

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL
DA TESE DEFENDIDA POR Edson Roberto
Côr E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 26/07/91

Melen

ORIENTADOR

"OBTENÇÃO DE ESTRUTURAS REOFUNDIDAS
EM AÇO FERRAMENTA M-2"

14/91

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

Tese de Mestrado

Título da tese: " Obtenção de estruturas reofundidas em aço
ferramenta M-2 "

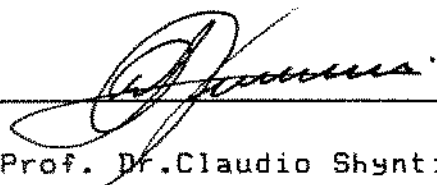
Autor: Edson Roberto Cáu

Orientadora: Profa. Dra Maria Helena Robert

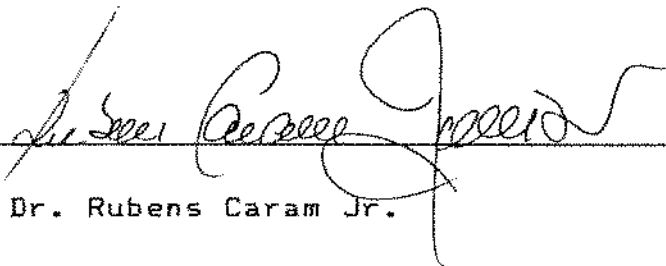
Aprovado por:



Profa Dra Maria Helena Robert - Presidente



Prof. Dr. Claudio Shynti Kiminami



Prof. Dr. Rubens Caram Jr.

Campinas , 26 de Julho de 1991

RESUMO

Este trabalho teve como objetivo principal testar a viabilidade de obtenção de estruturas reofundidas em aço ferramenta M-2 , via tratamento térmico de estruturas convencionais , em temperaturas superiores à solidus.

Foi analisada a influência dos parâmetros de processo (temperatura , taxa de deformação prévia e tempo de tratamento) na estrutura produzida.

Os resultados obtidos mostram que é perfeitamente possível a produção de pastas reofundidas de aço utilizando -se o processo baseado no tratamento térmico : estruturas perfeitamente globulares foram obtidas para todas as condições analisadas.

Quanto à influência dos parâmetros de processamento analisados , pode-se concluir que tempos tão reduzidos quanto 5 min já são suficientes para a produção de pastas reofundidas e que o aumento deste parâmetro leva ao aumento dos glóbulos da fase sólida , por prováveis mecanismos de coalescência e de Ostwald.

Observou-se que o aumento da temperatura , levando à maior fração líquida , pode resultar em aumento das dimensões de glóbulos sólidos por estimular mecanismos de crescimento; em situações de alta fração sólida.

Para as condições analisadas , não foi observada influência de adicional deformação imposta ao material laminado , na estrutura resultante .

Microanálises revelaram reduzida microsegregação de elementos de liga no interior de glóbulos da fase sólida e enriquecimento do líquido nestes elementos com o aumento da temperatura de tratamento

ABSTRACT

This work has the main purpose to analyse the possibility of production of high alloyed M-2 tool steel rheocast slurries by simply heat treating , above solidus temperature , conventional rolled condition) structures.

It is analysed the influence of process parameters treatment temperature and time and degree of previous deformation) in the obtained structures.

Results show good quality rheocast structures for all utilized conditions.

Concerning to process parameters , it is verified that short times , such as 5 min , are able to promote complete structure globularization . Increasing treatment time leads to solid phase diameter increase , by , probably , coalescence and Ostwald ripening mechanisms.

At very big solid fractions , small temperature increase can means solid phase diameter increase , by stimulation of coarsening mechanisms.

No influence of added previous deformation on the obtained structure can be observed.

Microanalysis results show no significant micro segregation within globular solid phase .

As temperature increases , enrichment of solute occurs in the liquid phase.

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer à Dra Maria Helena Robert , pela dedicação e , principalmente , orientação, durante o transcorrer desta tese.

Agradeço ao " miro " , pela confecção dos corpos de prova , " Ari " (DEF) , " Lino " (Física) , Durval (C.T) , Ruís (pelo coleguismo demonstrado) e principalmente à Rita pela ajuda e paciência .

Agradeço aos colegas da Pós , que me ajudaram no desenvolvimento desta tese.

Campinas , Julho 1991

Dedico esta Tese

ao meu Pai (Eugênio Cáu) e

minha Mãe (Anna F. Cáu)

Índice

Capítulo I - " Princípios da reofundição "	1
1-Apresentação da reofundição - Caracterização de reofundidos.....	1
2-Processos de obtenção de pastas reofundidas.....	5
2.1-Processos envolvendo turbulência no vazamento.....	6
2.2-Processo envolvendo agitação mecânica.....	7
2.2.1-Equipamentos do tipo viscosímetro.....	9
2.2.2-Equipamentos com rotores.....	11
2.2.3-Equipamentos com propulsores.....	13
2.3-Processo envolvendo agitação Eletromagnética.....	16
2.4-Processo envolvendo tratamento térmico (fusão parcial).....	18
2.4.1-Efeito do grau de deformação prévia.....	24
2.4.2-Efeito da temperatura de tratamento.....	24
2.4.3-Efeito do tempo de tratamento.....	25
 CAPÍTULO II- " A Reofundição de ligas ferrosas "	27
1-Estado da arte.....	27
2-Liga utilizada neste trabalho.....	29
2.1-Características estruturais do aço M-2	30
2.2-Características mecânicas dos aços rápidos	35
2.2.1-Alta resistência ao revenimento	36
2.2.2-Elevada dureza a quente.....	38
2.2.3-Alta resistência a abrasão.....	38
 CAPÍTULO- III- " Apresentação dos objetivos e justificativas deste trabalho "	42
1-Objetivos gerais.....	42

2-Objetivos específicos.....	43
3-Justificativas.....	44
 CAPITULO IV- " Métodos Experimentais ".....	46
1-Materiais utilizados.....	46
2-Equipamentos utilizados.....	47
2.1-Características do forno utilizado.....	48
2.2-Controle de temperatura do forno.....	48
2.3-Características da prensa utilizada.....	49
2.4-Características dos microscópios utilizados.....	49
2.5-Equipamentos auxiliares.....	49
3-Descrição dos métodos experimentais.....	49
3.1-Temperaturas de tratamento.....	51
3.2-Tempos de tratamento.....	53
3.3-Graus de deformação.....	53
4-Análise micrográfica	54
 CAPITULO-V- Resultados Obtidos.....	57
1-Microestruturas obtidas.....	57
1.1- Tratamentos a 1280° C.....	61
1.1.1-Resultados obtidos após tratamento em material na condição de fornecimento (sem deformação adicional por compressão).....	61

1.1.2-Resultados obtidos após tratamento em material submetido a deformação prévia adicional.....	68
1.2- tratamentos a 1325 °C.....	74
1.2.1-Resultados obtidos após tratamento em material na condição de fornecimento (sem deformação adicional por compressão).....	74
1.2.2-Resultados obtidos após tratamento em material submetido a deformação prévia adicional.....	80
2-Resultados de microanálises.....	86
2.1-Varredura nos glóbulos.....	86
2.2-Identificação de fases.....	91
 Capítulo VI - " Discussão dos resultados ".....	99
1-Quanto a viabilidade da obtenção de pastas reofundidas em ao M-2 , via tratamento térmico.....	99
2-Quanto a qualidade do reofundido obtido.....	102
3-Quanto a influência dos parâmetros de processos na estrutura reofundida obtida.....	103
3.1-Efeito do grau de deformação prévia.....	105
3.2-Efeito do tempo de tratamento térmico.....	107
3.3-Efeito da temperatura de tratamento.....	110
4-Mecanismos envolvidos na formação e crescimento da estrutura reofundida.....	112
4.1-Formação	112
4.2-Crescimento	113
 Capítulo VII- Conclusão.....	116

Capitulo VIII-Sugestões para a continuidade do trabalho.....118

Bibliografia.....119

CAPITULO I

PRINCIPIOS DA REOFUNDICAO

1 - APRESENTAÇÃO DA REOFUNDIÇÃO - CARACTERIZAÇÃO DE REOFUNDIDOS

O processo de reofundição foi primeiramente divulgado no início da década de 70, através de trabalhos de Flemings (1) (2) (3), que por volta de 1971 estudava com seu grupo no M.I.T (Massachusetts Institute of Technology) o mecanismo de formação de trincas a quente em fundidos .

Nestes trabalhos verificou-se que ligas metálicas quando submetidas a uma agitação vigorosa durante o processo de solidificação , resultam numa pasta semifluida de baixa viscosidade (1 Ns/m^2) , mesmo com a frações de sólido já formado níveis de 50 % . A baixa viscosidade se deve ao fato das partículas sólidas estarem presentes na forma de glóbulos suspensos no líquido. Tratam-se de pequenas dendritas degeneradas ou pequenas partículas globulíticas .

A pasta fluida formada apresenta comportamento reológico não Newtoniano e tixotrópico , isto é, a viscosidade não varia linearmente com a tensão aplicada , sendo definida uma viscosidade aparente para uma determinada condição ; esta viscosidade aparente decresce com o aumento da intensidade e duração da

pressão aplicada. Esse comportamento particular de tais ligas parcialmente solidificadas sugere sua aplicação a novos processos de fundição.

Diferentes denominações tem sido dadas ao processo de obtenção de pastas metálicas com tais características de escoamento: no inglês "rheocasting", "stir-casting", em português reofundição, fundição de ligas semi-solidificadas ou fundição de ligas parcialmente solidificadas.

Após Flemings, vários pesquisadores em diversas partes do mundo têm se dedicado ao desenvolvimento da reofundição tanto no aspecto tecnológico (4)(5) (6) (7) (8) quanto científico (9) (10) (11) (12) para ligas não ferrosas como Al-Cu, Al-Si, Cu-Zn, Sn-Pb. (41) (42).

O reofundido pode ser caracterizado segundo aspectos morfológicos e composicionais.

Segundo aspectos morfológicos o reofundido apresenta uma estrutura bastante característica: a fase sólida envolta por líquido, tem forma predominantemente globular ao invés de dendrítica (13) (14).

O reofundido solidificado típico, é constituído de uma estrutura dupla, denominada nos primeiros trabalhos, de dendrítica dupla (15) (16), mas constituída, na verdade, por glóbulos da fase primária envoltos por uma ou mais fases dendríticas finas (ou eutéticos, ou outros), resultantes da solidificação convencional do líquido presente na pasta quando do seu descarregamento do reator que a produziu.

A quantidade relativa das fases globular e dendrítica

depende da temperatura da qual a pasta foi resfriada, enquanto que as características da fase dendrítica dependem da velocidade desse resfriamento, após descarregamento do rotor.

A figura I.1 mostra estruturas típicas reofundidas em contraposição com dendrítica convencionais para algumas ligas, segundo a literatura.

O grau de esfericidade, diâmetro médio e a sua variação, dos glóbulos da fase primária presentes numa pasta de determinada composição, dependem de parâmetros do processamento. Algum eutético ou outra espécie de fase secundária pode eventualmente estar presente no interior de partículas globulares, significando o aprisionamento de líquidos nesses locais durante o processamento da reofundição (16). Pode-se notar também, em alguns casos, a presença de contornos internos aos glóbulos da fase primária (16).

É conveniente salientar que um metal semi-sólido só possui propriedades não Newtonianas, tixotrópicas de escoamento, e por isso é chamado reofundido, se o sólido presente apresentar morfologia globular, pois a presença de dendritas fornece ao escoamento do fluido um comportamento irregular e não previsível, uma vez que estas podem interagir entre si formando um emaranhado de difícil escoamento.

Segundo o aspecto composicional, a estrutura reofundida solidificada apresenta reduzidos índices de microsegregação; as partículas globulares da fase primária são praticamente homogêneas, não apresentando gradientes composicionais sensíveis; sendo o soluto concentrado na fase líquida (17).

a

b

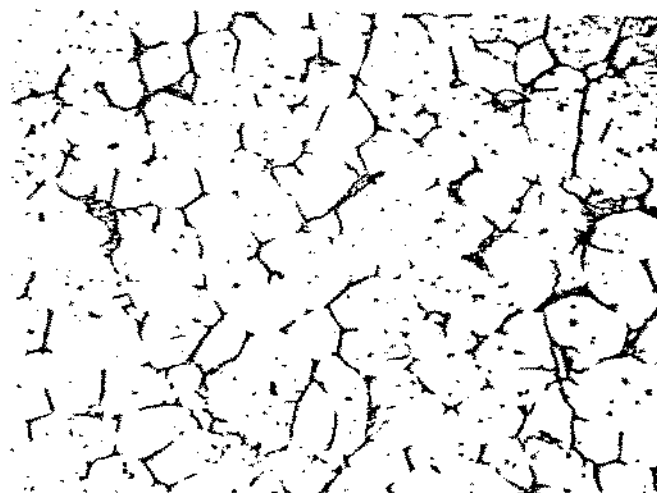
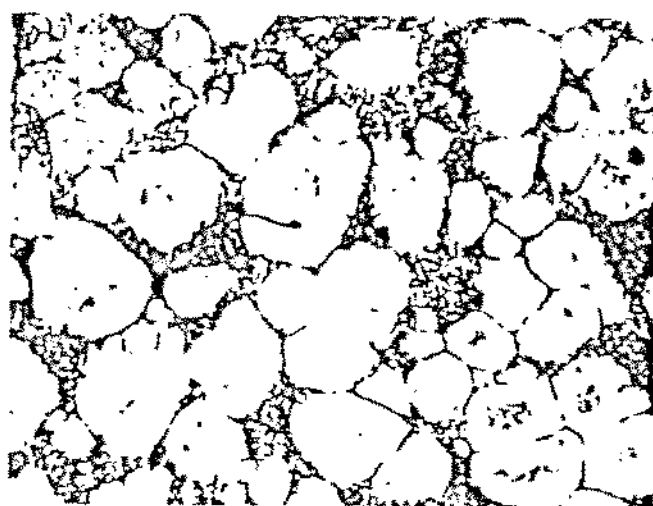
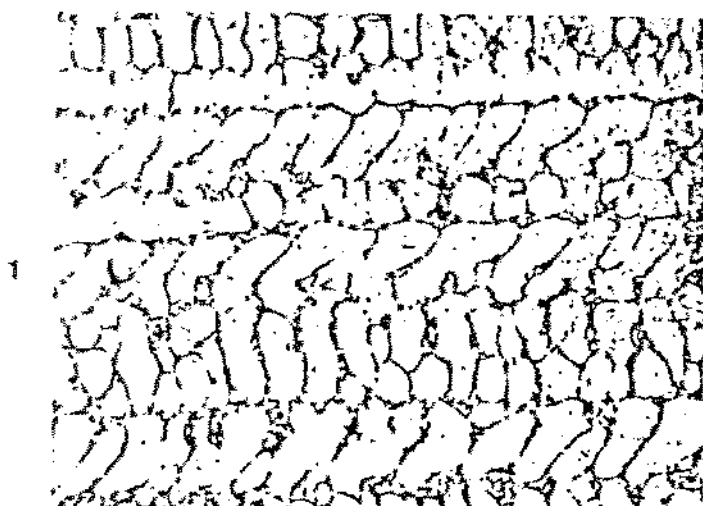


Figura I.1 - Micrografias de ligas fundidas (a)
 (a) convencionalmente ; (b) reofundidas. (1) Sn - 15%Pb . 195x (6)
 (2) Al 6061 (Si, Cu, Mg, Cr). 55x (43)

Os perfis apresentados fornecem ao reofundido a possibilidade teórica de ser utilizado na obtenção de metais puros, processo denominado reorefino (17). Facilitam também tratamentos de homogeneização, uma vez que o soluto é praticamente todo aprisionado em regiões de finas dendritas, onde as distâncias para a difusão são pequenas.

A principal decorrência, no entanto, dos perfis composicionais apresentados por reofundidos, é a possibilidade de se recuperar o estado pastoso após solidificação, o que pode ser feito pelo seu reaquecimento à temperatura de fusão da fase rica em soluto envolvendo os glóbulos primários. Isto significa, na prática, a possibilidade de armazenamento e posterior utilização de reofundidos em processos denominados de tixo-conformação (18) (19).

Assim, diz-se de uma estrutura tipicamente reofundida aquela que apresenta a fase sólida primária com morfologia globular (daí as propriedades não Newtonianas e tixotrópicas de escoamento), envolta, quando no estado sólido, por uma estrutura de solidificação rápida tradicional; além de apresentar reduzidos gradientes de composição nesta fase globular (daí a possibilidade de tixo-processamento).

2 - PROCESSOS DE OBTENÇÃO DE PASTAS REOFUNDIDAS

De uma maneira geral pode-se dizer que um reofundido é obtido pela interferência no fenômeno de solidificação de um líquido, com o objetivo de se modificar a estrutura a ser

formada, de dendrítica para globular.

Desde os primeiros trabalhos de obtenção de pastas metálicas, tal interferência tem significado, quase que exclusivamente, a agitação vigorosa do líquido em determinados estágios de sua solidificação, em equipamentos especialmente desenvolvidos para este fim. Agitação mecânica ou eletromagnética pode ser utilizada (20), (21). Também a agitação provocada por induzida turbulência no vazamento do líquido pode, em limitada extensão, promover a formação de sólidos globulares (22) (23) (24).

Mais recentemente (25) é apresentada a possibilidade de obtenção de pastas metálicas refundidas pela fusão parcial controlada de estruturas dendríticas convencionais, por meio de tratamentos térmicos.

Assim, os processos de obtenção de refundidos podem ser divididos em:

- Processo envolvendo turbulência no vazamento
- Processo envolvendo agitação mecânica
- Processo envolvendo agitação eletromagnética
- Processo envolvendo tratamento térmico.

2.1 PROCESSO ENVOLVENDO TURBULÊNCIA NO VAZAMENTO

A turbulência no vazamento de líquidos submetidos a reduzido superaquecimento, pode ser fácil e eficientemente promovida pela utilização de um simples dispositivo de múltiplos orifícios.

Santos e Arruda (24) obtiveram estruturas reofundidas de Al e liga Cu-Zn utilizando um dispositivo desenvolvido por Ohno (22) para refino de estruturas de fundidos. O dispositivo é constituído de uma placa metálica contendo orifícios por onde o metal líquido, a temperaturas próximas a de início de solidificação, é vazado para o interior da lingoteira onde é rapidamente solidificado. A figura 1.2 ilustra o processo.

Uma séria limitação do processo é a dificuldade de controle de parâmetros que determinam a estrutura da pasta a ser obtida, como por exemplo temperatura (define a fração sólida) e tempo de processamento (define a esfericidade e dimensões da fase sólida).

2.2 PROCESSO ENVOLVENDO AGITAÇÃO MECÂNICA

Agitação mecânica do líquido durante sua solidificação pode provocar alterações nos fenômenos envolvidos na formação e crescimento do sólido, modificando sua morfologia e produzindo uma estrutura típica de reofundição.

A agitação é provocada em equipamentos (reatores) especialmente projetados. Três tipos básicos de reatores para produção de pastas reofundidas podem ser enumerados, os quais se diferenciam pelo tipo de agitador utilizado.

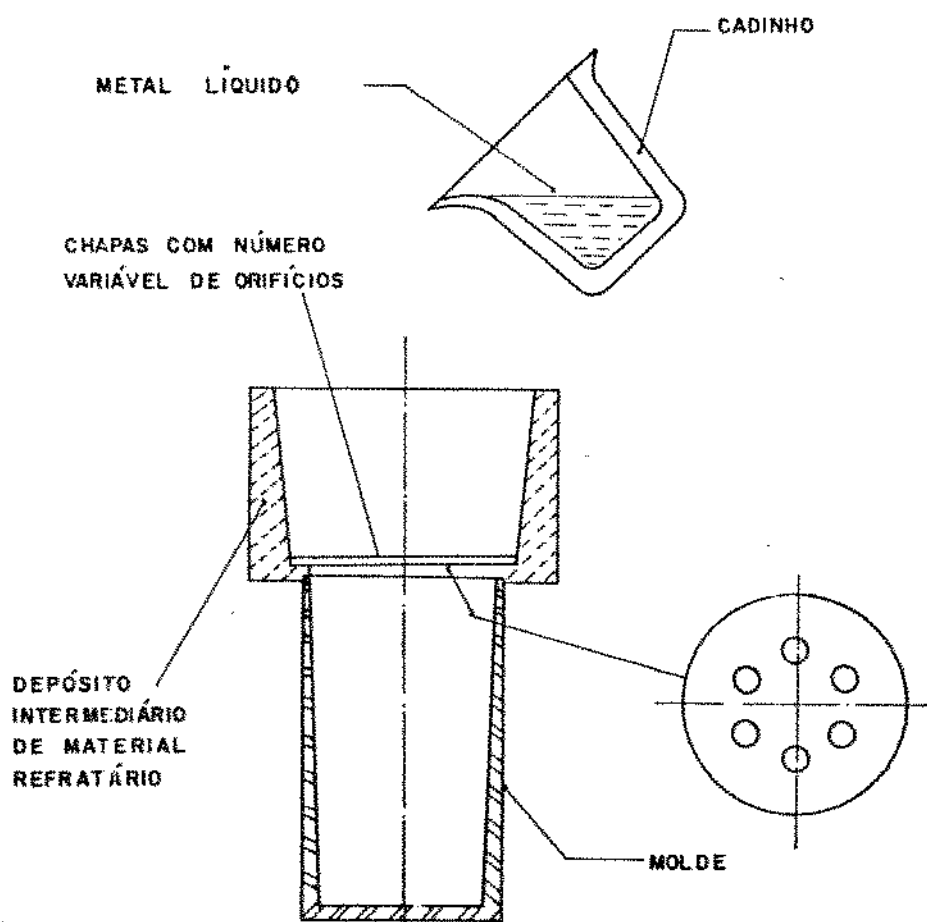


Figura 1.2- Esquema de dispositivo de múltiplos orifícios para obtenção de reofundidos, de acordo com Santos e Arruda (23)(24).

2.2.1 EQUIPAMENTOS DO TIPO VISCOSÍMETRO

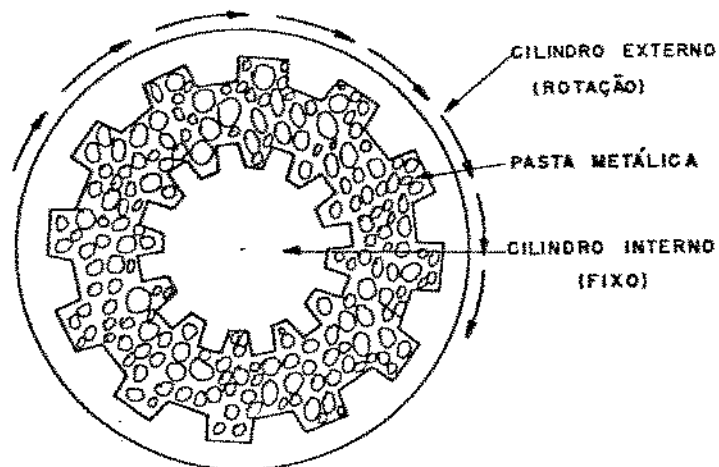
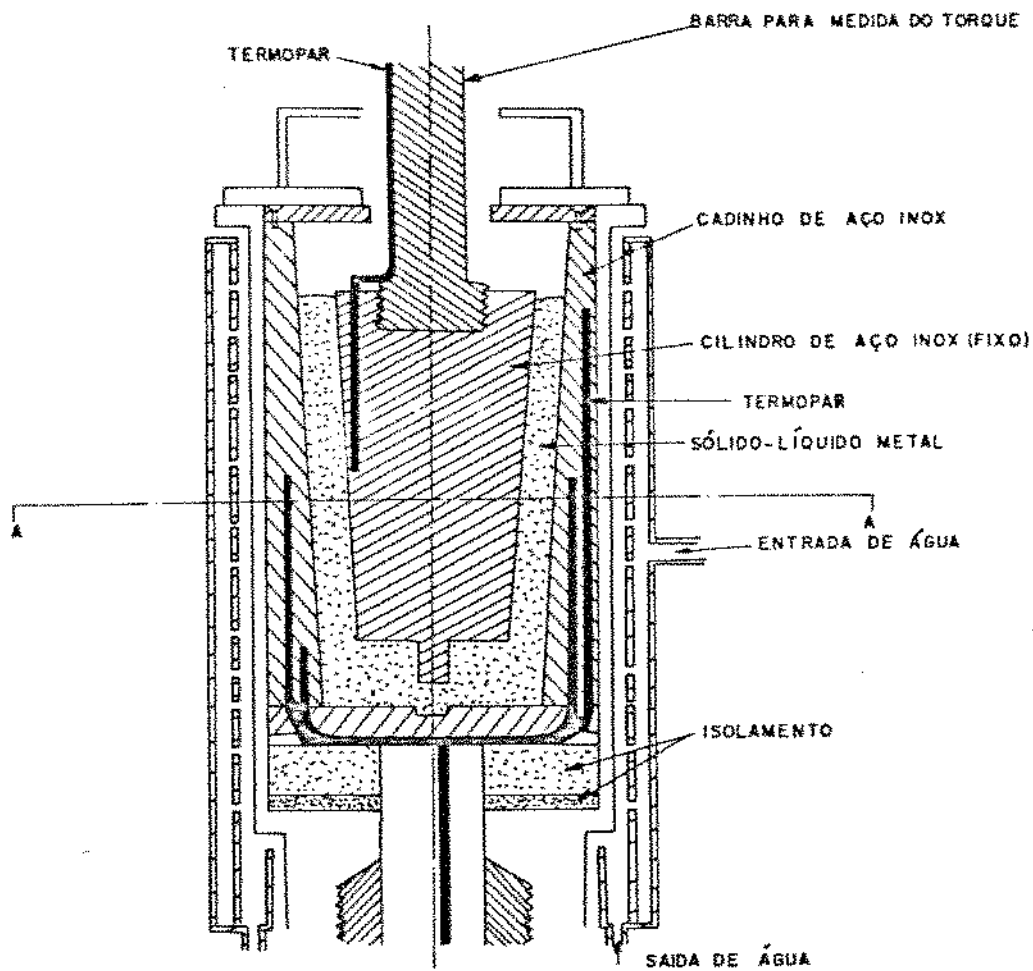
Spencer (26), ao estudar o comportamento viscoso de ligas Sn-Pb semi-sólidas, observou que a imposição de correntes cisalhantes em líquidos em solidificação pode modificar a estrutura de dendrítica para globular.

Spencer utilizou um viscosímetro de Couette adaptado para altas temperaturas, o qual é apresentado na Figura 1.3.

O equipamento utilizado por Spencer consiste basicamente em: um cadinho refrigerado contendo em seu interior um eixo cilíndrico concêntrico com seu próprio eixo, de modo que apenas um estreito espaço anular pode ser ocupado pelo líquido. Este é vazado no viscosímetro e, à temperatura apropriada, é iniciada a rotação do cadinho enquanto o cilindro interno é mantido fixo. As forças de cisalhamento no líquido provocam a modificação da estrutura em solidificação.

Cadinho e cilindro devem ser revestidos internamente com materiais resistentes a abrasão (óxidos cerâmicos); nas suas paredes internas são usinados chanfros verticais para prevenir ausência de atrito. O espaço anular entre cilindro e cadinho, a ser ocupado pela pasta, varia de 3 a 9mm (27). Segundo Flemings (27) o sistema com estas características garante a presença de cisalhamento uniforme no interior do metal e consequentemente homogeneidade na estrutura pastosa obtida.

Utilizaram-se rotações da ordem de 1000 rpm e segundo Vogel (28) velocidades superiores a 1000 rpm podem ocasionar retenção de ar no material.



CORTE A-A

Figura I.3 - Equipamento para reofundição de metais tipo viscosímetro de Couette , adaptado por Spencer (13)(26).

2.2.2 EQUIPAMENTOS COM ROTORES

Com a finalidade de melhorar a operacionalidade dos reatores para reofundição, foram desenvolvidos, baseados no equipamento tipo viscosímetro, outros cuja agitação é promovida por um rotor central no interior do cadinho mantido fixo.

O processo pode ser utilizado tanto na produção de quantidades estanques de pastas como se presta, com eficiência, a sua produção contínua. O rotor pode ou não ser retirado do cadinho para se proceder a descarga.

A figura I.4 mostra esquema de equipamento que utiliza rotor na agitação do líquido. O equipamento se presta à produção contínua de pastas e foi utilizado por Flemings (29).

Equipamentos deste tipo são chamados de sistemas com câmaras duplas, uma superior, contendo o metal a uma temperatura acima da líquida, e outra inferior onde efetivamente se processa a reofundição. A câmara de reofundição pode ser cilíndrica, conforme desenvolvida pelo M.I.T. e amplamente utilizada por pesquisadores da área, ou pode ser cônica, conforme preferência de Kievits (7).

Em todos os casos os rotores são revestidos com material resistente à abrasão e ocupam quase todo o volume interno do cadinho, deixando somente um espaço anular, agora reduzido a 6mm, para a passagem do líquido/pasta. Rotações durante o processamento não ultrapassam 1000 rpm, à semelhança do ocorrido em equipamentos tipo viscosímetros, pela mesma razão citada anteriormente.

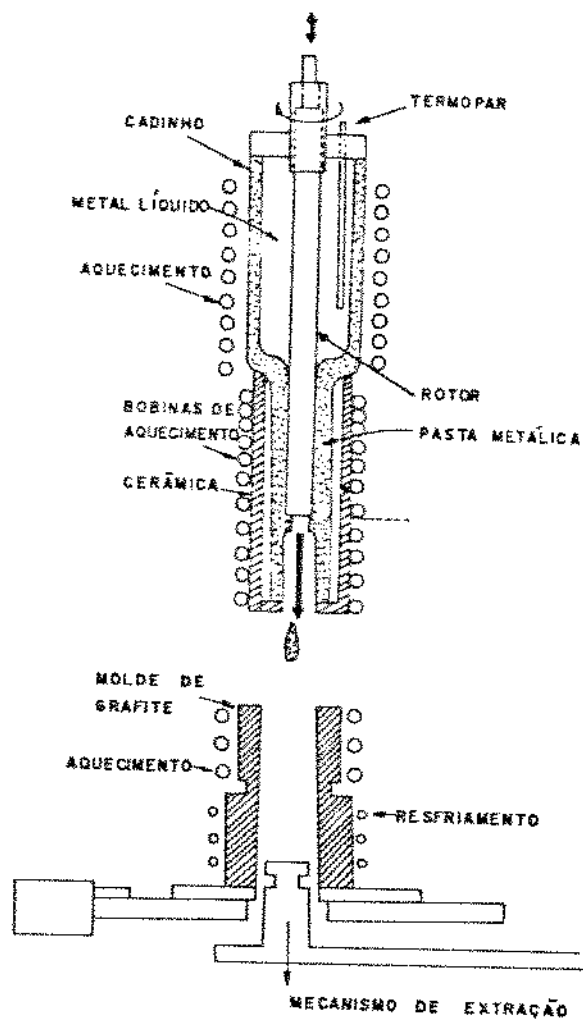


Figura I.4 - Equipamento para re fundição de metais envolvendo agitação por rotor , para produção contínua de pastas , segundo Flemings (29) .

Apesar de constituírem um avanço, no que diz respeito principalmente a facilidade de operação, com relação aos equipamentos tipo viscosímetros, os sistemas providos de dupla câmara e rotor apresentam uma séria limitação: o difícil controle da temperatura na câmara inferior, a qual, aliada à reduzida dimensão do espaço no qual o líquido é cisalhado, produz frequentes interrupções no processamento, por descontrole da fração sólida resultante.

Apesar dos inconvenientes operacionais, estes processos se constituem, sem dúvida, nos mais populares no ramo da reofundição.

2.2.3 EQUIPAMENTOS COM PROPULSORES

Na literatura são apresentados bons resultados obtidos na produção de reofundidos, pela utilização de equipamentos de concepção bastante simples: o metal líquido contido num cadinho é agitado pela rotação de propulsores tipo pás nele imersos (14), (6), (13).

Estes equipamentos foram desenvolvidos para a produção de compósitos metal reofundido/não metal, pois a pequena espessura da região anular nos sistemas de reofundição até então utilizados impossibilitava a adição de partículas não metálicas à pasta. Os equipamentos, podem, no entanto, se prestar a obtenção de semi-sólidos sem adições.

Os propulsores, que podem ser constituídos de uma ou mais pás, são mergulhados até a porção inferior do banho, procedendo-se a agitação pelo tempo e a temperatura desejados. Velocidades de rotação de 100 a 1000 rpm são utilizadas.

Uma vez obtida a pasta, os propulsores podem ou não ser retirados para se proceder a descarga do reofundido, o qual pode ainda ser resfriado no próprio cadinho e utilizado posteriormente em processos de tixotrofia.

As figuras I.5 (a) e (b) mostram alguns equipamentos que se baseiam neste tipo de agitação, utilizados por diferentes pesquisadores (30) (31) (32).

Mehrabian (14) (32) introduz uma modificação no sistema, ao promover rotação simultânea do cadinho contendo o líquido. Seu equipamento é utilizado para a obtenção de pastas reofundidas contendo partículas de óxidos cerâmicos e carbonetos: o sistema duplo de agitação parece ser mais efetivo na promoção de dispersão destas partículas sólidas não metálicas no metal pastoso.

Todos os equipamentos que se utilizam da agitação por propulsores foram desenvolvidos em escala de laboratório e se prestam ao processamento de pequenas quantidades (em torno de 500g e no máximo 8.000g- segundo Banerji (32)), de ligas não ferrosas. Obviamente existe uma séria limitação no volume de metal a ser processado, dada pela necessidade de uma eficiente agitação do líquido, responsável pela produção de pastas de boa qualidade (entendendo-se aqui por boa qualidade a perfeita caracterização do reofundido como tal).

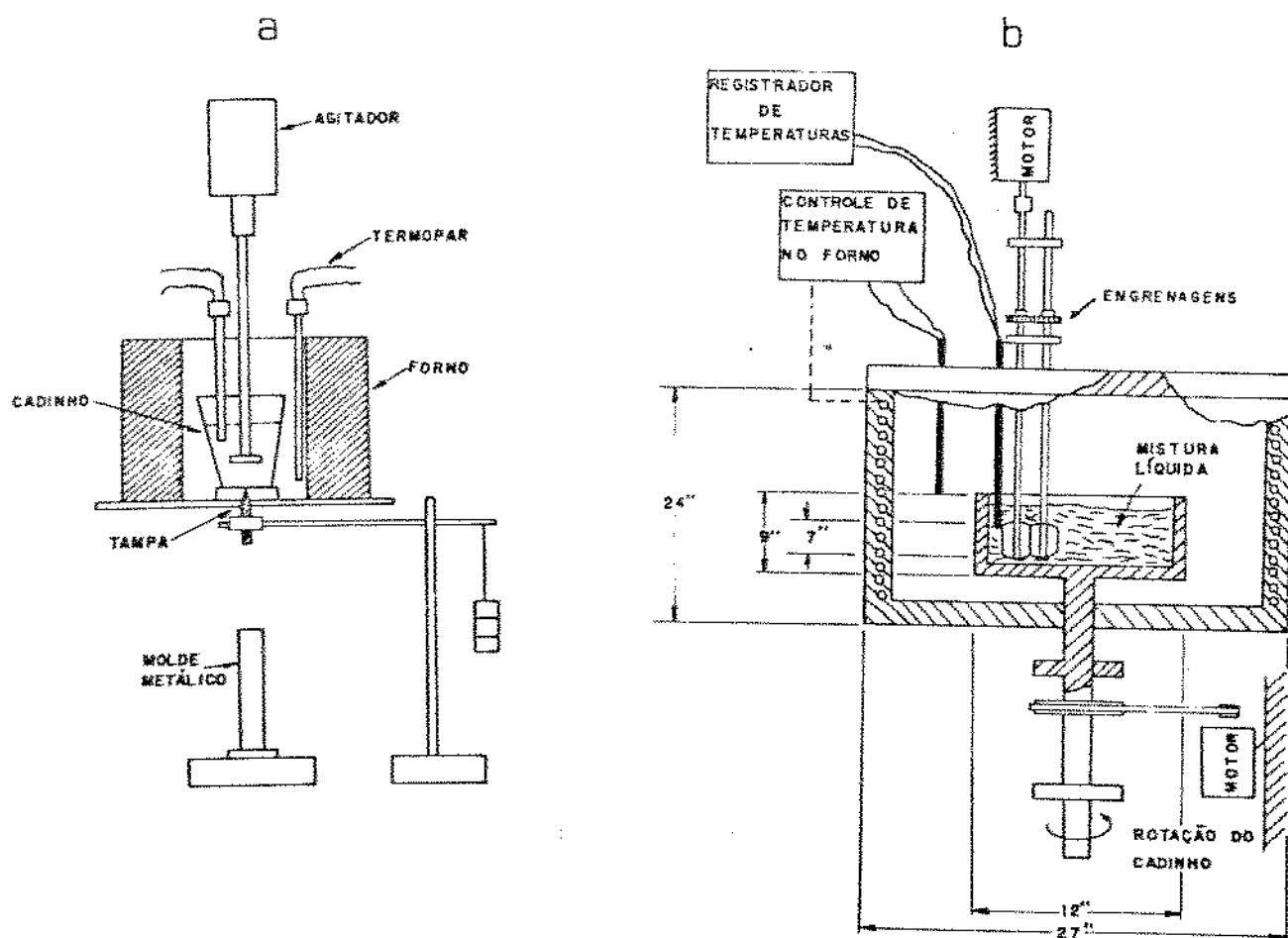


Figura I.5- Equipamentos para re fundição de metais , envolvendo agitação por propulsores ; a) desenvolvido por Prasad (8) e (b) por Mehrabian (14) (31).

2.3 PROCESSO ENVOLVENDO AGITAÇÃO ELETROMAGNÉTICA

Winter e colaboradores (21) apresentam em 1980 um processo de reofundição no qual a agitação do líquido é promovida por um campo magnético envolvendo o metal em solidificação.

O sistema é mostrado na fig 1.6 e pode ser utilizado tanto para a produção de volumes definidos de pasta quanto na sua produção contínua. O equipamento é constituído de, basicamente, uma câmara superior, onde é mantido o metal líquido, e uma inferior, refrigerada, onde é vazado o líquido à temperatura desejada e onde se processa a solidificação.

A câmara inferior, fabricada em material não magnético (Cu, aço inoxidável) é envolvida por espiras que produzem campo magnético quando ligadas a motor bipolar, bi ou trifásico.

Correntes de fuga são geradas no interior do líquido em solidificação , provocando forte agitação e modificando a morfologia de crescimento do sólido. O campo magnético é mantido em toda a extensão da zona em solidificação, para a obtenção de pastas homogêneas no que diz respeito a sua estrutura interna.

A temperatura na câmara inferior deve ser controlada de maneira a se obter a fração sólida desejada na pasta quando de sua descarga.

Embora o processo proposto por Winter aparentemente se mostre mais facilmente operável, ele apresenta limitações sérias quanto ao volume de material a ser produzido, uma vez que a agitação vigorosa necessária para promover a formação de sólido globular só ocorre numa estreita camada de líquido próximo às

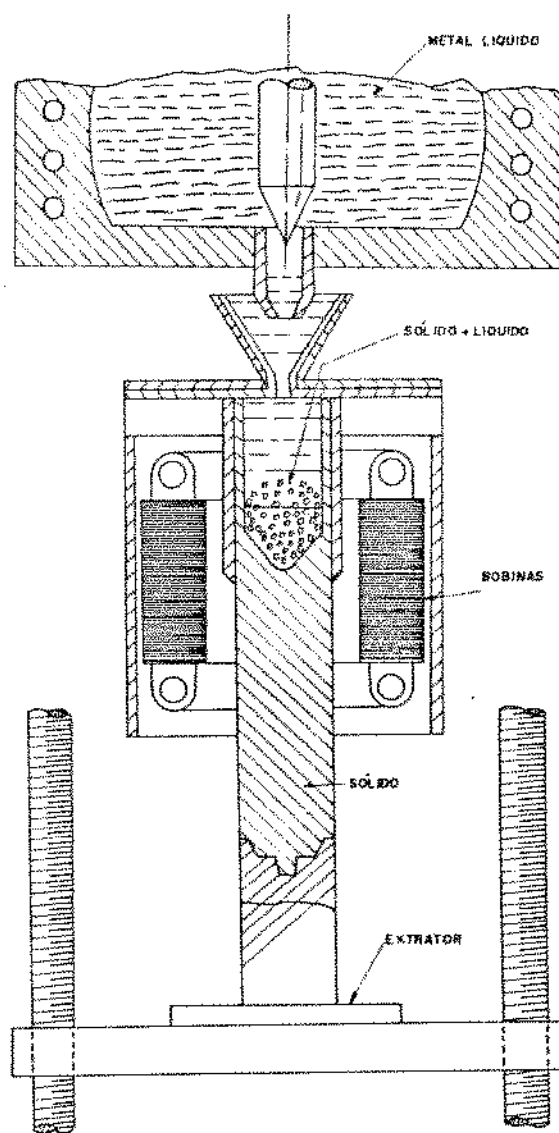


Figura I.6- Equipamento para reofundição de metais , envolvendo agitação eletromagnética ; segundo Winter (21).

paredes da câmara: há uma rápida queda nas correntes induzidas, da periferia para o centro do líquido .

Outro problema também surge com o aquecimento do metal por efeito Joule: calor adicional deve ser retirado do sistema.

Além dessas limitações, o alto custo do processo também restringe a sua utilização.

Como pode ser visto, uma série de diferentes equipamentos foram desenvolvidos , com vantagens e limitações de uns sobre outros, para a produção de reofundidos. A sua utilização depende da operacionalidade e possibilidade de controle de parâmetros responsáveis pela formação da estrutura pastosa.

2.4 PROCESSO ENVOLVENDO TRATAMENTO TÉRMICO (FUSÃO PARCIAL)

O processo é baseado no tratamento de estruturas dendríticas, à temperaturas superiores a temperatura solidus, isto é, baseia-se na modificação de estruturas dendríticas quando mantidas isotermicamente em presença de líquido, após fusão de fases secundárias de baixo ponto de fusão.

Uma estrutura bruta de fundição , quando submetida à temperaturas superiores à temperatura solidus , sofre fusão parcial , inicialmente liquefazendo fases secundárias, em geral situadas em contornos de grãos e dendríticos. A fase primária mantida sólida, é envolta por líquido e tende a sofrer modificações morfológicas com o tempo de manutenção em contato com este líquido . Estas modificações levam à globularização do sólido , motivada pela necessidade de redução da sua energia superficial. Assim , estruturas globulares reofundidas podem ser

obtidas por simples tratamento térmico de fundidos dendríticos , conforme trabalhos de Robert e colaboradores (33) (34) .

O processo , aplicado as ligas Al-Cu, Al-Si e Cu-Zn produz estruturas reofundidas constituídas de glóbulos muitas vezes irregulares e de grandes dimensões, segundo observado pelos autores .

A melhoria da qualidade estrutural de pasta pode ser obtida no entanto ,pela imposição prévia de deformação ao material a ser tratado.

Os autores, analisando modelo de modificação estrutural proposto por Vogel (10), para explicação de formação de sólido globular ao invés de dendrítico quando da presença de agitação no líquido durante sua solidificação , propõem um novo método para a obtenção de pastas metálicas reofundidas constituídas de glóbulos perfeitamente esféricos e de reduzidas e homogêneas dimensões.

Segundo Vogel (10) , a agitação do líquido durante a sua solidificação provoca o dobramento de braços dendríticos já formados. A deformação mecânica causada pode ser suficiente para induzir a formação de contornos internos de alto ângulo, por acúmulo de defeitos em determinadas regiões . Estes contornos podem ser molhados pelo líquido presente, para a redução de energias superficiais no sistema.

Este molhamento ocorre se a condição : $\gamma_{cg} > 2\gamma_{sl}$ Onde γ_{cg} energia do contorno formado , γ_{sl} = energia da interface sólido /líquido (tensão superficial) , for satisfeita.

Segundo observado por Robert e Kirkwood (25) , o tratamento acima da temperatura solidus, de estruturas deformadas a frio,

promove a separação de grãos recristalizados, por penetração de líquido, oriundo da fusão de fases secundárias, nos novos contornos formados. O resultado obtido é uma estrutura reofundida perfeitamente globular e homogênea.

Seus resultados obtidos para ligas Al-Si (25) e posteriormente Al-Cu e Cu-Zn (34) podem ser observados na figura 1.7.

A estrutura globular assim obtida normalmente está envolta por uma fina camada dendrítica ou uma fina estrutura eutética, devido a solidificação rápida do líquido presente na pasta no momento da sua descarga.

Os autores discutem os mecanismos envolvidos na evolução da estrutura original dendrítica para a globular reofundida, sugerindo a ocorrência dos fenômenos:

- recristalização, durante o aquecimento;
- fusão da fase secundária presente em contornos de grão e dendritas originais ao se atingir a linha solidus;
- separação de blocos ou de grãos individuais recristalizados através de penetração de líquido em seus contornos;
- globularização desses blocos e seu posterior crescimento no líquido.

Os parâmetros de controle do processo de obtenção de estruturas reofundidas, por fusão parcial, os quais determinam a eficiência da globularização e portanto, a qualidade do reofundido obtido, são, basicamente, três:

- deformação prévia imposta a estrutura dendrítica;
- temperatura e tempo de tratamento

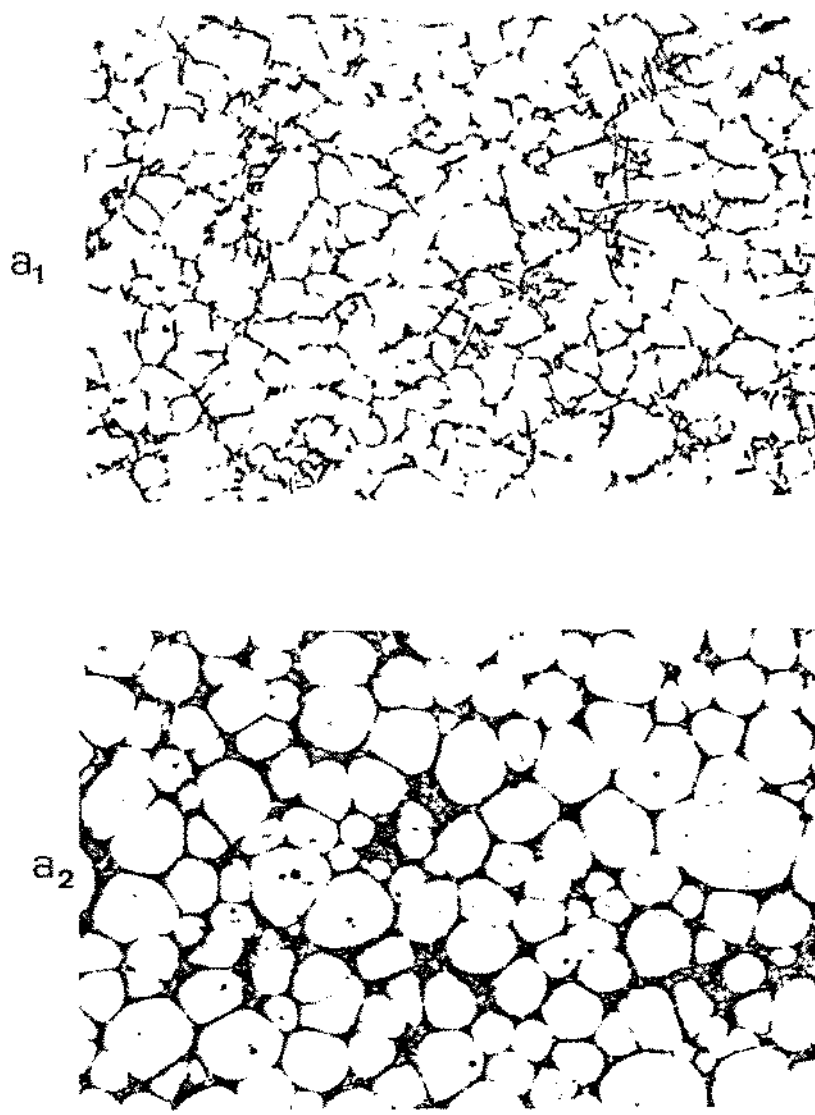


Figura I.7 (a) - Microestruturas de Al - 7%Si obtidas por:
(a1) solidificação convencional
(a2) re fundição por tratamento térmico a 570 °C
por 30 min ; a partir de estrutura previamente
deformada (80% de redução de altura) obtidas
por Robert e Kirkwood . Aumentos 100x (25)

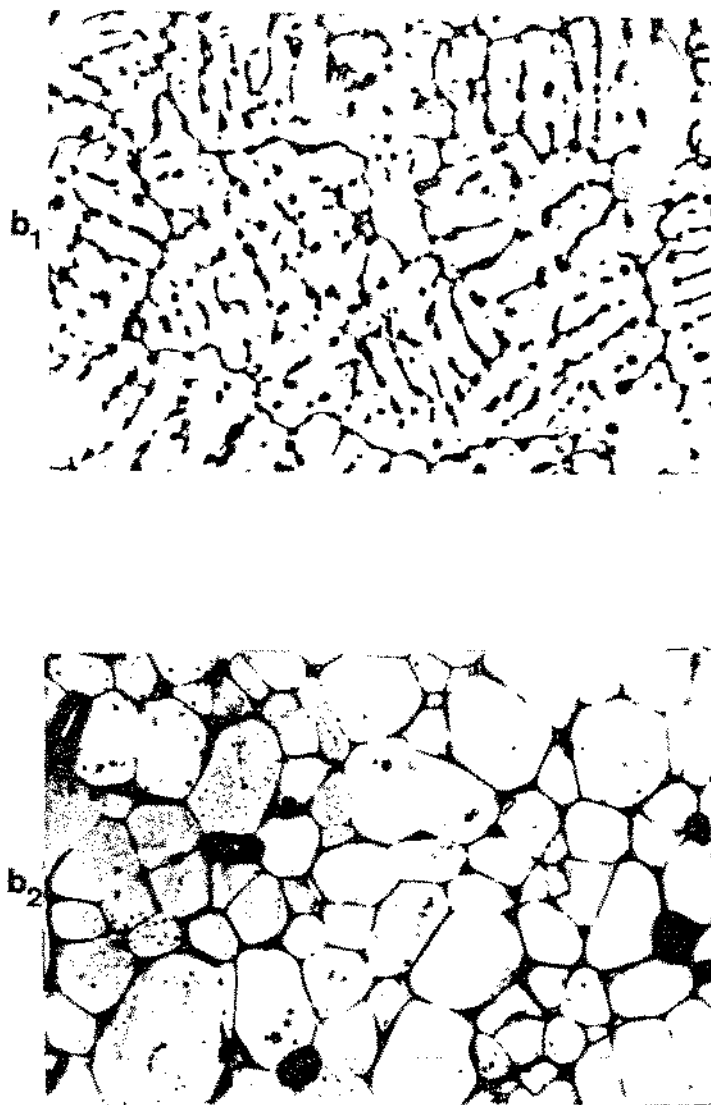


Figura I.7 (b) - Microestruturas de Al -BxCu obtidas por :

(b1) solidificação convencional

(b2) reafundição por tratamento térmico a 400°C por 30 min ; a partir de estrutura previamente deformada (60% de redução de altura) . Obtidas por Damasco e Robert (34) . Aumentos 45x

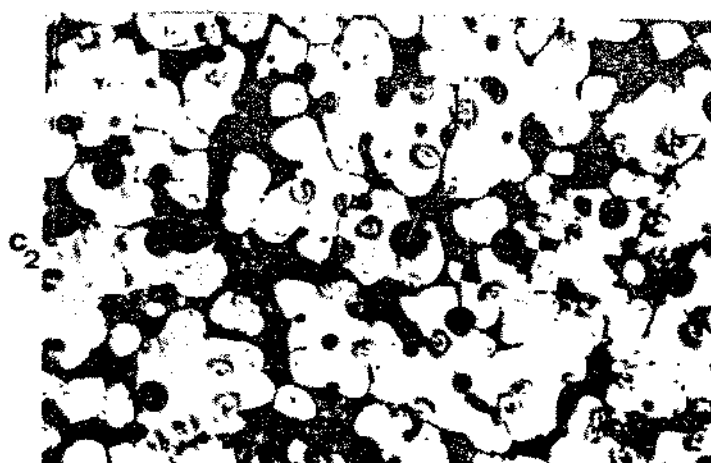
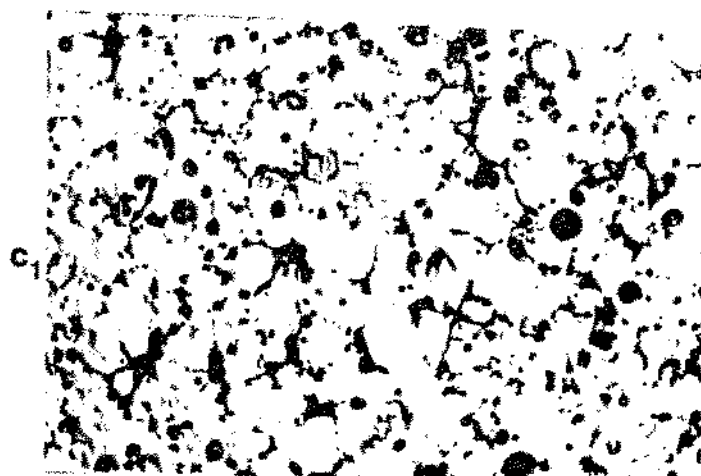


Figura I.7- (c)-Microestruturas de Cu - 33%Zn obtidas por :

(c1)- solidificação convencional

(c2)- reofundição por tratamento térmico a 920°C por 30 min | a partir da estrutura previamente deformada (65% de redução de altura). Obtidas por Damasco e Robert (34) .

Aumentos 65 x

Vejamos a influência de cada um desses parâmetros nos mecanismos envolvidos e na estrutura obtida:

2.4.1) EFEITO DO GRAU DE DEFORMAÇÃO PRÉVIA

Em materiais submetidos a um alto grau de deformação real , (em torno de 80% de redução de altura , por compressão, nas ligas Al-Si e Al-Cu (25) (34)) a estrutura dendrítica é mudada para globular diretamente após reduzido tempo de tratamento. Os mecanismos envolvidos são os discutidos anteriormente : recristalização , seguida de fusão de fases secundárias e desprendimento de grãos recristalizados para o líquido .

Na ausência de deformação , a estrutura dendrítica evolui, na presença de líquido, para uma estrutura globular, mais lentamente. Há inicialmente formação de blocos irregulares, podendo reter líquido no seu interior, e só para um maior tempo de tratamento a estrutura estará globularizada. Portanto, na ausência de deformação, o tempo de tratamento térmico requerido para globularização será maior , e o tamanho dos glóbulos obtidos será também aumentado.

Neste caso a globularização da estrutura dendrítica ocorre através de estágios morfológicos intermediários , e a força motriz para o processo é a necessidade de redução de tensões superficiais internas .

2.4.2) EFEITO DA TEMPERATURA DE TRATAMENTO

A temperatura de tratamento define a cinética de evolução de estruturas dendríticas para globulares e não parece ter

influência na natureza dos mecanismos envolvidos em tal evolução; apresentando estruturas semelhantes quando ligas são tratadas a diferentes temperaturas, com distinção apenas nos tempos requeridos para a esferoidização das dendritas ou grãos.

Temperaturas mais baixas inibem os fenômenos que ocorrem na transição devido a menor fração líquida formada, associada a menor taxa de difusão de massa; sendo necessários tempos elevados para completa globularização da estrutura.

2.4.3) EFEITO DO TEMPO DE TRATAMENTO

O tempo de tratamento é de fundamental importância na obtenção de estruturas perfeitamente globulares, principalmente quando a estrutura inicial não é submetida a deformação. A globularização de dendritas em meio líquido é um processo lento, envolvendo difusão de massa. Tempos insuficientes levam à produção de pastas contendo blocos sólidos irregulares, com consequentes propriedades de escoamento deficientes.

Tempos adequados são os necessários para a promoção de perfeita globularização e homogeneização das dimensões dos glóbulos produzidos.

Tempos excessivos podem levar a indesejáveis aumentos das dimensões dos glóbulos, também prejudicando as características de escoamento da pasta.

Neste presente trabalho é analisada, pela primeira vez , a viabilidade de obtenção de pastas com estruturas reofundidas, utilizando o processo de fusão parcial , para ligas ferrosas. Em particular, será analisada a possibilidade de produção de pastas reofundidas do aço de alta liga , ferramenta M-2 o qual contém altos teores dos elementos Cr, Mo, W , V.

CAPITULO II

A REOFUNDICAO DE LIGAS FERROSAS

1- ESTADO DA ARTE

Nos primeiros trabalhos apresentados pelo grupo de Flemings (2) os autores citam a possibilidade de produção de reofundidos de diferentes metais e ligas , com os mais diversos valores de temperatura de fusão.

O grupo utiliza equipamento previamente desenvolvido por Spencer (13) , do tipo viscosimetro de Couette, com eixo e câmara rotacional construídos de aço inox 304 , para seus trabalhos em estudos sobre parâmetros de processo e sua influência na estrutura e propriedades reológicas de pastas. Utilizam na maioria dos trabalhos , ligas de baixo ponto de fusão , à base de Pb e Sn.

No entanto , citam a possibilidade do uso do equipamento do tipo com rotor coberto de material cerâmico (20) para a produção de pequenas quantidades (250g) de pastas de metais e ligas de elevado ponto de fusão , como aço inox 304 , aço inox 440-C , aço ferramenta M-2 , super-liga de Co do tipo X-40 e Hs-31 , super-ligas de Ni do tipo UDIMET 700 e IN 100 , e ainda liga de Cu do tipo 905 (*).

Os autores chegam a mostrar micrografias de reofundidos das

ligas Cu-905 , inox 304 e 440C , e das super-ligas de Ni e Co , não fazendo , no entanto , nenhum comentário quanto ao procedimento operacional para sua obtenção . É de se supor o sério comprometimento dos componentes do reator com as altas temperaturas envolvidas , uma vez que a ordem de grandeza das temperaturas de fusão das ligas envolvidas gira em torno de 1500 °C ou mais .

Surpreendentemente , dada a potencialidade da reofundição , mas compreensivelmente , dadas as dificuldades da operação com metais de alto ponto de fusão , depois das primeiras sugestões de Flemings , a reofundição teve seu desenvolvimento restrito a ligas de menor temperatura de fusão , como ligas de Sn , Pb, Al e no máximo ligas de Cu.

Somente recentemente teve-se notícias da produção de reofundidos de super-ligas de Ni do tipo TMP-3 , pela utilização de equipamento mais sofisticado que o original do M.I.T. Tal equipamento , desenvolvido por Ichikawa (36) , é do tipo com rotor agora construído de grafite , girante em câmara estacionária , construída de material refratário (Alumina).

Dada a alta potencialidade da reofundição , espera-se que novos processos de produção de pastas venham superar limitações impostas pelo severo desgaste de materiais de reatores , principalmente a elevadas temperaturas .

Conforme objetivos explicitados em capítulo posterior , espera-se com este trabalho contribuir à derrubada das limitações na produção de reofundidos de metais ferrosos impostas pela necessidade de severa agitação do líquido a alta temperatura ,

pela viabilização do processo de obtenção de estruturas reofundidas via tratamento térmico de fundidos convencionais .

(*) Composições básicas das ligas citadas :

-Aço inox 440C : 1 % C , 18% Cr

-Aço inox 304 : C < 0,08% , 18% Cr , 8% Ni ,

-Cu-905 : 88% Cu , 10% Sn , 2% Zn

-super-ligas Ni :

UDIMET 700 : 15% Cr , 15% Co , 4% Mo , 3,5% Ti , 4% Al, Ni resto.

IN 100 : 9% Cr , 14% Co , 3% Mo , 5% Ti . 5% Al , Ni resto.

TMP-3 : 11% Cr , 7% Co, 3% Mo, 3% W, 4% Al, 3% Ti, 4% Nb,
Ni resto.

2-LIGA UTILIZADA NESTE TRABALHO

A presença de elevadas concentrações de elementos de liga e consequente amplo intervalo entre temperaturas liquidus e solidus na solidificação de uma liga metálica , facilita o controle de parâmetros de processos de reofundição (tempos, temperaturas , taxas de resfriamento) , possibilitando , em princípio , a programação da estrutura da pasta a ser obtida : a fração relativa sólido/líquido , dimensões de glóbulos da fase sólida , etc.

Por este motivo foi utilizado neste trabalho um aço de alto teor de elementos de liga , qual seja , o aço rápido M-2; além do fato de se tratar de um aço de ampla utilização comercial .

Aços rápidos são aços ferramenta de alta resistência mecânica apresentando alto teor de tungstênio , molibdênio , cromo , vanádio e cobalto ; cujas principais características mecânicas

ção comentadas em item posterior .

Segundo a norma SAE J438b o aço M-2 apresenta composição química conforme tabela II.1

Tabela II.1 - Composição química principal do aço M-2 - Segundo a norma SAE J438b

elementos	C	Mo	Cr	W	V	Mn
%	0.88	5.50	4.50	6.75	2.20	0.40
em Peso	0.78	4.50	3.75	5.50	1.50	0.20

2.1 CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS DO AÇO M-2

A microestrutura de um aço M-2 fundido apresenta ,a temperatura ambiente , matriz ferrítica totalmente coberta por carbonetos na forma de pequenos glóbulos .

A Figura II.1 mostra a microestrutura típica do aço M-2 ; enquanto o diagrama parcial de fases de aços rápido contendo diferentes teores de C é apresentado na Figura II.2.

Pode ser observado que para teores de C em torno de 1%C (aço M-2) a microestrutura apresenta, à temperatura entre 1000 e 1175 °C , somente matriz austenítica e carbonetos . A temperatura de 1175 °C define o início da formação de líquido , importante para o processo de reofundição . As temperaturas de tratamento neste trabalho deverão , portanto , ser superiores a 1175 °C

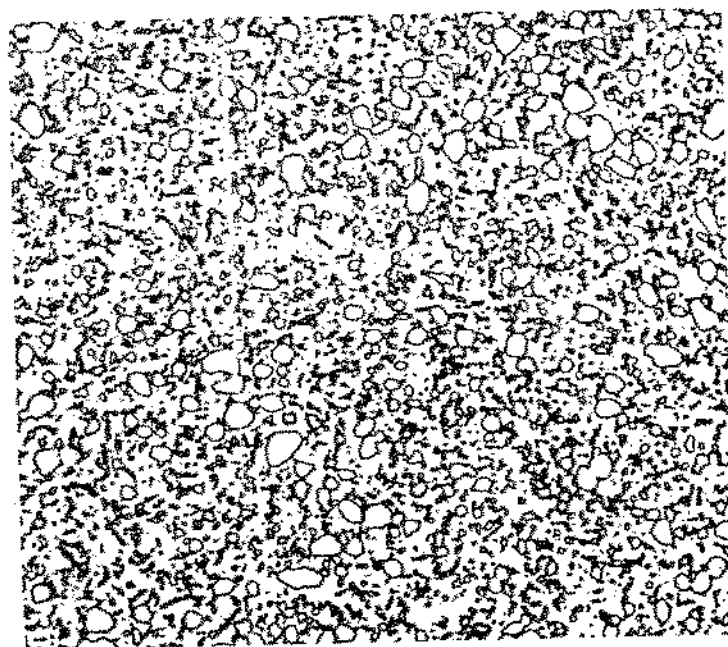


Figura II.1 - Microestrutura típica do aço ferramenta M-2 ;¹.
Aumento 1330x (39).

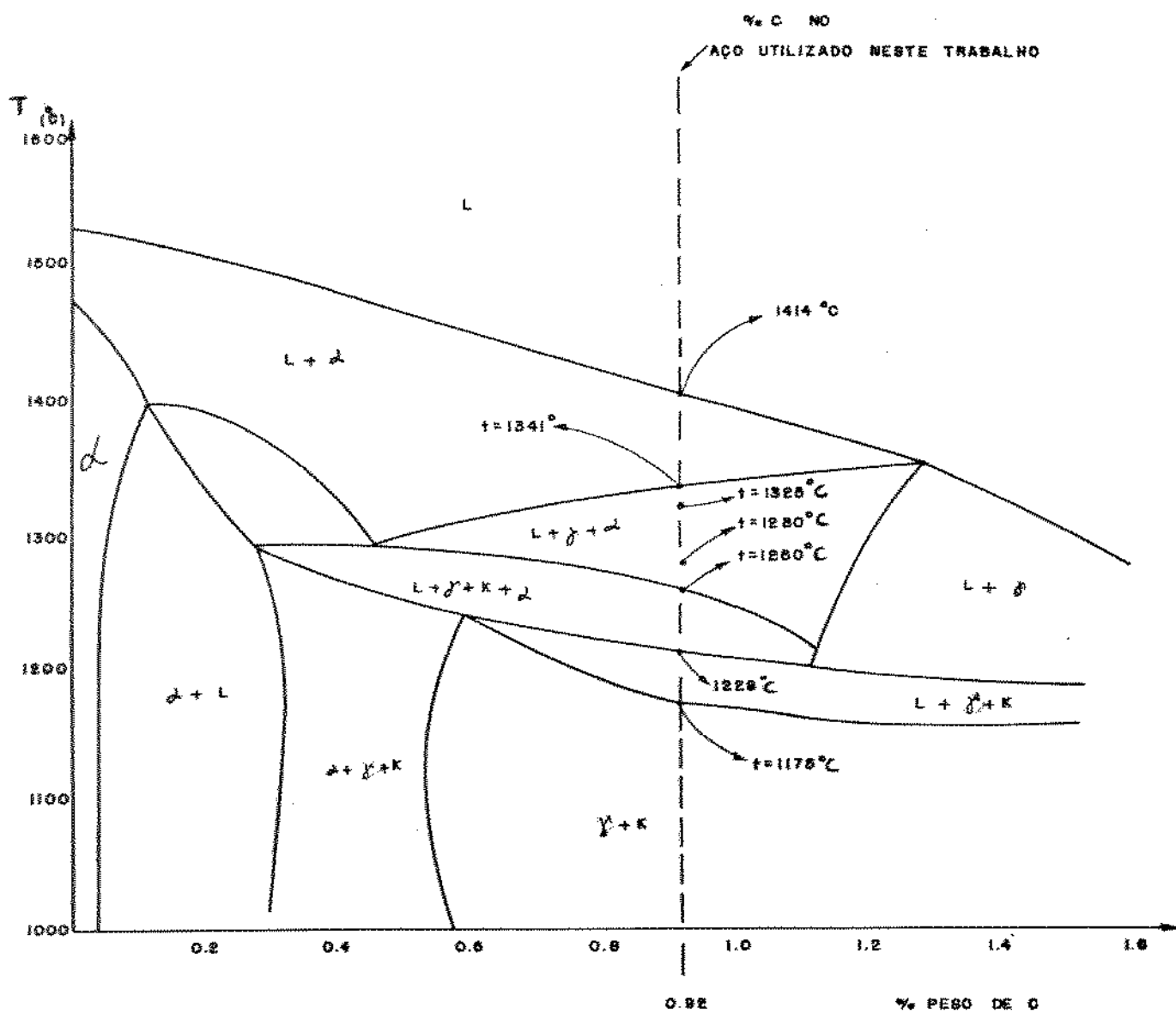


Figura II.2- Diagrama parcial de fases de aços rápido.

(37).

Conforme análise química efetuada no aço utilizado neste trabalho (Capitulo IV) , seu teor de Carbono é igual a 0,92% .

Pelo diagrama apresentado e conforme informações da literatura (37) , as transformações estruturais e fases que apresenta, em função da temperatura são como segue.

Sua estrutura apresenta, a temperaturas superiores a 1000 °C , os seguintes constituintes , em função da temperatura: é constituído por austenita (γ), a qual foi originada da transformação da matriz ferrítica em austenita, e carbonetos (K) do tipo MC ,M₂C ,M₆C até temperaturas da ordem de 1175° C; a partir de aproximadamente 1175 °C há o surgimento de uma fase líquida (L) devido a decomposição de parte da austenita e também do carboneto tipo M₆C (40),de modo a coexistir entre 1175 °C e 1228 °C , as fases líquido (L), austenita (γ) mais carbonetos (k) . Entre 1228 °C e 1260 °C há formação de ferrita, coexistindo líquido (L) , austenita (γ) , ferrita (α) e carbonetos (k) ; entre 1260 °C e 1341 °C o material é constituído por líquido (L) , austenita (γ) e ferrita (α) ; portanto nesta faixa de temperaturas, em condições de equilíbrio, os carbonetos desaparecem , estando os elementos de liga dissolvidos na matriz . Com o aumento da temperatura , a única transformação que ocorre entre 1341 °C e 1414° C , é a decomposição da austenita (γ) em ferrita (α) e líquido (L) .

Acima de 1414 °C a liga é totalmente líquida .

Neste trabalho foram utilizadas temperaturas entre 1341 °C e 1260°C , isto é, numa faixa de temperaturas onde , em condições de equilíbrio , os constituintes da liga são líquido (L) ,

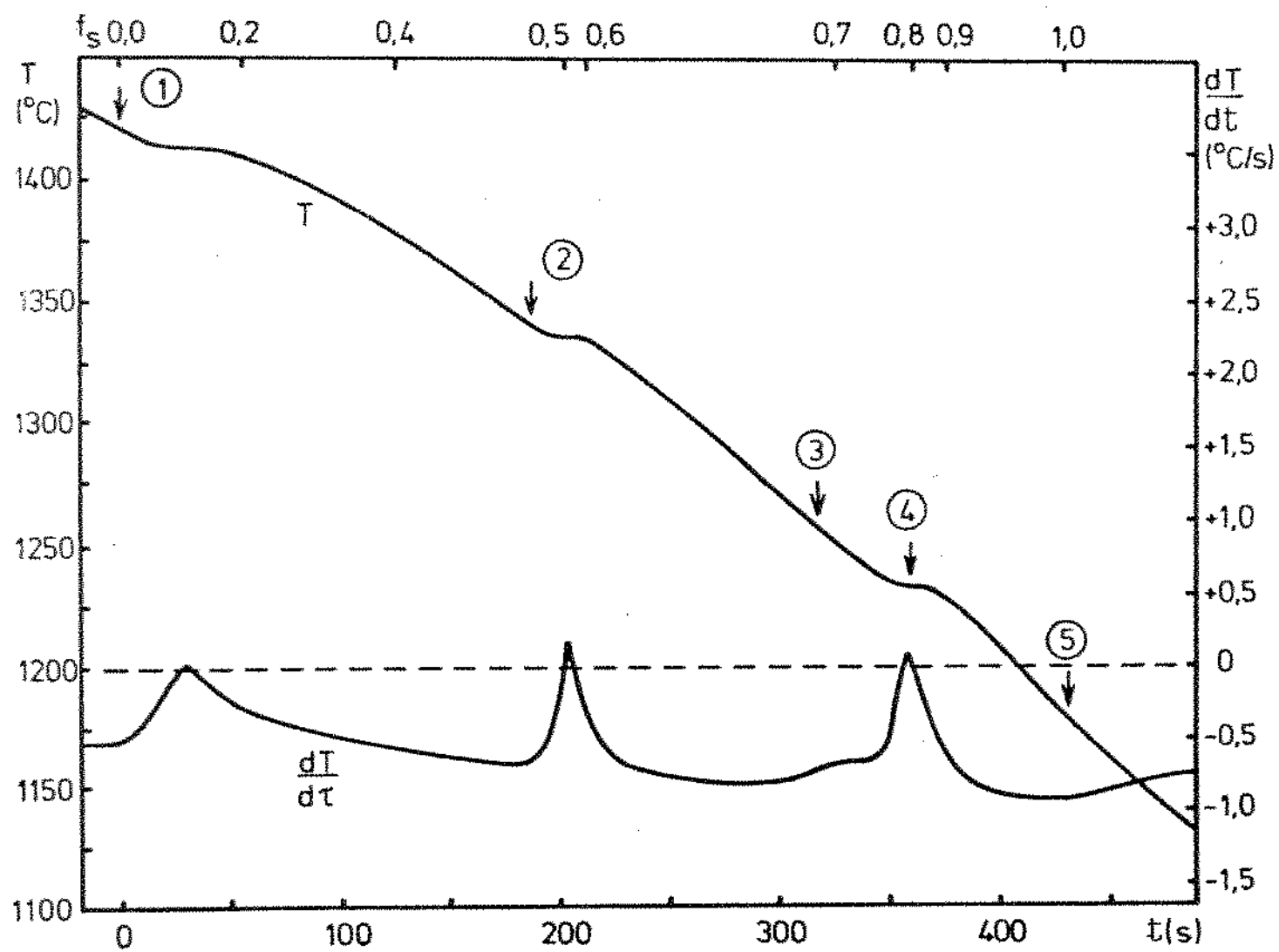


Figura II.3- Curvas de resfriamento do aço ferramenta M-2

(37).

ferrita (α) e austenita (γ), sem a presença de carbonetos.

A figura II.3 mostra curvas de resfriamento simples ($T \times t$) e curvas obtida por análise térmica diferencial ($\frac{dT}{dt} \times t$) do aço M-2, de acordo com a literatura (37).

Os pontos de inflexão na curva $T \times t$ e os picos na curva $\frac{dT}{dt} \times t$ indicam transformações de fase . A inflexão 1, à temperatura de 1414 °C, indica o início da formação de ferrita (α). O ponto 2, à temperatura de 1341 °C indica o início da formação da austenita ; enquanto na inflexão 3 , à temperatura de 1260 °C tem início a formação de carbonetos. No ponto 4, a temperatura de 1228 °C há a transformação da ferrita (α) ainda existente em austenita (γ). No ponto 5, à temperatura 1175 °C já não há mais líquido, restando somente austenita (γ) e carbonetos.

2.2 CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS DOS AÇOS RÁPIDOS

Aços rápidos são aços ferramenta com alto teor de tungstênio, molibdenio, cromo, vanádio e cobalto, assim designados pela sua capacidade de usinar metais com velocidades de corte maiores do que as possíveis com aços ferramenta ao carbono ou de baixa e média liga.

A capacidade de corte de uma ferramenta de aço rápido não se altera mesmo quando a temperatura do gume, por efeito do atrito

provocado pelo trabalho de usinagem, atinge 550 a 600 °C . Esta característica do aço rápido permite o uso da ferramenta durante períodos contínuos, relativamente longos, sem alteração dos ângulos de corte; e é consequência de três propriedades básicas :

- alta resistência ao revenimento,
- elevada dureza a quente,
- alta resistência a abrasão .

2.2.1 ALTA RESISTÊNCIA AO REVENIMENTO

É a propriedade que permite ao aço rápido manter inalterada a sua estrutura e dureza, à temperatura ambiente, mesmo depois de aquecido a 550-600 °C.

O gráfico da Figura II.4 ilustra a diferença da resistência ao revenimento existente entre o aço rápido e o aço ferramenta ao carbono .

Pode-se notar a rápida redução da dureza , com o aumento da temperatura de tratamento , em aços ferramenta ao carbono , enquanto o aço rápido mantém , e até mesmo tem aumentada sua dureza com o aumento da temperatura de revenimento a valores da ordem de 500 - 600 °C (dados apresentados no catálogo da Aços Villares).

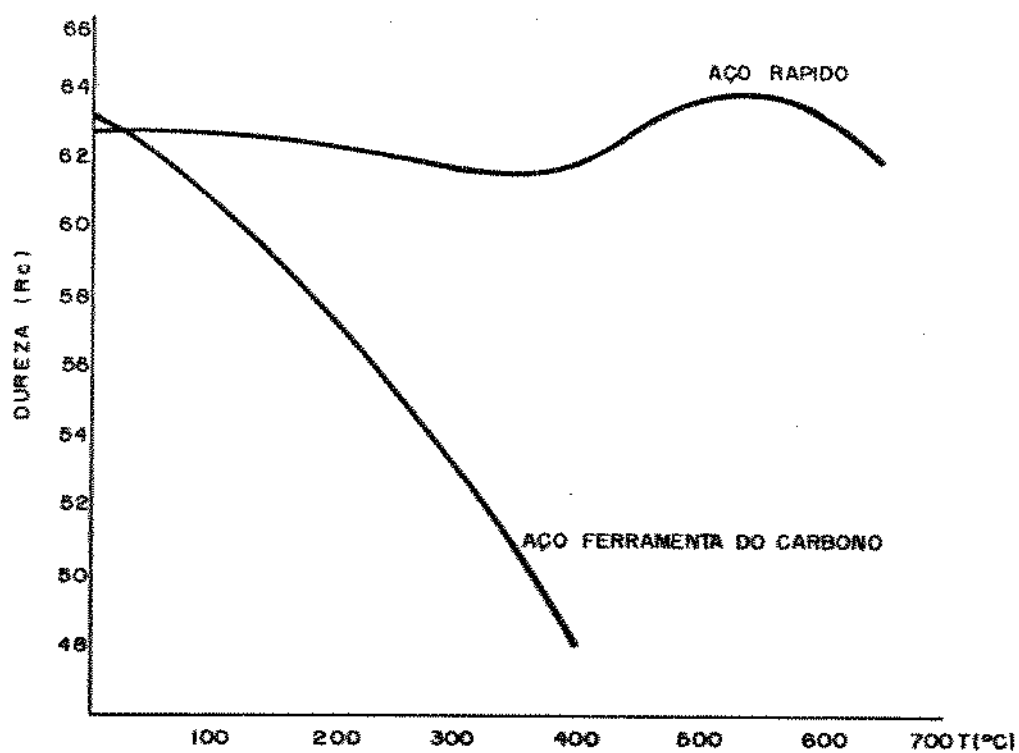


Figura II.4- Variação da dureza , à temperatura ambiente , após revenimento , com a temperatura de revenimento , de aços ferramenta (38).

2.2.2 ELEVADA DUREZA A QUENTE

Dureza a quente ou dureza ao rubro é a propriedade do aço rápido de resistir ao efeito de amolecimento pelo calor, ou seja, manter elevada resistência mecânica mesmo em temperaturas de 550 a 600 °C.

O gráfico da Figura II.5 compara curvas de durezas dos aços rápidos com aços ferramentas ao carbono em diferentes temperaturas. Pode-se notar a manutenção da dureza nos aços rápidos, mesmo para temperaturas tão elevadas quanto 700 °C. Dados apresentados na literatura (38).

A elevada dureza a quente nos aços rápidos é consequência dos altos teores dos elementos de liga que os compõem, que se combinam com o carbono para formar carbonetos estáveis de alta dureza.

2.2.3 - ALTA RESISTÊNCIA À ABRASÃO

A resistência à abrasão a quente é a propriedade que retarda o desgaste do gume da ferramenta sob severas condições de trabalho.

A elevada resistência à abrasão do aço rápido é o resultado da elevada dureza e da grande quantidade de carbonetos complexos de tungstenio, molibdenio, cromo e, especialmente, vanádio, extremamente duros e que se distribuem uniforme e microscopicamente na matriz.

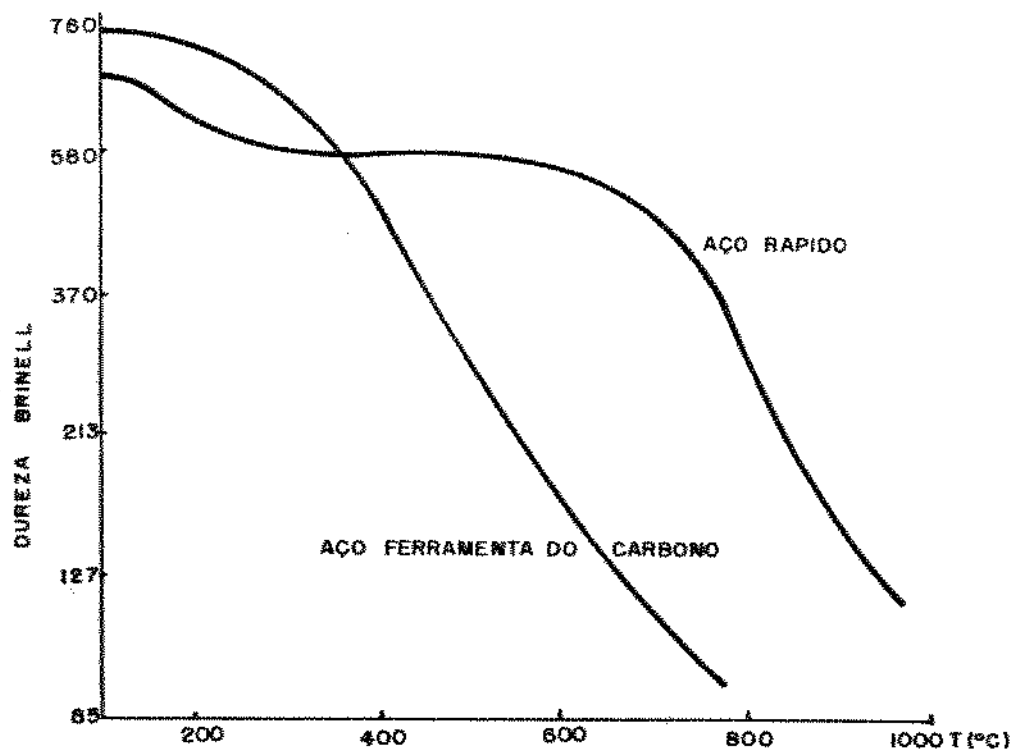


Figura II.5- Variação da dureza dos aços rápido e ferramenta ao carbono , com a temperatura de trabalho (38).

Uma das condições necessárias para se alcançar as características desejadas num aço rápido é o perfeito balanceamento do carbono e dos elementos de liga para obtenção de matriz tenaz, de alta resistência ao revenido e alta dureza em temperatura elevada, bem como para permitir a formação de quantidade suficiente de carbonetos.

O tamanho e a distribuição dos carbonetos na matriz são fatores igualmente importantes, pois carbonetos de tamanho excessivamente grande tendem a destacar-se do gume, reduzindo a capacidade de corte da ferramenta.

A distribuição dos carbonetos deve ser a mais homogênea possível. A sua avaliação, portanto, deve ser feita com muito critério, uma vez que, durante a solidificação da liga, os carbonetos segregam em quantidade maior no centro do lingote; forjamento e laminação a quente posteriores só conseguem destruir parcialmente esta segregação. A segregação de carbonetos é mais acentuada em barras de diâmetros grandes e menos intensa na periferia da barra que no núcleo.

No caso particular do aço rápido M-2, como mostrado anteriormente, sua microestrutura característica é formada por uma matriz ferrítica contendo partículas esfeirodais extremamente pequenas de carbonetos.

As características gerais do aço M-2 podem ser citadas: aço rápido ligado ao molibdenio e tungstenio que, graças ao feliz balanceamento de sua composição, tornou-se o aço de uso corrente para ferramentas de desbaste e acabamento, especialmente quando se requer, além de boa retenção de corte, boa tenacidade.

Algumas aplicações típicas podem ser comentadas: ferramentas de torno e plaina ; ferramentas de mandrilar ; brocas e alargadores; fresas de todos os tipos; machos e outras ferramentas para abertura de roscas; brochas; ferramentas para laminação de roscas; mandris para trefilação de tubos; facas circulares ;estampos de corte; punções; matrizes para estampagem profunda; ferramentas para extrusão a frio; ferramentas para recalçamento a quente e a frio; ferramentas para operações diversas de conformação plástica a frio; calibradores.

Devido à universalidade de sua aplicação , o aço M2 simplifica a manutenção de estoque. Pode-se ,portanto , concluir a ampla gama de aplicações desses aços.

CAPÍTULO III

APRESENTAÇÃO DOS OBJETIVOS E JUSTIFICATIVAS DESTE TRABALHO.

1- OBJETIVOS GERAIS

Objetiva-se com este trabalho analisar a viabilidade de obtenção de estruturas pastosas com sólido globular - pastas reofundidas - em uma liga de alto ponto de fusão ; pela aplicação do processo envolvendo fusão parcial de estruturas brutas de solidificação ; via tratamentos térmicos à temperaturas superiores à solidus.

O processo , já testado com sucesso e analisado para ligas não ferrosas de médio ponto de fusão (Al-Si , Al-Cu , Cu-Sn) , é agora utilizado para o aço rápido M-2.

É buscada a possibilidade de obtenção de pastas reofundidas de metais e ligas ferrosas, e outras, de alto ponto de fusão , por uma via alternativa aos processos envolvendo severa agitação mecânica do líquido em crescimento , que constituem a maioria dos métodos à disposição para a produção de reofundidos . O processo

envolvendo agitação de líquidos em reatores especiais sofre como comentado em capítulo anterior , de inerentes limitações devido ao significativo desgaste de partes do equipamento.

Estas limitações praticamente impuseram , até o momento , reduzidíssima participação dos metais e ligas ferrosas no cenário da reofundição .

Objetiva-se , com este trabalho , ao viabilizar a obtenção de pastas reofundidas de aço M-2 , por processo que não apresenta limitações devidas às altas temperaturas envolvidas , abrir o campo da reofundição aos metais e ligas ferrosas em geral e outras ligas de alto ponto de fusão.

2- OBJETIVOS ESPECÍFICOS

São objetivos específicos deste trabalho:

Analisar a possibilidade de obtenção de pastas com estrutura reofundida do aço rápido M-2 , por tratamento térmico de estruturas solidificadas convencionalmente.

Diferentes condições de tratamento serão utilizadas com o objetivo de se procurar as condições para a obtenção de pastas com as melhores características estruturais ; serão variados os parâmetros : temperatura de tratamento (para obtenção de diferentes frações sólidas na pasta) ; tempos de tratamento e condições prévias de deformação no material a ser tratado;

3- JUSTIFICATIVAS

A alta temperatura de trabalho de aços líquidos torna difícil e economicamente inviável a produção de peças desses materiais por injeção, uma vez que a vida útil de moldes é seriamente comprometida pelas altas temperaturas envolvidas.

A utilização do material no estado semi-sólido reofundido permite, segundo poucos trabalhos de Flemings (20) (35), a produção de fundidos por injeção, de aços e outras ligas de alto ponto de fusão, devido às menores temperaturas envolvidas (dentro da zona solidus/liquidus) e às características reológicas das pastas: menores tempos de contato matriz/metal, menor turbulência no preenchimento de moldes são proporcionados pelo processamento na reofundição.

Além disso, melhor qualidade, traduzida por menor teor de poros e vazios, é obtido em produtos fabricados de pastas reofundidas.

Pode-se depreender a grande importância tecnológica da viabilização da produção de pastas reofundidas destes materiais de elevado ponto de fusão.

A limitada informação na literatura tecnico-científica sobre a reofundição de aços (restrita a alguns artigos do grupo do M.I.T., na década de 70), a ausência de conhecimento sobre sua utilização comercial, aliada à enorme potencialidade

tecnológica da possibilidade de se produzir produtos acabados de aços por injeção , justifica esforços no sentido do desenvolvimento da reofundição dessas ligas.

CAPÍTULO IV

MÉTODOS EXPERIMENTAIS

1-MATERIAIS UTILIZADOS

Neste trabalho, como dito anteriormente, foi utilizado um tipo de aço de alto teor de elementos de liga, qual seja, o aço ferramenta M2.

A escolha desse material se deveu, em primeiro lugar, ao grande intervalo de temperaturas em que ocorre a sua solidificação, isto é, ao elevado valor da diferença entre a temperatura liquidus e a solidus que apresenta, em consequência dos altos teores de elementos de liga que o compõem. Em segundo lugar devido a grande gama de aplicação prática desse aço.

O material foi adquirido no mercado, sendo fornecido no estado laminado a quente.

Inicialmente foi analisada sua microestrutura no estado recebido , para caracterização dos componentes, e efetuada análise química para identificação e quantificação de seus elementos de liga.

As microestruturas são apresentadas no início do próximo capítulo. A composição química obtida (gentilmente efetuada pela Siderurgica Nossa Senhora Aparecida S.A.) para o aço M-2 é apresentada na tabela IV.1 abaixo.

Tabela IV.1- Composição química do aço utilizado:

el/o	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	V	Cu	W
%Peso	.92	.26	.26	4.0	.25	4.7	.03	.004	1.85	.25	6.0

A composição química confirma a sua classificação como aço ferramenta M-2 , de acordo com dados apresentados no capítulo anterior ; o material utilizado apresenta , portanto, o diagrama de fases parcial e curvas de resfriamento conforme mostrado em capítulo anterior (figuras II.2 e II.3).

2- EQUIPAMENTOS UTILIZADOS

No trabalho foram utilizados os equipamentos básicos: forno para tratamento térmico , prensa para deformação prévia das amostras por compressão para redução de sua altura , e

microscópios óptico e eletrônico de varredura dotado de sistema de microanálise.

2.1- CARACTERÍSTICAS DO FORNO UTILIZADO

Forno Harper , com câmara retangular modelo HOU-9715-M-78-SD

Temperatura máxima : 1510 °C

Elemento de aquecimento: Carbetto de Silício

Dimensões da câmara de aquecimento: câmara retangular, de altura 190 mm , largura 228 mm e profundidade 381 mm .

(gentilmente cedido pelo laboratório de preparo de amostras do Instituto de Física da Unicamp).

2.2- CONTROLE DE TEMPERATURA DO FORNO

Antes de se proceder aos tratamentos térmicos, foi feito estudo do comportamento do forno a ser utilizado, para verificação de sua estabilidade térmica com o tempo.

A variação de temperatura com o tempo de uso foi considerada desprezível para as temperaturas de trabalho utilizadas.

A curva $T \times t$ obtida , para o forno mantido a 1237 °C, é mostrada na figura IV.3, onde se pode observar a sua estabilidade para 90 min de manutenção a esta temperatura : não é observada qualquer oscilação em torno da temperatura de trabalho.

2.3- CARACTERÍSTICA DA PRENSA UTILIZADA

Prensa Hidraulica motorizada Farex Modelo BP 60

Velocidade máxima de avanço do êmbolo : 2,6 mm/s

Potência : 4 CV

2.4- CARACTERÍSTICAS DOS MICROSCÓPIOS UTILIZADOS

Microscópio óptico metalográfico Olympus , modelo P M E

Banco metalográfico - Zeiss Modelo Neophot 32

Microscópio Eletrônico de Varredura (M.E.V) ,

Cambridge , modelo S4-10 , dotado de sistema de

microanálise por energia dispersiva .

2.5-EQUIPAMENTOS AUXILIARES

-Registrador X-Y Hewlett Packard - modelo 7100 BM -

STIP CHART RECORDER

-Termopar de Pt-PtRh de 0,25 mm de diâmetro revestido

com tubo de alumina

3 -DESCRIÇÃO DOS MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Inicialmente foram obtidas 32 amostras do aço M-2 , a serem utilizadas para os tratamentos isotérmicos , objetivando a análise da possibilidade de obtenção de estruturas reofundidas por este método .

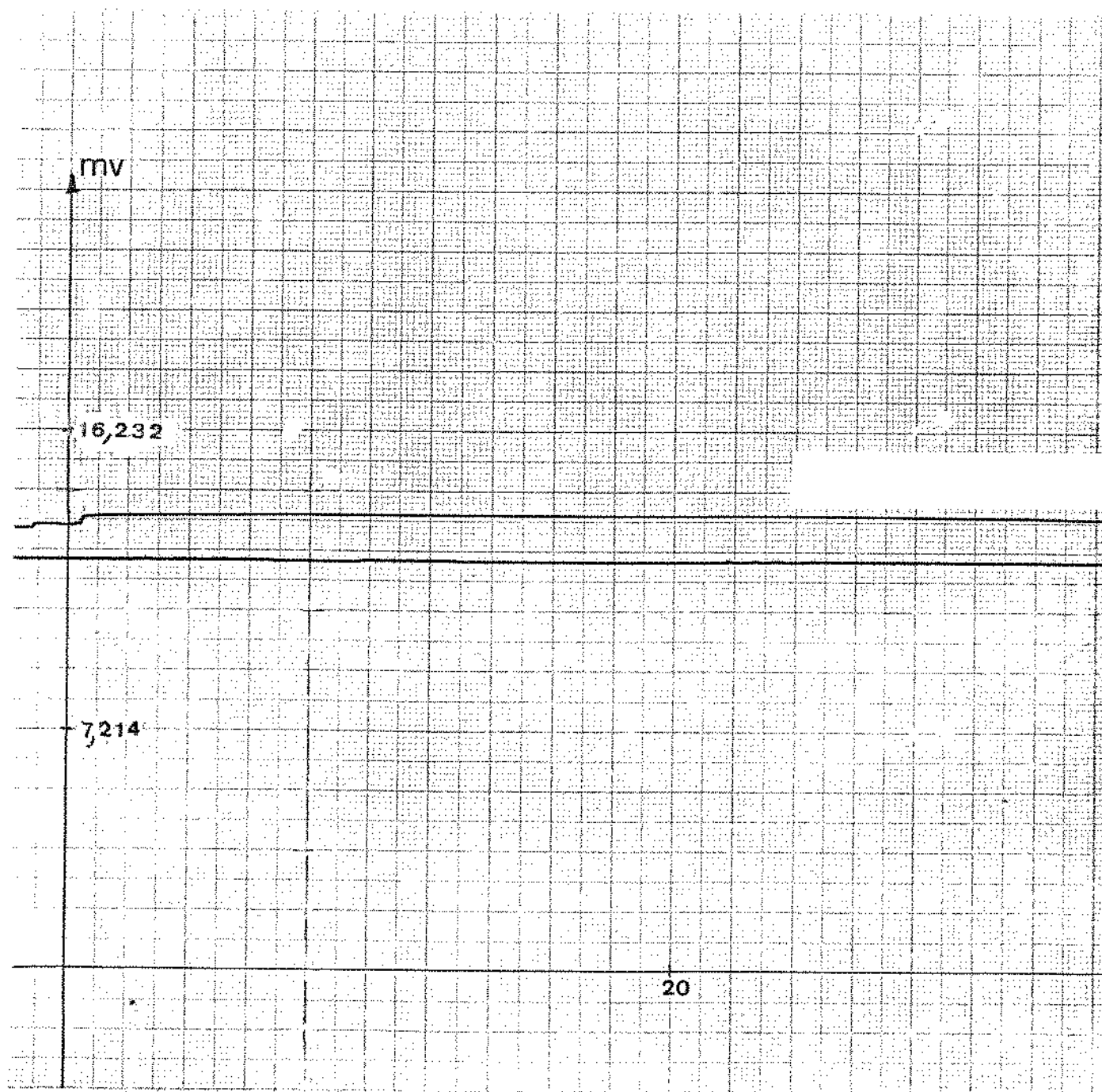


Figura IV.3 - Curva (T x t) do forno utilizado.

Os corpos de prova ,cilíndricos, apresentavam, quando prontos para o tratamento, as dimensões dadas pela figura IV.4.

Tomou-se o cuidado da obtenção de corpos de prova idênticos , para garantir idênticas condições de aquecimento e gradientes térmicos internos.

Metade das amostras foi , previamente ao tratamento , deformada a frio por compressão (redução da altura) ; a outra metade foi tratada no estado como fornecido.

Amostras preparadas (deformadas ou não) foram introduzidas à temperatura ambiente em forno previamente aquecido e estabilizado à temperatura de tratamento desejada.

Após os tempos de tratamento desejados , a contar do momento de introdução das amostras , estas foram recolhidas e resfriadas rapidamente em água. Em seguida foram cortadas no sentido longitudinal e preparadas para análise de microestrutura.

Nos experimentos foram variados os parâmetros: grau de deformação inicial no material, temperatura e tempo de tratamento, para análise da sua influência nas modificações estruturais a ocorrer .

3.1- TEMPERATURAS DE TRATAMENTO

Foram utilizadas duas temperaturas de tratamento com a finalidade de se obter duas diferentes frações sólidas na pasta reofundida. O cálculo da fração sólida para cada temperatura foi

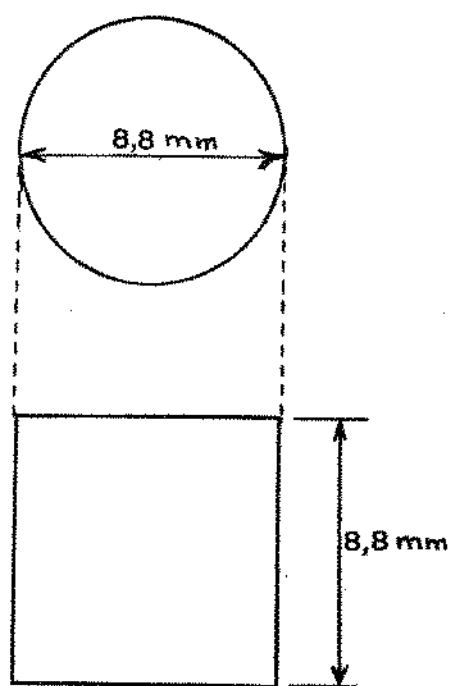


Figura IV.4-Dimensões do corpo de prova para tratamento térmico.

feito utilizando-se a regra da alavanca no diagrama apresentado na Figura II.2. As temperaturas e correspondentes frações sólidas (f_s) utilizadas foram :

$$T_1 = 1280 \text{ } ^\circ\text{C} \longrightarrow f_s = 56 \%$$

$$T_2 = 1325 \text{ } ^\circ\text{C} \longrightarrow f_s = 37 \%$$

3.2- TEMPOS DE TRATAMENTO

Foram definidos 4 tempos de tratamento isotérmico : 5, 10, 20 e 30 min. Os tempos foram tomados a partir do momento em que se colocou os corpos de prova , à temperatura ambiente , na camara do forno, pré-aquecido e estabilizado à temperatura de tratamento

3.3-GRAUS DE DEFORMAÇÃO

Metade das amostras (16) foi submetida à deformação real de $\epsilon = 50 \%$ ficando a outra metade sem deformação adicional ($\epsilon = 0 \%$), sendo utilizada no estado recebido.

A deformação real pode ser definida pela relação :

$$\epsilon = \ln \frac{h_i}{h_f}$$

onde h_i = altura inicial da amostra

h_f = altura final da amostra , após deformação .

Optou-se por um grau máximo de deformação $\epsilon = 50\%$ para evitar flambagem do corpo de prova; ainda assim , foi preciso que a deformação se processasse muito lentamente.

A deformação , por compressão , foi imposta no sentido da altura do corpo de prova cilíndrico , sendo este o sentido da laminação do material recebido .

4 - ANÁLISE DOS RESULTADOS

Após resfriadas, as amostras foram preparadas para análise metalográfica e para microanálise.

Inicialmente as amostras foram cortadas no sentido longitudinal em uma serra diamantada, tendo como fluido refrigerante óleo lubrificante. A velocidade de avanço da serra foi lenta para evitar problemas de aquecimento no corpo de prova.

Após corte, foram preparadas para metalografia , seguindo a sequência :

- Lixamento em lixas de granas 200, 300, 400 e 600 e polimento mecânico utilizando pasta de diamante de 6, 3 , 1 μm .
Após polimento as amostras foram atacadas por 5 segundos com reagente de "Fry " de composição química :
40 ml HCl, 5 g CuCl_2 , 30 ml H_2O destilada, 25 ml metanol.

As amostras foram observadas em microscópio óptico e

fotografadas para análise das modificações estruturais ocorridas, avaliação da possibilidade de obtenção de estrutura globular reofundida e análise da influência dos parâmetros porcentagem de deformação , temperatura e tempo de tratamento térmico nos fenômenos envolvidos.

Microanálises foram feitas em amostras selecionadas para melhor caracterização dos resultados obtidos e compreensão dos mecanismos envolvidos .

As condições no Microscópio Eletrônico de Varredura (M.E.V.) para as microanálises foram :

- Tensão aplicada : 20 Kev
- Corrente do feixe : 130 μ A
- Distancia de trabalho : 13 mm

Em amostras selecionadas , foi feito ensaio de microdureza , para auxílio na identificação de fases. O ensaio foi feito em banco metalográfico Zeiss , com carga de 20mg e 15 segundos de aplicação da carga.

CAPÍTULO V

RESULTADOS OBTIDOS

O objetivo deste trabalho , como dito anteriormente, foi o estudo da possibilidade de obtenção de estruturas reofundidas em aços, pelo simples tratamento térmico do material.

Diferentes condições de tratamento foram utilizadas em material em diferentes estados iniciais .

Os resultados são apresentados a seguir , na forma de micrografias das estruturas obtidas para cada condição analisada e resultados de microanálises .

1-MICROESTRUTURAS OBTIDAS

A tabela V.1 apresenta , de forma esquemática, as condições de tratamento e a localização , no texto , das respectivas microestruturas resultantes.

TABELA V.1 LOCALIZAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS OBTIDAS PARA AS
DIFERENTES CONDIÇÕES ANALISADAS

T(°C)	1280 °C		1325 °C	
% Def. T(min)	NÃO DEF.	DEF.	NÃO DEF.	DEF.
5	Fig.V.2 PAG. 62	Fig.V.6 PAG. 66	Fig.V.10 PAG. 75	Fig.V.14 PAG. 81
10	Fig.V.3 PAG. 64	Fig.V.7 PAG. 70	Fig.V.11 PAG. 77	Fig.V.15 PAG. 82
20	Fig.V.4 PAG. 66	Fig.V.8 PAG. 72	Fig.V.12 PAG. 78	Fig.V.16 PAG. 84
30	Fig.V.5 PAG. 67	Fig.V.9 PAG. 73	Fig.V.13 PAG. 79	Fig.V.17 PAG. 85

A Figura V.1 apresenta , para referência, as microestruturas do material antes de submetido a tratamento térmico.

Em V.1 (a) é apresentada a microestrutura do aço M-2 como recebido, isto é , no estado laminado a quente.

Pode-se observar que este apresenta linhas de deformação características do processo de laminação. Apresenta uma matriz ferrítica com muitos carbonetos globulares.

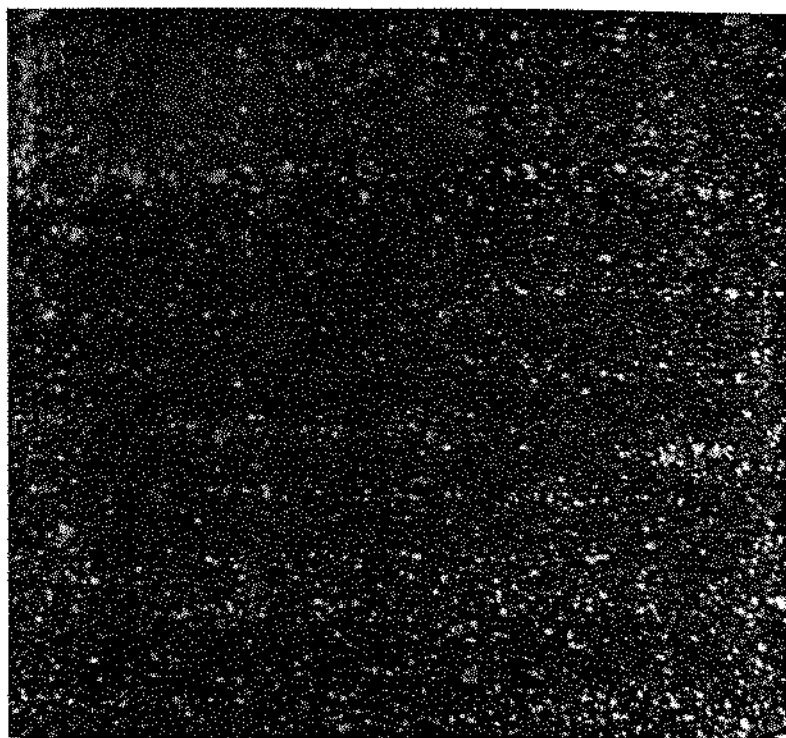
Em V.1 (b) é mostrada a microestrutura do aço após deformação por compressão (50% de redução de altura) a partir do material recebido. Esta é a microestrutura submetida a tratamento térmico para obtenção de reofundidos.

Pode-se observar que a estrutura não apresenta , de maneira evidente , as linhas de deformação observadas na amostra no estado como fornecido .

A partir da Figura V.2 , até V.9 , são apresentados os resultados obtidos para a menor temperatura de tratamento, 1280°C, enquanto da Figura V.10 a V.17 são apresentadas as microestruturas obtidas para material tratado à segunda temperatura utilizada , 1325 °C .

Vejamos primeiramente os resultados obtidos para tratamentos à menor temperatura .

a



b



Figura V.1- Microestruturas do aço M-2 , (a) no estado como fornecido (laminado a quente) ; (b) após 50 % de deformação a frio . Aumentos 400 x

1.1 - TRATAMENTOS A 1280 °C

Duas séries de experimentos foram efetuados à esta temperatura : uma série com material no estado como fornecido e outra série após deformação real , adicional , de 50 % .

1.1.1- RESULTADOS OBTIDOS APÓS TRATAMENTO EM MATERIAL NA CONDIÇÃO DE FORNECIMENTO (SEM DEFORMAÇÃO ADICIONAL POR COMPRESSÃO).

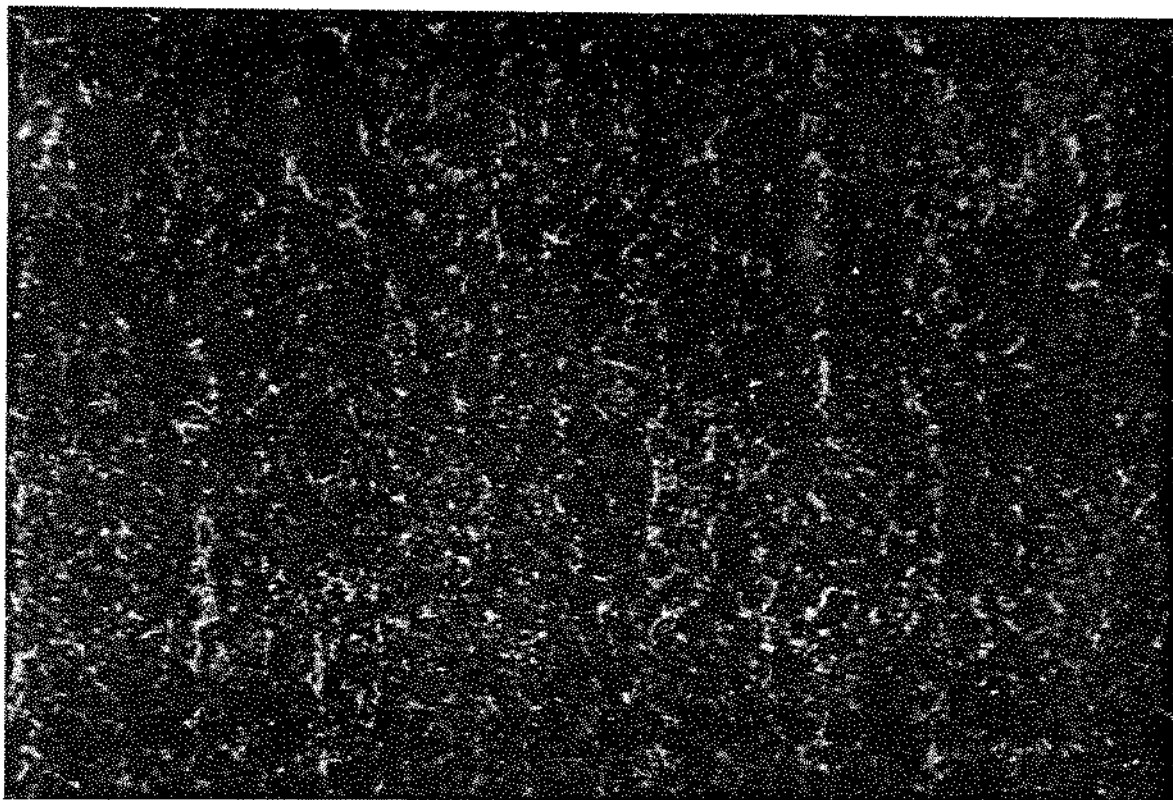
A Figura V.2 mostra o resultado obtido pelo tratamento térmico a 1280 °C , por 5 min , para o aço M-2 sem deformação prévia adicional .

Pode-se notar uma estrutura completamente modificada , com relação à estrutura original (Figura V.1 (a)) , apresentando glóbulos pequenos e com razoável uniformidade com relação às suas dimensões , conforme revela a Figura V.2 (a) .

Um maior aumento revela e identifica a estrutura do glóbulo , constituído de martensita , segundo Figura V.2(b) . O diâmetro médio estimado dos glóbulos de martensita é da ordem de 40µm.

A microestrutura observada revela ainda a presença de pequenos glóbulos de carbonetos remanescentes , parcialmente identificados através de resultados de microanálises apresentados posteriormente neste capítulo.

a



b

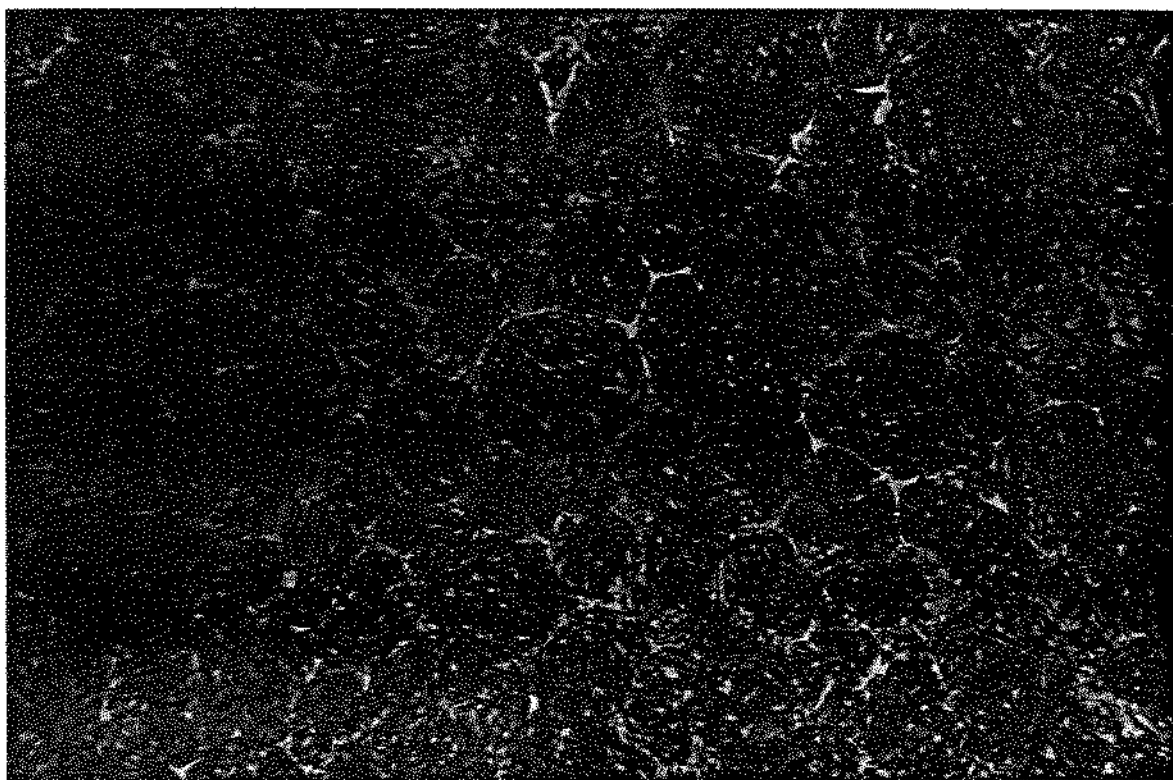


Figura V.2-Microestrutura do Aço M-2 , não adicionalmente deformado , tratado termicamente por 5 min na temperatura de 1280 °C . Aumentos - a) 125x b) 400x

A região entre glóbulos é ocupada por fases ricas em elementos de liga , indicando regiões de líquido na pasta.

A partir desta estrutura pode-se deduzir a constituição do material na situação de tratamento : glóbulos de austenita cercados por líquido enriquecido nos elementos de liga .

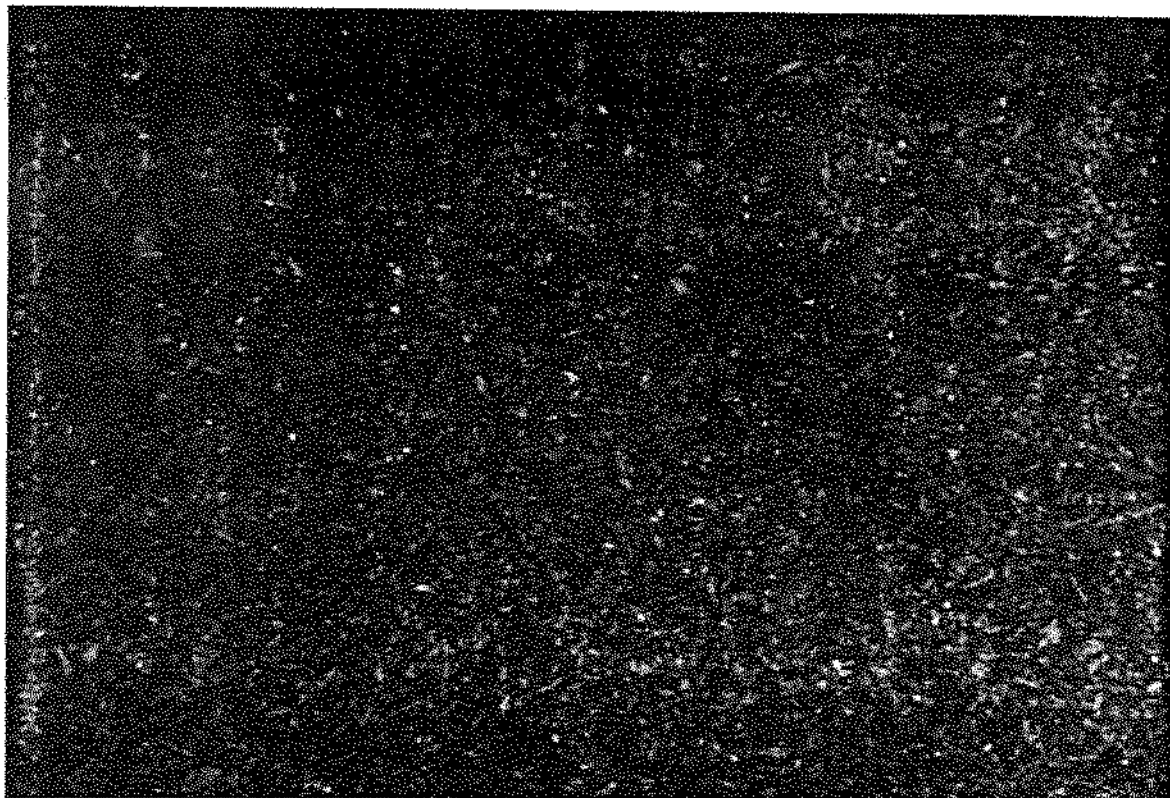
Pode-se , portanto , concluir que na temperatura de tratamento , o material apresenta características de pasta reofundida : suspensão de sólido globular em líquido.

A quantidade de líquido na pasta , o qual , após solidificação rápida , se apresenta como fase clara nos contornos de glóbulos martensíticos , é pequena. Segundo diagrama de fases apresentado anteriormente , na condição de equilíbrio à temperatura de 1280 °C , a liga deve apresentar cerca de 40% de líquido .

Nas Figuras V.3.(a) e (b) são apresentados os resultados obtidos para o tempo de tratamento de 10 min.

Pode-se observar uma estrutura homogênea (Figura 2.a), formada por glóbulos de reduzido diâmetro , de dimensão média aproximada 40 μ m de diâmetro . Observa-se pequena quantidade de líquido entre os glóbulos (Figura 2.b), que não parece ser maior do que a quantidade de líquido observada para a amostra tratada por 5 min nas mesmas condições . Pode-se notar também a presença de uma fase de contorno mais escura entre os glóbulos, indicando provavelmente a presença de líquido altamente concentrado nos elementos de liga do aço . A microanálise quantitativa desta fase revelou a presença de carbonetos .

a



b

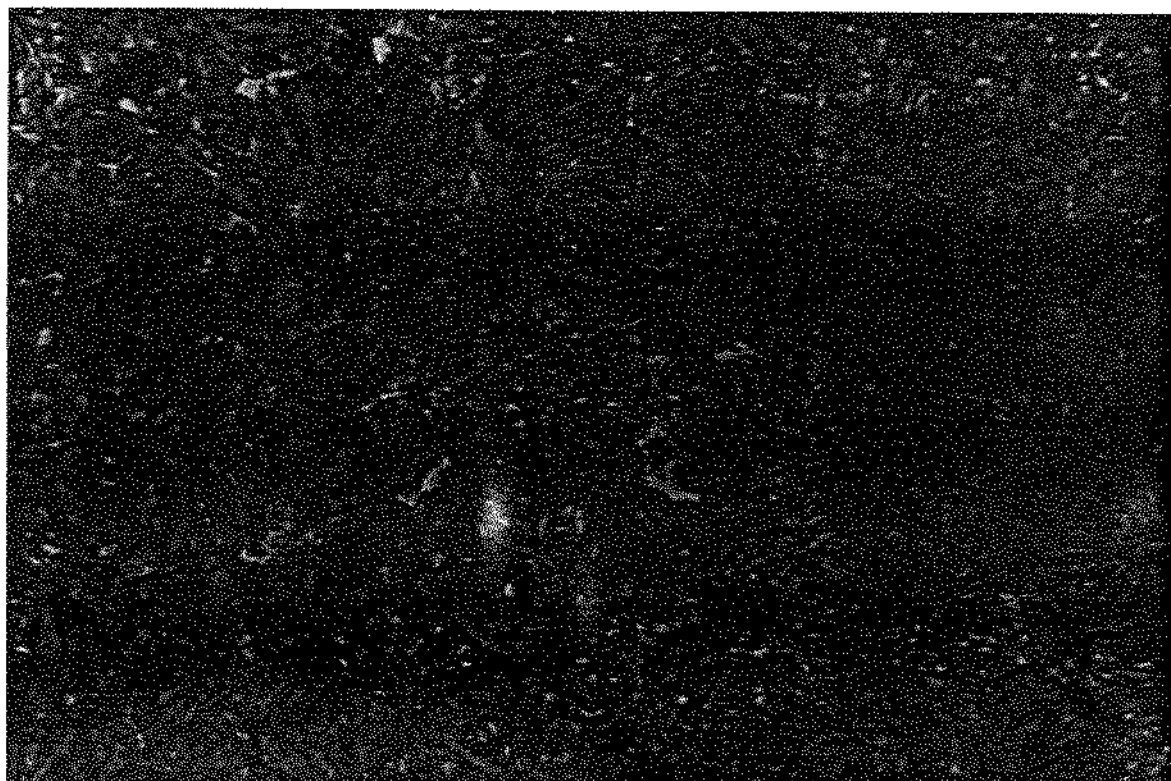


Figura V.3 - Microestrutura do aço M-2 não adicionalmente deformado , tratado termicamente por 10 min na temperatura de 1280 °C a) Aumento 125x b) Aumento 400x

Nas Figuras V.4.(a) e (b) é apresentada a microestrutura do material tratado termicamente por 20 min.

Podem ser observadas as fases escuras entre os glóbulos da fase martensítica (Figura V.4(b)) . A estrutura globular é homogênea , com pouca variação de tamanho dos glóbulos.

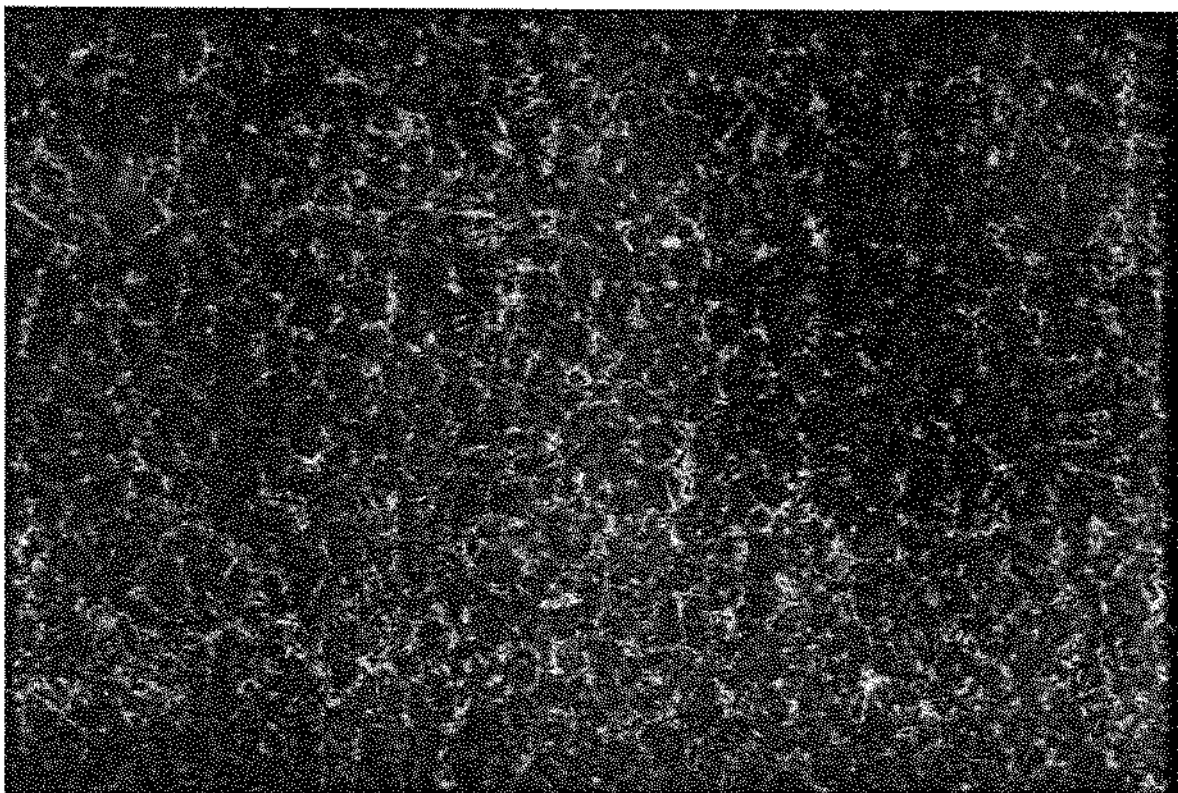
Pode ser observado que não houve variação sensível na quantidade de líquido presente na pasta .

As Figuras V.5 (a) e (b) apresentam os resultados obtidos para tratamentos de amostras nas mesmas condições de ausência de deformação prévia adicional e temperatura de 1280 °C, variando-se o tempo para 30 min.

Pode ser observada a semelhança do resultado obtido para o tempo 30 min com relação às estruturas obtidas para os menores tempos de tratamento : estrutura totalmente globularizada apresentando líquido entre contornos de grãos martensíticos .

Pode ser observada a aglutinação da fase líquida em poças , e a aproximação dos contornos dos glóbulos . Pode ser também observado o aumento das dimensões dos glóbulos , que apresentam agora cerca de 50 μm de diâmetro , bem como a redução de carbonetos no interior dos glóbulos martensíticos , remanescentes da estrutura original.

a



b

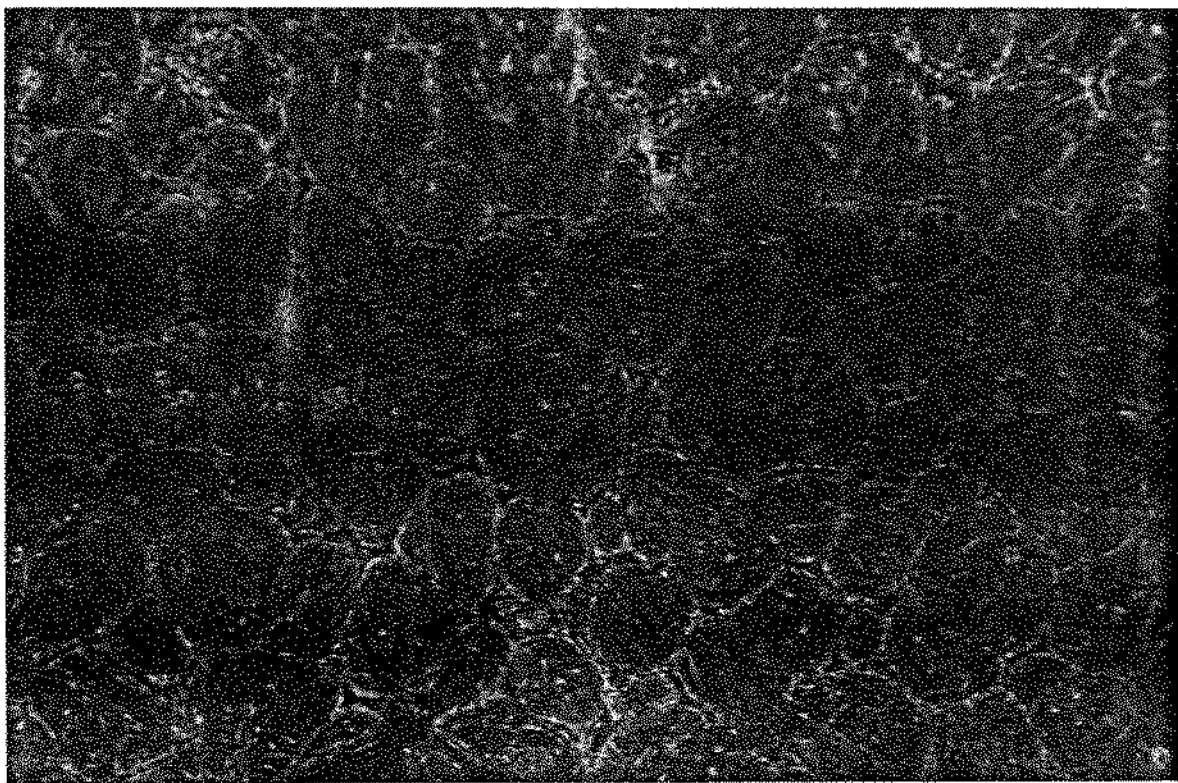
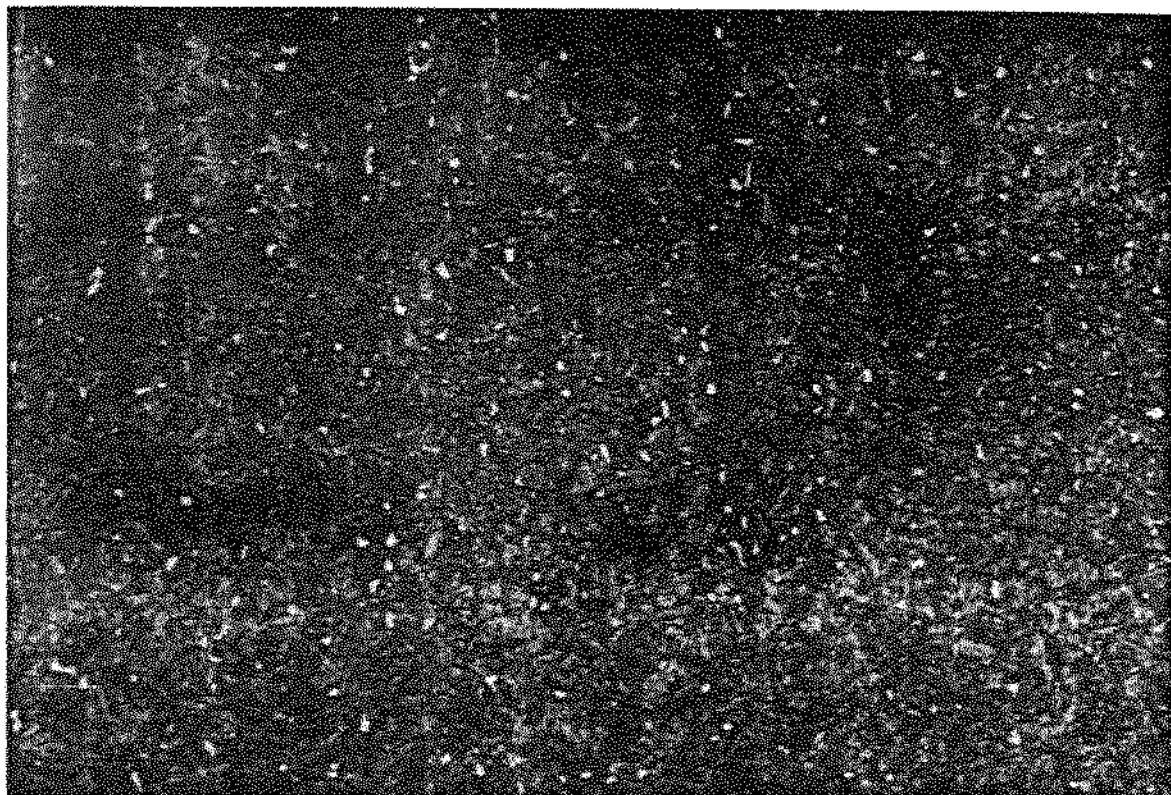


Figura U.4- Microestrutura do aço M-2 não adicionalmente deformado , tratado termicamente por 20 min na temperatura de 1280 °C - a) Aumento 125x b) 400x

a



b

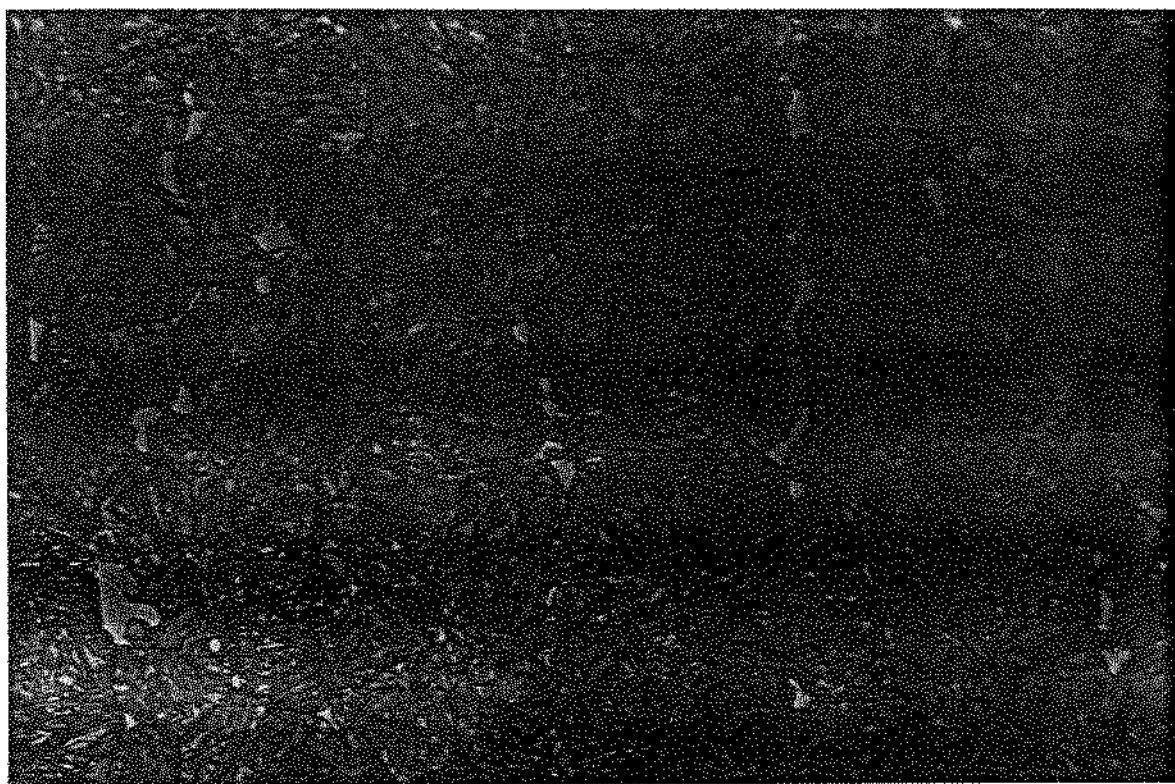


Figura V.5- Microestrutura do aço M-2 não adicionalmente deformado , tratado termicamente por 30 min a 1280 °C
a) 125x b) 400x

1.1.2- RESULTADOS OBTIDOS APÓS TRATAMENTO EM MATERIAL SUBMETIDO A DEFORMAÇÃO PRÉVIA ADICIONAL.

Como dito anteriormente , uma série de amostras foi tratada após deformação prévia adicional à condição de fornecimento , por compressão a frio .

Os resultados obtidos , quanto à modificação estrutural devido à manutenção isotérmica a 1280 °C são apresentadas a seguir.

Nas Figuras V.6.(a) e (b) é mostrada a estrutura do aço M-2 deformado ($\epsilon=50\%$) e tratado termicamente por 5 min na temperatura de 1280 °C.

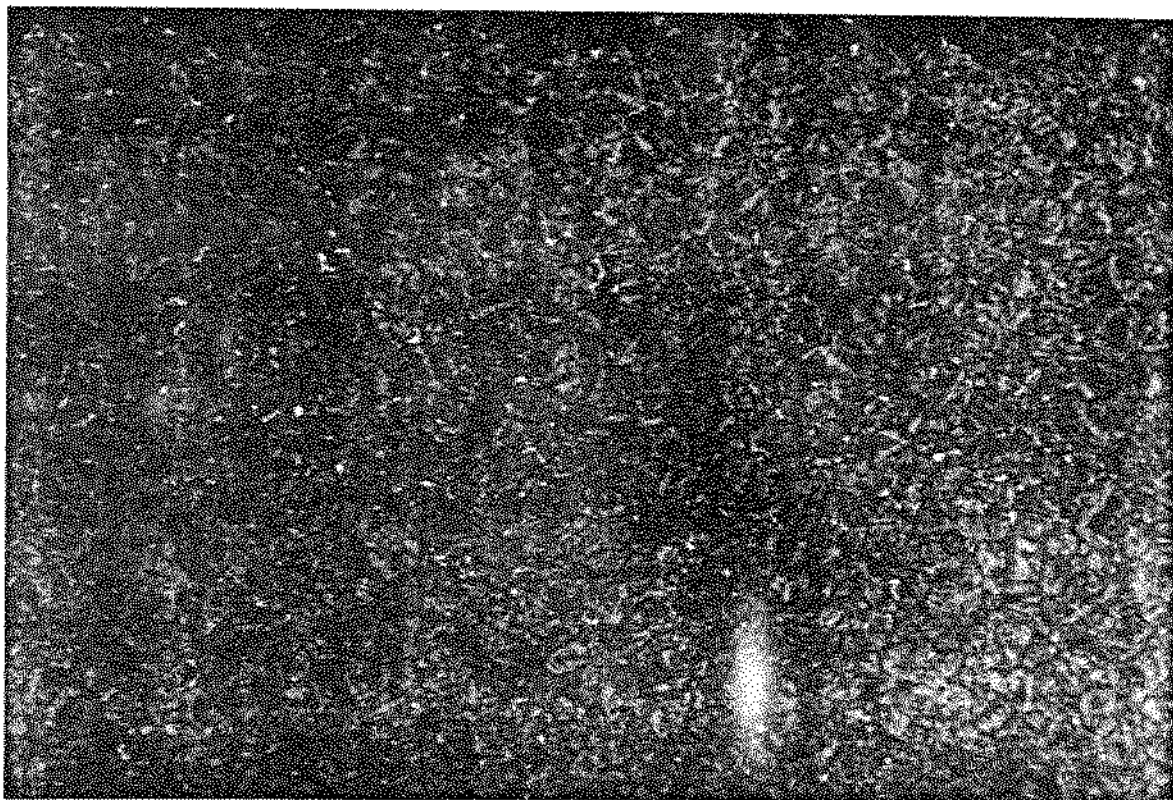
Pode ser observada a estrutura tipicamente globular , característica de refundidos, constituída por pequenos grãos sólidos (austenita na pasta , martensita no refundido solidificado rapidamente) , envoltos em líquido . Dimensões médias da ordem de 40 μm podem ser estimadas para os glóbulos.

A observação com maior aumento (Figura V.6 (b)) , revela a presença de pequenos glóbulos de carbonetos no interior e também em contornos de grãos martensíticos.

Nas figuras V.7 é apresentado o resultado obtido para 10 min de tratamento térmico.

Pode ser observada estrutura globular homogênea , formada por grãos de reduzidas dimensões e com pouca variação de tamanho (Figura V.7 (a)). É notada também a presença de carbonetos nos contornos e no interior dos glóbulos martensíticos. Não se observam variações sensíveis de estrutura , quando comparada a obtida após 5 min de tratamento , nas mesmas condições .

a



b

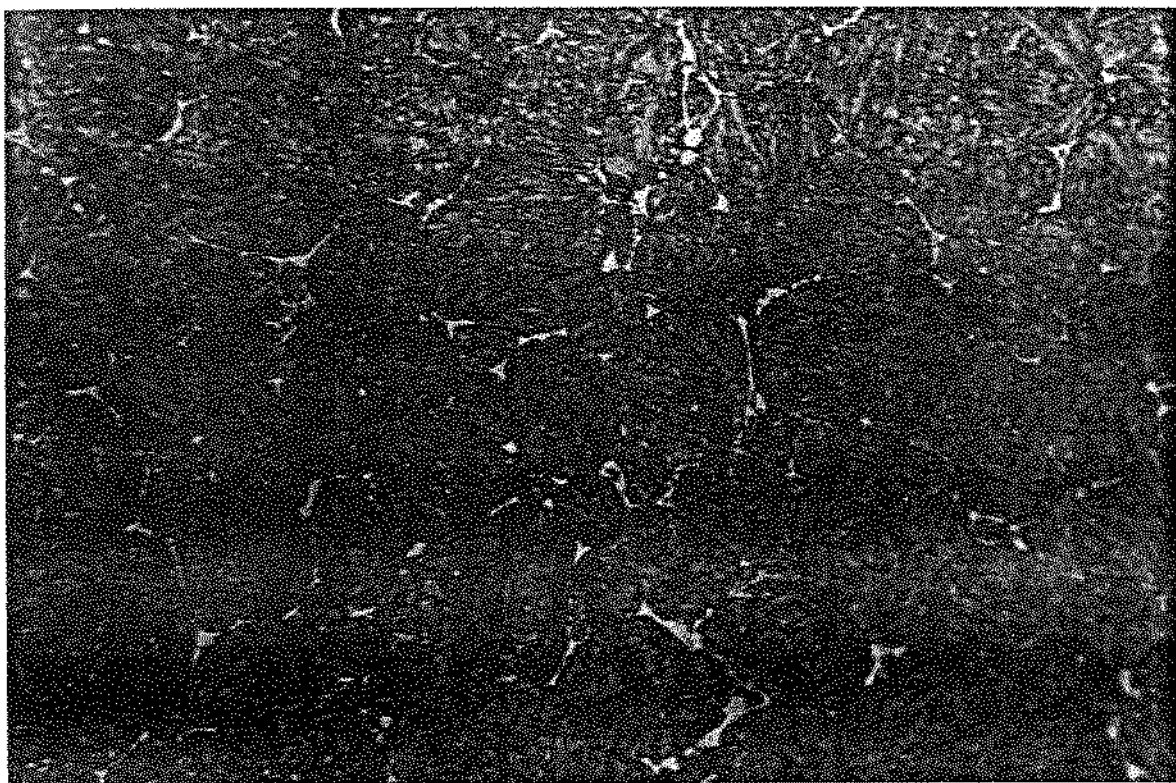


Figura V.6- Microestrutura do aço M-2 deformado , tratado termicamente por 5 min à temperatura de 1280 °C ,
a) 125x b) 400x

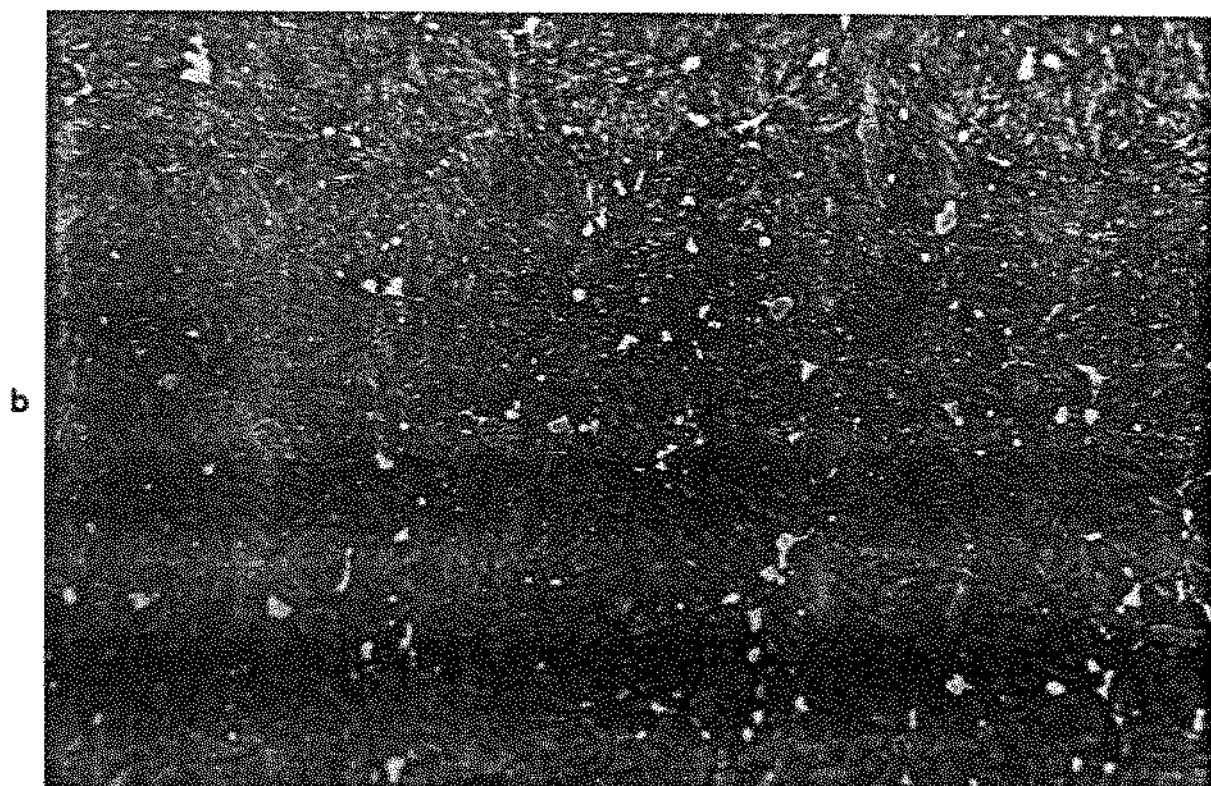
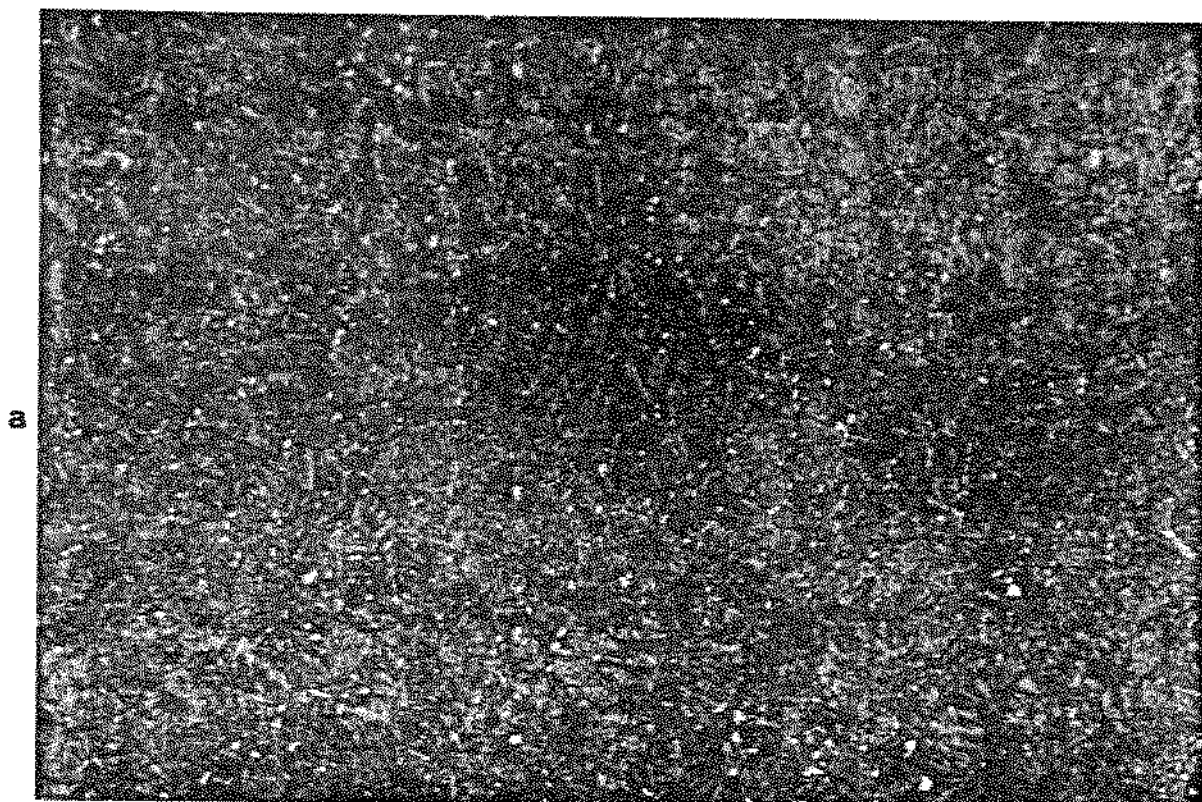


Figura V.7 - Microestrutura do aço M-2 adicionalmente deformado ,
tratado termicamente por 10 min na temperatura de 1280 °C ,
a) Aumento 125x b) Aumento 400x

Na Figura V.8.(a) e (b) é apresentada a microestrutura do aço M-2 resultante de tratamento térmico nas mesmas condições anteriores somente aumentando-se o tempo de manutenção para 20 minutos.

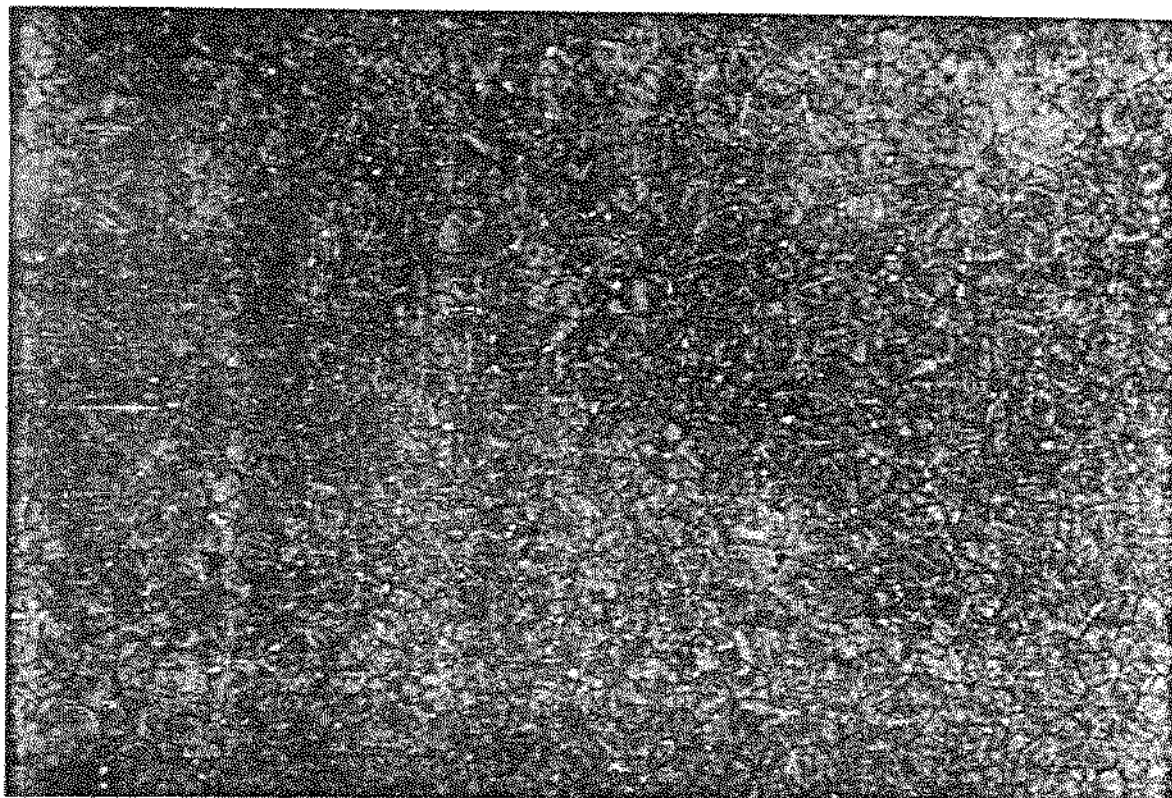
A estrutura globular resultante é semelhante às obtidas nas condições anteriores (5 , 10 min) , diferenciando levemente quanto às dimensões dos glóbulos martensíticos (tendendo a aumentar de diâmetro) , à localização da fase líquida (tendendo a empocar) e à quantidade de carbonetos remanescentes (tendendo à redução) . Estas tendências parecem se evidenciar com o aumento do tempo de tratamento , conforme observado na Figura V.9

Esta Figura apresenta os resultados obtidos para 30 min de tratamento.

Pode ser observado que os glóbulos obtidos neste caso são de maiores dimensões (diâmetro médio da ordem de $60\ \mu\text{m}$) que os resultantes de menores tempos de tratamento ; a estrutura , porém, continua sendo homogênea, formada por glóbulos com pequena variação de tamanho (Figura 9.(a)).

Pode ainda ser observada a presença de líquido como poças entre os glóbulos e de pequenos carbonetos , tanto no interior como nos contornos dos grãos da fase martensítica.

a



b

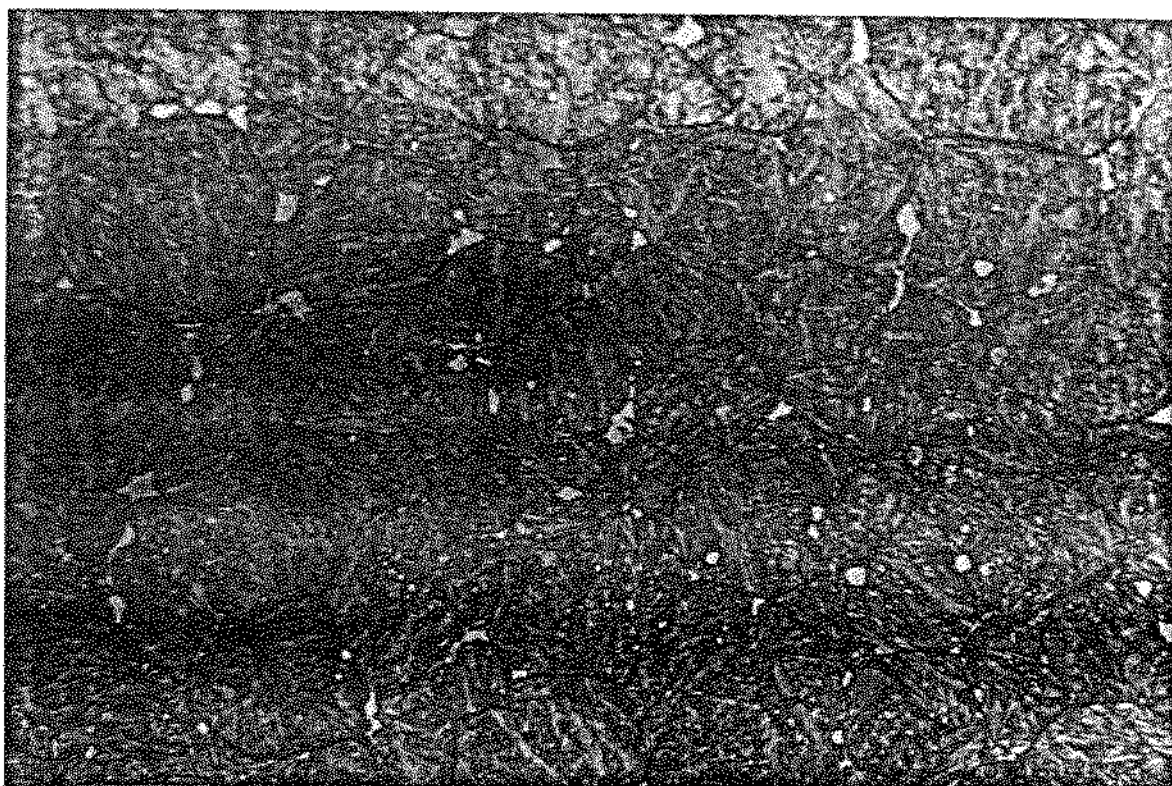


Figura V.8 - Microestrutura do aço M-2 adicionalmente deformado , tratado termicamente por 20 min na temperatura de 1280°C , a) Aumento 125x b) Aumento 400x

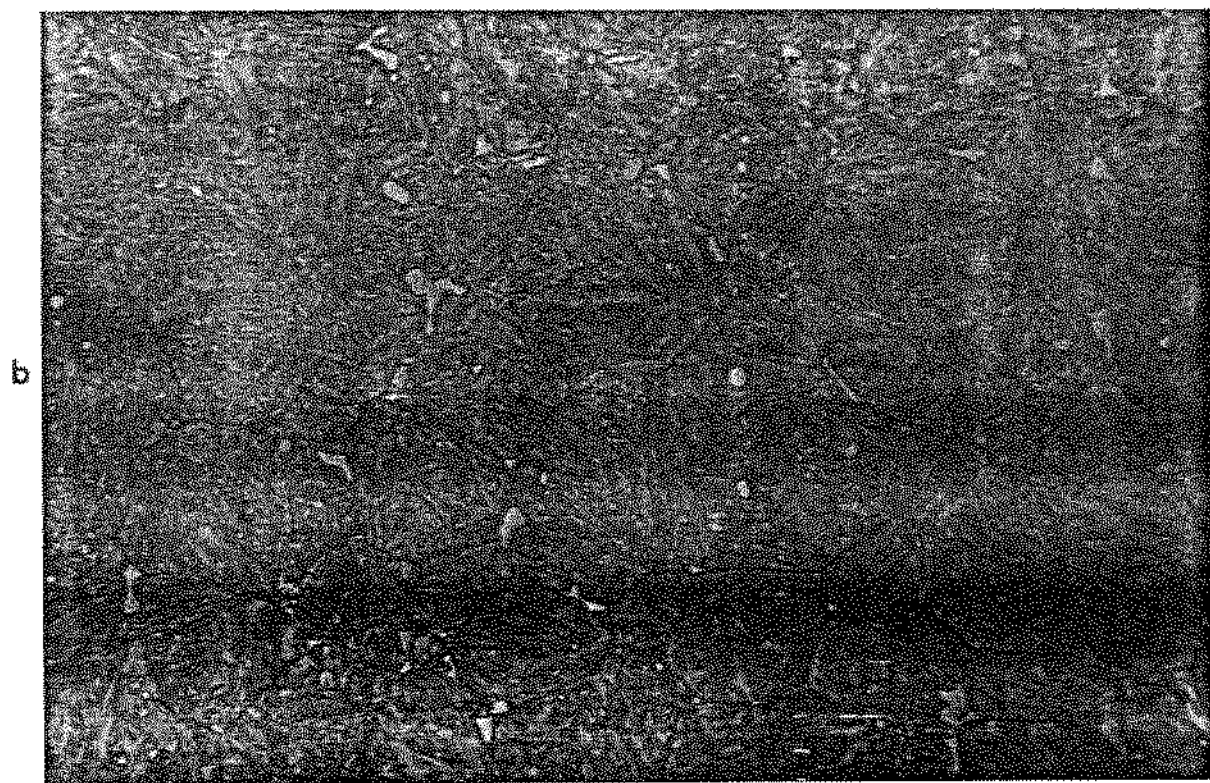
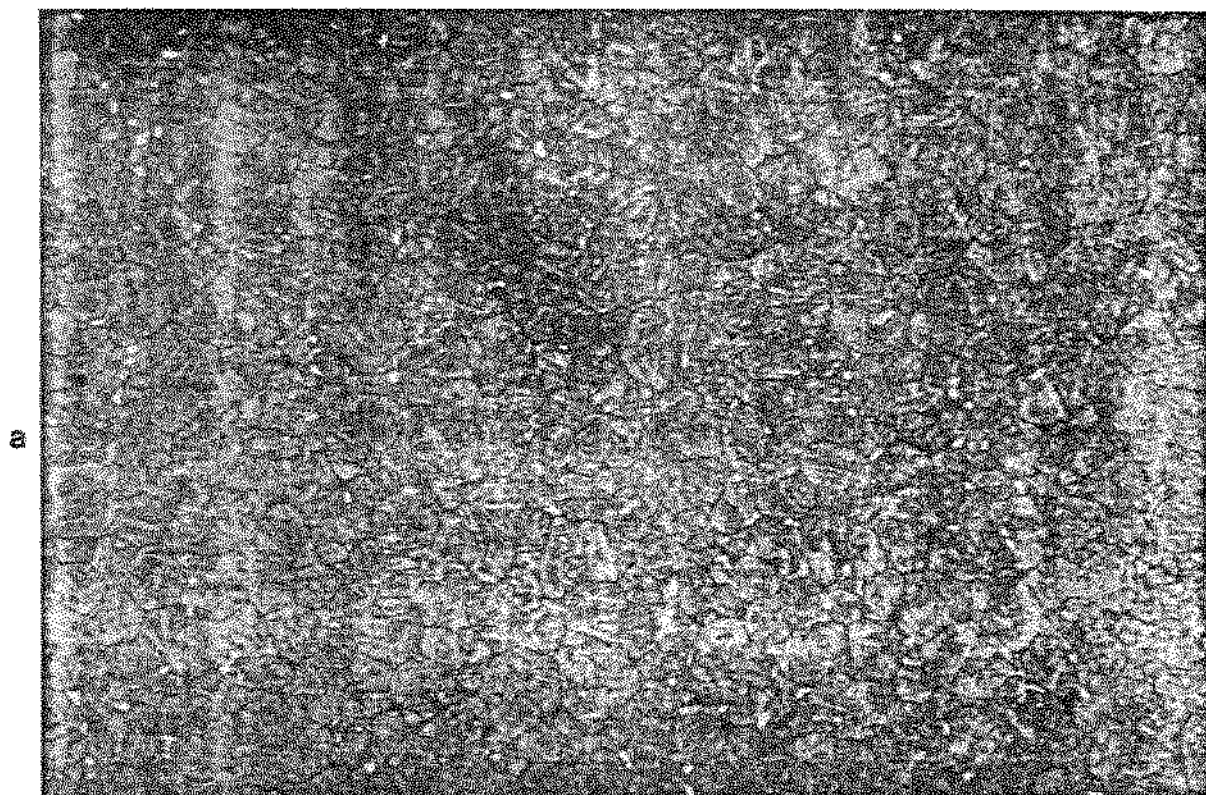


Figura V.9 - Microestrutura do aço M-2 adicionalmente deformado , tratado termicamente por 30 min na temperatura de 1280°C , a) Aumento 125x b) Aumento 400x

1.2 TRATAMENTOS A 1325 °C

Também a esta temperatura foram efetuadas duas séries de experimentos ; uma delas utilizando material no estado como fornecido e outra série utilizando amostras do material deformado previamente.

Os resultados obtidos são apresentados a seguir.

1.2.1- RESULTADOS OBTIDOS APÓS TRATAMENTO EM MATERIAL NA CONDIÇÃO DE FORNECIMENTO (SEM DEFORMAÇÃO ADICIONAL POR COMPRESSÃO).

Nas Figuras V.10 (a) e (b) é apresentada a estrutura do aço M-2 tratado termicamente por 5 min nas condições indicadas.

Pode ser observada uma estrutura constituída de glóbulos martensíticos cercados por uma fase rica em elementos de liga, conforme microanálises efetuadas , a qual se pode inferir ser líquido no momento do resfriamento.

Os glóbulos se apresentam com diâmetro médio de cerca de 55 μm . É possível notar ,pela observação da Figura V.10 (b) , uma quantidade maior de líquido entre os glóbulos e também melhor esfericidade dos grãos martensíticos , quando comparados com as estruturas obtidas para a menor temperatura de tratamento, , pelo mesmo tempo e nas mesmas condições de deformação prévia.

Segundo diagrama de fases do aço em análise , à temperatura de 1325 °C deve corresponder uma fração líquida da ordem de 60% .

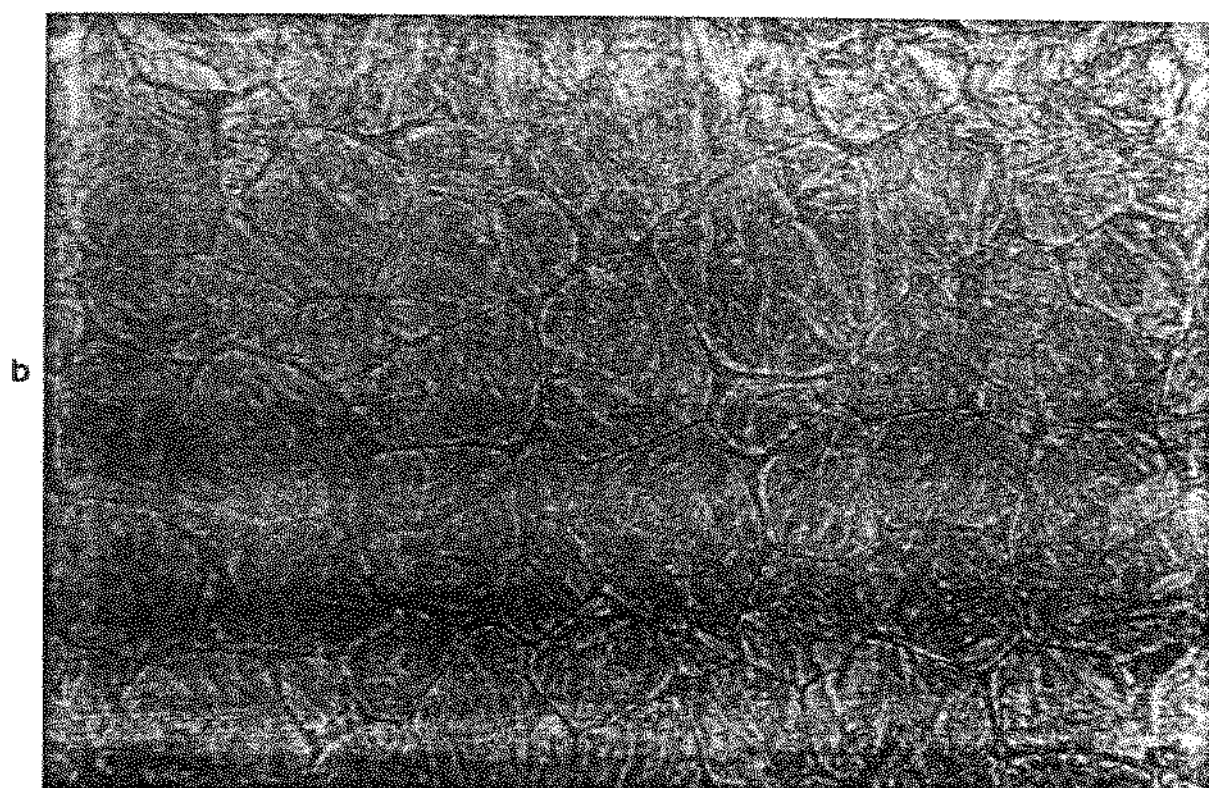
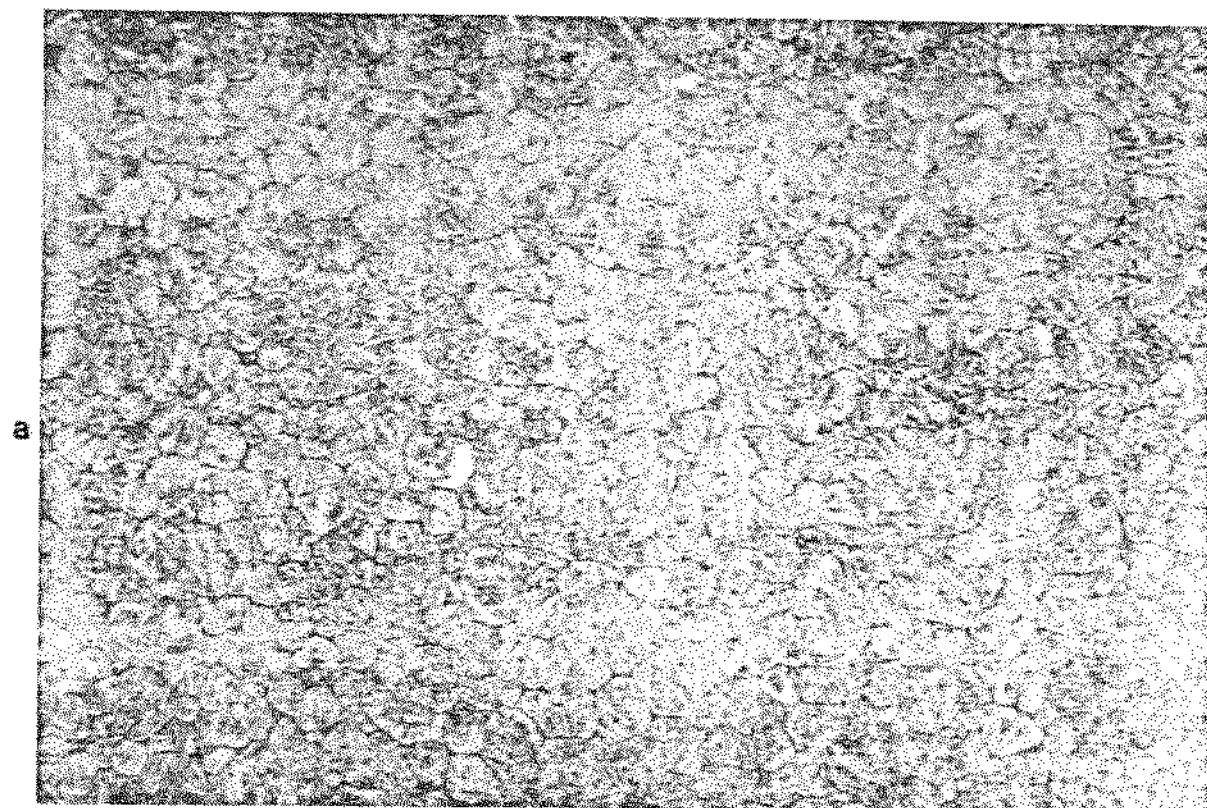


Figura V.10 - Microestrutura do aço M-2 não adicionalmente deformado , tratado termicamente por 5 min na temperatura de 1325 °C . a) Aumento 125x b) Aumento 400x

As Figuras V.11 (a) e (b) apresentam a estrutura obtida após 10 min de tratamento do aço M-2 nas condições indicadas (sem deformação adicional prévia e temperatura de tratamento de 1325 °C) .

Pode ser observada uma estrutura bastante homogênea , formada por glóbulos de dimensões semelhantes às obtidas para o menor tempo de tratamento. Pode ainda ser observada a presença de raros carbonetos no interior dos glóbulos de martensita ; quanto à quantidade de fase líquida , pode-se dizer que o aumento do tempo , de 5 para 10 minutos , não significou um sensível aumento no seu valor.

As Figuras seguintes V.12 (a) e (b) apresentam a estrutura obtida após 20 minutos de tratamento .

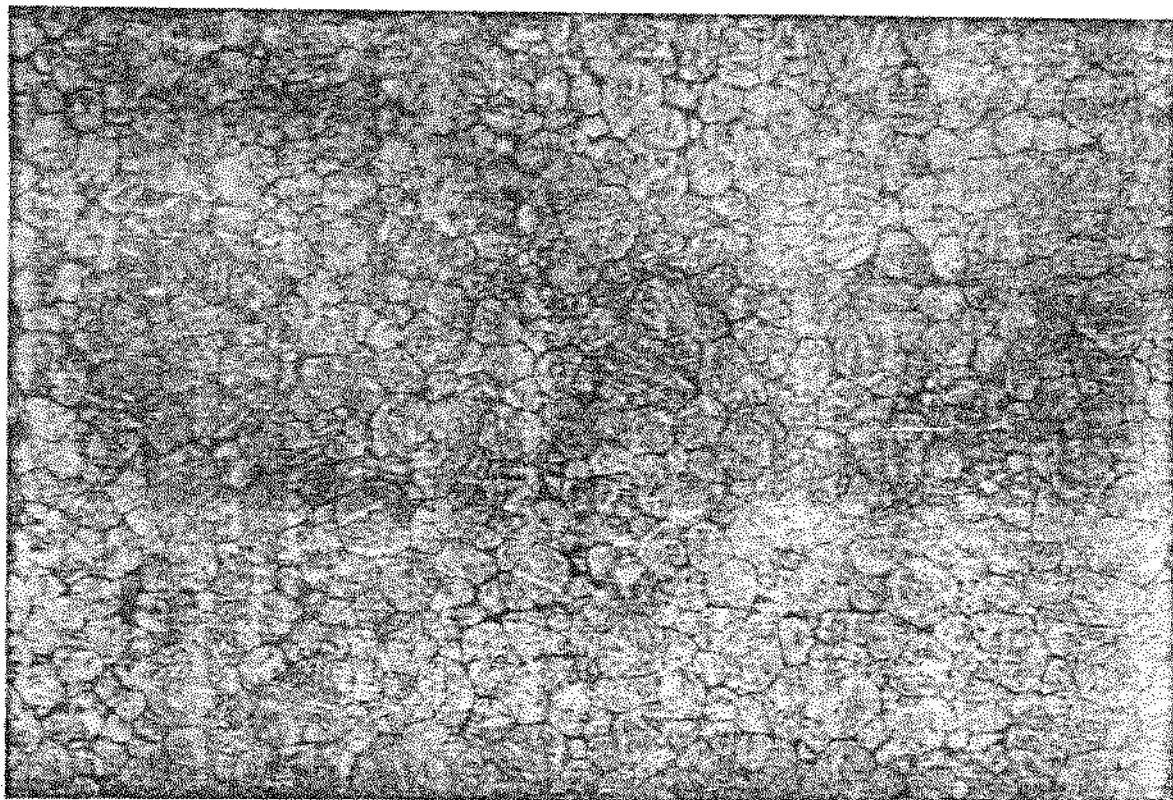
Pode-se observar claramente que os glóbulos são de maiores dimensões que os obtidos para tempos de tratamento menores ; uma certa tendência à aglomeração dos glóbulos pode ser notada. Este fenômeno é melhor observado pela análise da microestrutura da Figura V.13 (b) .

Nesta é apresentada a microestrutura do aço M-2 quando submetido a um tempo de tratamento térmico de 30 min.

Pode ser claramente observado o crescimento dos glóbulos (que apresentam agora diâmetro médio da ordem de 70 μm) , e a "expulsão" de líquido para regiões localizadas e não mais circundando todo o glóbulo da fase martensita.

Pode ser observado também , quando comparadas as estruturas da Figura V.10 com V.13 , uma predominância de glóbulos grandes sobre os

a



b

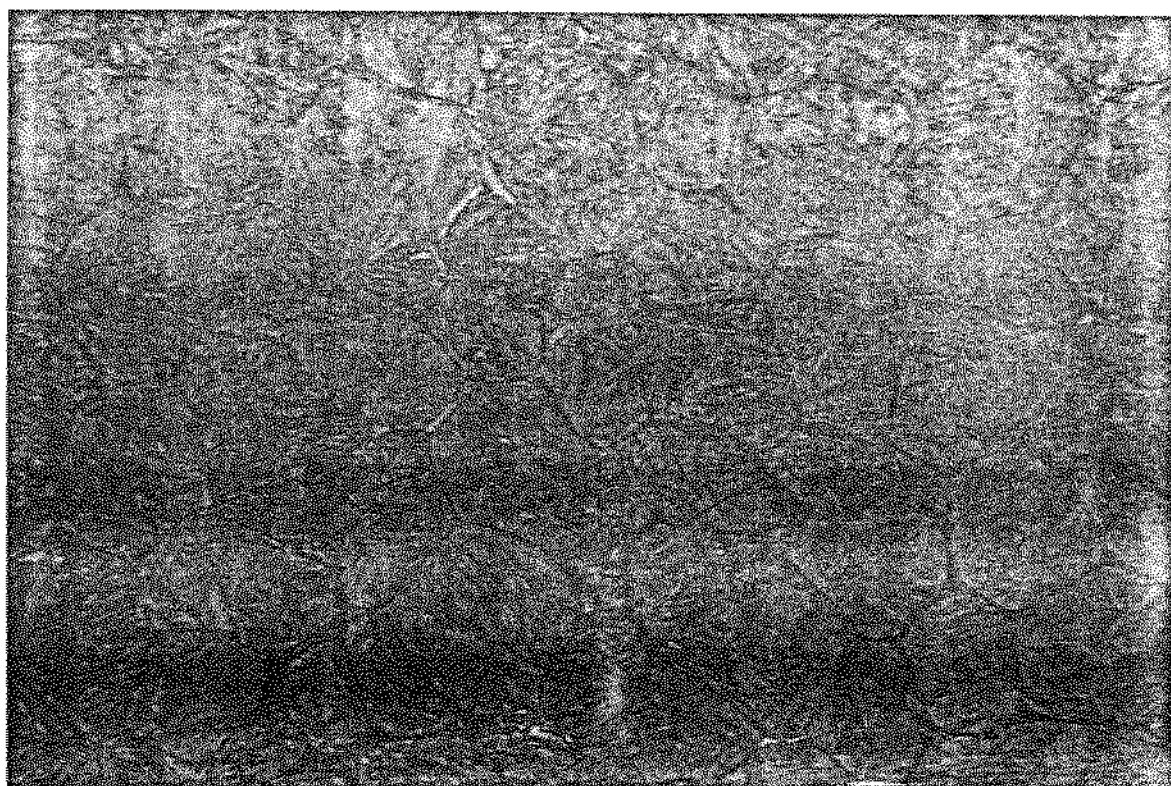
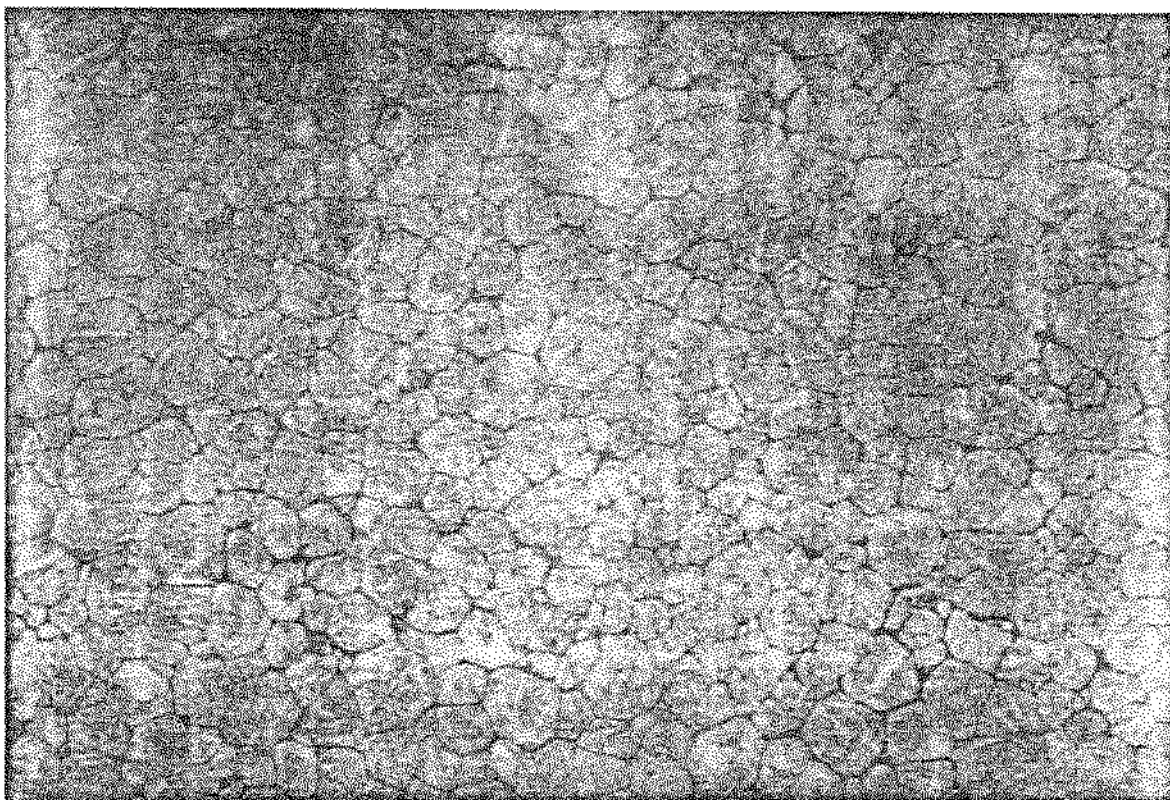


Figura V.11 - Microestrutura do aço M-2 não adicionalmente deformado , tratado termicamente por 10 min na temperatura de 1325 °C. a) Aumento 125x b) Aumento 400x

a



b

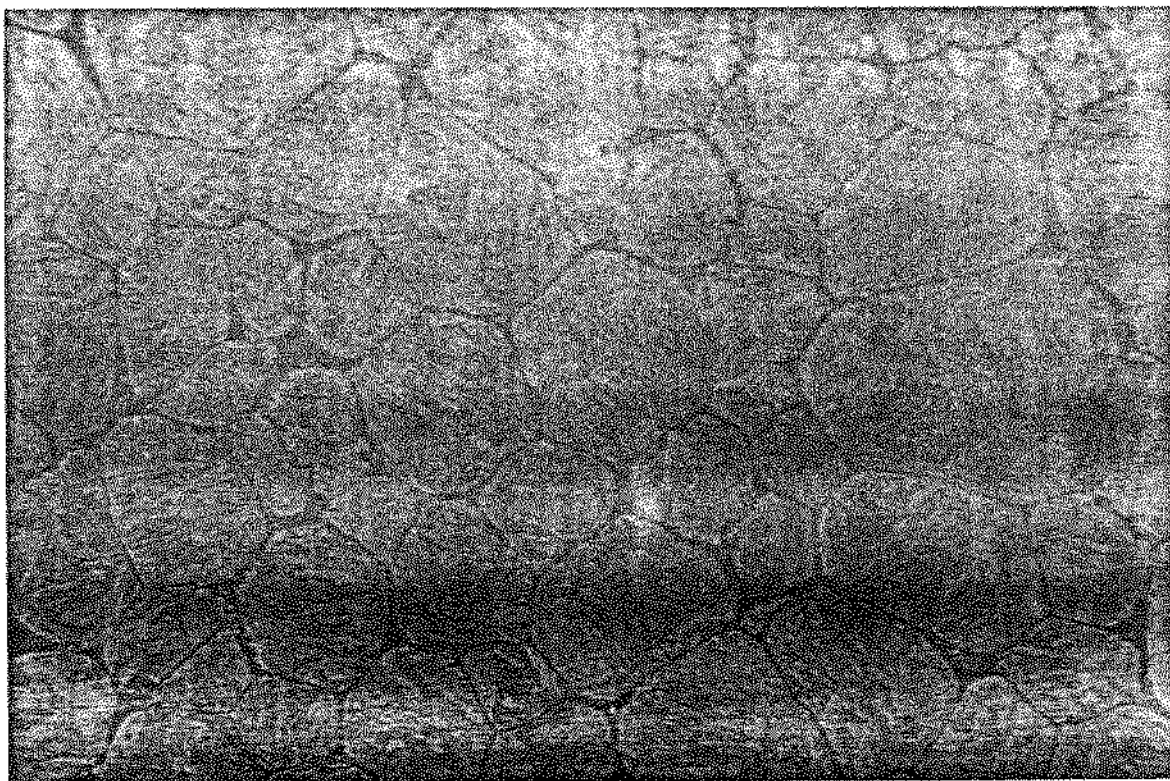


Figura V.12 - Microestrutura do aço M-2 não adicionalmente deformado , tratado termicamente por 20 min na temperatura de 1325 °C . a) Aumento 125x b) Aumento 400x

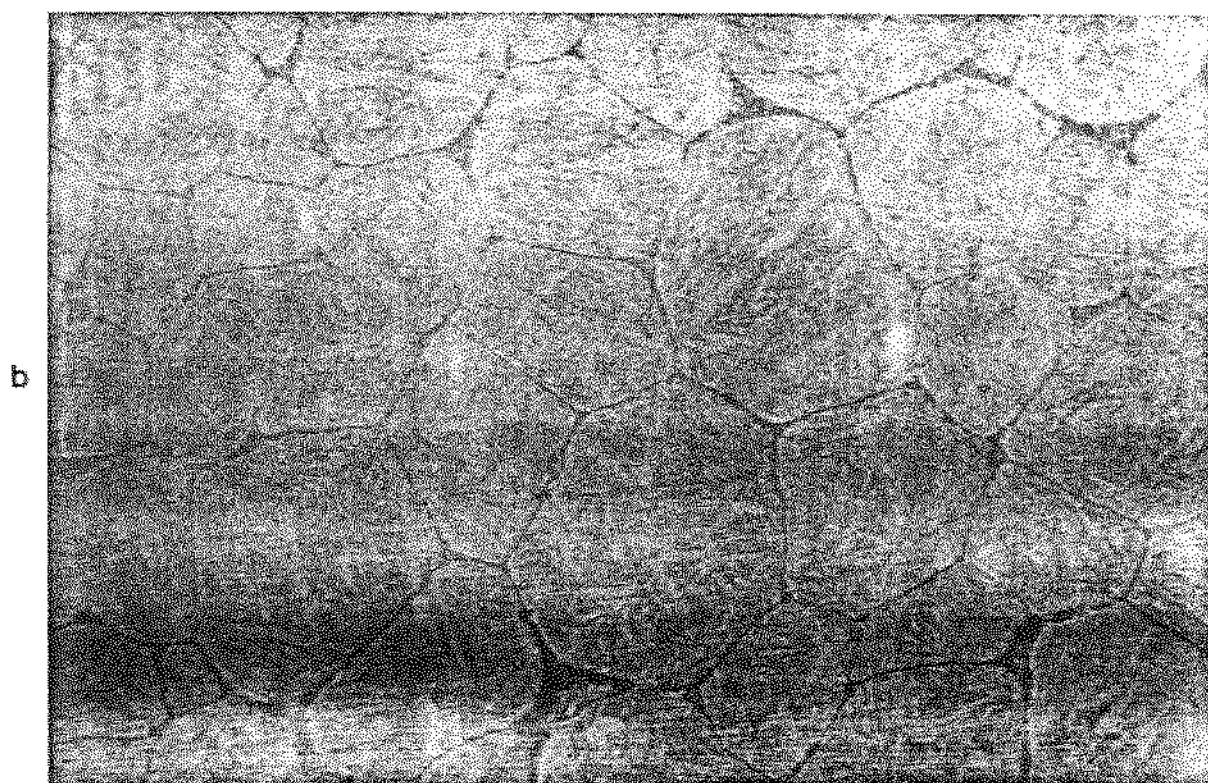


Figura V.13 - Microestrutura do aço M-2 não adicionalmente deformado , tratado termicamente por 30 min na temperatura de 1325°C . a) Aumento 125x b) Aumento 400x

pequenos , ou seja , os glóbulos pequenos tendem a desaparecer, com o aumento do tempo de tratamento. Raríssimos carbonetos podem ser observados no interior dos glóbulos de martensita , após 30 min de tratamento térmico a 1325 °C.

1.2.2- RESULTADOS OBTIDOS APÓS TRATAMENTO EM MATERIAL SUBMETIDO A DEFORMAÇÃO PRÉVIA ADICIONAL.

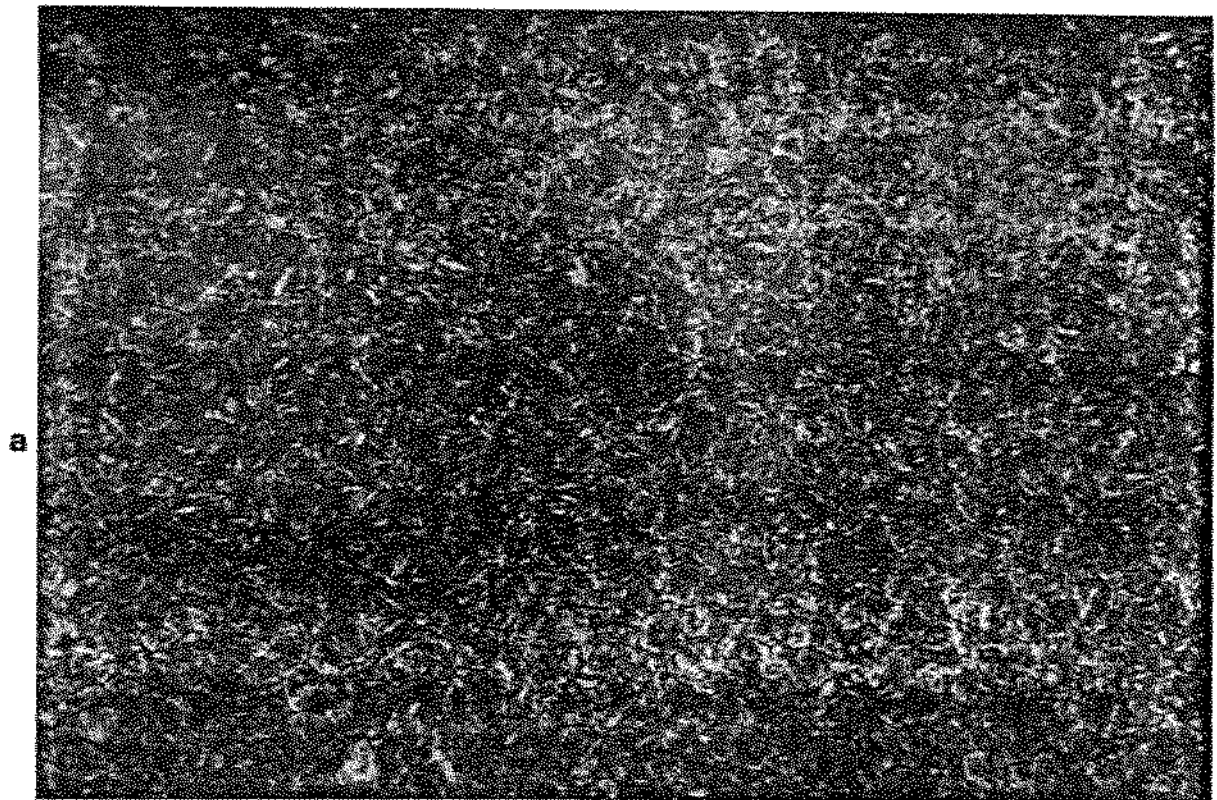
As micrografias apresentadas nas Figuras V.14 mostram o resultado obtido após tratamento a 1325 °C , por 5 minutos , do aço M-2 submetido a 50 % de deformação por compressão.

Pode ser observada uma estrutura homogênea , formada por glóbulos pequenos e com pouca variação na distribuição de tamanhos (Figura V.14 (a)).

Observando tal microestrutura com maior aumento , pode-se notar sua semelhança com a estrutura obtida para o mesmo tempo de tratamento , à mesma temperatura , porém em amostras não deformadas: pode ser verificada boa esfericidade nos glóbulos de martensita e a presença de razoável quantidade de líquido em seus contornos. Raros carbonetos podem ser observados no interior do grão martensítico.

Os glóbulos , no entanto , parecem apresentar menor diâmetro médio para a maior temperatura de tratamento .

Nas Figuras V.15 (a) (b) vemos a estrutura do aço M-2 , tratado termicamente por 10 minutos.



b

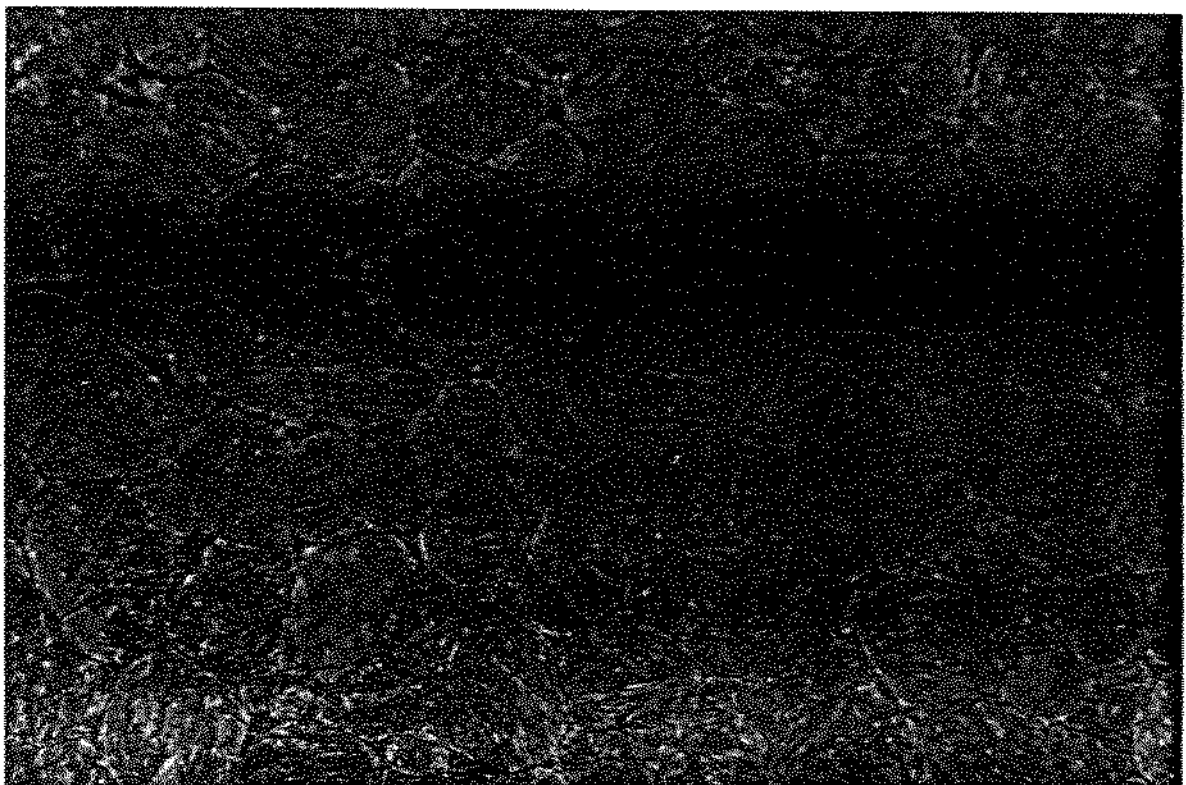
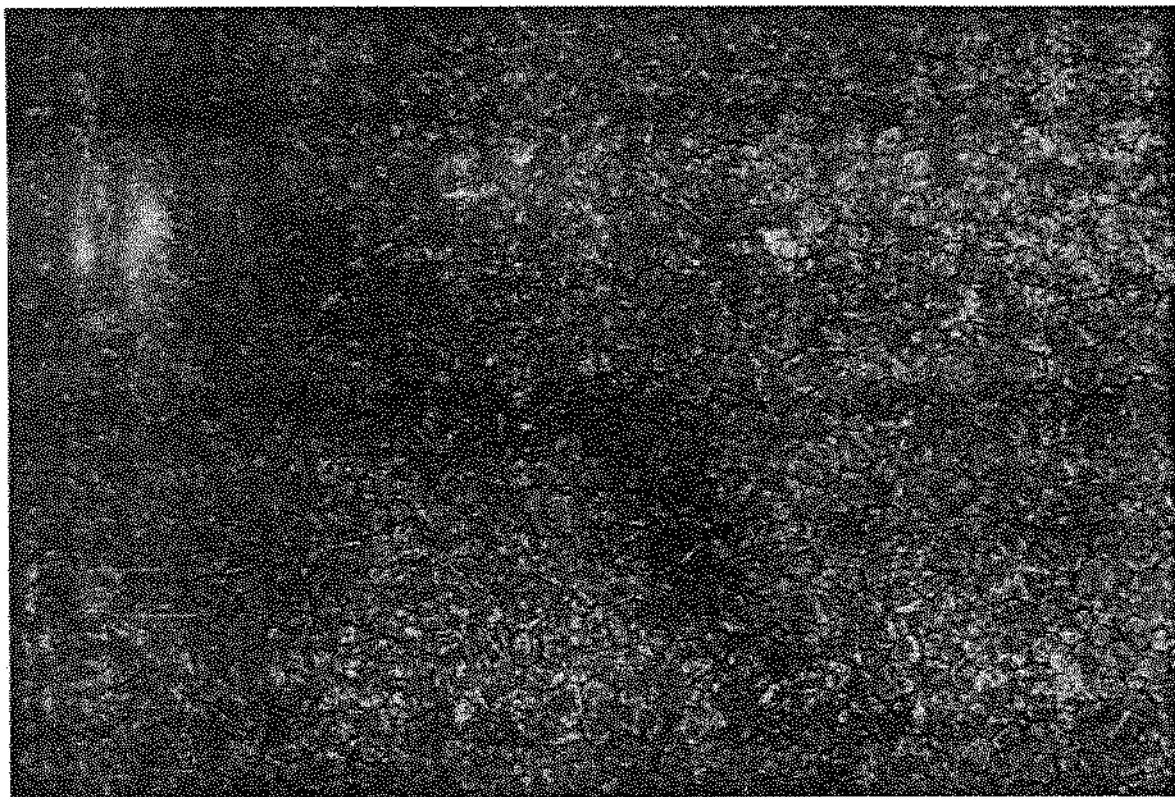


Figura V.14 - Microestrutura do aço M-2 adicionalmente deformado , tratado termicamente por 5 min na temperatura de 1325°C . a) Aumento 125x b) Aumento 400x

a



b

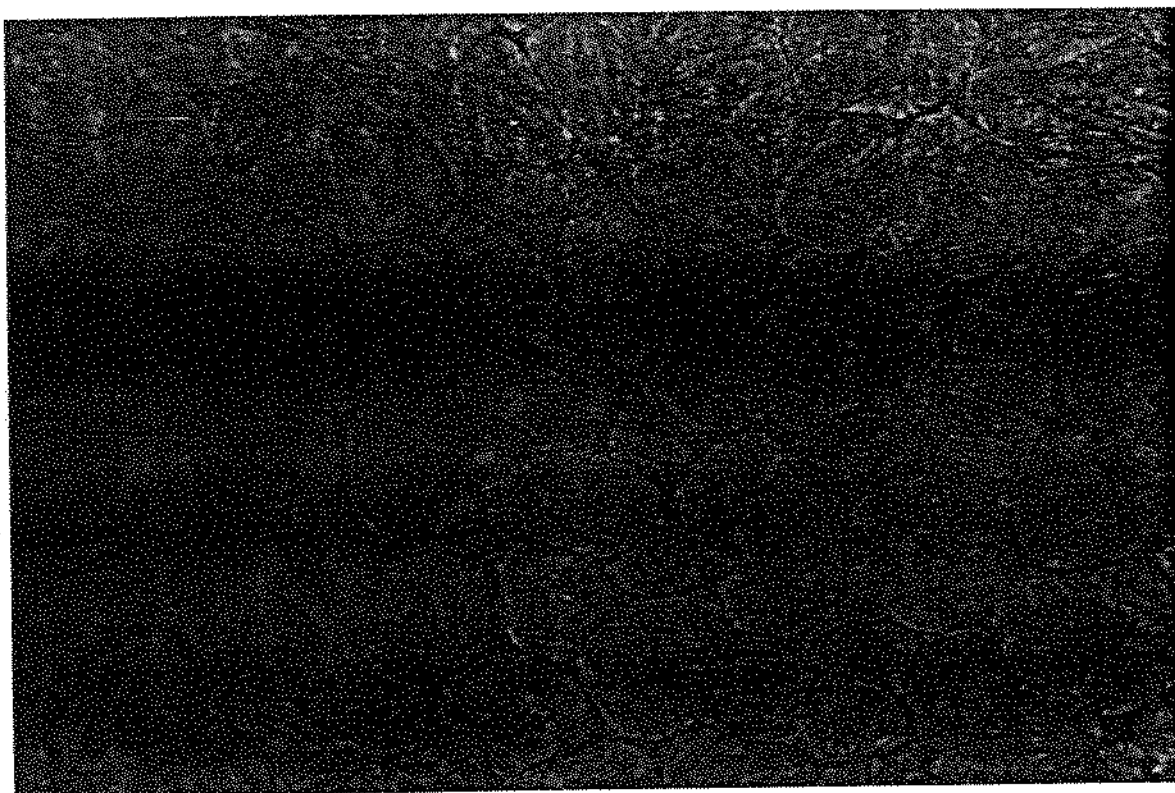
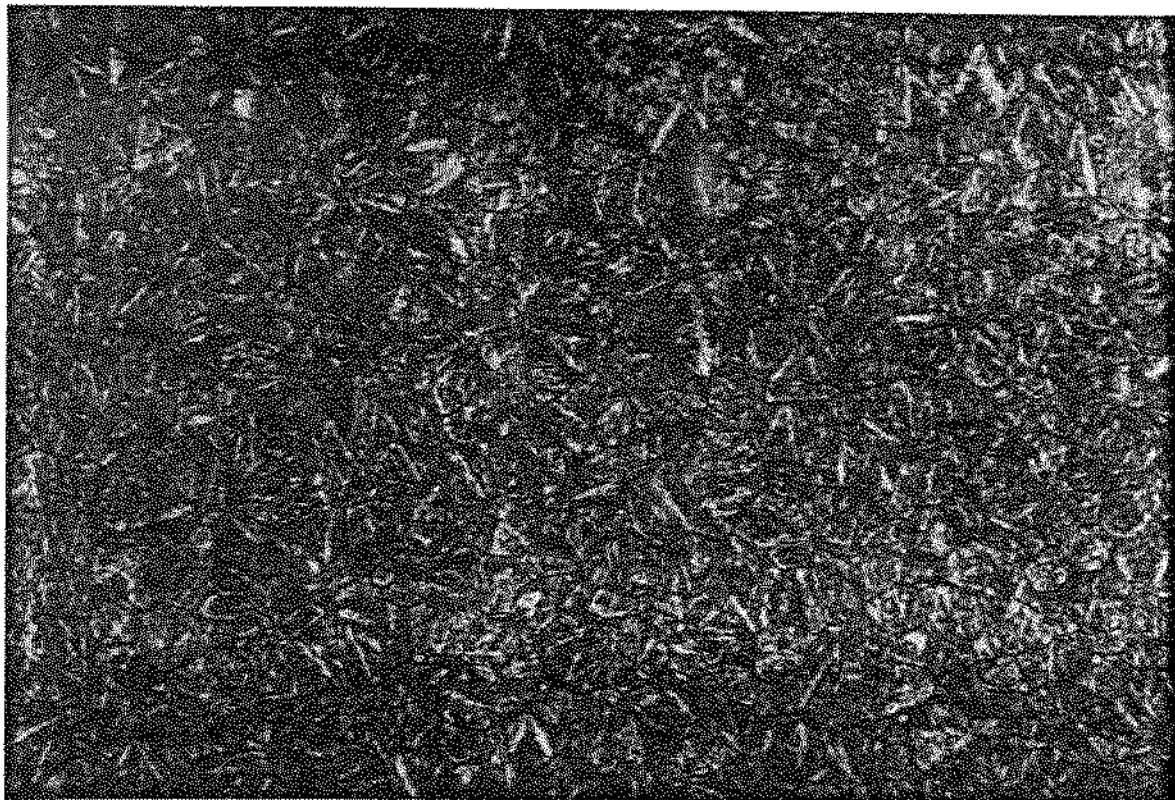


Figura V.15 - Microestrutura do aço M-2 adicionalmente deformado , tratado termicamente por 10 min na temperatura de 1325 °C . a) Aumento 125x b) Aumento 400x

Observa-se uma estrutura bastante similar à obtida para 5 minutos de tratamento. A tendência ao crescimento dos glóbulos de austenita, no líquido, durante sua manutenção a 1325 °C, pode ser claramente observada nas microestruturas apresentadas nas Figuras V.16 e V.17.

Nas Figuras V.16 (a) e (b) é mostrada a estrutura obtida após um tratamento térmico de 20 minutos, enquanto as figuras V.17 (a) e (b) mostram a microestrutura do aço M-2 obtida após tratamento a 1325 °C por 30 minutos. Glóbulos de grandes dimensões podem ser observados no último caso (diâmetro médio da ordem de 65 μm), quando comparados com as dimensões dos glóbulos obtidos do mesmo material tratado por 5 minutos apenas (no caso, diâmetro médio da ordem de 40 μm). Raríssimos carbonetos podem ser encontrados no interior de alguns glóbulos. Também neste caso pode ser notada uma tendência ao empocamento de líquido entre os glóbulos, ao invés de sua presença molhando todo o contorno dos grãos martensíticos.

a



b

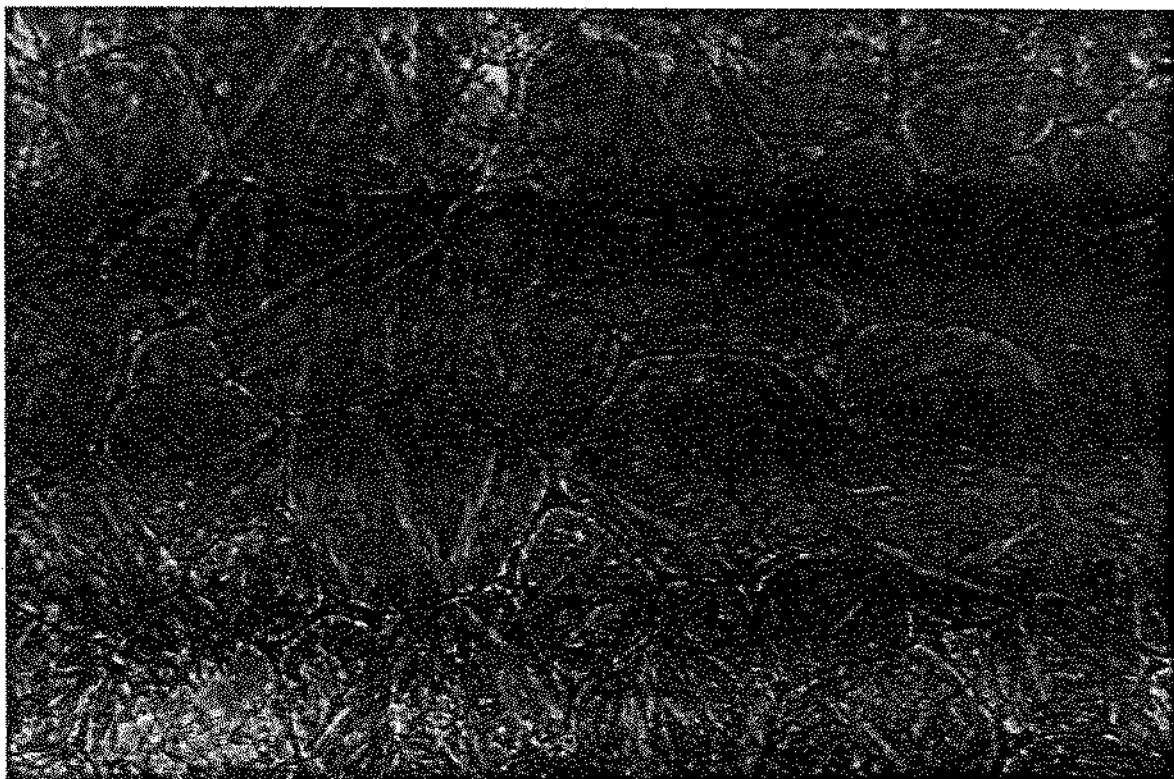


Figura U.16 - Microestrutura do aço M-2 adicionalmente deformado , tratado termicamente por 20 min na temperatura de 1325 °C . a) Aumento 125x b) Aumento 400x

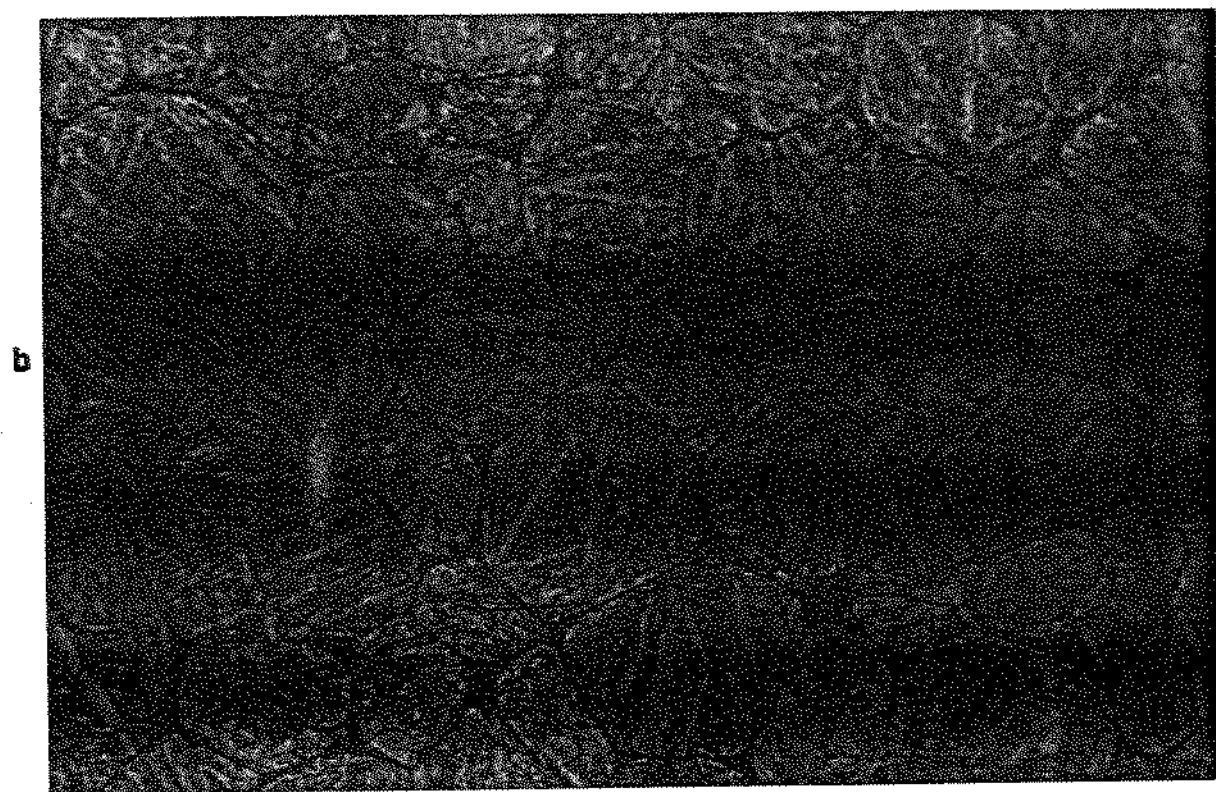
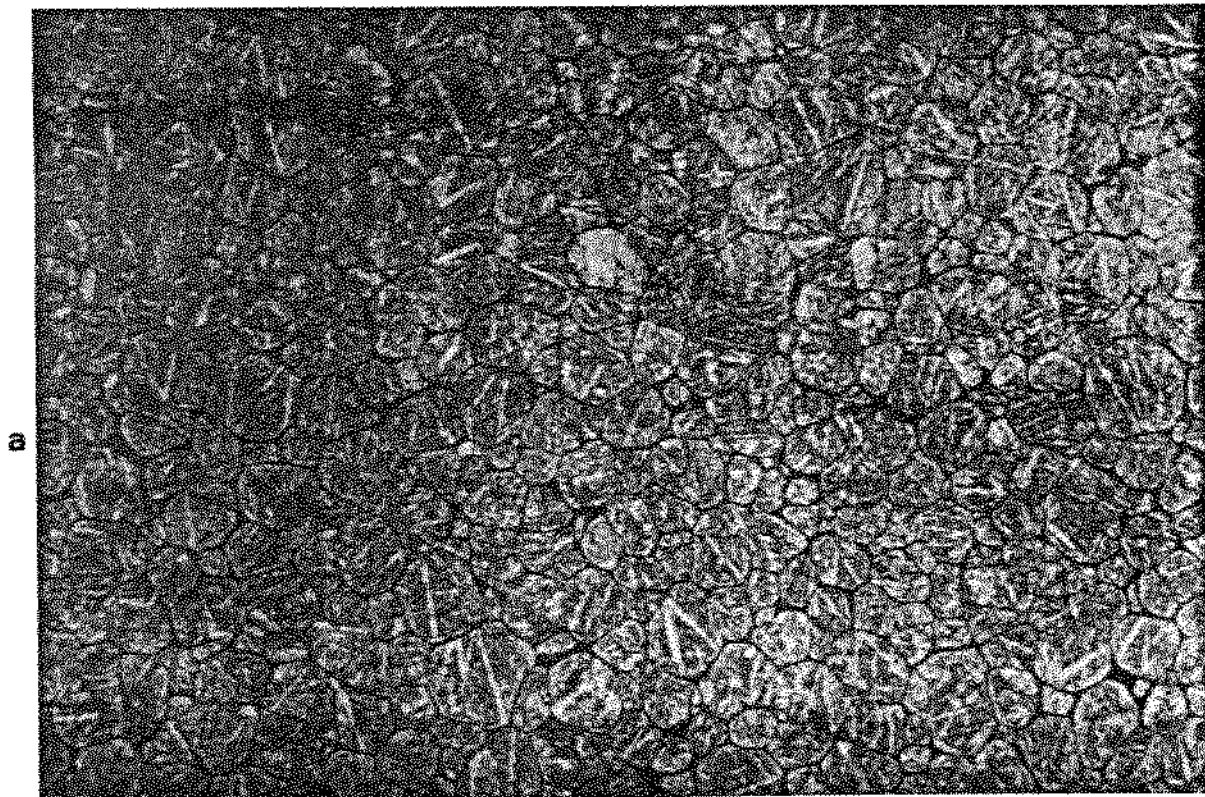


Figura V.17 - Microestrutura do aço M-2 adicionalmente deformado , tratado termicamente por 30 min na temperatura de 1325°C . a) Aumento 125x b) Aumento 400x

2-RESULTADOS DE MICROANÁLISES

2.1-VARREDURA NOS GLÓBULOS

Com a finalidade de se observar o perfil de microsegregação dos elementos de liga na estrutura reofundida obtida , foram realizadas várias microanálises quantitativas em glóbulos previamente escolhidos, em amostras específicas.

A escolha do glóbulo para a microanálise foi baseada , principalmente , nas suas dimensões ; procurou-se escolher um glóbulo com diâmetro similar ao diâmetro médio apresentado pela estrutura , de modo a torná-lo representativo desta estrutura em questão.

As amostras escolhidas para análise foram tratadas à maior temperatura utilizada neste trabalho (1325 °C) , pelos tempos de 5 e 20 minutos.

Na Figura V.18 são apresentadas as distribuições dos elementos Cr , W , Mo , e V no interior do glóbulo martensítico , para a amostra tratada por 5 min a 1325 °C.

Os valores aproximados dos teores desses elementos , a partir do centro para a borda do glóbulo , obtidos por microanálise quantitativa , são apresentados na tabela V.2

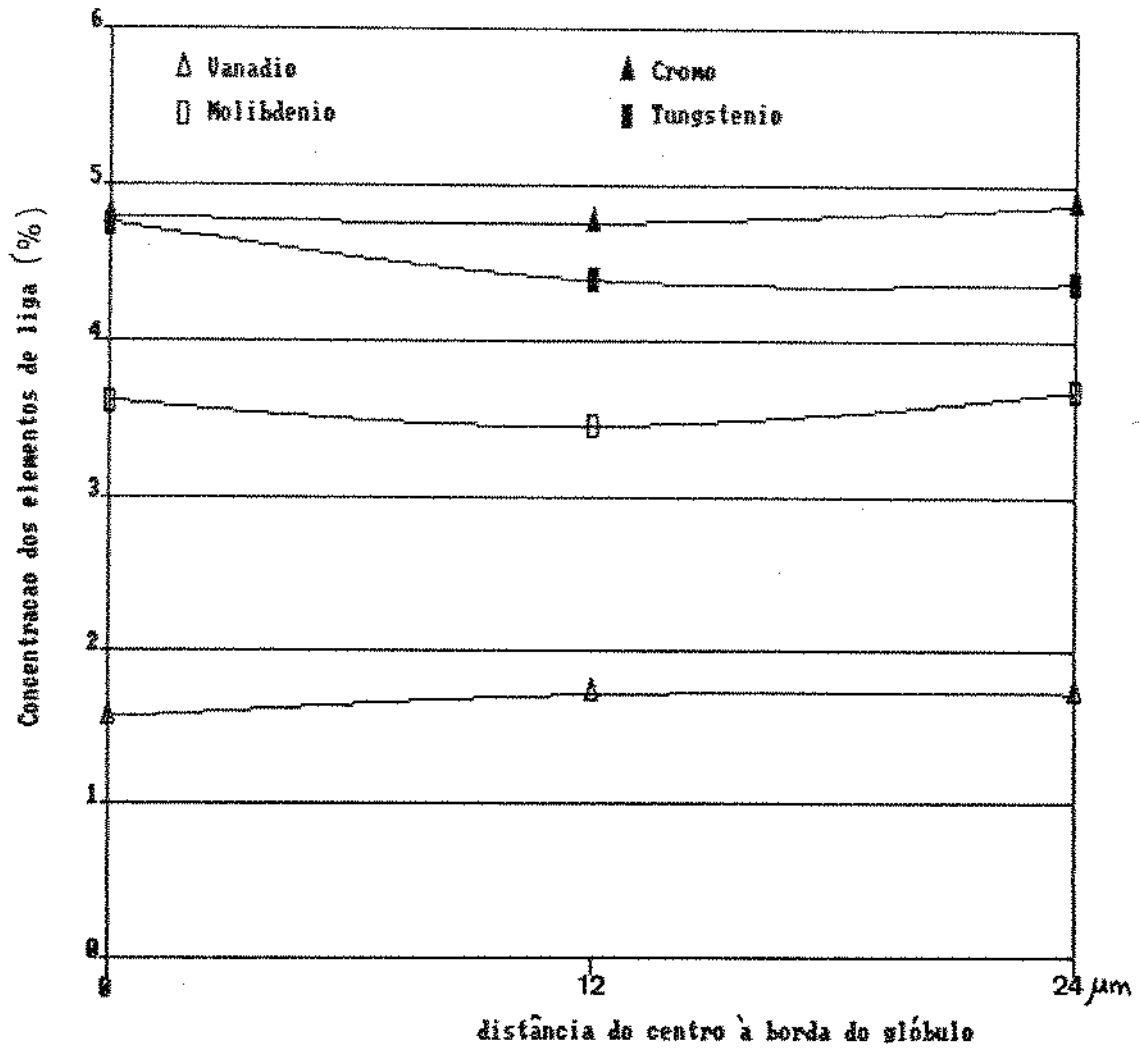
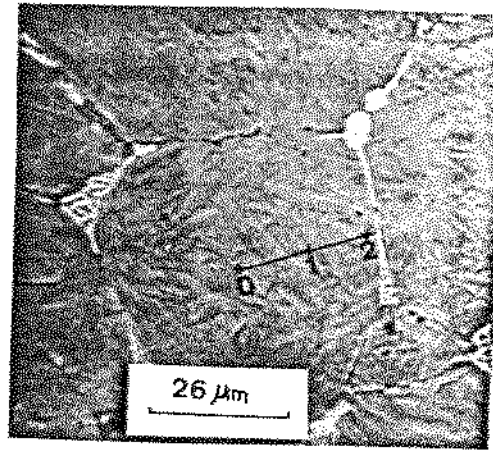


Figura V.18- Distribuição dos elementos de liga no interior do glóbulo , em amostra de aço M-2 reofundida a 1325 °C , por 5 min.

Pode ser observado que o Cr , Mo, e V se distribuem de maneira bastante homogênea no interior do glóbulo , havendo somente uma leve tendência , para o caso do W , de apresentar microsegregação no sentido da borda para o centro do glóbulo.

Tabela VI.2- Porcentagem em peso dos elementos de liga nos glóbulos de amostras de aço M-2 reofundidas por tratamento térmico por 5 minutos a 1325 °C.

elemento	% (x=0)	% (x=24)	% nominal na liga
Cromo	4,8	4,9	4,0
Tungstenio	4,8	4,4	6,0
Molibdenio	3,6	3,7	4,7
Vanadio	1,6	1,7	1,85

Na Figura V.19 são apresentados as distribuições de concentração dos elementos Cr , Mo , V , W , em amostra do mesmo material tratado a 1325 °C por 20 min; enquanto a Tabela VI.3 apresenta os valores obtidos para a quantificação dos teores dos elementos nos pontos analisados.

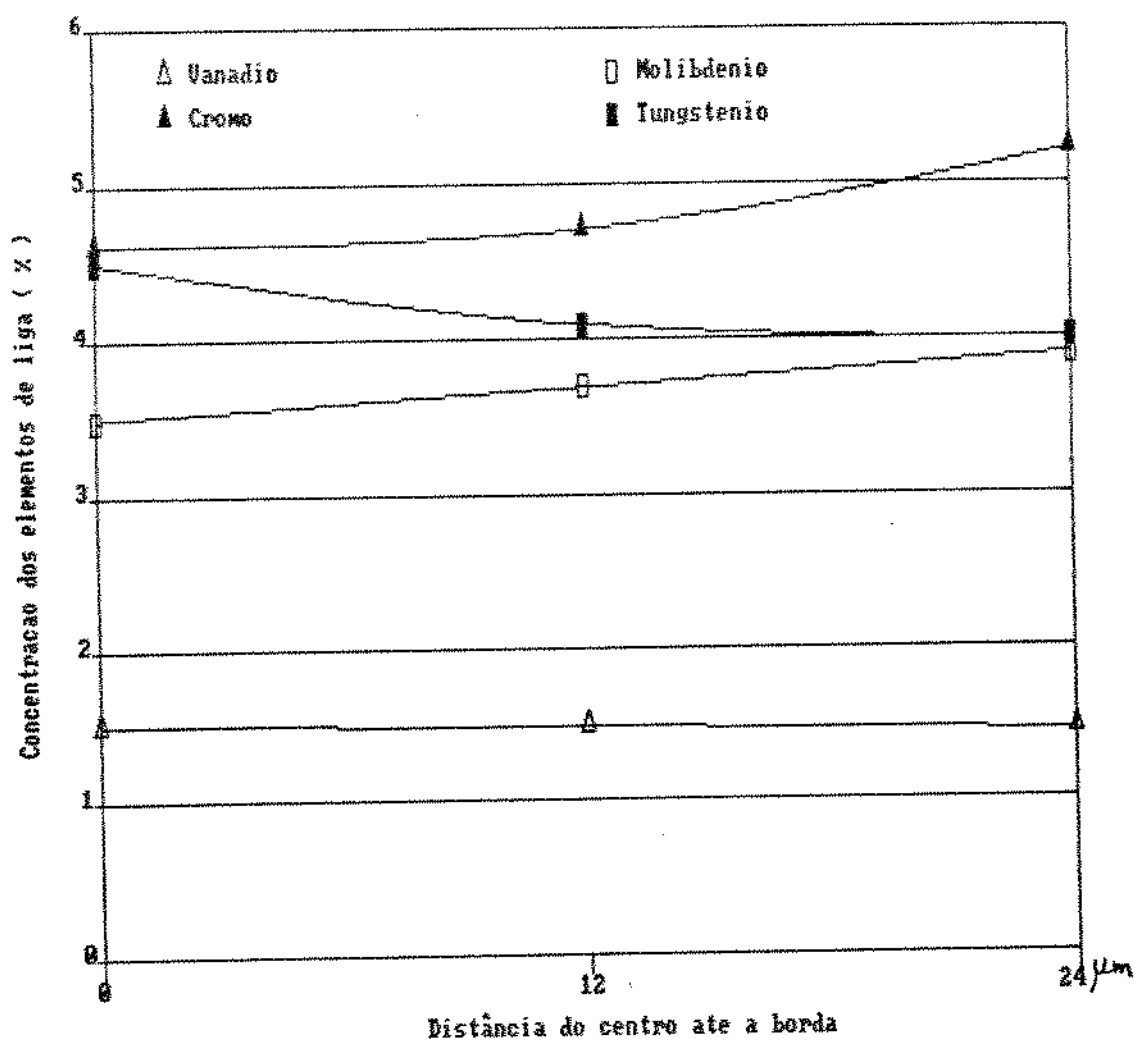
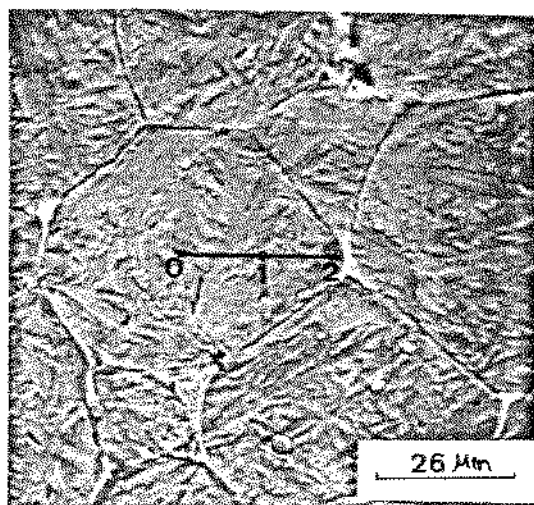


Figura V.19-Distribuição dos elementos de liga no interior do glóbulo, em amostra de aço M-2 reofundida a 1325 °C por 20 min.

Tabela VI.3 - Porcentagem em peso dos elementos de liga nos glóbulos de amostra de aço M-2 reofundida por tratamento térmico a 1325 °C por 20 minutos.

elemento	% (x=0)	% (x=24)	% nominal na liga
Cromo	4,5	5,4	4,0
Tungstenio	4,5	4,0	6,0
Molibdenio	3,5	3,8	4,7
Vanadio	1,5	1,4	1,85

Pode-se notar a homogênea distribuição do V e Mo , havendo , no entanto , sensível microsegregação dos elementos Cr e W , o primeiro no sentido do aumento do teor do centro para a periferia do glóbulo , o segundo no sentido oposto , isto é , aumento do teor de W no centro do glóbulo.

A comparação dos resultados obtidos para os dois tempos de tratamento , nas mesmas condições de temperatura , revela que o aumento do tempo de 5 minutos para 20 minutos levou à difusão do Cr do centro para a borda do glóbulo. Os outros elementos se mantiveram homogêneamente distribuídos no interior do glóbulo.

2.2- IDENTIFICAÇÃO DE FASES

Nas microestruturas obtidas pela reofundição do aço M-2 nas diversas condições de tratamento analisadas, puderam ser observadas diferentes fases em contornos e no interior de glóbulos da austenita (martensita no reofundido solidificado).

Microanálises foram feitas com o intuito de verificar a composição destas fases e quando possível, identificá-las.

A Figura V.20 apresenta a micrografia da amostra obtida após tratamento do aço M-2, no estado não deformado, a 1325 °C por 30 minutos, com destaque para uma fase lamelar em contorno de glóbulos da martensita.

O resultado da microanálise quantitativa desta fase lamelar revela alto teor de Fe (~68 % em peso), W (~12%) e Mo (~10%).

Segundo Jernkontoret (38) carbonetos do tipo M_6C formados a temperaturas inferiores a 1185 °C, para o aço M-2 em estudos, apresentam composição semelhante. Também Baskalow (40) identifica como carbonetos do tipo M_6C , fases lamelares em contornos de grãos austeníticos no aço M-2, solidificado rapidamente a partir de temperaturas superiores à solidus.

Na Figura V.21 é apresentada a microestrutura obtida por tratamento térmico do aço M-2, por 20 minutos na temperatura de 1280 °C, destacando a presença de uma fase contínua "clara" no contorno de glóbulos martensíticos.

Fase lamelar

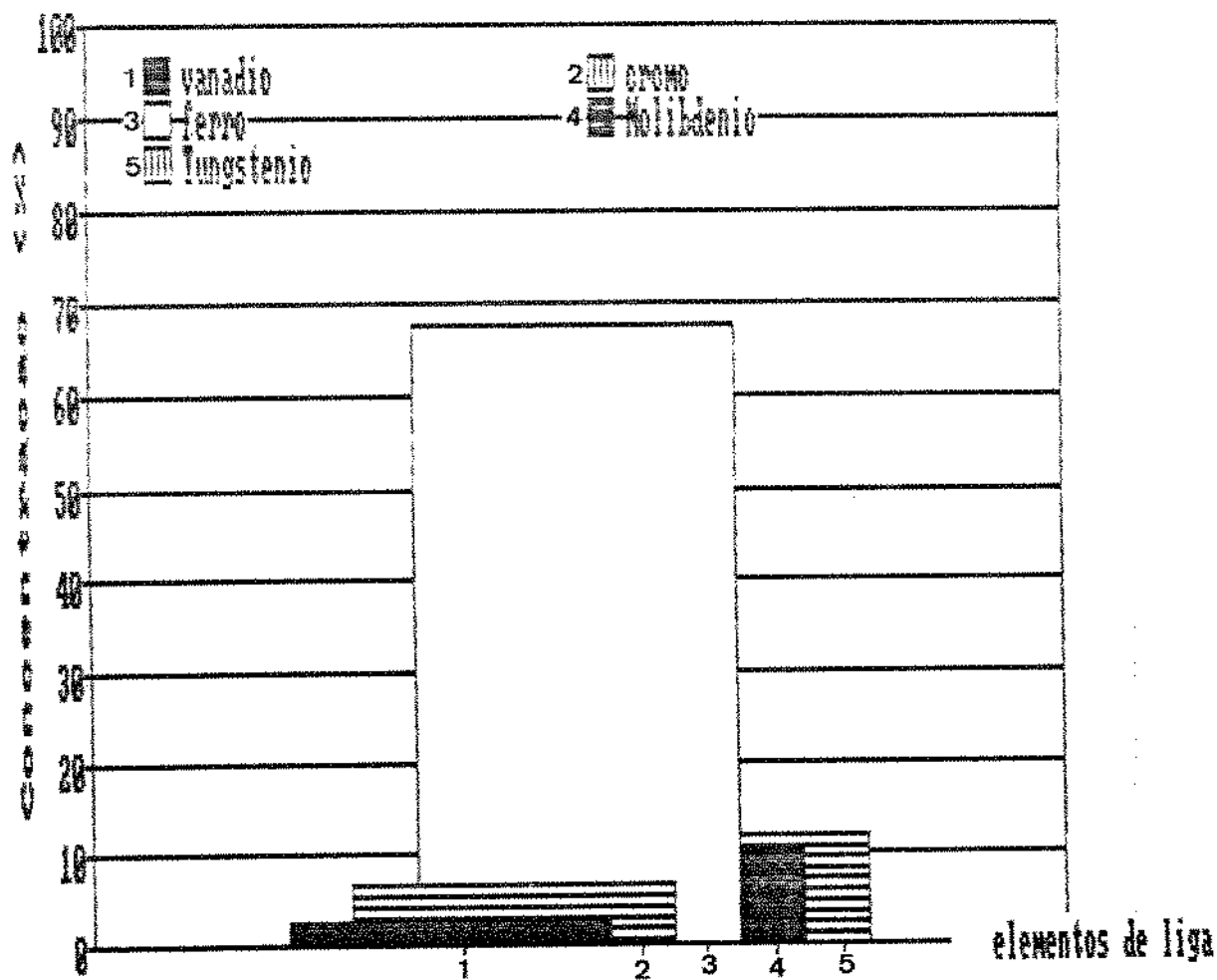
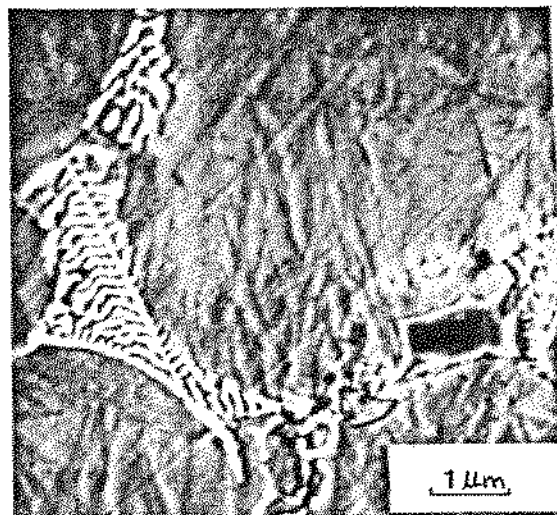


Figura V.20-Concentração dos elementos de liga na fase lamelar presente em contorno de glóbulo martensítico em uma amostra do aço M-2 , não previamente deformado , tratado 30 min na temperatura de 1325 °C.

Fase "clara"

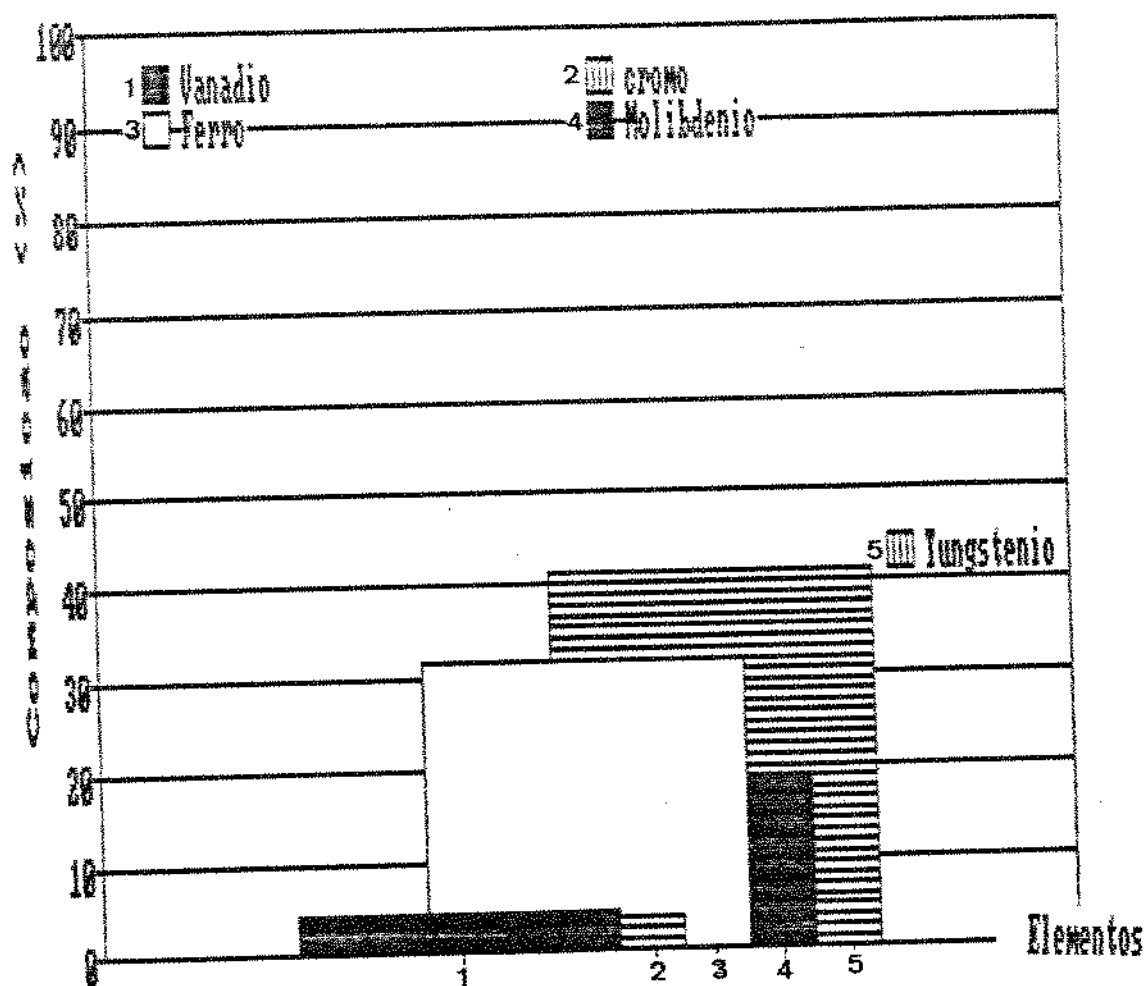
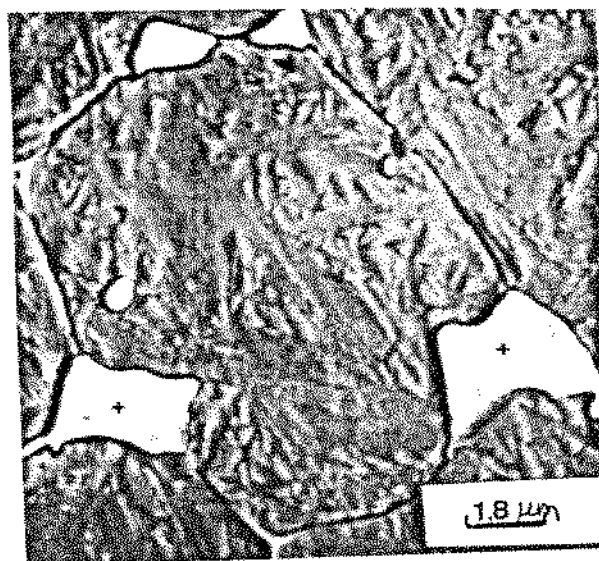


Figura V.21-Concentração dos elementos de liga na fase " clara " de uma amostra do aço M-2 , não previamente deformado , tratado por 20 min na temperatura de 1280 °C .

A análise química de tal fase revelou a presença de elevados teores de W (42%) , Fe (32%) , Mo (18%) e reduzidos teores de V (6%) e Cr (5%) . Esta composição não se enquadra nas composições de possíveis carbonetos para o aço em questão , segundo Jernkontoret (39) .

Pode-se assumir que seja líquido contendo altos teores dos elementos de liga , resfriado rapidamente quando do resfriamento da pasta.

Esta hipótese pode ainda ser reforçada pelos resultados de medidas de microdureza efetuados .

Os valores obtidos , da ordem de 930 Hv a 950 Hv , não correspondem a valores de dureza típicos de carbonetos , de acordo com a literatura (44) ; quais sejam , em torno de 2000 Hv.

Nas Figuras V.22 , 23 e 24 são apresentados as concentrações dos elementos de liga obtidos em diferentes tipos de partículas encontradas nas amostras.

A Figura V.22 mostra a composição da partícula aqui denominada " tipo I " , caracterizada como uma fase de coloração escura situada em contornos de glóbulos . Sua composição revelou alto teor dos elementos Fe e V , não se enquadrando , no entanto , nas composições de carbonetos do tipo MC , M₂C e M₆C , possíveis de formação para o aço em estudo , segundo literatura (38) (40) .

O mesmo ocorreu com as partículas denominadas " tipo II " caracterizadas como uma fase escura situada no interior dos glóbulos ; e também as denominadas tipo " III " , que

Tipo I

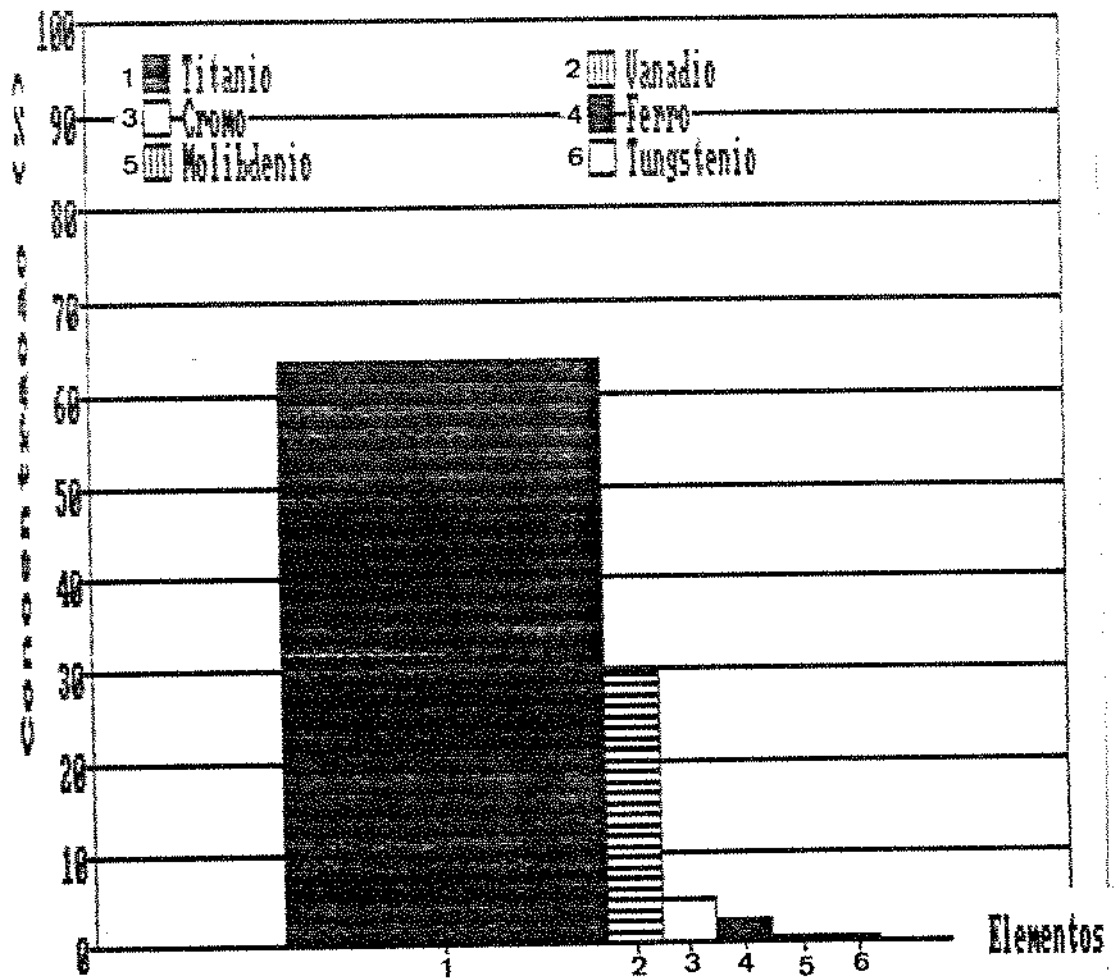
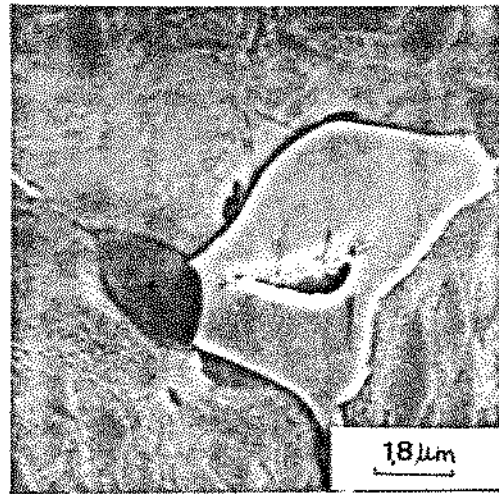


Figura V.22 - Concentração dos elementos de liga em uma partícula do tipo I, de uma amostra de aço M-2, não previamente deformado e tratado por 20 min na temperatura de 1280 °C.

tipo II

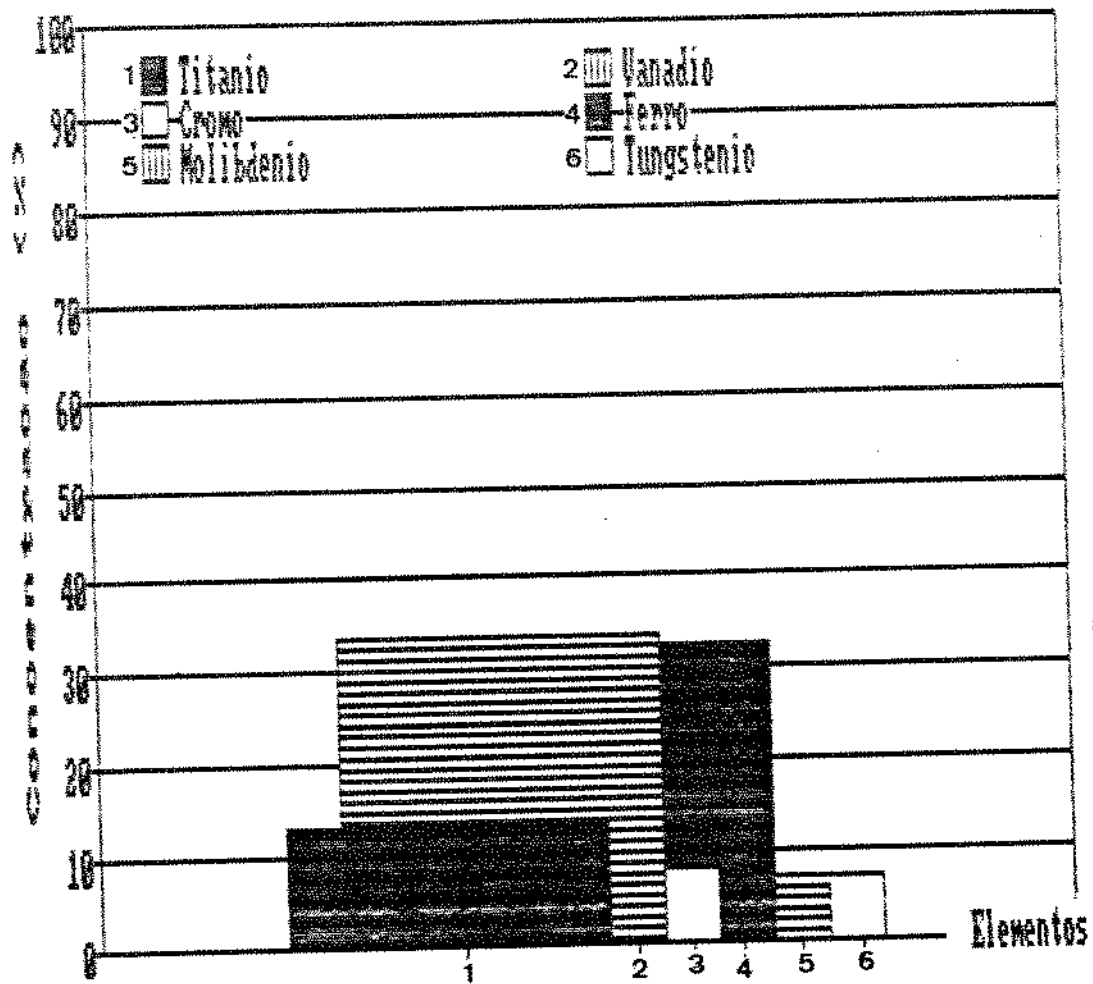
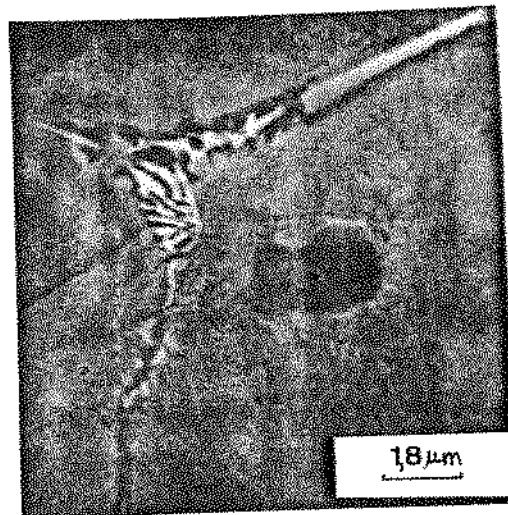


Figura V.23 - Concentração dos elementos de liga em uma partícula do tipo II, de uma amostra de aço M-2, não previamente deformado e tratado por 30 min na temperatura de 1325 °C.

tipo III

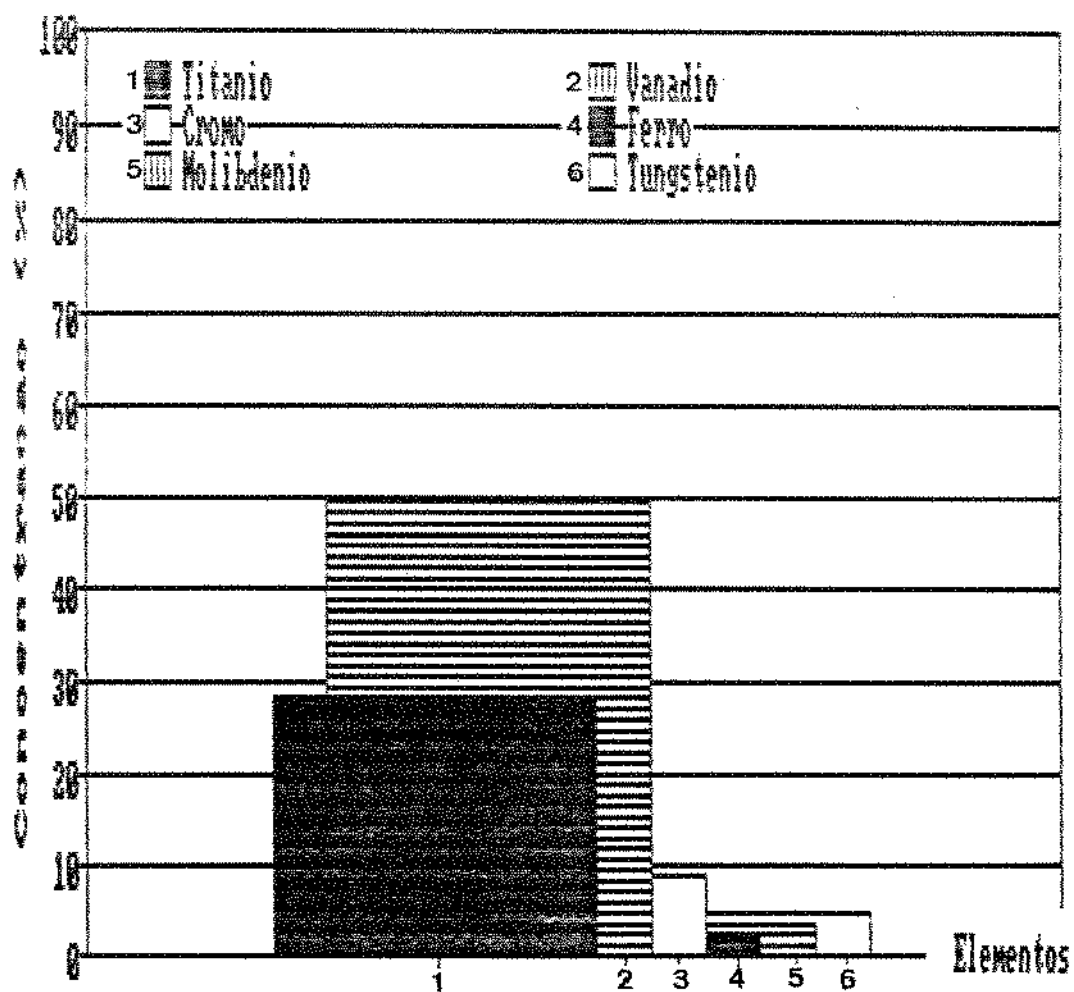
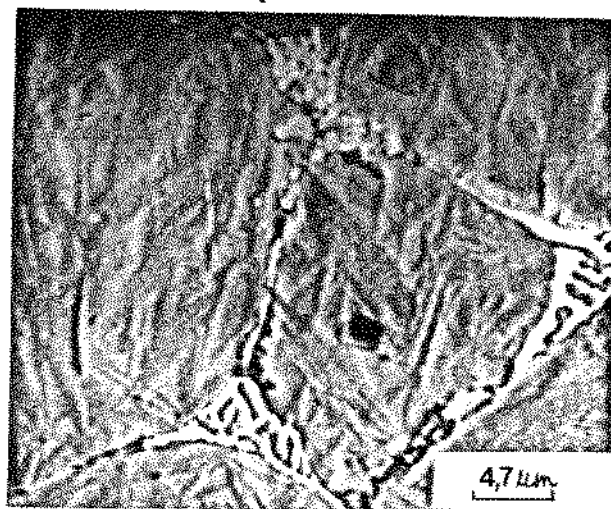


Figura V.24 - Concentração dos elementos de liga em uma partícula do tipo III, de uma amostra de aço M-2, não previamente deformado e tratado por 30 min na temperatura de 1325 °C

apresentando coloração escura se localizam no centro dos glóbulos. Ambas apresentaram composições não previstas pelo diagrama de fases em condições de equilíbrio.

Pode ser observada da Figura V.22 que a composição da partícula tipo I é formada principalmente por titânio , 60% , aproximadamente , e que 30% é de vanádio . Os demais elementos possuem uma concentração inferior a 5% . Vale a pena chamar a atenção para o fato de que o titânio não faz parte da composição " normal " do aço M-2 ; portanto este elemento deve ser oriundo da sucata que é utilizada como parte da matéria prima empregada para a obtenção do aço M-2.

Observa-se da Figura V.3 que a partícula do tipo II é constituída principalmente por vanádio (33%) e ferro (31%) , sendo que a concentração do titânio é de 12% . Os demais elementos possuem concentrações na faixa de 8%.

Na Figura V.24 observa-se que a partícula tipo III é formada principalmente por vanádio (50%) , sendo que a concentração do titânio é de 28% , aproximadamente , ficando os demais elementos abaixo de 10% .

Com a intenção de melhor identificar estas partículas foram tentados ensaios de microdureza , sem sucesso devido às suas pequenas dimensões . Nas tentativas efetuadas foi possível , no entanto , observar que estas eram bastantes duras pois causava o escorregamento da carga para para impressão de microdureza.

Pode-se depreender , portanto , que se tratam de diferentes tipos de carbonetos complexos , formados por variações de composição na matriz e nos carbonetos oriundos da solidificação convencional devido aos tratamentos termicos efetuados.

CAPÍTULO VI

DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

1-QUANTO À VIABILIDADE DE OBTENÇÃO DE PASTAS REOFUNDIDAS EM AÇO M-2 , VIA TRATAMENTO TÉRMICO

O procedimento adotado envolvendo simples tratamento térmico à temperaturas superiores à solidus, isto é , em presença de fase líquida , de material solidificado e conformado por processos convencionais , se mostrou eficiente à obtenção de estruturas tipicamente reofundidas , em aço ferramenta M-2.

Microestruturas claramente constituídas de uma fase sólida globular (austenita , nas temperaturas de tratamento) envolta em líquido foram obtidas nas diversas condições de tratamento.

Deve ser comentada a praticidade operacional do procedimento adotado para a obtenção , pela primeira vez , de pastas reofundidas de ligas ferrosas . Tal praticidade , aliada ao fácil controle de parâmetros operacionais do processo e , portanto , da qualidade da pasta reofundida obtida, significam vantagens imediatas deste processo de reofundição , quando comparado com os processos convencionais envolvendo agitação mecânica do material em solidificação , quais sejam , principalmente , difícil controle de temperatura e severo desgaste de partes do reator.

Estes fatores são extremamente limitantes à utilização de reatores de reofundição envolvendo agitação do metal ou liga ,

para materiais de alto ponto de fusão , como ligas ferrosas.

Os resultados obtidos neste trabalho mostram a viabilidade de produção de pastas reofundidas destes metais e ligas , por simples tratamento térmico em condições factíveis na prática : por exemplo , tratamentos por tempos tão reduzidos quanto 5 minutos , à temperaturas da ordem de 10% superiores a temperatura final de solidificação , são suficientes à formação de reofundido.

Os resultados obtidos neste trabalho abrem , portanto , o campo da reofundição , às ligas de alto ponto de fusão.

Outro tipo de aço , o inoxidável 304 foi também submetido a tratamento térmico acima de sua temperatura solidus , para a verificação da possibilidade de obtenção de estruturas pastosas globulares.

Um resultado típico obtido é apresentado na Figura VI.1, onde em (a) é mostrada a microestrutura do aço obtida convencionalmente , enquanto em (b) é mostrada a microestrutura obtida após 20 minutos de tratamento a 1360°C (15% acima da temperatura solidus).

Pode ser notada a tendência à globularização dos grãos austeníticos e ao seu isolamento pela formação de líquido em seus contornos. Uma maior temperatura de tratamento levará a melhor caracterização do reofundido como pasta , pelo aumento da fração de líquido presente.

Estes resultados comprovam a potencialidade da reofundição via fusão parcial de estruturas convencionais , por tratamentos térmicos adequados, em metais e ligas ferrosas.

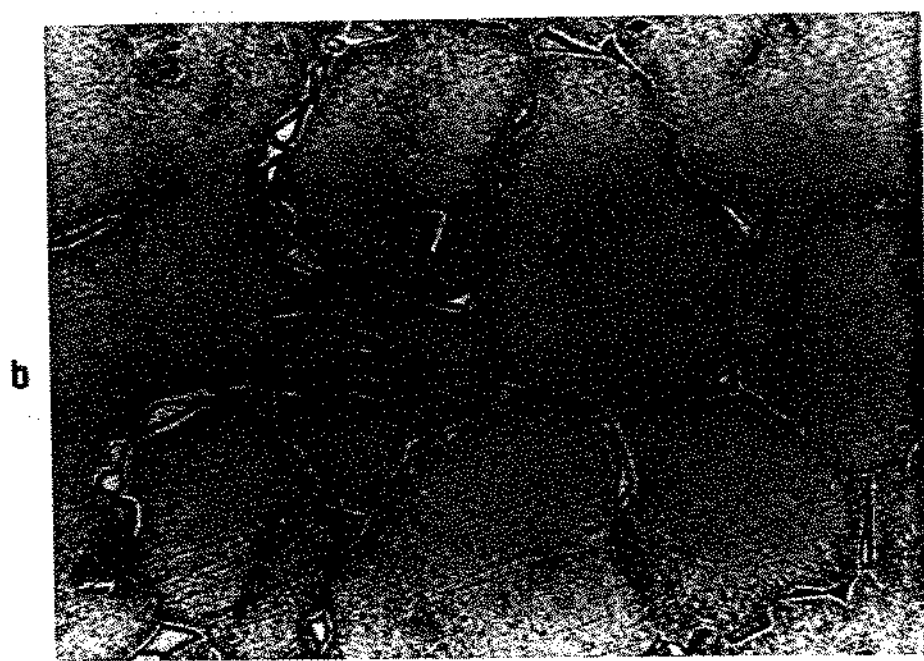
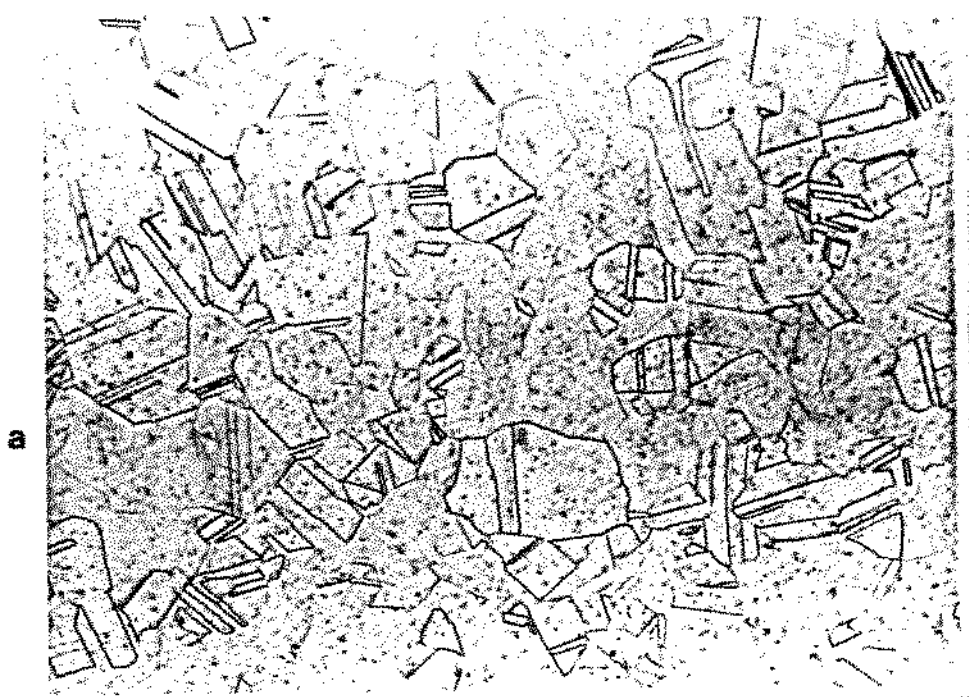


Figura VI.1-Microestruturas de aço inoxidável tipo 304 obtidas por (a) solidificação convencional (b) reofundição por tratamento térmico, pelo autor. Aumentos a) 185x e b) 320x

2- QUANTO À QUALIDADE DO REOFUNDIDO OBTIDO

Associando a qualidade da pasta reofundida à morfologia da fase sólida presente, isto é, sua esfericidade, dimensões e individualidade, pode ser dito que estruturas de boa qualidade foram obtidas como resultado do tratamento térmico do aço M-2 nas diversas condições analisadas.

Grãos austeníticos perfeitamente caracterizados como globulares, além de apresentarem razoável homogeneidade quanto às suas dimensões e individualidade, foram obtidas para todas as condições analisadas.

A possibilidade de melhor controle de parâmetros operacionais do processo de reofundição via tratamento térmico, quando comparado ao convencional processo envolvendo agitação, leva ao melhor controle de parâmetros estruturais da pasta, e à melhor qualidade do reofundido produzido.

As micrografias apresentadas no capítulo anterior mostram estruturas perfeitamente globulares e com boa homogeneidade de dimensões, além de não ter sido notada a presença de líquido retido no interior da fase sólida globular, o que é muito comum para estruturas reofundidas obtidas por processos envolvendo agitação.

Neste último caso, pastas constituídas de sólido com morfologia bastante irregular, consequência de mecanismos de dobramento e rompimento cristalino envolvidos na formação da estrutura reofundida, são frequentemente resultantes. Estas características podem ser traduzidas como prejudicial à qualidade

do reofundido.

Os resultados da produção de pastas para o aço M-2 e 304 , via agitação do líquido em solidificação , obtidos por Flemings (20) e Oblack (16) , são apresentados na Figura VI.2 . Podem ser observadas estruturas com mais pobres características morfológicas (esfericidade , individualidade de glóbulos , presença de líquido retido) , que as obtidas neste trabalho , principalmente para o caso do aço M-2 . (Maior número de testes devem ainda ser feitos para o aço inoxidável 304 , para permitir uma melhor comparação com os resultados da literatura).

3-QUANTO À INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO NA ESTRUTURA REOFUNDIDA OBTIDA

Os parâmetros do processo de obtenção de reofundidos por tratamento térmico, quais sejam , temperatura , tempo de tratamento e grau de deformação prévia imposta ao material a ser tratado, interferem de maneira sensível e diferenciada na estrutura da pasta reofundida obtida.

Os resultados apresentados no capítulo anterior mostram que alguns desses parâmetros influenciam significativamente na estrutura resultante (temperatura e tempo de tratamento) , enquanto outro não parece interferir seriamente no produto final obtido (grau de deformação adicional prévia).

Vejamos seus efeitos separadamente.

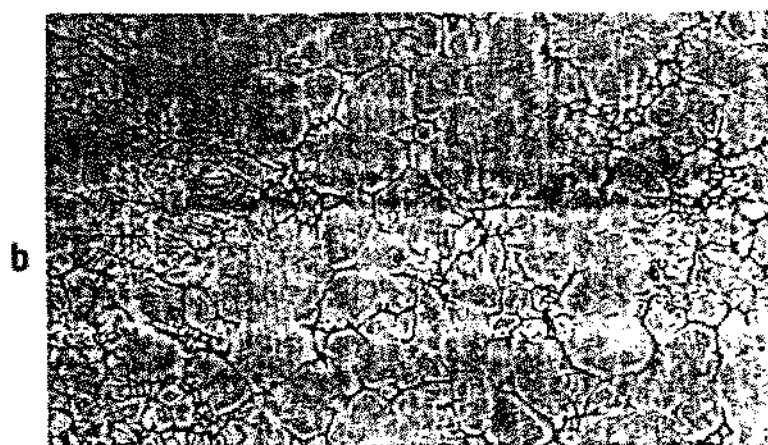
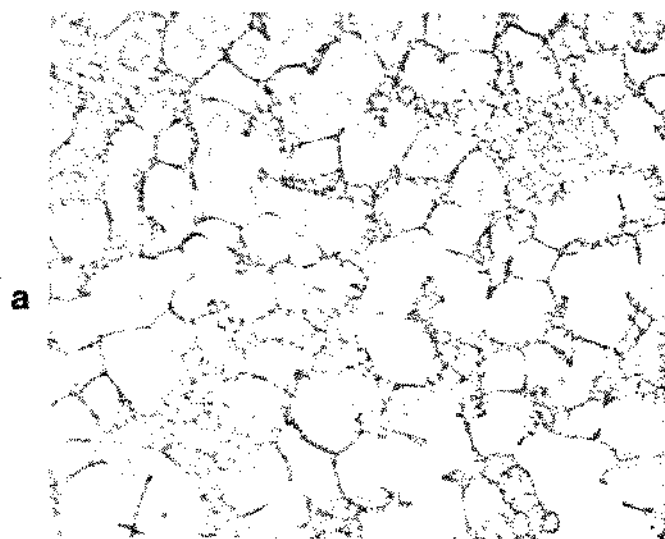


Figura VI.2- Microestruturas obtidas por reofundição , via agitação mecânica , apresentadas na literatura.

(a) aço ferramenta M-2 (16) . Aumento 55 x

(b) aço inoxidável 304 (20) . Aumento 100 x

3.1- EFEITO DO GRAU DE DEFORMAÇÃO PRÉVIA

Como dito anteriormente foram utilizados materiais em duas condições iniciais de deformação : no estado como fornecido (laminado) e após deformação adicional de 50% , por compressão a frio . Comparando-se as figuras V.2 e V.6 , por exemplo, pode-se observar que não há variações significativas nas estruturas obtidas, uma vez que ambas se apresentam tipicamente globulares, formadas por glóbulos pequenos de 40 μ m aproximadamente de diâmetro , rodeados por uma pequena quantidade de líquido . As estruturas apresentadas nas fotos V.2 e V.6 foram obtidas por tratamento à temperatura de 1280 °C por 5 minutos; a partir de material em diferentes condições : a da foto V.2 foi obtida de uma amostra previamente deformada , enquanto que a estrutura mostrada na foto V.6 foi obtida de um material não deformado previamente.

A mesma constatação pode ser feita pela observação e comparação das microestruturas apresentadas nas Figuras V.3 , 4 e 5 com as Figuras V.7 , 8 e 9 respectivamente: não parece haver influência evidente do grau de deformação inicial , quando modificado da condição de recebimento (laminado , já deformado , portanto) , para a condição de extra deformação por 50% de compressão real adicional , na estrutura obtida.

Foram tentados maiores graus de deformação , sem sucesso devido à alta dureza do aço M-2.

Imaginava-se que o aumento do grau de deformação inicial

levasse à formação de estruturas globulares mais refinadas , por incentivo a mecanismos de recristalização e posterior separação de grãos recristalizados, por entrada de líquido em seus contornos.

Este efeito poderia ser observado para o menor tempo de tratamento , uma vez que fenômenos de crescimento teriam tido menor tempo de atuação. No entanto , os resultados obtidos não permitem diferenciar de maneira segura as estruturas produzidas a partir de material nas duas diferentes condições prévias .

À maior temperatura de tratamento (1325°C) pode , no entanto , ser notada uma leve diferenciação na estrutura obtida a partir do material mais fortemente deformado : glóbulos menores parecem ser agora produzidos . Os resultados obtidos não permitem , no entanto , concluir com segurança a interferência do grau de deformação nos mecanismos de formação de estrutura globular envolvidos , e , conseqüentemente , no produto obtido , para as condições analisadas neste trabalho.

Uma explicação para a independência da estrutura obtida , com relação ao estado de deformação prévia do material , para os níveis de deformação em análise, pode ser sugerida : o material no estado como fornecido (aqui chamado para simplificação de "não deformado" , na verdade já está submetido a uma razoável deformação (vide Figura V.1) , suficiente para uma rápida recristalização , seguida de crescimento dos novos grãos formados.

A deformação adicional por compressão levaria apenas à aceleração da recristalização e produção de menores grãos

recristalizados; estes grãos , no entanto , de menores dimensões que os da estrutura "não deformada " , cresceriam mais rapidamente que aqueles , pelo fato de apresentarem menor raio de curvatura.

Esta maior velocidade de crescimento de grãos menores poderia compensar a diferença inicial de dimensões , e com isso as estruturas globulares obtidas para as duas condições de deformação , resultariam semelhantes.

3.2 EFEITO DO TEMPO DE TRATAMENTO

O efeito do tempo de tratamento térmico à determinada condição de temperatura e estado de deformação prévio , pode ser claramente observado pela comparação das microestruturas apresentadas nas Figuras V.2 a V.5 ou V.6 a V.9 ou mesmo nas Figuras V.10 a V.13 ou ainda nas Figuras V.14 a V.17.

Comparando-se , por exemplo, os resultados obtidos para tratamentos efetuados à menor temperatura (1280°C) , em amostras não previamente adicionalmente deformadas, (Figuras V.2 a V.5) pode ser claramente notado o efeito do tempo : aumento de 5 para 30 minutos de manutenção à temperatura de trabalho provocou o aumento das dimensões de glóbulos obtidos , de aproximadamente $40\text{ }\mu\text{m}$ para $50\text{ }\mu\text{m}$ de diâmetro médio.

Para a mesma temperatura de tratamento , materiais previamente adicionalmente deformados originaram estruturas com glóbulos crescentes com o aumento do tempo de tratamento.

O mesmo efeito claro de aumento das dimensões médias dos glóbulos com o aumento do tempo de tratamento é observado para a maior temperatura utilizada, nas duas condições de deformações prévias impostas ao material. Glóbulos de diâmetro médio da ordem de 65-70 μm puderam ser obtidos após 30 minutos de tratamento térmico.

Deve ser comentado que o tempo não apresenta interferência na morfologia da fase sólida na pasta, para as condições analisadas. Estruturas já perfeitamente globulares puderam ser obtidas para 5 minutos de tratamento, independentemente da temperatura utilizada e grau de deformação prévio.

Assim, os tempos utilizados não permitiram observar a evolução da estrutura original para a globular na pasta; o efeito do tempo nos experimentos efetuados permite a observação somente do crescimento de tal estrutura globular.

O efeito do tempo de tratamento pode ainda ser sentido na quantidade de carbonetos originais remanescentes na estrutura reofundida: a sua dissolução se faz sentir com o aumento do tempo de tratamento, principalmente à maior temperatura; ao maior tempo de tratamento ainda podem ser detetados uns poucos carbonetos no interior da fase globular, semelhantes aos encontrados na estrutura original, atestando sua alta estabilidade. Tempos/ temperatura mais elevados seriam necessários à sua completa dissolução.

Ainda outra observação a ser feita com relação ao efeito do tempo de tratamento na estrutura reofundida, diz respeito à quantidade de líquido formada.

O aumento do tempo de manutenção à alta temperatura não parece influenciar significativamente na quantidade de líquido presente ; no entanto, sua composição é alterada (pela dissolução de carbonetos) e também sua localização : o líquido tende a empoçar em regiões localizadas , com o aumento do tempo de tratamento.

Este empoçamento pode ser o resultado de mecanismos de crescimento dos glóbulos , que tendem a se aproximar uns dos outros , eliminando contornos , conforme será discutido posteriormente neste capítulo.

O efeito , portanto , mais evidente do aumento do tempo , na estrutura reofundida por tratamento térmico, é o aumento dos glóbulos da fase sólida presente na pasta ; para as condições analisadas neste trabalho.

Sob o ponto de vista reológico , é mais interessante a produção de estruturas contendo glóbulos homogêneos e de pequenas dimensões , o que deve facilitar o seu escoamento , e , conseqüentemente , melhorar as suas propriedades reológicas. As dimensões médias dos glóbulos é importante , também , para a resistência mecânica do material , pois glóbulos de pequenos diâmetros resultam em estruturas refinadas , com melhores características mecânicas.

3.3 Efeito da temperatura de tratamento

A temperatura de tratamento define a relação entre frações sólida e líquida presentes na pasta reofundida. Para o presente trabalho, as temperaturas de 1280 °C e 1325 °C utilizadas deveriam significar, respectivamente, a presença de 56 e 37 % de sólido.

No entanto, as micrografias apresentadas revelam uma relação sólido/líquido aparentemente maior que o previsto, para as duas temperaturas utilizadas. Este fato pode ser atribuído à incorreção no cálculo de $f_s=f(T)$, por ter sido utilizada simples regra de alavanca em diagrama de fases, de equilíbrio, fornecido na literatura (que provavelmente, não corresponde ao diagrama de fases do aço utilizado neste trabalho, dadas as variações de composição reais dos muitos elementos envolvidos).

Não foi possível a utilização de equação de Scheil, por exemplo, para uma melhor aproximação da relação $f_s=f(T)$, devido a dificuldade do cálculo do coeficiente de partição do aço em estudo.

Apesar do desconhecimento do valor da fração líquida presente nas pastas reofundidas obtidas nas diferentes condições de tratamento térmico, pode-se discutir o efeito da temperatura nas estruturas produzidas.

O principal efeito observado é o aumento da quantidade de líquido, o que leva à levemente melhor esfericidade dos glóbulos obtidos, com o aumento da temperatura de tratamento, principalmente para o menor tempo de tratamento. O fato pode ser

observado pela comparação das Figuras V.2 e V.10 , por exemplo.

Para maiores tempos de tratamento , no entanto, o efeito da temperatura na globularização da fase sólida não se faz sentir.

O aumento da temperatura não parece interferir nas dimensões dos glóbulos obtidos , conforme pode ser observado pela comparação das Figuras V.6 e V.7 com V.14 e V.15 respectivamente , para os menores tempos .

O aumento do tempo de tratamento , no entanto , leva à uma maior influência da temperatura : a comparação das Figuras V.8 e V.9 e V.16 e V.17 mostra o aumento do diâmetro médio dos glóbulos com o aumento da temperatura .

O efeito é mais sentido quando observadas as estruturas obtidas a partir de material original submetido à menor deformação , conforme pode ser notado pela comparação das Figuras V.2 , 3, 4 e 5 com V.10, 11, 12 e 13 .

O aumento do diâmetro médio de glóbulos da estrutura , com o aumento da temperatura de tratamento só pode ser explicada se levada em conta a reduzida fração líquida presente mesmo à maior temperatura utilizada.

Neste caso , isto é , na presença maciça de sólido , o aumento da temperatura incentivaria mecanismos de crescimento da estrutura globular , por estimular fenômenos de difusão , além de permitir um maior tempo de atuação desses mecanismos.

Pode ser inferido , portanto , a interdependência dos parâmetros tempo e temperatura de tratamento : a maiores temperaturas , o tempo necessário para a obtenção de glóbulos com determinado tamanho será menor .

O efeito da temperatura pode ainda ser sentido quanto à na dissolução de carbonetos da estrutura original: o aumento da temperatura estimula sua mais rápida dissolução .

Outro efeito evidente da temperatura de tratamento pode ser observado nas fases presentes em contornos de glóbulos : para a maior temperatura , carbonetos lamelares (fase escura) está predominante, enquanto para a menor temperatura , a fase denominada " clara ", caracterizada como líquido super-enriquecido nos elementos de liga , predomina.

Este resultado é consistente com a maior dissolução de carbonetos originais com o aumento da temperatura : à 1325°C , o líquido pode estar saturado a níveis que permitam a formação , no resfriamento , dos carbonetos lamelares observados . À 1280 °C , a maior parte dos elementos de liga oriundos da dissolução dos carbonetos originais , fica dissolvida neste líquido .

4- MECANISMOS ENVOLVIDOS NA FORMAÇÃO E CRESCIMENTO DA ESTRUTURA REOFUNDIDA

4.1- FORMAÇÃO

A estrutura globular do aço M-2 obtida para as diferentes condições de tratamento térmico analisadas neste trabalho é consequência de transformações estruturais da ferrita original do material , por prováveis mecanismos de recristalização e separação de grãos recristalizados por penetração de líquido em

seus contornos.

Os experimentos realizados , no entanto , não permitem a observação direta de tais mecanismos ; um monitoramento das modificações estruturais durante o aquecimento do material seria necessário para observação de recristalização .

Ao ser atingida a temperatura solidus , o material passa a ser constituído de sólido (grãos austeníticos recristalizados) cercado por líquido ; a globularização destes grãos imersos em fase líquida ocorre espontaneamente para a redução das tensões superficiais internas ao sistema.

4.2 CRESCIMENTO

Os glóbulos formados pelo , provavelmente , mecanismo descrito anteriormente , sofrem um sensível aumento em suas dimensões com , principalmente, o aumento do tempo de manutenção às temperaturas de tratamento.

Prováveis mecanismos de crescimento envolvidos poderiam ser fenômenos de aglomeração e coalescência de glóbulos ou ainda o fenômeno de Ostwald (" Ostwald ripening ").

No primeiro caso , glóbulos em contato , apresentando pequena variação de orientação cristalográfica entre si , tendem a perder , por difusão , o contorno de separação , em fenômeno denominado de coalescência . O resultado é a formação de um grão ou glóbulo de grandes dimensões a partir de dois ou mais de menores dimensões .

O resultado global, após um certo tempo de manutenção do material à temperatura de tratamento , seria a obtenção de estruturas com variações significativas de diâmetros de glóbulos.

Este não parece ser o resultado obtido neste trabalho: comparando-se as microestruturas obtidas para os tempos mínimo e máximo de tratamento, em quaisquer das condições de temperatura e deformação prévia testadas , a estrutura não parece evoluir de uma condição mais homogênea , em termos de dimensão média de glóbulos , para uma mais heterogênea.

Isto significa que , mesmo estando presente tal mecanismo de aglomeração e coalescência , como pode ser facilmente observado na Figura VI.4 , provavelmente não é o fenômeno predominante.

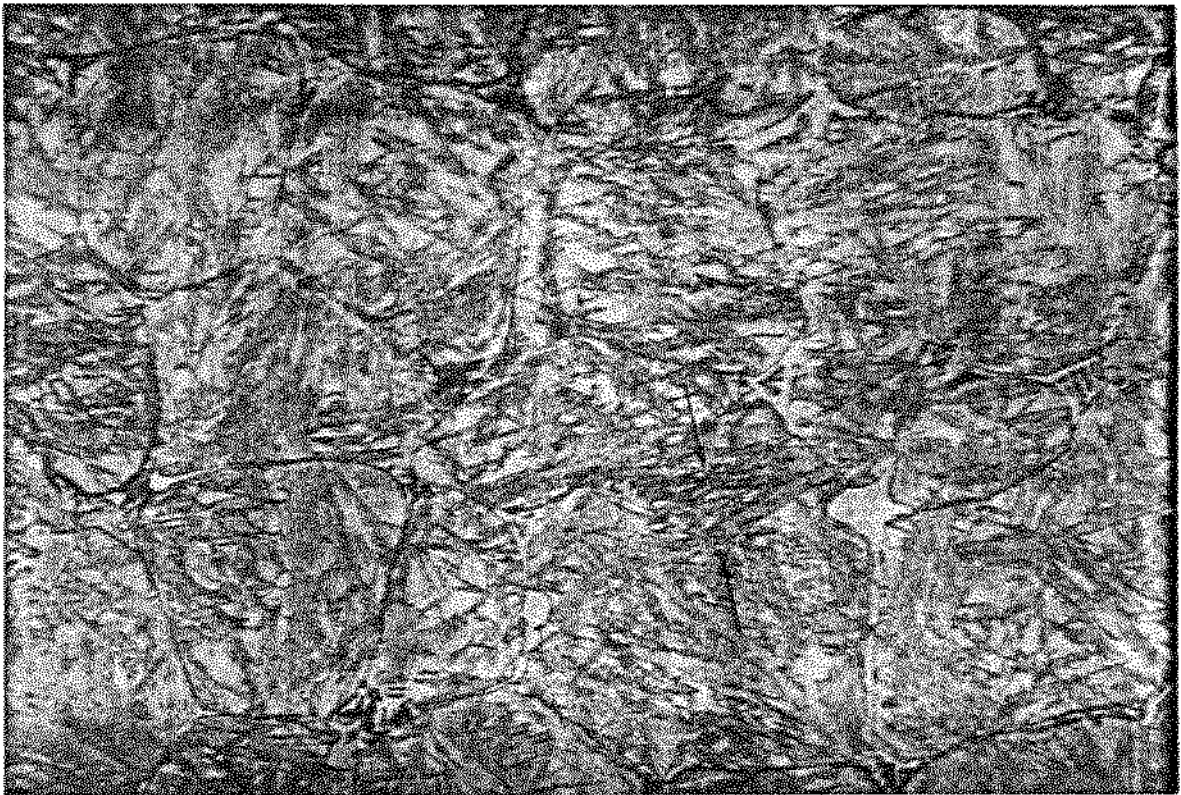
O mecanismo de Ostwald deve estar significativamente presente , portanto. Neste mecanismo , partículas com pequeno raio de curvatura tendem a se dissolver , liberando soluto para o líquido vizinho , que , enriquecido , promove a sua difusão para partículas maiores que o agrega; o que resulta , portanto , no crescimento de partículas maiores em detrimento de menores.

O resultado global seria a tendência à homogeneização , em termos de dimensões de glóbulos , da pasta reofundida , com o aumento do tempo de tratamento.

Os resultados obtidos não permitem afirmar com correção a homogeneização de diâmetros de glóbulos com o tempo de tratamento , mas permite , ao menos , afirmar que não há aumento de sua heterogeneidade.

Pode-se inferir, portanto , a presença de ambos os mecanismos de crescimento.

a



b

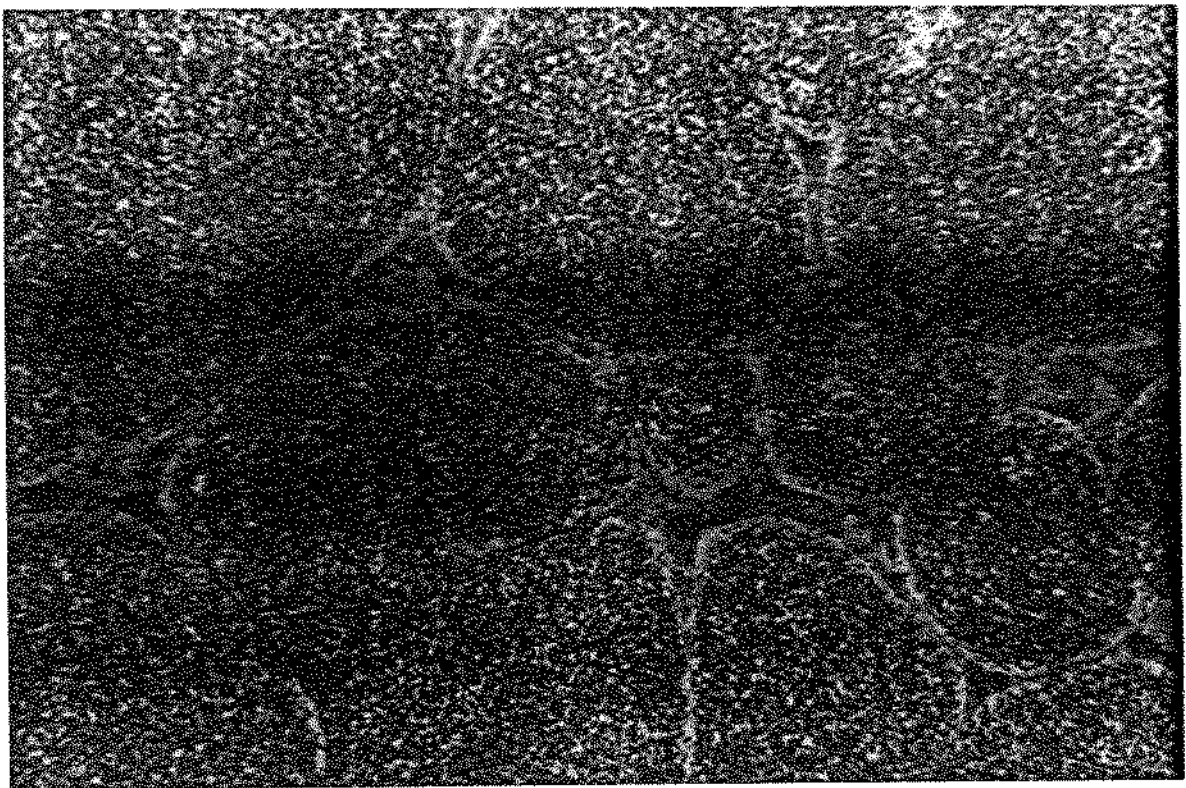


Figura VI.4-Microestrutura do aço M-2 obtida por tratamento a 1325°C , por 20 min , a partir de estruturas não previamente deformada. Aumentos : a) 400x b) 500

CAPÍTULO VII

CONCLUSÕES

Os resultados obtidos nas condições utilizadas neste trabalho permitem concluir que :

* Pastas metálicas com características morfológicas de reofundidos , de ligas ferrosas como o aço ferramenta M-2 podem ser facilmente obtidas por simples tratamento térmico de material comercial (no estado laminado);

* Tal tratamento térmico implica na fusão parcial da estrutura original e sua manutenção em condições isotérmicas por reduzidos tempos : pastas constituídas de sólido globular imerso em líquido são obtidas em condições factíveis , de fácil reprodução e controle na prática ;

* Pastas reofundidas de boa qualidade são já obtidas para tempos de tratamento de 5 min , à temperatura 10% superior à solidus , em estruturas originais laminadas e submetidas a 50% de deformação por compressão;

* O aumento do tempo de tratamento leva ao aumento das dimensões dos glóbulos da fase sólida da pasta ;

* O aumento da temperatura de tratamento leva à melhor esfericidade dos glóbulos obtidos para reduzidos tempos de tratamento. A temperatura define a relação entre fração sólida e líquida existente na pasta;

* O possível mecanismo envolvido na formação da estrutura reofundida é a recristalização e separação de grãos austeníticos para o líquido , e sua globularização motivada pela necessidade de redução de tensões superficiais ;

* Aglomeração e coalescência de glóbulos podem ser observados com o aumento do tempo de tratamento , levando ao aumento do seu diâmetro médio.

* Outros mecanismos de crescimento de glóbulos , como o proposto por Ostwald , podem estar atuando com o tempo de manutenção da pasta na temperatura de tratamento.

CAPITULO VIII

1-SUGESTÕES PARA CONTINUIDADE DO TRABALHO

-Testar a viabilidade de obtenção de estruturas reofundidas em corpos de prova de dimensões maiores , analisando o perfil de distribuição de diâmetros dos glóbulos ao longo da estrutura, assim como relacionando-os aos parâmetros de processo.

-Estudar o comportamento mecânico de um material com estrutura reofundida através de ensaios de tração , fadiga , impacto etc.

-Analisar a viabilidade de utilização de pasta de material reofundido para a injeção de peças de aço , assim como analisar a qualidade da peça obtida.

-Analisar o comportamento Reológico e Tixotrópico da pasta reofundida , relacionados aos parâmetros de processo.

-Analisar o perfil térmico num molde utilizado para injeção de pasta de materiais ferrosos , assim como alterações na estrutura do molde com a intenção de estimar a sua vida útil . Propor materiais que possam ser empregados na confecção de moldes.

BIBLIOGRAFIA

- 1- Mehrabian R. and Flemings M.C., A.F.S. Trans. 1972 , vol 80 .
pag 173-182
- 2-Flemings M. C., Riek R.G. and Young K.P., Mat. Sci. and Eng.
1976 . vol 25 , pag 103-117
- 3-Kievits P.J. and Prabhakar E.V., Int. Symp. on Quality Control
and Engineering Alloys and The Role of Metal Science . 1977
Delft, Holland , 1977 , pag 203-213.
- 4- Prado G.S. - " Desenvolvimento do processo de reofundição do
Al comercialmente puro e da liga Al-4 ,5%Cu " - Tese de
mestrado.FEC /UNICAMP , 1983
- 5-LEE H.I., et alii- " Structure and segregation of stir-cast Al
alloys " - Conference in Solidification Technology in the Foundry
and Casthouse Warwick , Inglaterra , Setembro 1980 , pag 119-125
- 6-RAMATI S.D.E , ABBASCHIAN G.J., MEHRABIAN . R. - " The
structure of a partially solid alloy " - Metall. Trans. B., vol
9B , Bez. 76 , pag 699-703

7-KIEVITS , F.J. , PRABHAKAR, K.V. - " Rheocasting (Stir-casting) of Aluminum alloys " - Int. Symposium in Quality Control of Engineering alloys and the role of metal Science - Delft , Holanda , 1977, pag 203-213

8-ASSAR, A., MAHALLAWY , N. TAHA, M.A. - " Influence of processing variables on structure and porosity in stir-casting Al-Cu alloys " - Metals Technology, v. 9 , Maio 1982 , pag 165-170

9-VOGEL , A. - " Turbulent flow and solidification : stir-cast microstructure " - Metal Science , Dez. 78 , p. 576-578.

10-VOGEL , A., DOHERTY , R.D. , CANTOR , B. - " Stir-cast microstructure and slow crack growth "- Int. Conference in Solidification and Casting - Sheffield , Inglaterra , 1977 , pag.518 - 525.

11- APAYDIN N.; PRABHAKAR K.V., DOHERTY R.D. - " Segregation in Al alloys solidified under stirring " - Mat. Science and Engineering, v. 46 , 1980 , pag 145-151.

12-VAN DAM J.C., MISCHGOFISKY F.H. - " Rheology and Stir-casting of (organic) alloys " - Rheologica Acta , v.21 , 1982, pag 445-448

13-SPENCER D.B., MEHRABIAN R., FLEMINGS M.C., - " Rheological behavior of Sn - 15 Pct Pb in the crystallization range " - Metall. Trans. vol 3 , julho 72 , pag 1925-1931

14-MEHRABIAN R., FLEMINGS M.C., - " Die Casting of partially solidified alloys " . A.F.S. Trans. vol 80 , 1972 , pag 173-182

15-KATTAMIS T. Z. , - " Casting of semi-solid metals "- idem , pag 189-201

16-OBLACK J.M., RAND W.H. - " Solid-liquid phase characterization of several rheocast high performance alloys " - Metall. Trans. B., vol. 7B , Dez. 76 , pag 699-703.

17-MEHRABIAN R., GEIGER D.R., FLEMINGS M.C., - Refining by partial solidification " . Metall. Trans. , vol 5, Março 74. pag 785-787.

18-OBLACK J.M., RAND W.H., - " Solid-liquid phase characterization of several rheocast high performance alloys "- Metall. Trans. B., vol 7B , Dez. 76 , pag 699-703

19-OBLACK J.M., RAND W.H.- " Structure and properties of the rheocast ferrous alloys 440c " - Metall. Trans. B., vol 7B , Dez. 76 , pag 705-709

20-FLEMINGS M.C., RIEK R.G., YOUNG K.P. , - " Rheocasting processes ". A.F.S. Int. Cast. Metals Journal , vol. 1(3) , 1976, pag 11-22

21-WINTER J., DANTZIG J. , TYLER D. - " U.K. Patent Application, , number GB 2042 386A , 1980

22-OHNO A. , - " The solidification of metals " - Publ. por Chijin Skokan , Co. Itda. Japão , 1976

23-SANTOS R.G., ARRUDA A.C., GUATURA J. A., - " Estudo da estrutura de uma liga Cu-Zn solidificada através de uma técnica de rheocasting " - Anais do 4º-CBECIMAT , Dezembro, 1980 , Sta. Catarina , pag 807-815

24-SANTOS R.G., ARRUDA A.C.F., - " Estrutura e propriedades de peças fundidas por " rheocasting " usando o processo de vazamento por múltiplos fluxos " - Anais do 35 congresso Anual da ABM, 1980,v3, pag 359-374

25-ROBERT M.H., KIRKWOOD D.H. - " Alloy slurry formation by partial melting "- Proceedings of solidification Processing Conference ", pag 373-378 , Sheffield , U.K. , 1987

26-SPENCER , D.B. - Sc. D. Thesis : " Rheology of liquid-solid mixtures of Pb-Sn " - Dept. Mat. Sci. Eng., M.I.T., U.S.A., Junho 1971.

27-VOGEL , A. - " Turbulent flow and solidification : stir-cast microestructre " - Metal Sciece , Dez . . , pag. 576-578

28-PRADO , G.S. - " Desenvolvimento do processo de reofundição do Al comercialmente puro e da liga Al-4,5%Cu " - Tese de Mestrado , FEC/ UNICAMP , 1983

29-MEHRABIAN R. , FLEMINGS M.C. - " Casting of semi-solid Aluminum alloys" - Proceedings of the 6th Int. Conference on Light Metals , Ledoen , Viena , 1975 , pag 214-217

30-MEHRABIAN , R. ET ALL - " Casting of partilly solid metals ad metal - om metal composites " - SDCE Int.Die - Casting Exposition and Congress, paper n^o G-T 77-093, Winsconsin, U.S.A., 1977

31-MEHRABIAN R. , RIEK R.G., FLEMINGS M.C. - " Preparation and casting of metal - particulate non-metal composites " - Metall. Trans. Vol. 5, Agosto 74 , pag. 1899-1905

32-BANERJI A., SURAFFA M.K., ROHATGI P.K. - " Cast Aluminum alloys containing dispersions of zircon particles " - Metall. Trans. B. , v. 14B , junho 1983 , pag 273-280

33-DAMASCO A., ROBERT M.H. - " Obtenção de pastas reofundidas de ligas de Al hipoeutéticas " - Apresentado no seminário Anual COFUN-ABEM , Joinville , SC , Agosto 89

34-DAMASCO A. - " Obtenção de estruturas reofundidas das ligas Al-7%Cu e Cu-30%Zn, por tratamento térmico acima da temperatura solidus " - Tese de mestrado desenvolvida no DEF/FEM/UNICAMP , 1989

35-FLEMINGS M.C. , RIEK R.G. , YOUNG K.P. - " Rheocasting " - Mat. Science and Engineering , vol 25 , 1976 , pag 103-117

36-ICHIKAWA K. , ISHIZUKA S. , - " Microestruturas and tensile Properties of Rheocast Al-Cu , Bi-Sn and Bi-Pb Eutetic Alloys " - Materials Transactions , JIM , vol 31 , n°1 (1990) : pag 75 a 82.

37-Jernkontoret , Stockholm , Sweden. - " A guide to the solidifications of steels "- 1977.

38-Catálogo de aços rápidos da VILLARES , Aços Villares S.A.

39-Metalls Handbook- " Atlas of microstructures of industrial Alloys " vol 8 - 8th Edition 1972. pag

40-BARKALOW R. H. , KRAFT R. W. , GLODSTEIN J. I. , - " Solidification of M-2 High Speed Steel " - Metallurgical transaction , volume 3 , april 1972-919.

41-Wang Nan , Shu Guangji , Yang Hanguo - " Rheological Study of Partially Solidified Tin-Lead and Aluminium-Zinc Alloys for Stir-Casting." - Material Transactions . JIM . Vol 31 , No 8 (1990) , pag 715 a 722

42-Kiyoshi Ichikawa , Satoshi Ishizuka , Masakazu Achikita , -
" Homogenization of Microstructure and Improvement of Elevated Temperature Tensile Properties in a Ni-Base Superalloy by Rheocasting " - Materials Transactions , JIM , Vol 31 , No 8 (1990) , pag 730-738

43-RAMATI, S.D.E. , et all - " Forging of liquid partially solid Sn-15%Pb and aluminum alloys " O Metall. Trans. B., vol 9B , Junho 78 , pag 279-286

44-PRASAD , P.R., et all - " Microstructure and mechanical properties of rheocast Al-10%Cu alloy " - Z. Metallkde , v. 73 , n. 7 , 1982 , pag 420

45- Angus , H.T. , - " Cast iron : Phisical and Engineering Properties". 1976