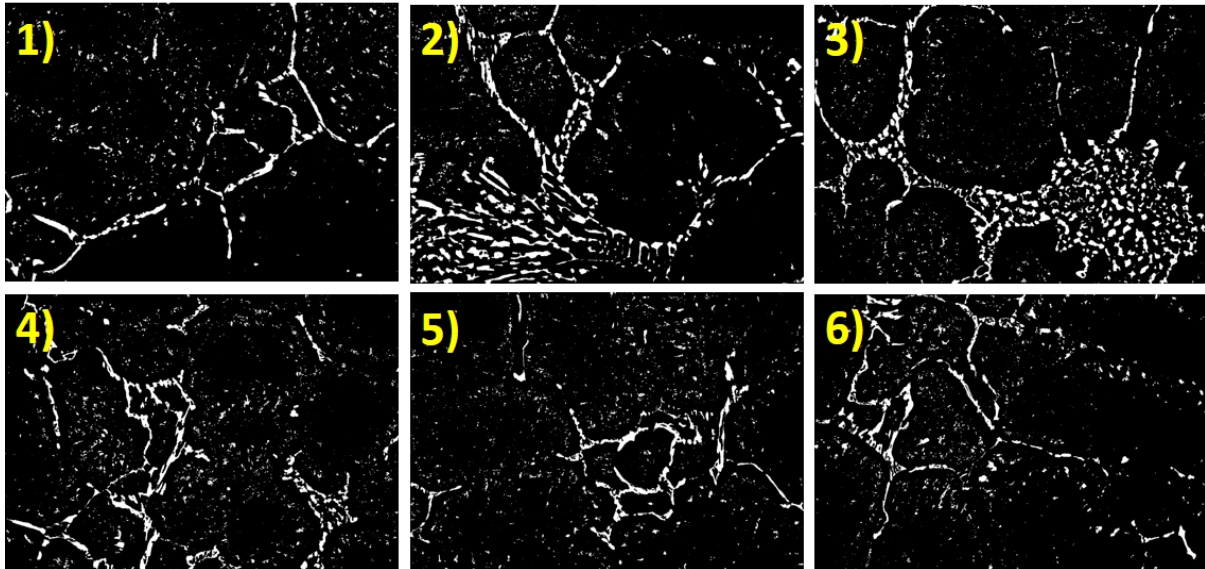


Figura 33 – Comparação dos resultados de “threshold”, com valor de 95 em 8-bit, em aumento 50X da 1) amostra 1, 2) amostra 2, 3) amostra 3, 4) amostra 4, 5) amostra 5 e 6) amostra 6.

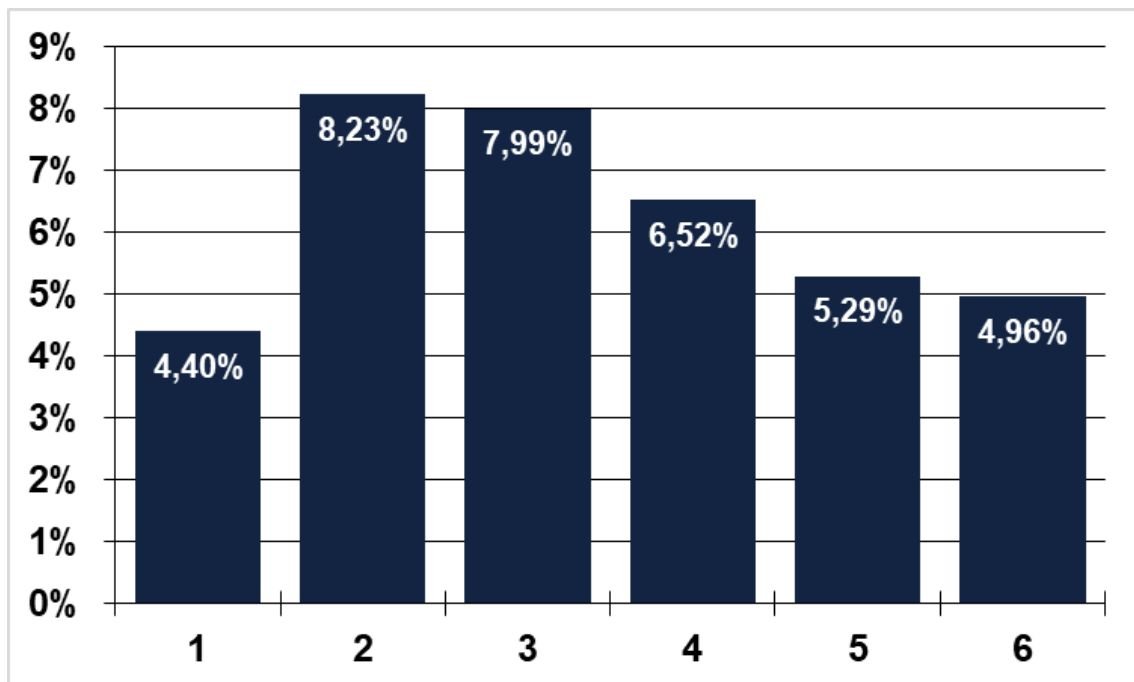


Figura 34 – Gráfico comparativo do percentual de carbonetos encontrado em cada amostra, com aumento de 50X, através do ImageJ®.

5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Os resultados obtidos a partir das análises microestruturais das amostras retiradas do lingote experimental de VF800AT® confirmam, em grande parte, as expectativas baseadas na fundamentação teórica da solidificação de aços ferramenta. Era esperado que, quanto mais próximo do pé do lingote, menores e mais distribuídos seriam os carbonetos, devido ao menor tempo de solidificação desta região. Enquanto isso, nas regiões próximas à cabeça, era esperado que os carbonetos seriam maiores e mais segregados.

Essa expectativa se baseia no fato de que, nas regiões com menor tempo local de solidificação, mais próximas ao pé, há um maior gradiente térmico e taxas de resfriamento mais elevadas, favorecendo a formação de carbonetos mais refinados e melhor distribuídos. Por outro lado, nas regiões com maior tempo local de solidificação, mais próximas à cabeça, há uma tendência de segregações e acúmulo de elementos formadores de carbonetos, resultando em partículas maiores e mais concentradas. Além disso, as regiões que demoram mais a solidificar permitem que os carbonetos atinjam maiores tamanhos.

Os resultados experimentais corroboram essa expectativa para as amostras 2 a 6, cujas análises microscópicas mostraram uma progressão clara na morfologia dos carbonetos ao longo do eixo vertical do lingote. A microestrutura das amostras próximas ao pé apresentou carbonetos menores e mais distribuídos, enquanto as amostras retiradas da parte superior exibiram carbonetos significativamente maiores e segregados. Esse comportamento era esperado e está alinhado com os fenômenos metalúrgicos de solidificação observados em ligas metálicas com segregação interdendrítica significativa. Além disso, nos gráficos das Figuras 32 e 34, os valores plotados pelo método de “threshold” no ImageJ® mostram uma tendência clara para as amostras 2 a 6. Essa tendência pode ser diretamente relacionada ao tempo de solidificação de cada uma destas 5 amostras, assim como previsto na literatura para aços ferramentas de trabalho a frio.

No entanto, a amostra 1 divergiu do esperado. Ao contrário das demais amostras, sua microestrutura não revelou a presença evidente de carbonetos grandes e segregados. Uma das possibilidades pensadas para essa discrepância é uma coincidência estatística. A amostra analisada pode ter sido retirada de uma

região atípica do lingote, onde a presença de carbonetos maiores não tenha sido detectada no plano de análise microscópica (face de análise). Isso mostra que, um dos possíveis pontos de melhoria no presente trabalho é o aumento do número de amostras analisadas.

Outra hipótese relacionada a face analisada da amostra é sobre a distribuição dos carbonetos. A segregação de carbonetos dessa amostra pode estar tão grandes que, por um acaso, a face selecionada para análise por microscopia ótica não contenha nenhum carboneto de grande porte aparente. Isso pode ter ocorrido devido à variação tridimensional das segregações e pode ser melhor investigado com uma análise complementar em outra seção da mesma amostra.

Também é possível que a divergência seja causada justamente pelo tempo local de solidificação. A amostra 1, sendo proveniente da região com maior tempo local de solidificação, pode ter sofrido um ou mais fenômenos metalúrgicos ainda não identificados que alteraram a forma e a distribuição dos carbonetos. O tempo de solidificação prolongado pode ter levado à dissolução parcial de carbonetos primários antes da completa formação da microestrutura final, por exemplo.

Por fim, uma última hipótese levantada é sobre os possíveis efeitos da segregação. Elementos formadores de carbonetos, como cromo, molibdênio e vanádio, podem ter se redistribuído de maneira não uniforme durante a solidificação, causando diferenças inesperadas entre a amostra 1 e as demais. Essa hipótese pode ser explorada por análises complementares, como espectroscopia por energia dispersiva (EDS) para verificar a composição química local.

Dado que os motivos para essa divergência não podem ser confirmados apenas pelos resultados obtidos até o momento, seriam necessários estudos adicionais para compreender a microestrutura da amostra 1 e suas particularidades. Técnicas avançadas, como microscopia eletrônica de varredura (MEV) e análises de distribuição química, podem contribuir com informações complementares.

Desta forma, os resultados deste estudo indicam que a relação entre tempo local de solidificação e morfologia dos carbonetos no aço VF800AT® segue a tendência esperada, com exceção da amostra 1. Essa divergência entre os resultados das amostras reforça a importância de investigações adicionais para entender melhor os fenômenos de segregação e a influência das condições térmicas na formação dos carbonetos neste aço ferramenta, e consequentemente otimizar ainda mais o processamento desta liga da Villares Metals SA.

6 CONCLUSÕES

Os aços ferramenta para trabalho a frio são amplamente utilizados na indústria devido à sua elevada resistência ao desgaste, tenacidade e estabilidade dimensional. No entanto, a microestrutura desses materiais, especialmente a distribuição e o tamanho dos carbonetos, é fortemente influenciada pelas condições de solidificação. Neste contexto, este trabalho investigou a influência do tempo local de solidificação na morfologia, no tamanho e na distribuição dos carbonetos no aço ferramenta VF800AT®, no estado bruto de solidificação.

Com base nas expectativas teóricas e nos fundamentos metalúrgicos, era esperado que as regiões próximas ao pé do lingote, caracterizadas por tempos locais de solidificação menores, apresentassem carbonetos menores e mais distribuídos, enquanto as regiões próximas à cabeça do lingote, com tempos locais de solidificação maiores, tivessem carbonetos maiores e segregados.

Através de análises experimentais e simulações computacionais, foi possível avaliar a morfologia, distribuição e tamanho dos carbonetos em diferentes regiões do lingote, correlacionando esses fatores com o perfil térmico do processo de solidificação. Assim, o objetivo principal atingido neste trabalho foi investigar a condição microestrutural do aço ferramenta VF800AT® no estado bruto de solidificação, buscando compreender como as redes de carbonetos variam em função do tempo local de solidificação.

Os resultados obtidos nas análises microestruturais confirmaram a tendência prevista teoricamente. Para a maioria das amostras estudadas, foi validada a relação entre o tempo de solidificação e a morfologia dos carbonetos no aço VF800AT®.

As amostras 2, 3, 4, 5 e 6 demonstraram essa evolução previsível na distribuição dos carbonetos, reforçando que o controle térmico durante a solidificação influencia diretamente a homogeneidade microestrutural do material. Além disso, a análise quantitativa das micrografias, realizada por meio do software ImageJ®, evidenciou que a fração de carbonetos segue a mesma tendência observada visualmente, com aumento do tamanho e da segregação dos carbonetos nas amostras mais próximas da cabeça do lingote.

No entanto, a amostra 1 apresentou um comportamento inesperado,

divergindo do padrão observado nas demais amostras. Diferente do esperado, essa amostra não apresentou a concentração significativa de carbonetos grandes e segregados. Algumas hipóteses foram levantadas para explicar essa discrepância, incluindo a possibilidade de uma coincidência estatística na escolha da face analisada, a possibilidade dos carbonetos estarem tão grandes e segregados que não estavam presentes na superfície da amostra analisada, a possível influência de segregações locais de elementos de liga causando modificação na formação dos carbonetos na região analisada e, também, possíveis fenômenos metalúrgicos relacionados ao maior tempo local de solidificação dessa amostra, alterando a morfologia dos carbonetos de maneira ainda não compreendida.

Dado que não foi possível determinar com certeza a causa dessa divergência apenas com os resultados obtidos, estudos complementares são necessários para um entendimento mais aprofundado. Técnicas como microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia por energia dispersiva (EDS) poderiam fornecer informações adicionais sobre a composição química e a distribuição dos elementos formadores de carbonetos, ajudando a esclarecer o motivo da divergência encontrada.

Desta forma, os achados deste estudo reforçam a importância do tempo local de solidificação na fabricação de aços ferramenta. A homogeneidade microestrutural impacta diretamente as propriedades mecânicas e a vida útil do material em aplicações industriais, tornando essencial o monitoramento das condições térmicas durante a produção do aço VF800AT®.

REFERÊNCIAS

SILVA, André Luiz V. da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

MESQUITA, Rafael A. (Ed.). **Tool steels: Properties and performance**. CRC press, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A681-08 (2022) – Standard Specification for Tool Steels Alloy. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2022. Disponível em: <https://www.astm.org/>. Acesso em: 17 dez. 2024.

VILLARES METALS. DATASHEET VF800AT – Aço ferramenta para trabalho a frio. Disponível em: <https://www.villaresmetals.com.br/villares/pt/Produtos/Acos-Ferramenta/Trabalho-a-frio/VF800AT>. Acesso em: 09 dez. 2024.

LUAN, Y. et al. **Effect of solidification rate on the morphology and distribution of eutectic carbides in centrifugal casting high-speed steel rolls**. Journal of Materials Processing Technology, v. 210, n. 3, p. 536–541, 1 fev. 2010.

KIM, H. et al. **Evolution of carbides in cold-work tool steels**. Materials Characterization, v. 107, p. 376–385, 17 ago. 2015.

BLAHA, J. et al. **Carbide distribution effects in cold work tool steels.** 6th International Tooling Conference. [s.d.].

BOMBAC, D. et al. **Study of carbide evolution during thermo-mechanical processing of AISI D2 tool steel.** Journal of Materials Engineering and Performance, v. 22, n. 3, p. 742–747, 1 mar. 2013.

DIETER, George Ellwood; BACON, David. **Mechanical Metallurgy** . Nova York: McGraw-hill, 1976.

MUOJEKWU, C. A.; SAMARASEKERA, I. V; BRIMACOMBE, J. K. **Heat Transfer and Microstructure during the Early Stages of Metal Solidification.** Metallurgical and Materials Transactions. vol. 26. abril, 1995.

SCURACCHIO, B. G.; SCHÖN, C. G. **Influence of alloying elements upon the solidification interval of CA6NM cast martensitic stainless steel.** Journal of Phase Equilibria and Diffusion, v. 33, n. 2, p. 115–120, abr. 2012.

SOMBOONSUK, K.; MASON, J. T.; TRIVEDI, R. **Interdendritic Spacing" Part I. Experimental Studies.** Metallurgical Transactions A. vol 15A. jun. 1984.

SOYSAL, T. **Effect of solidification models on predicting susceptibility of carbon steels to solidification cracking.** Welding in the World. 2021.

HECHT, M. D.; WEBLER, B. A.; PICARD, Y. N. **Digital image analysis to quantify carbide networks in ultrahigh carbon steels.** Materials Characterization, v. 117, p. 134–143, 2016. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.04.012.

SERNA, M. M.; ROSSI, J. L. **MC complex carbide in AISI M2 high-speed steel.** Materials Letters, v. 63, n. 8, p. 691-693, 2009. DOI: 10.1016/j.matlet.2008.11.035.

LIU, Weifeng; CAO, Yanfei; GUO, Yifeng; XU, Bin; SUN, Mingyue; LI, Dianzhong. **Characteristics and transformation of primary carbides during austenitization in Cr4Mo4V bearing steel.** Materials Characterization, v. 169, p. 110636, 2020. DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110636.

ZHONG, Honggang; WANG, Renjie; HAN, Qingyou; FANG, Mengting; YUAN, Huazhi; SONG, Lingxi; XIE, Xin; ZHAI, Qijie. **Solidification structure and central segregation of 6Cr13Mo stainless steel under simulated continuous casting conditions.** Journal of Materials Research and Technology, v. 20, p. 3408-3419, 2022. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.08.115.