

PAULO COSTA GIOIELLI

**INFLUÊNCIA DO NIÓBIO NO TAMANHO DE GRÃO
DE UM AÇO RÁPIDO COM MATRIZ DO AÇO M2**

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de
São Paulo para obtenção do
título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica

Orientador:
Tibério Cescon

SÃO PAULO, 1995

OK



UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA

TERMO DE JULGAMENTO
DE
DEFESA DE DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Aos 17 dias do mês de maio de 1995, às 09:00 horas,
no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, presente a Comissão Julgadora, integrada
pelos Senhores Professores Drs. Tibério Cescon, Orientador do candidato, An-
gelo Fernando Padilha e Hamilton Lélis Ito

Nº Func. Or.: 395323

iniciou-se a Defesa de Dissertação de Mestrado do Senhor

PAULO COSTA GIOIELLI Nº USP 5235469

Título da Dissertação: "Influência do Nióbio no Tamalho de Grão de um Aço
Rápido com Matriz do Aço M2"

Concluída a arguição, procedeu-se ao julgamento na forma regulamentar, tendo a Comissão
Julgadora atribuído ao candidato as seguintes notas:

Prof. Dr. Tibério Cescon	(10,0)	(Dez)
Prof. Dr. Angelo Fernando Padilha	(10,0)	(Dez)
Prfo. Dr. Hamilton Lélis Ito	(10,0)	(Dez)

Para constar, é lavrado o presente termo, que vai assinado pela Comissão Julgado
ra e pelo Secretário da Seção de Pós-Graduação

São Paulo, 17 de maio de 1995.

Presidente

Angelo Fernando Padilha

Secretário

Mara Fátima de Jesus Luz Sanches

Observações:

Homologada pela C.P.G. em reunião realizada a 12, 6, 1995

BC

PAULO COSTA GIOIELLI

INFLUÊNCIA DO NIÓBIO NO TAMANHO DE GRÃO
DE UM AÇO RÁPIDO COM MATRIZ DO AÇO M2

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de
São Paulo para obtenção do
título de Mestre em Engenharia.

SÃO PAULO, 1995

Aos meus pais
À Alice, minha noiva
Aos meus irmãos, Attilio e Eduardo

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Tibério Cescon pelo apoio e orientação.

Ao Prof. Dr. Angelo Fernando Padilha pelas discussões sobre o tema.

Ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo S.A., pelas facilidades na realização da parte experimental e aos colegas que me auxiliaram nos ensaios e tratamento das referências bibliográficas. Agradeço particularmente ao Sr. Deusdedit Edmundo Pereira e a Srta. Maria Cecília Candeias.

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na execução deste trabalho.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	i
AGRADECIMENTOS	ii
SUMÁRIO	iii
LISTA DE FIGURAS	v
LISTA DE TABELAS	x
RESUMO	xii
ABSTRACT	xiii
CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO	1
. Influência dos elementos de liga	4
. Estrutura dos aços rápidos	9
. Aços matriz	13
. Aço matriz M2 com nióbio	14
. Recozimento dos aços rápidos	17
. Tamanho de grão nos aços rápidos	19
. Fatores que afetam o tamanho de grão	21
. Crescimento de grão anômalo	25
CAPÍTULO II - MATERIAIS E MÉTODOS	30
. Tratamentos térmicos	31
. Microscopia óptica	33
. Metalografia quantitativa	33
. Ensaio de dureza Rockwell C	34

CAPÍTULO III - RESULTADOS	35
. Tamanho de grão e dureza	35
. Fração volumétrica e tamanho dos carbonetos ...	35
. Exame metalográfico	49
CAPÍTULO IV - DISCUSSÃO	59
CAPÍTULO V - CONCLUSÕES	62
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	63

LISTA DE FIGURAS

- Figura 1 - Microestrutura do aço rápido M2 no estado laminado recozido. Amostra retirada do fio máquina. Seção longitudinal. Ataque: Nital 2%. Aumento: 400X. [73] 14
- Figura 2 - Carbonetos primários presentes no trefilado. Os pontos 1 a 4 nos carbonetos A, B e C assinalam os locais de análise química pelo método EDS. Imagem de composição com superposição do perfil de concentração do elemento nióbio ao longo da linha assinalada. Aumento 2000X. [73].. 15
- Figura 3 - Microscopia eletrônica em réplicas. Carbonetos secundários tipo MC num aço rápido tipo M2. (a) recozimento subcrítico. (b) recozimento pleno.[75] 18
- Figura 4 - Microscopia óptica. Ataque Nital 10%. Aço rápido tipo T6. Aumento 300X. (a) temperado a partir de 1260°C (2300 °F), tamanho de grão 18 e (b) temperado a partir de 1313°C (2400°F), tamanho de grão 6. [77] 20
- Figura 5 - Ensaio de torção. Observa-se variação da ductilidade em função do tamanho de grão num aço rápido tipo T1. A amostra com tamanho de grão 3 apresenta apenas deformação elástica.[77] 21
- Figura 6 - Fratura de dois aços rápidos (a) Tipo T1, temperado e retemperado a partir de 1290°C (2350°F), tamanho de grão grosseiro. Fratura tipo escama de peixe. (b) Tipo M2, temperado a partir de 1230°C (2250°F), recozido e retemperado, tamanho fino. Fratura normal. [80] 22
- Figura 7 - Mistura de grão finos e grossos causada por segregação de carbonetos.[77] 23

- Figura 8 - Tamanho de grão de um aço rápido tipo T1 em função da temperatura de austenitização. Estado inicial: a) recozido; b) pré-temperado de 1290°C.[87]. 26
- Figura 9 - Tamanho de grão de um aço rápido tipo M2 em função da temperatura da 2ª têmpera, para diversas temperaturas de 1ª têmpera.[80] 27
- Figura 10 - Temperatura de início de crescimento de grão anômalo na 2ª têmpera em função da temperatura da 1ª têmpera.[80] 28
- Figura 11 - Dureza em função da temperatura de têmpera para o aço rápido contendo nióbio. As mudanças de inclinação representam as temperaturas Ac1 e Ac3 31
- Figura 12 - Tamanho de grão austenítico do aço M2, com recozimento pleno, medido em função da temperatura de segunda têmpera. Cada gráfico representa uma temperatura de primeira têmpera. A legenda indica o recozimento intermediário. As curvas marcadas com X mostram o tamanho de grão na primeira têmpera 44
- Figura 13 - Tamanho de grão austenítico do aço M2, com recozimento subcrítico, medido em função da temperatura de segunda têmpera. Cada gráfico representa uma temperatura de primeira têmpera. A legenda indica o recozimento intermediário. As curvas marcadas com X mostram o tamanho de grão na primeira têmpera 45
- Figura 14 - Tamanho de grão austenítico do aço M2-Nb, com recozimento pleno, medido em função da temperatura de segunda têmpera. Cada gráfico representa uma temperatura de primeira têmpera. A legenda indica o recozimento intermediário. As curvas marcadas com X mostram o tamanho de grão na primeira têmpera 46

- Figura 15 - Tamanho de grão austenítico do aço M2-Nb, com recozimento subcrítico, medido em função da temperatura de segunda têmpera. Cada gráfico representa uma temperatura de primeira têmpera. A legenda indica o recozimento intermediário. As curvas marcadas com X mostram o tamanho de grão na primeira tempera 47
- Figura 16 - Microestrutura característica do aço rápido M2. Observa-se o tamanho e a distribuição dos carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 2%. Aumento: 400X 49
- Figura 17 - Microestrutura característica do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti). Observa-se o tamanho e a distribuição dos carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 2%. Aumento: 400X 50
- Figura 18 - Microestrutura do aço rápido M2, com recozimento pleno e têmpera a partir de 1200°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10%. Aumento 800X 51
- Figura 19 - Microestrutura do aço rápido M2, com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C e 2ª têmpera a partir de 1200°C, sem recozimento intermediário. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X 51
- Figura 20 - Microestrutura do aço rápido M2, com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C, recozimento pleno e 2ª têmpera a partir de 1200°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X 52

- Figura 21 - Microestrutura do aço rápido M2, com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C, recozimento subcrítico e 2ª têmpera a partir de 1225°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X 53
- Figura 22 - Microestrutura do aço rápido M2, com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C, recozimento subcrítico e 2ª têmpera a partir de 1150°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X 54
- Figura 23 - Microestrutura do aço rápido M2, com recozimento subcrítico, 1ª têmpera a partir de 1200°C e 2ª têmpera a partir de 1175°C, sem recozimento intermediário. Observa-se os contornos de grão austeníticos, contornos de subgrão e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X 54
- Figura 24 - Microestrutura do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), com recozimento pleno e têmpera a partir de 1200°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X 55
- Figura 25 - Microestrutura do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C e 2ª têmpera a partir de 1200°C, sem recozimento intermediário. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X 56
- Figura 26 - Microestrutura do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C, recozimento pleno e 2ª têmpera a partir de 1200°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X 57

Figura 27 - Microestrutura do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200 C, recozimento subcrítico e 2  têmpera a partir de 1150 C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em se o transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X 57

Figura 28 - Microestrutura do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200 C, recozimento subcrítico e 2  têmpera a partir de 1225 C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em se o transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X 58

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 -	Composição química dos carbonetos primários assinalados na Figura 2. Análises efetuadas por EDS para os elementos com exceção do molibdênio que foi analisado por WDS	16
Tabela 2 -	Tamanho dos carbonetos primários	17
Tabela 3 -	Dureza dos carbonetos primários	17
Tabela 4 -	Composição química dos aços rápidos utilizados	30
Tabela 5 -	Resultado dos tamanhos de grão Snyder-Graff e do ensaio de dureza Rockwell C, no aço M2 com recozimento pleno após os tratamentos de têmpera e retêmpera seguidos ou não de recozimento intermediário	37
Tabela 6 -	Resultado dos tamanhos de grão Snyder-Graff e do ensaio de dureza Rockwell C no aço M2 com recozimento subcrítico após os tratamentos de têmpera e retêmpera seguidos ou não de recozimento intermediário	39
Tabela 7 -	Resultado dos tamanhos de grão Snyder-Graff e do ensaio de dureza Rockwell C no aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) com recozimento pleno após os tratamentos de têmpera e retêmpera seguidos ou não de recozimento intermediário	41
Tabela 8 -	Resultado dos tamanhos de grão Snyder-Graff e do ensaio de dureza Rockwell C no aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) com recozimento subcrítico após os tratamentos de têmpera e retêmpera seguidos ou não de recozimento intermediário	43

- Tabela 9 - Resultado das medidas de fração volumétrica e tamanho de carbonetos no aço M2 com recozimento pleno e têmpera simples. Os valores de diâmetro limite foram calculados de acordo com Zenner [83] e Horbogen [84] 48
- Tabela 10 - Resultado das medidas de fração volumétrica e tamanho de carbonetos no aço M2 com recozimento subcrítico e têmpera simples. Os valores de diâmetro limite foram calculados de acordo com Zenner [83] e Horbogen [84] 48
- Tabela 11 - Resultado das medidas de fração volumétrica e tamanho de carbonetos no aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) com recozimento pleno e têmpera simples. Os valores de diâmetro limite foram calculados de acordo com Zenner [83] e Horbogen [84] 48
- Tabela 12 - Resultado das medidas de fração volumétrica e tamanho de carbonetos no aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) com recozimento subcrítico e têmpera simples. Os valores de diâmetro limite foram calculados de acordo com Zenner [83] e Horbogen [84] 49

RESUMO

O crescimento de grão anômalo na retêmpera de aços rápidos, particularmente dos aços semirrápidos, é um fenômeno que provoca a diminuição da tenacidade, causando fraturas tipo escama de peixe.

Neste trabalho foi estudada a influência da presença de nióbio e do tipo de recozimento no tamanho de grão austenítico dos aços rápidos.

Foram utilizados dois aços rápidos. Um foi o aço rápido ASTM A-600 tipo M2 e o outro foi o 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), que possui matriz equivalente a do aço M2, quando temperado de 1200°C. Foram observadas as microestruturas e medidos os tamanhos de grão na retêmpera entre 1150°C e 1225°C, com recozimento pleno, com recozimento subcrítico ou sem recozimento, antes da retêmpera.

Observou-se que o recozimento pleno conseguiu evitar o crescimento de grão anômalo no aço rápido M2, sendo que no aço rápido 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) não houve crescimento de grão anômalo, mesmo sem recozimento antes da 2ª têmpera.

ABSTRACT

The abnormal grain growth on double quenching of high-speed steels, particularly in semi-high speed steels, is a phenomenon that causes lowering of fracture toughness leading to fish scale fractures.

In the present study the influence of niobium and the type of annealing on the austenitic grain size of high-speed steels has been evaluated.

Two high-speed steels have been studied, an ASTM A-600 type M2 and the other, 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) steel, with matrix equivalent to M2 steel when quenched from 1200°C. Microstructures and the grain sizes in double quenching between 1150°C and 1225°C, in normal annealing, tempering annealing or without annealing before second hardening have been studied.

It has been observed that the normal annealing suppressed the abnormal grain growth in M2 high-speed steels. In 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) steel no abnormal grain growth has been observed even without annealing before the second quenching.

CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO

Com o desenvolvimento industrial as ferramentas de corte passaram a representar um ponto fundamental na qualidade dos produtos que requerem usinagem. Entre os materiais para ferramentas de usinagem os aços rápidos situam-se numa posição de destaque, devido a sua resistência ao desgaste quando comparados com outros aços e sua tenacidade quando comparados com materiais cerâmicos ou carbonetos sinterizados.

Além da resistência ao desgaste e da tenacidade o bom desempenho de um aço rápido depende de outras propriedades tais como: dureza, usinabilidade, retenção da resistência mecânica com o aumento da temperatura, abrasividade, conformabilidade a quente, estabilidade química, resistência a choques.

A ordem de importância entre as propriedades citadas acima, bem como o grau de compromisso aceitável entre as mesmas, serão definidos em função da operação e das condições de usinagem.

Na prática a escolha de uma ferramenta é feita basicamente em função do seu desempenho em operação. Este está diretamente ligado ao tipo de serviço que a ferramenta deverá executar e costuma ser avaliado através de características, tais como: vida da ferramenta, ausência de falhas prematuras, reprodutibilidade no desempenho, amplitude de aplicações, facilidade de fabricação.

O primeiro aço rápido, o tipo T1, foi desenvolvido como resultado do trabalho de Taylor e White, no início do século XX, onde eles mostraram que os aços com mais que 14% de W, cerca de 4% de Cr e 0,3% de V, quando temperados a partir de temperaturas próximas a de fusão, mantêm a dureza após aquecimentos nos quais o material irradia luz vermelha, ou

temperaturas próximas a de fusão, mantêm a dureza após aquecimentos nos quais o material irradia luz vermelha, ou seja estes aços apresentam dureza elevada quando revenidos à temperaturas entre 500°C a 600°C.

Isto permite utilizar maiores velocidades de corte na usinagem com estes aços, pois eles mantêm suas propriedades, mesmo quando durante a usinagem, são aquecidos a temperaturas inferiores às de revenido. Devido a maior velocidade de corte (três vezes maior que nos aços carbono) surgiu o nome aço rápido. A composição inicial do T1 era 0,68%C, 18%W, 4%Cr e 0,3%V. Em 1920 a porcentagem de vanádio passou a 1%. A porcentagem de carbono foi sendo elevada gradualmente durante os 30 anos seguintes chegando ao nível atual de 0,75%C.

A possibilidade de substituição do tungstênio pelo molibdênio já era conhecida por Taylor, no início do século, porém esta substituição aumenta a dificuldade na têmpera destes aços, impedindo a obtenção, naquela época, de resultados homogêneos. Durante a primeira guerra mundial, a dificuldade de suprimento de tungstênio levou a um estudo mais detalhado, principalmente na Alemanha e na Áustria [1], no entanto os aços sem tungstênio ou com tungstênio e molibdênio não foram muito bem aceitos na Europa por apresentarem dificuldades na deformação a quente e no tratamento térmico [2].

Nos Estados Unidos, as condições de suprimento de tungstênio e molibdênio induziram a novos estudos sobre aços rápidos com molibdênio. Em 1933, Emmons patenteou um aço rápido denominado MoMax com 8%Mo, 2%W, 4%Cr e 1%V com desempenho equivalente ao tipo T1 [3].

Outro desenvolvimento importante em relação aos aços rápidos foi a adição de cobalto, que aumenta a estabilidade térmica com adições da ordem de 3 a 5% possibilitando a utilização destes aços em condições mais severas.

Durante a segunda guerra mundial, foram introduzidos os aços semi-rápidos, que contém menor quantidade de elementos de liga que os aços rápidos convencionais. Na Alemanha uma liga contendo 3%W, 3%Mo e 2,5%V tornou-se o aço rápido de maior emprego nesta época. Aços semi-rápido tem hoje o seu emprego bastante difundido em determinadas aplicações devido a sua relação custo/desempenho favorável [4,5].

A classificação dos aços rápidos mais aceita hoje é a empregada pela AISI [6], que classifica 25 aços separando-os em dois grupos de aços rápidos: os aços rápidos ao molibdênio ou molibdênio-tungstênio (grupo M) e os aços rápidos ao tungstênio (grupo T). O grupo M representa aproximadamente 95% da produção de aço rápido [7]. Com desenvolvimento de banhos de sal ou com atmosferas protetoras, bem como, com a maior precisão na temperatura dos fornos foram resolvidos os problemas de tratamento térmico que dificultavam o emprego de aços rápidos ao molibdênio.

Os aços rápidos ao tungstênio (grupo T) contém tungstênio, cromo, vanádio, cobalto e carbono como principais elementos de liga. Os aços deste grupo são caracterizados pela alta resistência ao desgaste e retenção das propriedades mecânicas com aquecimento. Além disso possuem alta temperabilidade, seções de até 75mm podem ser temperadas obtendo-se 65HRC ou mais após resfriamento em óleo ou sal fundido. O acréscimo na porcentagem dos elementos de liga e do carbono causam aumentam na quantidade de carbonetos duros e resistentes ao desgaste, particularmente nas ligas com mais que 1,5%V e 1,0%C. O tipo T15 com 1,5%C, 4,2%Cr, 12%W, 4,8%V e 4,2%Co é o aço rápido com maior resistência ao desgaste deste grupo podendo atingir 67HRC na têmpera. Os aços deste grupo atingem máxima dureza quando temperados a partir da temperatura recomendada de 1200°C a 1300°C.

Os aços rápidos ao molibdênio (grupo M) contém molibdênio, tungstênio, cromo, vanádio, cobalto e carbono como principais elementos de liga. Os aços deste grupo apresentam uma tenacidade ligeiramente maior que os aços do grupo T para uma mesma dureza.

Da mesma forma que no grupo T, o aumento do carbono e do vanádio promovem aumento na resistência ao desgaste; o acréscimo na porcentagem de cobalto promove maior dureza a quente com diminuição da tenacidade. Devido a rápida descarbonetação e a facilidade em danificá-los por superaquecimento os aços do grupo M são mais sensíveis às condições de austenitização (atmosfera e temperatura) que os do grupo T. Isto é particularmente notado nos aços com baixo tungstênio.

. Influência dos elementos de liga

A influência dos elementos de liga e impurezas nas propriedades dos aços rápidos estão amplamente discutidas em diversos trabalhos de revisão sobre o assunto [8, 9, 10, 11]. A seguir citaremos de maneira resumida o efeito de alguns elementos quando adicionados separadamente:

. carbono

O carbono participa da formação dos carbonetos, devendo estar em quantidade suficiente para propiciar a formação de uma matriz com dureza elevada após a têmpera e o revenimento. O teor de carbono pode variar de 0,65 a 2,3%.

O aumento da porcentagem de carbono causa:

- aumento do pico e da temperatura de dureza secundária [12,13]
- aumento da fração de austenita retida [14]
- diminuição da temperatura de fusão e de têmpera [15,16]

- redução da tenacidade e forjabilidade do aço [8, 17]
- refino no grão (desde que acompanhado por simultâneo aumento da porcentagem de vanádio ou nióbio) [15,18]

. tungstênio e molibdênio

Estes elementos promovem o aumento da resistência ao desgaste, dureza a quente e estabilidade térmica. A presença deles é obrigatória para que um aço seja considerado rápido. O teor de tungstênio pode variar de 0 a 20% e o de molibdênio de 0 a 9%. Em peso, 1% de molibdênio equivale a 1,6 a 2% de tungstênio [19,20].

O molibdênio é mais eficiente que o tungstênio no aumento da dureza, da tenacidade e temperabilidade [8,20,21]; o tungstênio por sua vez oferece melhor proteção contra oxidação, descarbonetação e crescimento de grão durante os tratamentos térmicos [8,22]. Os aços contendo tungstênio ou tungstênio-molibdênio na relação 1:1 apresentam maior estabilidade térmica que os aços com somente molibdênio [23]. Na presença de elementos como vanádio e cobalto a substituição parcial de molibdênio por tungstênio proporciona melhor desempenho da ferramenta [24]. Justifica-se desta forma a grande utilização dos aços contendo os dois elementos por alcançarem um melhor compromisso de propriedades.

. vanádio

Este elemento encontra-se nos aços rápidos em teores de 1 a 5%. Acima de 5% o vanádio causa problemas no forjamento que podem ser contornados através de metalurgia do pó [25]. O vanádio forma um carboneto de grande dureza e estabilidade que dificulta o crescimento de grão durante austenitização. Deve-se adicionar carbono para contrabalançar a formação dos carbonetos e possibilitar a formação de uma matriz martensítica de alta dureza na têmpera. O acréscimo de

carbono causado pela presença de vanádio provoca um aumento na fração de austenita retida.

Além de atuar como formador de carbonetos de elevada dureza, que aumenta a resistência ao desgaste e dificulta a afiação da ferramenta [26, 27, 28], uma pequena parcela do vanádio dissolve-se na matriz desempenhando um papel importante nos tratamentos térmicos e no aumento da temperabilidade do aço [15].

. cromo

O cromo contribui aumentando substancialmente a temperabilidade [8, 19, 29] e elevando o pico de dureza secundária, atuando como inibidor na precipitação melhorando a distribuição de carbonetos secundários [9, 30, 31]. Este elemento está presente nos aços rápidos na faixa de 3,5 a 5%, acima de 5% provoca um aumento exagerado na fração de austenita retida, facilitando também o crescimento exagerado dos carbonetos secundários, diminuindo a estabilidade térmica [4,22].

. cobalto

O cobalto atua aumentando a estabilidade térmica e o ponto de fusão do aço, permite austenitização a temperaturas superiores o que possibilita maior dissolução de carbonetos aumentando sensivelmente a dureza secundária [32]. Acredita-se que o aumento da estabilidade térmica é devido ao aumento da velocidade de nucleação e diminuição da velocidade de crescimento dos carbonetos secundários que este elemento causaria [33].

Em contrapartida o cobalto provoca diminuição na tenacidade tanto a frio quanto a quente. Desta forma, os aços rápidos contendo este elemento, na faixa de 5 a 12%, são utilizados apenas quando as condições de usinagem não

provocam impactos na ferramenta e impõem elevadas temperaturas no gume de corte [8, 18, 20].

. enxofre

O enxofre provoca a diminuição da tenacidade, da ductilidade e do limite de fadiga da ferramenta. Apesar disso este elemento pode ser adicionado nos aços rápidos na faixa de 0,1 a 0,15% com o intuito de facilitar a usinagem e a afiação das ferramentas [25, 8, 17, 22].

. silício

A adição moderada de silício pode promover simultaneamente a elevação pico de dureza secundária e o seu deslocamento para temperaturas mais elevadas, sem redução da tenacidade e da facilidade de afiação [4, 34, 35]. Parte do silício se dissolve nos carbonetos deslocando parcialmente o tungstênio e o molibdênio para solução sólida podendo, desta forma, ser utilizado para reduzir o teor dos elementos formadores de carbonetos [36].

O teor de silício costuma ser de 0,35 a 0,40% nos aços rápidos [22], acima de 1,0% o silício prejudica a tenacidade e exige a diminuição da temperatura de têmpera [37].

. nitrogênio

O nitrogênio pode ser adicionado ao aço rápido como substituto parcial do carbono, com efeito equivalente nos aços com vanádio mais elevado e com vantagens do ponto de vista das propriedades nos aços de baixo vanádio [38]. Como residual este elemento encontra-se na faixa de 0,005 a 0,030%, dependendo da técnica de fabricação do aço, podendo alcançar 0,08% [39] ou até 0,15% [25] quando adicionado propositadamente.

. nióbio

O nióbio forma carbonetos do tipo MC, bastante duros e estáveis, tendo maior afinidade pelo carbono que o vanádio. Adições da ordem de 0,15% num aço R6M5, cuja composição química é parecida com a do M2, provocam a formação de carbonetos do tipo MC finamente dispersos que dificultam o crescimento de grão, podendo-se elevar a temperatura de têmpera em 10 a 15°C, dissolvendo-se mais elementos de liga, com conseqüente aumento da dureza secundária e estabilidade térmica [40].

Diversos autores estudaram a substituição do vanádio pelo nióbio [41, 42, 43, 44] chegando a conclusões semelhantes:

- O nióbio suprime a formação de carbonetos do tipo M₂C, estabilizando os carbonetos do tipo M₆C. Isto torna interessante a adição de nióbio em aços com propensão de reter carbonetos do tipo M₂C como por exemplo os tipos S2-9-2 ou S2-10-1-8.
- Como o nióbio reduz a solubilidade dos carbonetos durante a têmpera, diminui o efeito da dureza secundária, tal fato pode ser compensado por uma elevação no teor de carbono. Verificou-se que a melhor resposta ao tratamento térmico é obtida para um teor de carbono calculado através das expressões:

$$\%C = 0,6\% + 0,12\%V + 0,15\%Nb \text{ [41] ou}$$

$$\%C = 0,6\% + 0,13\%Nb \text{ [42]}$$

- Este elemento praticamente não se dissolve na austenita formando na sua totalidade carbonetos insolúveis [41], podendo desta forma substituir o vanádio na formação destes carbonetos na proporção de 1:1, em peso, apesar da diferença de pesos atômicos.

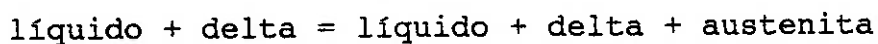
- Nos aços contendo nióbio e vanádio estão presentes dois tipos de carbonetos MC, um de vanádio contendo nióbio, molibdênio e tungstênio e outro de nióbio mais puro que o de vanádio.
- A substituição total do vanádio pelo nióbio causa a diminuição no pico de dureza secundária.
- Em teores acima de 2% o nióbio forma carbonetos primários que aumentam em número e tamanho com o aumento do teor de nióbio, provocando uma queda na tenacidade da liga.

Devido a sua baixa solubilidade na austenita o nióbio não desempenha nos aços rápidos uma das funções essenciais do vanádio, a de formador de carbonetos secundários. Tendo, no entanto um desempenho superior ao vanádio no refino de grão e na formação de carbonetos primários [45].

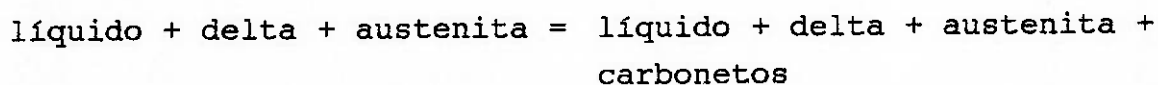
A substituição do tungstênio e do molibdênio pelo nióbio foi objeto de uma série de estudos [46, 47, 48, 49, 50], no entanto devido solubilidade do nióbio ser praticamente nula na austenita e muito baixa no carboneto tipo M_6C , pode-se concluir que o nióbio não cumpre as funções fundamentais do molibdênio e do tungstênio.

. Estrutura dos aços rápidos

Durante a solidificação de um aço rápido forma-se inicialmente ferrita delta que segrega o carbono para o líquido. Com o carbono mais alto o líquido passa a formar austenita:



Em seguida tem-se o início de uma reação de quatro fases onde além do líquido, da ferrita delta e da austenita precipitam-se carbonetos.



Na seqüência, temos a decomposição da ferrita delta através de uma reação peritética. A solidificação termina numa reação eutética na qual o líquido remanescente transforma-se austenita e carbonetos. A reação peritética normalmente não se completa, temos então uma reação eutetóide na qual a ferrita delta residual forma austenita e carbonetos.

Os carbonetos formados durante a solidificação, ou seja, na reação de quatro fases, na reação peritética ou na reação eutética, descritas acima, são chamados carbonetos primários. Destes o mais importante é o tipo M_6C , com estrutura cúbica de face centrada complexa, onde o M representa ferro, tungstênio e molibdênio, podendo dissolver também cromo, nióbio e vanádio no lugar do ferro. O vanádio e o nióbio formam carbonetos do tipo MC, cúbico de face centrada. No VC encontra-se dissolvida uma certa quantidade de tungstênio, molibdênio, ferro e nióbio. O nióbio pode formar carbonetos praticamente puros ou com dissolução de vanádio, tungstênio, molibdênio e ferro.

Outro carboneto encontrado nos aços rápidos é o tipo M_2C , hexagonal, metaestável, com M representando molibdênio e tungstênio com dissolução de outros elementos. O M_2C tende a se decompor em M_6C e MC durante as deformações a quente e tratamentos térmicos subseqüentes [14, 51]. Em alguns aços rápidos, com alto carbono, como os tipo M7 e M41 encontramos M_2C no produto final.

Os carbonetos primários podem ser encontrados tanto no meio das dendritas quanto no espaço interdendrítico. A morfologia destes carbonetos, no estado bruto de fusão, é bastante variada, entre outras as mais freqüentes são os tipos espinha de peixe, leque, globular e lamelar [52].

O tipo espinha de peixe, associado ao carboneto M_6C , tem morfologia bastante estável que praticamente não se altera com a composição química ou velocidade de resfriamento na

solidificação. O aspecto globular, ligado aos carbonetos tipo MC, em aços com alto teor de carbono e vanádio pode adquirir um aspecto eutético característico [14]. As morfologias tipo leque ou lamelar, associadas aos carbonetos tipo M_2C , são muito sensíveis a modificações na composição química e na velocidade de resfriamento [53].

A composição química tem influência predominante na determinação dos tipos de carbonetos que estarão presentes. Nos aços ao tungstênio, como no T1 por exemplo, temos a formação de carbonetos eutéticos do tipo M_6C , enquanto num aço ao molibdênio, por exemplo o M10 com 8%Mo, 2%V e 0%W, estes carbonetos são do tipo M_2C . Já num aço tipo M2, com tungstênio e molibdênio, podemos encontrar carbonetos eutético tipo M_2C , M_6C ou ambos dependendo da velocidade de solidificação. Elementos como nióbio, titânio, vanádio e tântalo são formadores de carbonetos do tipo MC [25].

O tungstênio, silício, nitrogênio, oxigênio e nióbio favorecem a formação de M_6C enquanto o molibdênio, vanádio, carbono, cálcio e alumínio são elementos estabilizadores do carboneto M_2C [53]. O aumento da velocidade de resfriamento na solidificação favorece a formação do eutético M_2C [14, 54, 55].

Além dos carbonetos primários temos nos aços rápidos a formação de carbonetos secundários, formados pela decomposição eutetóide da ferrita-delta, pela precipitação na austenita durante o resfriamento, pela precipitação durante o revenimento ou durante o recozimento.

Na decomposição eutetóide da ferrita delta temos a formação de austenita e carbonetos do tipo M_6C [56], podem, no entanto, formar-se outros tipos de carboneto, Fredrikson [14] identificou num aço M2, com 3,81%V, a presença simultânea de carbonetos dos tipos M_6C , MC e M_2C .

Durante o resfriamento na têmpera ocorre alguma precipitação de carbonetos, preferencialmente nos contornos

de grão austenítico, tal fato pode ser confirmado pela facilidade de revelar-se os contornos de grão no exame metalográfico de aços rápidos temperados e não revenidos. Exames em microscópio eletrônico de transmissão mostraram tratar-se de carbonetos do tipo MC [57]. Esta precipitação é normalmente pouco significativa, no entanto, em aços temperados ao ar ou em peças de grandes dimensões o resfriamento lento permite uma maior precipitação com empobrecimento de elementos na austenita [8]. No resfriamento a partir da laminação a precipitação de carbonetos na austenita é bem mais acentuada, Omsen [58] observou, num aço rápido tipo T1, uma diferença de 3%, entre a fração volumétrica de carbonetos do material temperado e do material laminado a quente.

Durante o revenimento de ligas complexas como um aço rápido ocorrem, simultaneamente uma série de reações, desta forma, não existe ainda um consenso sobre todas as transformações durante o revenimento. Uma série de trabalhos publicados a este respeito [59, 60, 61, 62, 63, 64] nos permitem chegar as seguintes conclusões:

Entre 100 e 250°C, ocorre a precipitação de carbonetos de ferro, normalmente identificados como sendo carbonetos épsilon [60, 64].

Entre 250 e 500°C, prossegue a precipitação dos carbonetos épsilon que com o crescimento passam a formar cementita.

Entre 400 e 570°C, temos a precipitação de carbonetos tipo MC e M_2C com dissolução parcial da cementita. A precipitação ocorre tanto na martensita quanto na austenita retida [65, 66, 67, 68]. No intervalo entre 500 e 570°C, temos o efeito de endurecimento secundário, onde ocorre precipitação de carbonetos dos elementos de liga, principalmente nas discordâncias herdadas da martensita. Estes carbonetos, inicialmente coerentes, precipitam de modo

mais fino e disperso, quando comparados com a cementita, graças ao menor coeficiente de difusão dos elementos de liga [69].

Entre 570 e 680°C, ocorre o coalescimento dos carbonetos, prosseguindo o empobrecimento dos elementos de liga na matriz ferrítica.

Entre 680 e 760°C, forma-se o carboneto estável tipo M_6C , com a aceleração do coalescimento dos carbonetos e empobrecimento da matriz.

Entre 760°C e a temperatura A_{c1} , prossegue o coalescimento dos carbonetos precipitados.

A austenita retida permanece praticamente na quantidade original até cerca de 530°C, transformando-se em martensita no resfriamento subsequente [63]. Entre 300 e 350°C, começa a ocorrer precipitação de carbonetos na austenita, com conseqüente contração do reticulado.

A precipitação de carbonetos secundários ocorre também durante recozimento dos aços rápidos que será descrito no item sobre recozimento dos aços rápidos.

. Aços matriz.

Os aços matriz são aços baseados na composição química da matriz de aços rápidos convencionais, estes aços quando temperados a partir da mesma temperatura de têmpera dos aços de origem formam uma matriz martensítica equivalente [70]. Roberts [21], utilizou o conceito de aços matriz, variando a porcentagem de vanádio para obtenção de carbonetos primários, resistentes ao desgaste, balanceando os elementos de para obter a matriz de um aço rápido tipo M2. Cescon [45] verificou que a utilização de nióbio na obtenção de aços matriz é bastante vantajosa, pois possibilita um projeto de liga mais previsível, devido à baixa solubilidade do nióbio na matriz. Além disso os carbonetos primários tipo MC, ricos em vanádio apresentam dissolução de outros elementos

químicos como molibdênio, tungstênio, cromo e ferro, enquanto os carbonetos primários tipo MC, ricos em nióbio, apresentam baixa dissolução de outros elementos de liga.

. Aço matriz M2 com nióbio.

Cescon e Carneiro [71], estudaram a morfologia e a composição dos aços rápido com matriz M2, variando a porcentagem de nióbio e adicionando titânio para obter uma morfologia mais refinada nos carbonetos eutéticos.

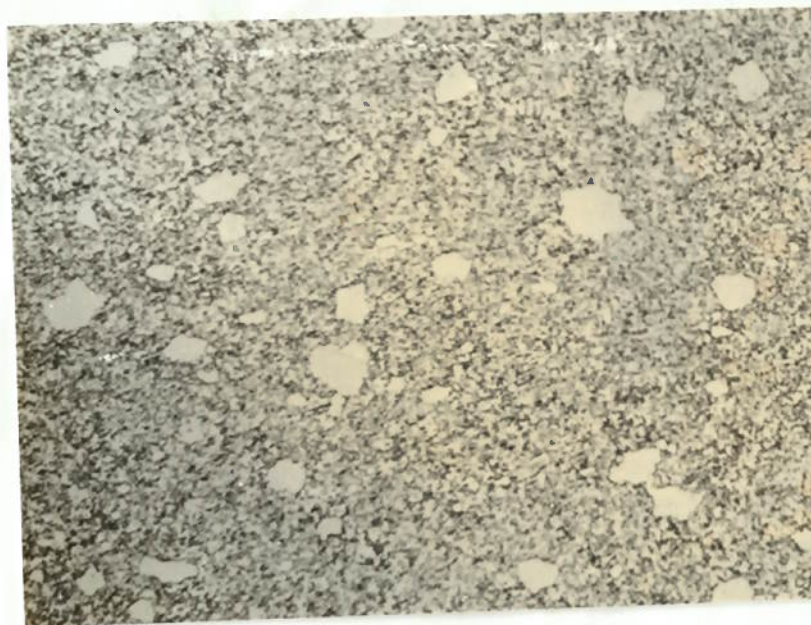


Figura 1 - Microestrutura do aço rápido M2 no estado laminado recozido. Amostra retirada do fio máquina. Seção longitudinal. Ataque: Nital 2%. Aumento: 400X. [73]

Após a otimização da liga em escala laboratorial a liga com 1,1%C, 3%W, 3%Mo, 2%V, 2%Nb e 0,1%Ti foi testada em escala industrial numa corrida de 6240Kg com lingotes de

500Kg cada [72]. Este material foi forjado para barras de 10X10cm sendo então laminado e trefilado para redondos com 8,2mm de diâmetro para fabricação de brocas. O desempenho destas foi testado mostrando maior eficiência quando comparado com o do aço M2 convencional.

Cescon e Falleiros [73] apresentaram um estudo sobre os carbonetos primários do aço rápido com 1,1%C, 3%W, 3%Mo, 2%V, 2%Nb e 0,1%Ti onde foram feitas medidas de fração volumétrica, microdureza, composição química e tamanho dos carbonetos. Os resultados encontram-se a seguir:

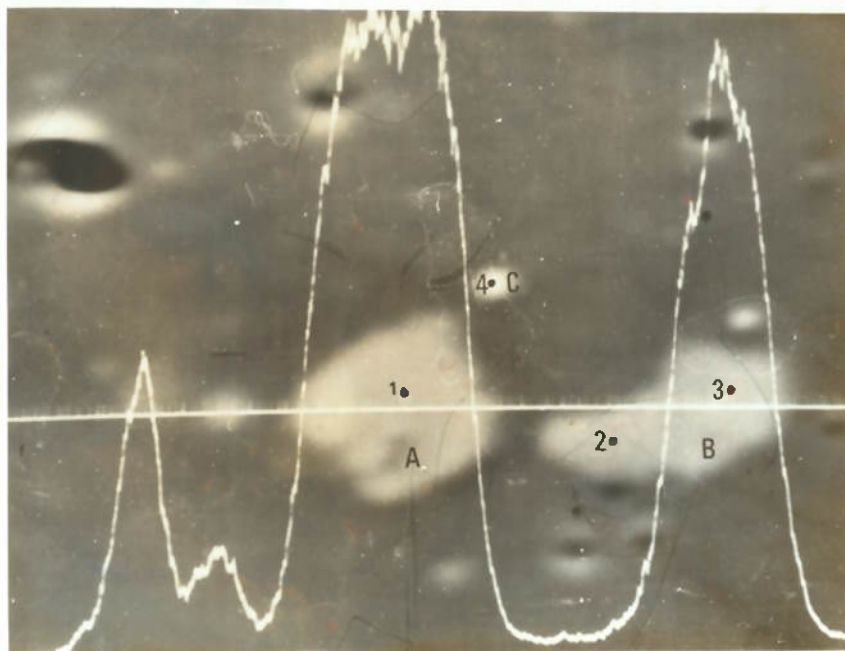


Figura 2 - Carbonetos primários presentes no trefilado. Os pontos 1 a 4 nos carbonetos A, B e C assinalam os locais de análise química pelo método EDS. Imagem de composição com superposição do perfil de concentração do elemento nióbio ao longo da linha assinalada. Aumento 2000X. [73]

- Fração volumétrica de carbonetos primários no aço trefilado, temperado a partir de 1200°C - 5,2±0,4%.

- No material trefilado a segregação e o alinhamento dos carbonetos são praticamente nulos (figura 1).

- A composição química dos carbonetos assinalados na figura 2, encontra-se na tabela 1.

- A avaliação do tamanho dos carbonetos foi realizada conforme o método da Zelezarna Ravne, recomendado por Hoyle [74], onde o maior carboneto é localizado num campo com 100X de aumento sendo sua área medida com 500 ou 1000X dependendo do carboneto. Os resultados medidos para o aço matriz do M2 trefilado e de um aço rápido tipo M2 utilizado para confecção de uma broca de 8mm encontram-se na Tabela 2.

- Os valores de dureza dos carbonetos tipo MC medidos no aço rápido tipo M2 e no aço matriz do M2 contendo nióbio encontram-se na Tabela 3.

CARBONETO	LOCAL	W	Nb	Mo	V	Cr	Fe	Ti
		(% em peso)						
A	1	3,2	63,5	2,1	11,0	0,9	1,8	3,5
B	2	13,1	13,3	10,1	38,8	4,3	2,4	-
C	3	1,2	66,4	2,4	8,6	0,7	1,3	0,9

Tabela 1 - Composição química dos carbonetos primários assinalados na Figura 2. Análises efetuadas por EDS para os elementos com exceção do molibdênio que foi analisado por WDS.

LIGA	ÁREA (μm^2)	ÍNDICE I_K^*
1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti)	87±21	5,90
M2	39±11	7,06

Tabela 2 - Tamanho dos carbonetos primários.

*) o índice I_K é um parâmetro importante no controle de produção de aços rápidos, calculado através da equação:

$A = 1250 \cdot \exp(I_K - 1)$, onde A = área do carboneto em μm^2 .

LIGA	Carboneto	Dureza (HV)
1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti)	MC	2245±149
M2	MC	2237±113

Tabela 3 - Dureza dos carbonetos primários.

. Recozimento dos Aços rápidos.

Com objetivo de facilitar a usinagem, diminuindo a dureza realiza-se o recozimento dos aços rápidos. Durante este tratamento térmico, ocorre a precipitação carbonetos secundários que com o resfriamento ficam dispersos na matriz ferrítica. Além disso o recozimento diminui as tensões internas do material melhorando a estabilidade dimensional da ferramenta. Conforme será explicado nos itens que se referem ao crescimento de grão, a realização de recozimento dificulta o crescimento de grão austenítico durante a têmpera.

O recozimento pode ser realizado de duas formas distintas: recozimento pleno ou recozimento subcrítico.

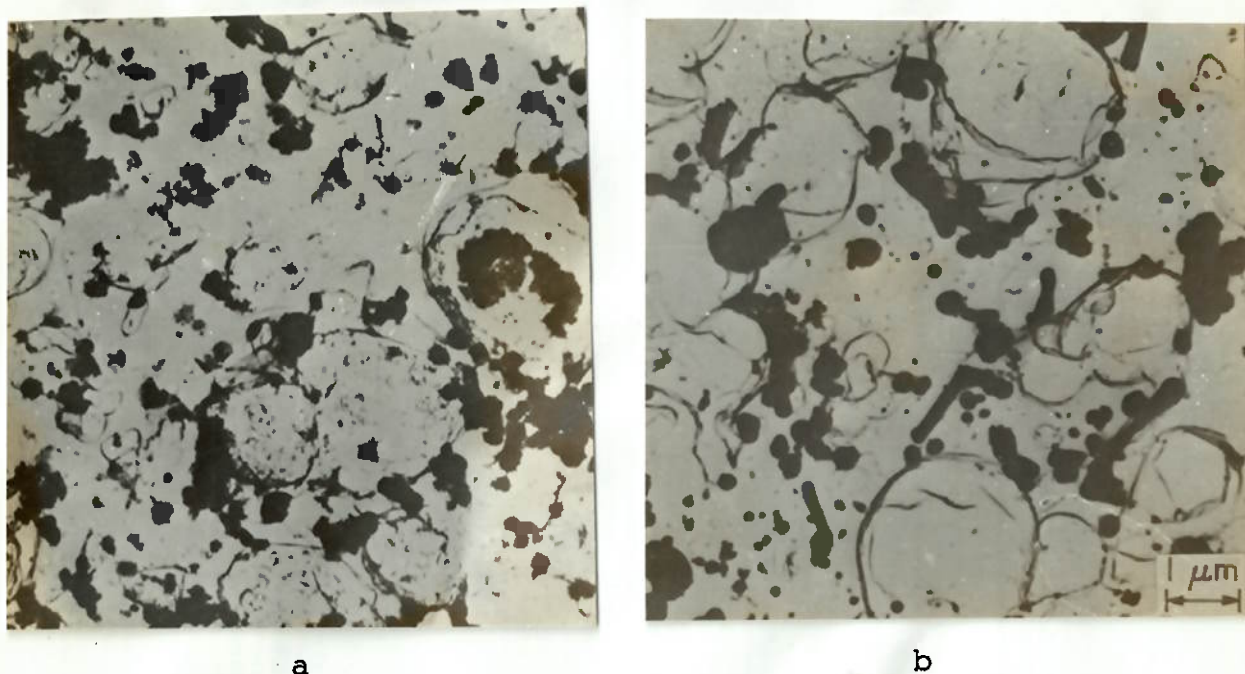


Figura 3 - Microscopia eletrônica em réplicas. Carbonetos secundários tipo MC num aço rápido tipo M2. (a) recozimento subcrítico. (b) recozimento pleno.[75]

. recozimento pleno:

No recozimento pleno é realizado um aquecimento pouco acima da temperatura A_{c3} , seguido de um resfriamento lento (menos que 50°C/hora) até abaixo da temperatura A_{c1} onde o material é mantido por cerca de três horas, antes do resfriamento até a temperatura ambiente.

. recozimento subcrítico:

Realiza-se um aquecimento acima da temperatura A_{c3} seguido de um resfriamento rápido. A partir daí procede-se um revenido de alta temperatura (próximo da temperatura A_{c1}), por cerca de duas horas.

Nos dois tipos de recozimento os carbonetos precipitados são do tipo M_6C e $M_{23}C_6$, em aços de alto carbono pode ocorrer também a precipitação de M_7C_3 . O cromo forma carbonetos do tipo $M_{23}C_6$, cúbico de face centrada, capaz de dissolver ferro, tungstênio, molibdênio e vanádio [58]. A diferença básica está na distribuição dos carbonetos. Neumeyer e Kasak [75] examinaram, em microscópio eletrônico de transmissão, réplicas extraídas de um aço rápido tipo M2 após os dois tipos de recozimento (figura 3). Observa-se que no recozimento subcrítico a dispersão de carbonetos secundários é mais fina e numerosa com morfologia flocular, enquanto no recozimento pleno os carbonetos são mais esféricos e angulares.

.Tamanho de Grão nos Aços Rápidos

A medida do tamanho de grão austenítico num aço rápido costuma ser realizada pelo método descrito por Snyder e Graff [76], onde conta-se o número de contornos de grão cortados por uma reta de 5 polegadas com aumento de 1000X. Durante o resfriamento de um aço rápido temperado a partir de temperaturas acima de $1000^{\circ}C$ ocorre a precipitação de carbonetos no contorno de grão austenítico. Desta forma podemos revelá-los através de um ataque com Nital 10%. Na figura 4 podemos ver dois aços rápidos tipo T6, um com tamanho de grão fino (18 interceptos) e outro com tamanho de grão grande (6 interceptos).

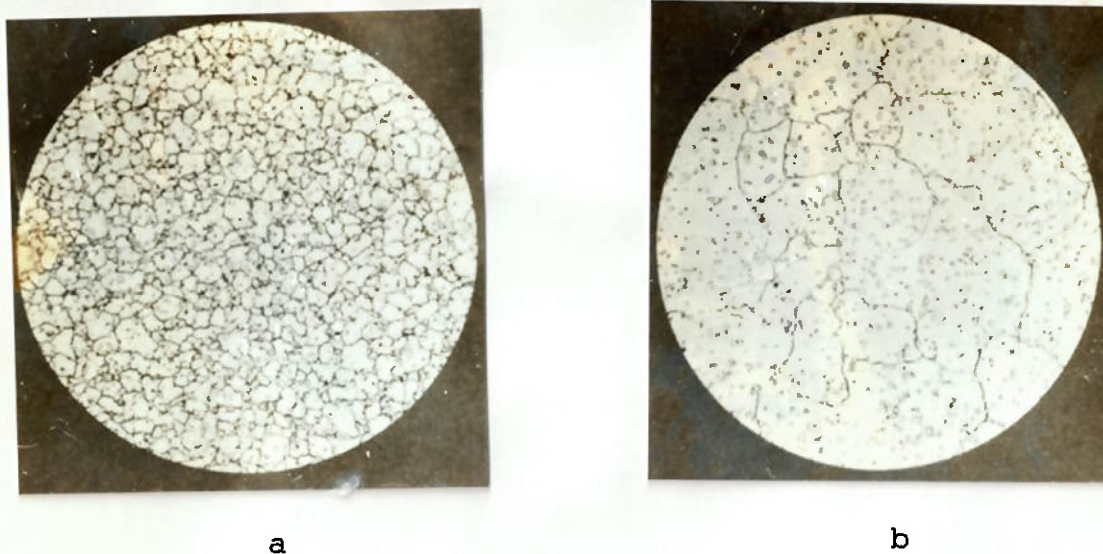


Figura 4 - Microscopia óptica. Ataque Nital 10%. Aço rápido tipo T6. Aumento 300X. (a) temperado a partir de 1260°C (2300 °F), tamanho de grão 18 e (b) temperado a partir de 1313°C (2400°F), tamanho de grão 6. [77]

O efeito do tamanho de grão nas propriedades dos aços rápidos foi estudado por diversos autores [75, 78, 79]. O tamanho de grão não tem influência na dureza, estabilidade térmica e dureza a quente de um aço rápido. A ductilidade, no entanto, diminui sensivelmente com o aumento do tamanho de grão, na figura 5 vemos que um aço rápido tipo T1, temperado e revenido, com tamanho de grão 3, apresenta plasticidade praticamente nula no ensaio de torção.

Devido a baixa ductilidade, os aços rápidos com tamanho de grão grande (maior que 8 Sneider-Graff), possuem menor tenacidade, comprometendo o desempenho em usinagens de corte intermitente [75]. Observa-se que o tamanho e a distribuição dos carbonetos também afeta a tenacidade, deste modo para se aferir a influência do tamanho de grão devemos utilizar aços rápidos com distribuição de carbonetos equivalente.

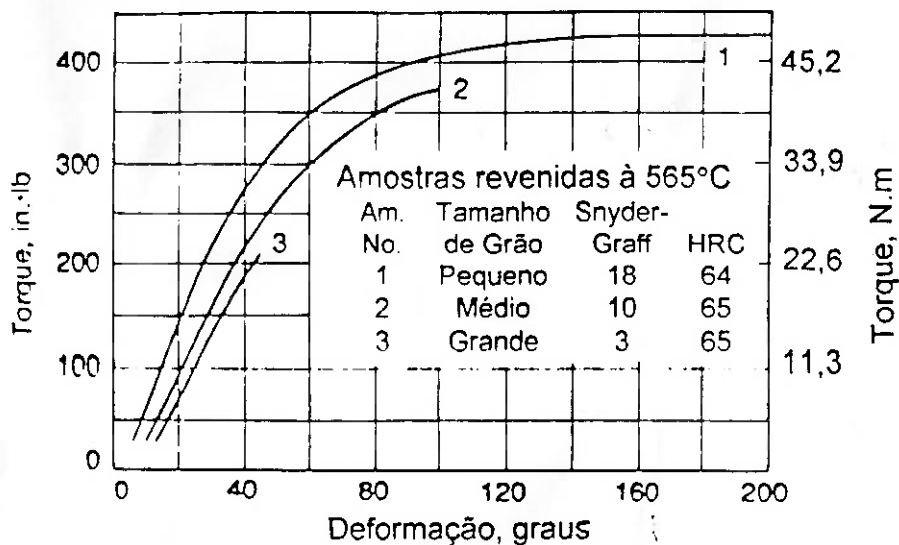


Figura 5 - Ensaio de torção. Observa-se variação da ductilidade em função do tamanho de grão num aço rápido tipo T1. A amostra com tamanho de grão 3 apresenta apenas deformação elástica.[77]

Os aços rápidos podem sofrer crescimento de grão anômalo durante a austenitização, neste caso ao serem ensaiados à flexão sofrem fratura com granulação grosseira e baixa tenacidade conhecida como "escama de peixe". Na figura 6 podemos comparar o aspecto da fratura tipo "escama de peixe" com o tipo de fratura normalmente encontrado nos aços rápidos. O mecanismo de crescimento de grão descontínuo será discutido num item separado.

. Fatores que afetam o tamanho de grão

Existem três fatores básicos que determinam o tamanho de grão austenítico de um aço rápido:

- tempo e temperatura de tratamento térmico
- composição do aço
- distribuição dos carbonetos insolúveis

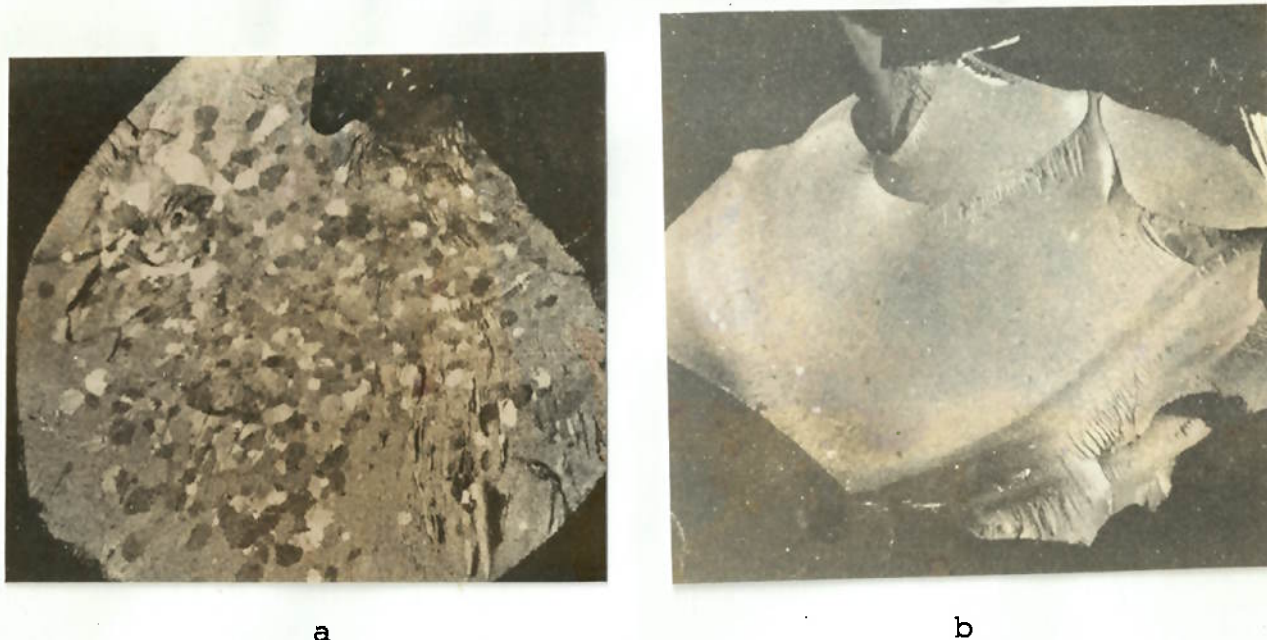


Figura 6 - Fratura de dois aços rápidos (a) Tipo T1, temperado e retemperado a partir de 1290°C (2350°F), tamanho de grão grosseiro. Fratura tipo escama de peixe. (b) Tipo M2, temperado a partir de 1230°C (2250°F), recozido e retemperado, tamanho fino. Fratura normal. [80]

Outros fatores, que aparentemente causam variação do tamanho de grão, podem ser explicados com base nestes três fatores. Por exemplo, a atmosfera do forno de austenitização, durante muito tempo foi considerada como fator de grande influência no tamanho de grão, principalmente nos aços rápidos ao molibdênio [81], no entanto, ficou provado que a temperatura junto à peça durante o tratamento é mais alta quando o forno possui atmosfera oxidante, desta forma a variação no tamanho de grão pode ser explicada pela variação na temperatura [78].

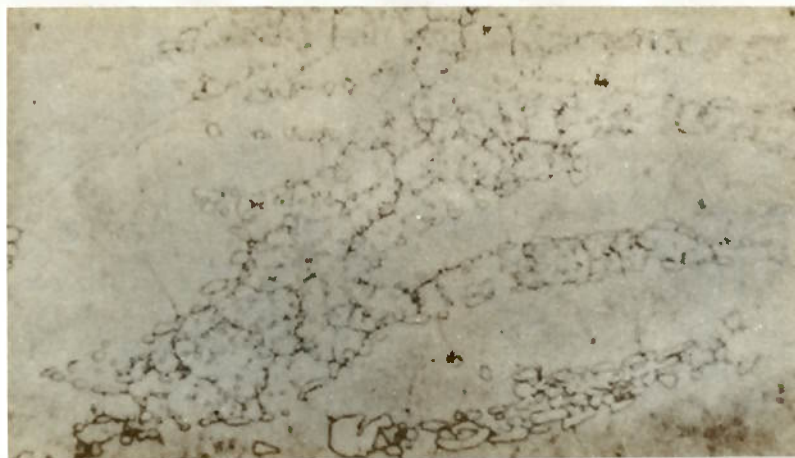


Figura 7 - Mistura de grão finos e grossos causada por segregação de carbonetos.[77]

Durante o aumento da temperatura a ferrita com carbonetos começa a transformar-se em austenita, enquanto toda a ferrita não desaparece não tem sentido falar-se em termos de tamanho de grão austenítico. Os grãos austeníticos nucleiam a partir dos ferríticos [82], desta forma o tamanho de grão austenítico é limitado pelo tamanho de grão ferrítico, quando a ferrita está prestes a desaparecer, os grãos de austenita começam a se tocar tornando possível, a partir daí o crescimento de grão austenítico, com consumo dos grãos menores ou com orientação desfavorável [77].

A composição química do aço rápido tem influência na temperatura em que a ferrita e os carbonetos desaparecem, quanto menor for esta temperatura maior será a chance de ocorrer crescimento de grão austenítico.

Os aços rápidos são austenitizados à temperaturas próximas a de fusão, nestas temperaturas a alta mobilidade dos átomos, costuma provocar crescimento de grão, no entanto os aços rápidos normalmente apresentam tamanho de grão relativamente fino. Isto pode ser explicado pela presença de carbonetos insolúveis que ancoram os contornos de grão,

criando uma barreira termodinâmica ao seu deslocamento. A figura 7 mostra um aço rápido com segregação de carbonetos, observa-se que nas regiões livres de carbonetos ocorre um crescimento de grão descontrolado durante a austenitização.

O potencial termodinâmico para crescimento de grão vai diminuindo, enquanto a força bloqueadora causada pela presença de carbonetos se mantém, a partir de um determinado tamanho de grão, estas duas forças se igualam impedindo o prosseguimento do crescimento.

Segundo Zenner, citado por Smith [83] o tamanho de grão limite num metal com dispersão de precipitados esféricos com raio r e fração volumétrica f , distribuídos uniformemente pela matriz é dado pela seguinte fórmula:

$$D_{lim} = \frac{4}{3} * \frac{r}{f} \quad (1)$$

Hornbogen [84] verificou que quando os precipitados não estão distribuídos uniformemente, encontrando-se concentrados nos contornos de grão o tamanho limite diminui. O autor sugere a seguinte fórmula:

$$D_{lim} = \frac{2 * \sqrt{3}}{3} * \frac{r}{\sqrt{f}} \quad (2)$$

Para avaliar o valor do raio médio r dos carbonetos nos aços rápidos, considerando os carbonetos primários como sendo esféricos, pode-se utilizar a fórmula proposta por Underwood [85] que define o valor de r em função de N_L e N_A :

$$r = \frac{2}{\pi} * \frac{N_L}{N_A} \quad (3)$$

Onde:

$N_L = N/L$ sendo N o número de carbonetos cortados por uma linha de comprimento L.

$N_A = N/A$ sendo N o número de carbonetos presentes na área A.

A distribuição dos carbonetos primários influencia o tamanho de grão [75], no entanto para a mesma distribuição de carbonetos primários, dependendo da distribuição de carbonetos secundários pode ocorrer um crescimento de grão descontrolado na austenitização [86].

. Crescimento de grão anômalo

Quando retemperamos um aço rápido, observamos que a partir de uma determinada temperatura ocorre um crescimento de grão descontínuo. A figura 8, extraída do trabalho de Kula e Cohen [87], mostra o comportamento de um aço rápido tipo T1 quando retemperado a partir de temperaturas crescentes. Observa-se que o material retemperado apresenta comportamento semelhante ao não temperado em austenitizações até cerca de 60°C abaixo da temperatura da têmpera inicial, a partir daí um crescimento descontínuo pode ser observado. Na seqüência nota-se uma ligeira diminuição no tamanho de grão.

Inicialmente achava-se que o crescimento de grão descontínuo era resultado de uma recristalização secundária induzida pelas tensões internas das mudanças de fase [78]. Esta hipótese foi abandonada quando provou-se que mesmo em estruturas isentas de tensões encontramos crescimento de grão descontínuo. Nesta época foi sugerido por Kula e Cohen [87] e por Grobe, Roberts e Chambers [80] o mecanismo de crescimento de grão descontínuo aceito até hoje.

Com o aumento da temperatura de austenitização aumenta-se a dissolução dos carbonetos, os carbonetos secundários do

tipo $M_{23}C_6$ desaparecem por volta de $1150^{\circ}C$ enquanto os carbonetos tipo M_6C dissolvem-se apenas parcialmente. O resfriamento rápido mantém estes carbonetos em solução. Um aquecimento posterior provoca a precipitação destes carbonetos em defeitos do reticulado criadas pelas transformações aciculares como a martensítica e a bainítica.

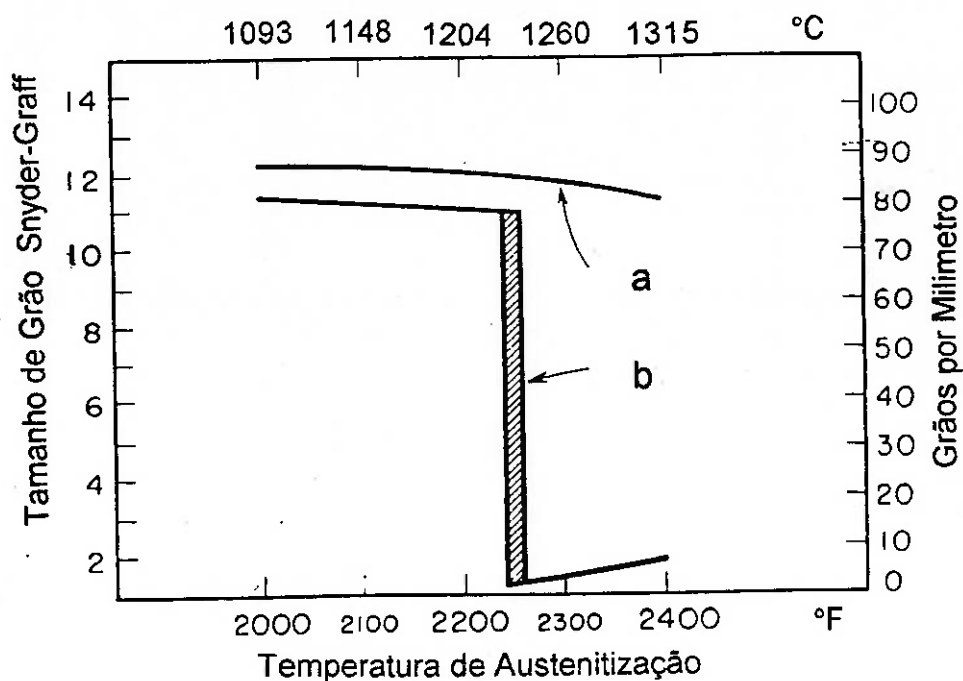


Figura 8 - Tamanho de grão de um aço rápido tipo T1 em função da temperatura de austenitização. Estado inicial: a) recozido; b) pré-temperado de $1290^{\circ}C$. [87]

Na retêmpera o aquecimento induz uma transformação austenítica com nucleação simultânea em diferentes sítios dentro de um grão ferrítico. Existe uma relação de orientação cristalográfica definida entre a austenita a ferrita de origem [88, 89]. Com o crescimento dos núcleos temos o desaparecimento da ferrita e a formação de contornos de pequeno ângulo. A diferença de orientação entre os subgrãos é oriunda das deformações causadas pelas transformações aciculares [87].

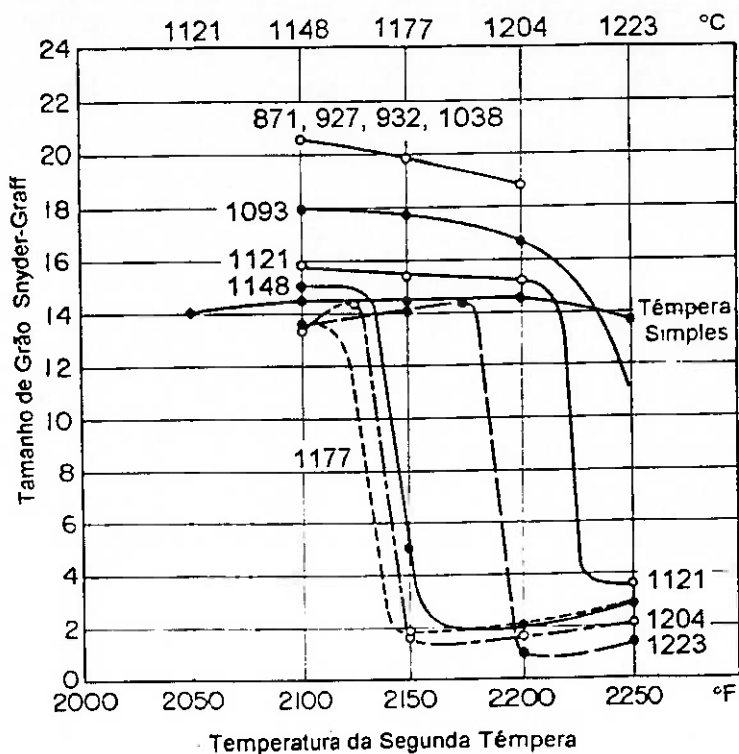


Figura 9 - Tamanho de grão de um aço rápido tipo M2 em função da temperatura da 2ª têmpera, para diversas temperaturas de 1ª têmpera. [80]

Com o aumento da temperatura, nos aços rápidos, existe uma tendência natural dos contornos de subgrão varrerem o grão, acomodando as diferenças de orientação, desaparecendo, desta forma, os subgrãos. No entanto, a presença dos carbonetos precipitados nas descontinuidades imobiliza os contornos de subgrão. Nas temperaturas de têmpera, temos a solubilização dos carbonetos liberando repentinamente alguns contornos de subgrão que passam a dominar o grão inteiro. Os grãos livres de subgrão podem desta forma crescer em detrimento dos grãos vizinhos, pois os subcontornos existentes neles formam um potencial termodinâmico suficiente para vencer as barreiras que normalmente diminuem a mobilidade dos contornos de grão nos aços rápidos.

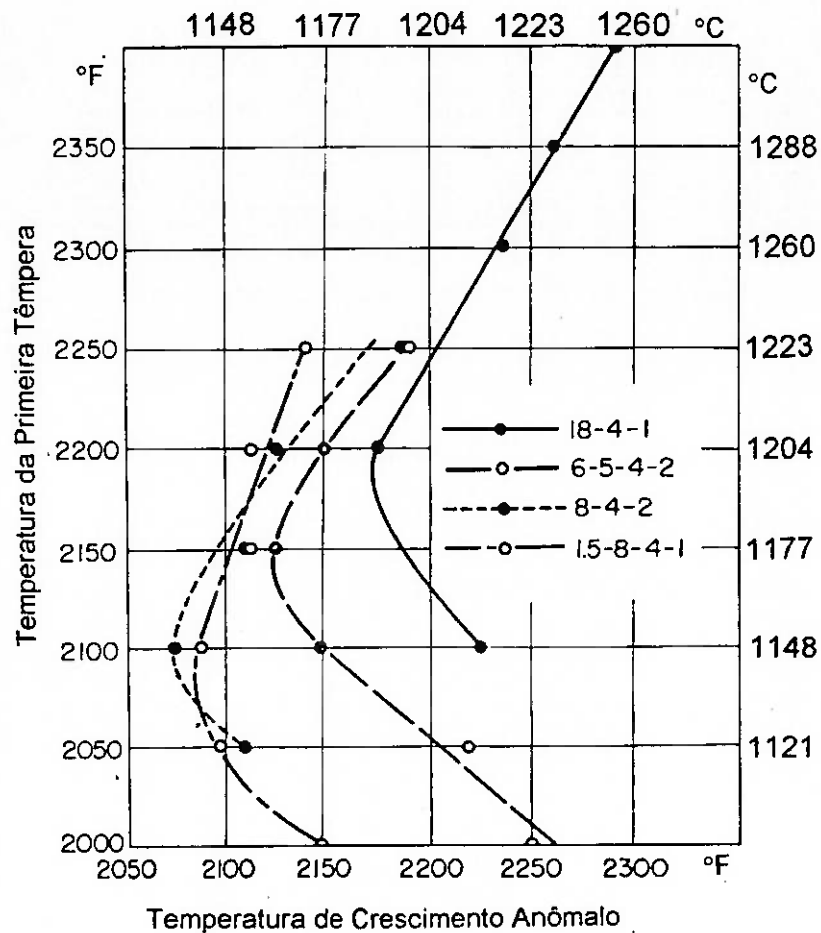


Figura 10 - Temperatura de início de crescimento de grão anômalo na 2ª têmpera em função da temperatura da 1ª têmpera. [80]

Na figura 8 temos que um aço rápido tipo T1, com 1ª têmpera a 1290°C (2350°F), na retêmpera em temperaturas superiores a 1230°C (2250°F) apresenta crescimento de grão anômalo. Na figura 9 vemos o comportamento de um aço rápido tipo M2, com 1ª têmpera a partir de temperaturas de 871 a 1223°C (1600 e 2250°F), observamos que este aço quando temperado a partir de temperaturas superiores a 1177°C (2150°F), apresentam crescimento de grão anômalo quando retemperados acima da temperatura da 1ª têmpera menos 60°C. Quando a 1ª têmpera é realizada abaixo de 1177°C (2150°F) notamos uma inversão neste comportamento, com a temperatura de início do crescimento anômalo aumentando com a diminuição da temperatura da 1ª têmpera.

Se colocarmos num gráfico a temperatura de início do crescimento anômalo em função da temperatura da 1ª têmpera para diversos aços rápidos notaremos um comportamento semelhante ao observado no aço M2, variando apenas a temperatura na qual a temperatura de início de crescimento anômalo passa de decrescente para crescente com o aumento da temperatura. A figura 10 mostra este comportamento para quatro aços rápidos diferentes.

Este comportamento pode ser explicado pela quantidade de carbonetos do tipo M_6C dissolvidos. Acima da temperatura de inversão, o aumento da temperatura induz uma maior dissolução de carbonetos que precipitam em maior quantidade nos contornos de grão, segurando o crescimento de grão na retêmpera até temperaturas próximas a da 1ª têmpera (menos $60^\circ C$). Abaixo da temperatura de inversão os carbonetos tipo M_6C tem baixa solubilidade, havendo portanto pouca precipitação destes nos subcontornos de grão, que acabam desaparecendo antes do transformação total da ferrita.

CAPÍTULO II - MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foram utilizados dois aços rápidos. Um deles foi o aço rápido ASTM A-600 tipo M2, que será denominado simplesmente M2. O outro foi o aço matriz do M2 com nióbio, denominado 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), desenvolvido por Cescon e colaboradores [45, 71 e 72], baseado no conceito de aço matriz [70]. As composições químicas destes dois aços, bem como a especificação para o aço M2 encontram-se na tabela 4.

Os dois aços foram fornecidos como trefilados redondos, o M2 com 8mm de diâmetro e o 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) com 8,2mm de diâmetro.

Aço Rápido	M2	Especif. do M2	1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti)
Carbono (C)	0,87	0,78-0,88	1,07
Tungstênio (W)	6,45	5,50-6,75	2,80
Molibdênio (Mo)	4,85	4,50-5,50	2,80
Vanádio (V)	1,95	1,75-2,20	2,15
Titânio (Ti)	-	-	0,06
Cromo (Cr)	4,05	3,75-4,50	4,69
Nióbio (Nb)	-	-	1,95

Tabela 4 - Composição química dos aços rápidos utilizados.

As barras trefiladas foram cortadas em 104 amostras de cada aço, com 15mm de comprimento para realização dos tratamentos térmicos de recozimento e têmpera.

. Tratamentos térmicos

Com objetivo de definir as temperaturas críticas Ac1 e Ac3 do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), foram realizadas têmperas a partir de 750°C até 900°C com intervalos de 10°C, as durezas obtidas em função da temperatura foram plotadas na figura 11, onde as retas 1, 2 e 3 foram, obtidas através do método dos mínimos quadrados. As interseções entre a reta 1 e 2 representa a temperatura Ac1, enquanto a interseção entre as retas 2 e 3 representa a temperatura Ac3.

Para estudar a influência do tipo de recozimento no tamanho de grão, os dois aços rápidos foram submetidos ao recozimento pleno e ao recozimento subcrítico.

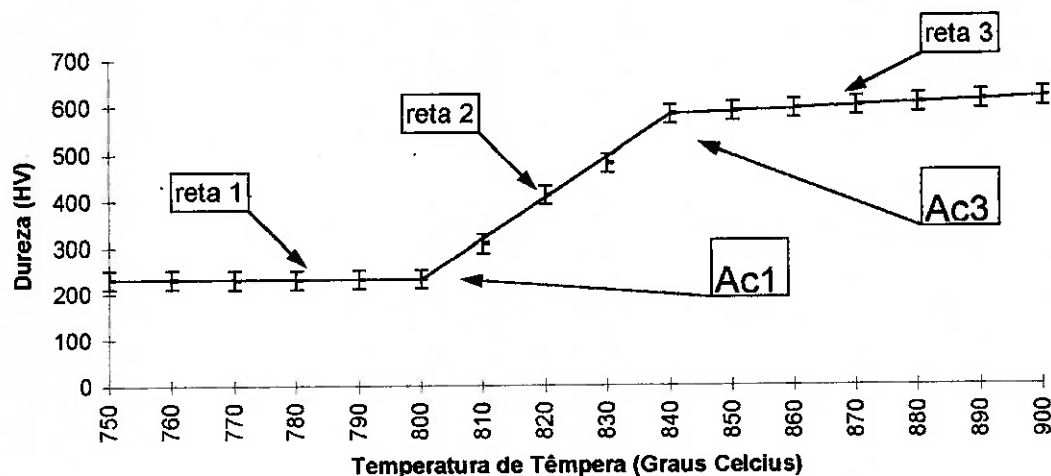


Figura 11 - Dureza em função da temperatura de têmpera para o aço rápido contendo nióbio. As mudanças de inclinação representam as temperaturas Ac1 e Ac3.

No recozimento pleno é realizado um aquecimento pouco acima da temperatura Ac3, seguido de um resfriamento de 50°C/hora até abaixo da temperatura Ac1 onde o material é mantido por cerca de três horas, antes do resfriamento até a temperatura ambiente.

No recozimento subcrítico realiza-se um aquecimento acima da temperatura A_{c3} seguido de um resfriamento rápido. A partir daí procede-se um revenido de alta temperatura (próximo da temperatura A_{c1}), por cerca de três horas.

Os tratamentos térmicos foram realizados em forno tipo mufla com controle de temperatura tiristorizado e termopar tipo K, junto da amostra para aferição da temperatura.

As seqüências de temperaturas utilizadas nos tratamentos térmicos foram as seguintes:

- Recozimento subcrítico no aço M2:

Aquecimento a 850°C por 15 minutos, resfriamento em óleo, aquecimento a 720°C por 2 horas e resfriamento em ar.

- Recozimento subcrítico no aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti):

Aquecimento a 880°C por 15 minutos, resfriamento em óleo, aquecimento a 750°C por 2 horas e resfriamento em ar.

- Recozimento pleno no aço M2:

Aquecimento a 850°C por 15 minutos, resfriamento controlado no forno de $25^{\circ}\text{C}/\text{hora}$ até 720°C , permanência nesta temperatura por 2 horas e resfriamento em ar.

- Recozimento pleno no aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti):

Aquecimento a 880°C por 15 minutos, resfriamento controlado no forno de $25^{\circ}\text{C}/\text{hora}$ até 750°C , permanência nesta temperatura por 2 horas e resfriamento em ar.

- **Têmpera:**

Aquecimento até 1150°C, 1175°C, 1200°C ou 1250°C durante 5 minutos seguido de resfriamento em óleo.

As amostras passaram por um recozimento inicial seguido de têmpera simples ou duas têmperas. Entre a primeira e a segunda têmpera as amostras sofreram recozimento pleno, recozimento subcrítico ou não foram recozidas.

Foram utilizados 2 aços, 2 recozimentos iniciais diferentes, 4 temperaturas de 1ª têmpera e 4 temperaturas de 2ª têmpera. Entre a primeira e a segunda têmpera os materiais passaram por recozimento pleno, recozimento subcrítico ou não foram recozidos. Somando-se as 16 amostras que sofreram têmpera simples, foi medido o tamanho de grão Snyder-Graff e a dureza Rockwell C de 208 amostras. O tamanho médio e a fração volumétrica dos carbonetos foram medidos apenas nas amostras que passaram por têmpera simples.

. **Microscopia Óptica**

Os exames por microscopia óptica foram realizados num banco metalográfico modelo Neophot 32 da Zeiss-Jena.

A preparação metalográfica seguiu a seguinte seqüência:

- embutimento em prensa de embutimento com resina reforçada com fibra de vidro.

- polimento em máquina de polimento automática modelo Prepamatic da Struers.

- ataque com Nital 10% para revelar os contornos de grão; ataque com nital 2% seguido de um leve repolimento para observação dos carbonetos primários.

. **Metalografia Quantitativa**

O tamanho de grão austenítico foi medido pelo método Snyder-Graff. Os resultados apresentados correspondem a média de 3 determinações cada qual representando a média de

10 contagens do número de grãos cortados por uma linha com 0,127mm.

As medidas de fração volumétrica e tamanho médio dos carbonetos primários foram realizadas nas amostras com têmpera simples, num analisador de imagens modelo 2001 da LECO. As frações volumétricas são resultado da média da fração medida em 30 campos com 800X de aumento.

O tamanho médio dos carbonetos foi calculado a partir dos valores N_L e N_A , utilizando-se a equação (3), proposta por Underwood [85]. O valor do comprimento L em cada campo foi 350 μm , resultado da soma de cinco retas de 70 μm . A área A de cada campo para medida de N_A foi de 4450 μm^2 . Os valores do raio médio r representam a média do cálculo de r em 30 campos com 800X de aumento.

- Ensaio de Dureza Rockwell C

Os ensaios de dureza Rockwell C foram executados em uma máquina Wilson, com indicação digital de décimos de unidade. Os resultados apresentados representam uma média de no mínimo cinco leituras. O equipamento foi aferido utilizando-se padrões de dureza da própria Wilson, com durezas na mesma faixa das medidas em questão. Os corpos de prova foram devidamente retificados para remoção de qualquer alteração superficial.

CAPÍTULO III - RESULTADOS

. Tamanho de grão e dureza

Os resultados das medidas dos tamanhos de grão e dos ensaios de dureza encontram-se nas tabelas 5 a 8, nestas tabelas estão identificadas as temperaturas de 1ª têmpera, os tipos de recozimento intermediário e as temperaturas de 2ª têmpera. Na tabela 5 e 6, encontramos os resultados para o aço rápido M2 com recozimento pleno e subcrítico, respectivamente. Nas tabelas 7 e 8 estão os resultados para o aço rápido 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) com recozimento pleno e subcrítico, respectivamente.

Nas figuras 12 a 15 estão plotados os tamanhos de grão em função da temperatura da segunda têmpera. Para efeito comparativo foram colocados nestes gráficos os tamanhos de grão austenítico dos aços rápidos com têmpera simples em função da temperatura de têmpera.

. Fração volumétrica e tamanho dos carbonetos

Os resultados das medidas de fração volumétrica medido nas amostras, tamanho dos carbonetos (raio médio) e diâmetro limite por Zenner e Hornbogen encontram-se nas tabelas 9 a 12.

O raio médio dos carbonetos foi calculado através da equação [1], proposta por Undewood [85].

Os tamanhos de grão limite foram calculados a partir dos modelos propostos por Zenner [83], equação [2] e por Hornbogen [84], equação [3]. Para efeito de comparação os tamanhos de grão limite foram colocados em micron (μ m) e em número de interceptos numa linha de 0,127 mm (S-G).

1ª Têmpera (°C)	Recozimento Interm.	2ª Têmpera (°C)	Tamanho de Grão (Snyder - Graff)	Dureza (HRC)
1150	não	não	10,7 ± 0,2	65,2
1150	não	1150	3,6 ± 0,3	64,8
1150	não	1175	4,2 ± 0,3	64,3
1150	não	1200	4,7 ± 0,3	63,8
1150	não	1225	4,0 ± 0,2	63,6
1150	Pleno	1150	13,8 ± 0,2	65,1
1150	Pleno	1175	12,5 ± 0,2	64,2
1150	Pleno	1200	11,3 ± 0,3	63,7
1150	Pleno	1225	10,1 ± 0,4	63,4
1150	Subcrítico	1150	18,5 ± 0,6	65,1
1150	Subcrítico	1175	4,6 ± 0,2	64,7
1150	Subcrítico	1200	4,8 ± 0,2	64,0
1150	Subcrítico	1225	5,3 ± 0,2	63,7
1175	não	não	10,7 ± 0,2	65,2
1175	não	1150	8,5 ± 0,2	64,8
1175	não	1175	3,5 ± 0,3	64,3
1175	não	1200	4,2 ± 0,3	63,9
1175	não	1225	4,6 ± 0,2	63,8
1175	Pleno	1150	11,3 ± 0,2	64,9
1175	Pleno	1175	12,5 ± 0,2	64,6
1175	Pleno	1200	12,1 ± 0,3	63,8
1175	Pleno	1225	10,1 ± 0,3	63,4
1175	Subcrítico	1150	18,3 ± 0,5	65,1
1175	Subcrítico	1175	4,6 ± 0,2	64,6
1175	Subcrítico	1200	5,1 ± 0,2	63,9
1175	Subcrítico	1225	5,3 ± 0,2	64,7

1ª Têmpera (°C)	Recozimento Interm.	2ª Têmpera (°C)	Tamanho de Grão (Snyder - Graff)	Dureza (HRC)
1200	não	não	10,6 ± 0,2	64,9
1200	não	1150	9,8 ± 0,4	64,4
1200	não	1175	10,2 ± 0,3	64,4
1200	não	1200	2,8 ± 0,2	64,2
1200	não	1225	4,9 ± 0,3	64,9
1200	Pleno	1150	12,8 ± 0,3	64,7
1200	Pleno	1175	13,2 ± 0,3	64,9
1200	Pleno	1200	13,8 ± 0,4	64,7
1200	Pleno	1225	10,8 ± 0,3	64,3
1200	Subcrítico	1150	20,4 ± 0,4	65,2
1200	Subcrítico	1175	19,6 ± 0,4	64,8
1200	Subcrítico	1200	4,7 ± 0,4	64,4
1200	Subcrítico	1225	5,0 ± 0,3	63,8
1225	não	não	6,9 ± 0,3	64,7
1225	não	1150	5,4 ± 0,2	64,9
1225	não	1175	4,6 ± 0,2	64,3
1225	não	1200	4,3 ± 0,1	63,9
1225	não	1225	1,9 ± 0,2	63,6
1225	Pleno	1150	5,4 ± 0,2	65,1
1225	Pleno	1175	5,6 ± 0,2	64,9
1225	Pleno	1200	6,7 ± 0,4	63,7
1225	Pleno	1225	5,0 ± 0,2	63,2
1225	Subcrítico	1150	19,0 ± 0,4	64,9
1225	Subcrítico	1175	5,1 ± 0,2	63,8
1225	Subcrítico	1200	5,5 ± 0,3	63,7
1225	Subcrítico	1225	5,3 ± 0,2	63,2

Tabela 5: Resultado dos tamanhos de grão Snyder-Graff e do ensaio de dureza Rockwell C, no aço M2 com recozimento pleno após os tratamentos de têmpera e retêmpera seguidos ou não de recozimento intermediário.

1ª Têmpera (°C)	Recozimento Interm.	2ª Têmpera (°C)	Tamanho de Grão (Snyder — Graff)	Dureza (HRC)
1150	não	não	14,7 ± 0,3	65,2
1150	não	1150	3,2 ± 0,3	65,3
1150	não	1175	4,5 ± 0,2	64,2
1150	não	1200	5,8 ± 0,2	63,6
1150	não	1225	4,1 ± 0,2	63,2
1150	Pleno	1150	14,6 ± 0,2	64,7
1150	Pleno	1175	14,7 ± 0,2	64,5
1150	Pleno	1200	14,4 ± 0,3	63,4
1150	Pleno	1225	8,8 ± 0,3	63,3
1150	Subcrítico	1150	20,3 ± 0,3	65,2
1150	Subcrítico	1175	6,0 ± 0,3	64,8
1150	Subcrítico	1200	6,5 ± 0,4	64,5
1150	Subcrítico	1225	8,1 ± 0,3	63,7
1175	não	não	14,9 ± 0,3	64,9
1175	não	1150	2,3 ± 0,2	64,8
1175	não	1175	3,3 ± 0,3	64,3
1175	não	1200	4,3 ± 0,2	64,2
1175	não	1225	3,2 ± 0,2	63,7
1175	Pleno	1150	14,7 ± 0,2	64,9
1175	Pleno	1175	13,6 ± 0,2	64,7
1175	Pleno	1200	12,8 ± 0,1	63,9
1175	Pleno	1225	8,2 ± 0,2	63,7
1175	Subcrítico	1150	19,8 ± 0,3	64,9
1175	Subcrítico	1175	18,9 ± 0,3	64,7
1175	Subcrítico	1200	6,7 ± 0,3	63,8
1175	Subcrítico	1225	7,5 ± 0,2	63,6

1ª Têmpera (°C)	Recozimento Interm.	2ª Têmpera (°C)	Tamanho de Grão (Snyder — Graff)	Dureza (HRC)
1200	não	não	15,2 ± 0,3	64,8
1200	não	1150	1,4 ± 0,1	64,7
1200	não	1175	2,1 ± 0,1	64,3
1200	não	1200	2,8 ± 0,1	63,8
1200	não	1225	2,5 ± 0,1	63,7
1200	Pleno	1150	14,8 ± 0,6	64,9
1200	Pleno	1175	13,1 ± 0,5	64,6
1200	Pleno	1200	11,7 ± 0,2	64,2
1200	Pleno	1225	7,9 ± 0,8	64,3
1200	Subcrítico	1150	18,5 ± 0,5	65,1
1200	Subcrítico	1175	17,5 ± 0,5	64,8
1200	Subcrítico	1200	5,3 ± 0,4	64,3
1200	Subcrítico	1225	6,3 ± 0,2	63,7
1225	não	não	8,1 ± 0,4	65,1
1225	não	1150	4,8 ± 0,1	64,8
1225	não	1175	4,5 ± 0,1	64,3
1225	não	1200	3,0 ± 0,1	64,2
1225	não	1225	3,9 ± 0,2	63,8
1225	Pleno	1150	5,3 ± 0,2	64,5
1225	Pleno	1175	6,1 ± 0,2	64,3
1225	Pleno	1200	7,4 ± 0,3	63,7
1225	Pleno	1225	5,5 ± 0,1	63,3
1225	Subcrítico	1150	17,2 ± 0,4	64,9
1225	Subcrítico	1175	4,2 ± 0,2	64,5
1225	Subcrítico	1200	4,3 ± 0,1	63,9
1225	Subcrítico	1225	5,2 ± 0,3	63,4

Tabela 6 - Resultado dos tamanhos de grão Snyder-Graff e do ensaio de dureza Rockwell C no aço M2 com recozimento subcrítico após os tratamentos de têmpera e retêmpera seguidos ou não de recozimento intermediário.

1ª Têmpera (°C)	Recozimento Interm.	2ª Têmpera (°C)	Tamanho de Grão (Snyder — Graff)	Dureza (HRC)
1150	não	não	10,1 ± 0,3	65,2
1150	não	1150	7,4 ± 0,3	64,8
1150	não	1175	7,6 ± 0,3	64,6
1150	não	1200	8,3 ± 0,3	64,7
1150	não	1225	7,3 ± 0,3	64,2
1150	Pleno	1150	10,4 ± 0,3	63,7
1150	Pleno	1175	10,6 ± 0,2	64,2
1150	Pleno	1200	11,2 ± 0,2	63,1
1150	Pleno	1225	10,4 ± 0,4	63,2
1150	Subcrítico	1150	9,3 ± 0,2	64,9
1150	Subcrítico	1175	9,1 ± 0,3	64,1
1150	Subcrítico	1200	8,5 ± 0,5	63,1
1150	Subcrítico	1225	7,3 ± 0,3	63,1
1175	não	não	9,8 ± 0,3	64,9
1175	não	1150	8,1 ± 0,3	64,8
1175	não	1175	7,9 ± 0,3	64,3
1175	não	1200	8,2 ± 0,3	63,9
1175	não	1225	8,1 ± 0,3	63,7
1175	Pleno	1150	11,5 ± 0,3	64,8
1175	Pleno	1175	11,0 ± 0,3	64,3
1175	Pleno	1200	11,1 ± 0,2	63,2
1175	Pleno	1225	8,5 ± 0,3	63,1
1175	Subcrítico	1150	13,6 ± 0,2	64,7
1175	Subcrítico	1175	8,1 ± 0,2	64,3
1175	Subcrítico	1200	7,9 ± 0,3	64,1
1175	Subcrítico	1225	7,2 ± 0,3	63,9

1ª Têmpera (°C)	Recozimento Interm.	2ª Têmpera (°C)	Tamanho de Grão (Snyder — Graff)	Dureza (HRC)
1200	não	não	9,5 ± 0,4	64,3
1200	não	1150	8,9 ± 0,2	63,9
1200	não	1175	8,5 ± 0,2	63,2
1200	não	1200	8,3 ± 0,3	63,1
1200	não	1225	8,2 ± 0,2	62,9
1200	Pleno	1150	12,0 ± 0,3	64,7
1200	Pleno	1175	11,5 ± 0,3	64,5
1200	Pleno	1200	11,0 ± 0,3	64,2
1200	Pleno	1225	7,0 ± 0,3	64,1
1200	Subcrítico	1150	13,7 ± 0,7	64,8
1200	Subcrítico	1175	7,6 ± 0,2	64,3
1200	Subcrítico	1200	7,5 ± 0,4	64,3
1200	Subcrítico	1225	7,2 ± 0,3	64,7
1225	não	não	8,3 ± 0,2	64,3
1225	não	1150	8,1 ± 0,4	64,7
1225	não	1175	7,8 ± 0,3	64,3
1225	não	1200	7,1 ± 0,3	63,1
1225	não	1225	6,6 ± 0,3	64,7
1225	Pleno	1150	10,2 ± 0,3	64,9
1225	Pleno	1175	10,6 ± 0,3	63,2
1225	Pleno	1200	11,8 ± 0,5	63,4
1225	Pleno	1225	9,4 ± 0,4	63,2
1225	Subcrítico	1150	13,6 ± 0,5	64,7
1225	Subcrítico	1175	14,2 ± 0,4	64,1
1225	Subcrítico	1200	5,4 ± 0,3	64,2
1225	Subcrítico	1225	7,4 ± 0,2	63,2

Tabela 7 - Resultado dos tamanhos de grão Snyder-Graff e do ensaio de dureza Rockwell C no aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) com recozimento pleno após os tratamentos de têmpera e retêmpera seguidos ou não de recozimento intermediário.

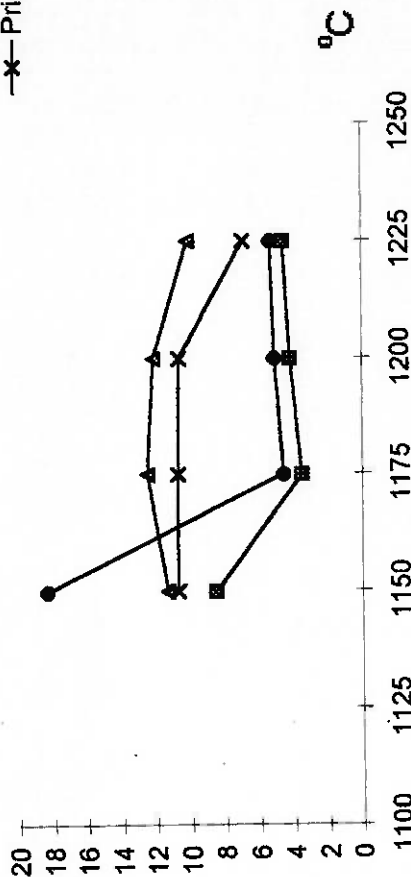
1ª Temperatura (°C)	Recozimento Interm.	2ª Temperatura (°C)	Tamanho de Grão (Snyder - Graff)	Dureza (HRC)
1150	não	não	14,2 ± 0,5	64,4
1150	não	1150	7,8 ± 0,2	64,2
1150	não	1175	7,6 ± 0,2	64,1
1150	não	1200	7,5 ± 0,4	63,9
1150	não	1225	6,9 ± 0,3	63,8
1150	Pleno	1150	12,9 ± 0,2	64,9
1150	Pleno	1175	11,5 ± 0,2	64,2
1150	Pleno	1200	10,5 ± 0,4	63,8
1150	Pleno	1225	7,8 ± 0,2	63,7
1150	Subcrítico	1150	11,1 ± 0,4	63,9
1150	Subcrítico	1175	10,3 ± 0,3	64,2
1150	Subcrítico	1200	9,3 ± 0,4	64,2
1150	Subcrítico	1225	6,0 ± 0,2	64,1
1175	não	não	10,7 ± 0,3	64,0
1175	não	1150	8,3 ± 0,2	63,8
1175	não	1175	8,1 ± 0,3	64,9
1175	não	1200	7,9 ± 0,2	64,2
1175	não	1225	7,5 ± 0,3	64,9
1175	Pleno	1150	12,6 ± 0,2	63,9
1175	Pleno	1175	11,9 ± 0,2	64,0
1175	Pleno	1200	10,6 ± 0,3	64,2
1175	Pleno	1225	7,9 ± 0,2	64,3
1175	Subcrítico	1150	15,4 ± 0,2	64,2
1175	Subcrítico	1175	10,5 ± 0,3	64,1
1175	Subcrítico	1200	9,4 ± 0,2	64,2
1175	Subcrítico	1225	6,9 ± 0,2	64,2

1ª Têmpera (°C)	Recozimento Interm.	2ª Têmpera (°C)	Tamanho de Grão (Snyder — Graff)	Dureza (HRC)
1200	não	não	9,5 ± 0,2	65,3
1200	não	1150	8,8 ± 0,4	64,7
1200	não	1175	8,4 ± 0,3	64,0
1200	não	1200	8,0 ± 0,3	64,3
1200	não	1225	7,5 ± 0,2	64,8
1200	Pleno	1150	12,3 ± 0,2	64,3
1200	Pleno	1175	11,2 ± 0,2	64,9
1200	Pleno	1200	10,6 ± 0,4	64,3
1200	Pleno	1225	7,8 ± 0,4	64,1
1200	Subcrítico	1150	15,5 ± 0,6	63,6
1200	Subcrítico	1175	9,3 ± 0,2	64,9
1200	Subcrítico	1200	9,5 ± 0,4	64,2
1200	Subcrítico	1225	7,1 ± 0,3	63,6
1225	não	não	9,3 ± 0,6	64,4
1225	não	1150	8,2 ± 0,4	64,7
1225	não	1175	7,1 ± 0,2	64,3
1225	não	1200	6,7 ± 0,2	64,3
1225	não	1225	7,4 ± 0,2	64,3
1225	Pleno	1150	9,8 ± 0,2	64,2
1225	Pleno	1175	10,3 ± 0,2	64,0
1225	Pleno	1200	11,9 ± 0,2	63,0
1225	Pleno	1225	8,9 ± 0,3	65,2
1225	Subcrítico	1150	17,4 ± 0,3	64,8
1225	Subcrítico	1175	17,9 ± 0,4	64,3
1225	Subcrítico	1200	6,8 ± 0,4	63,4
1225	Subcrítico	1225	6,0 ± 0,6	63,4

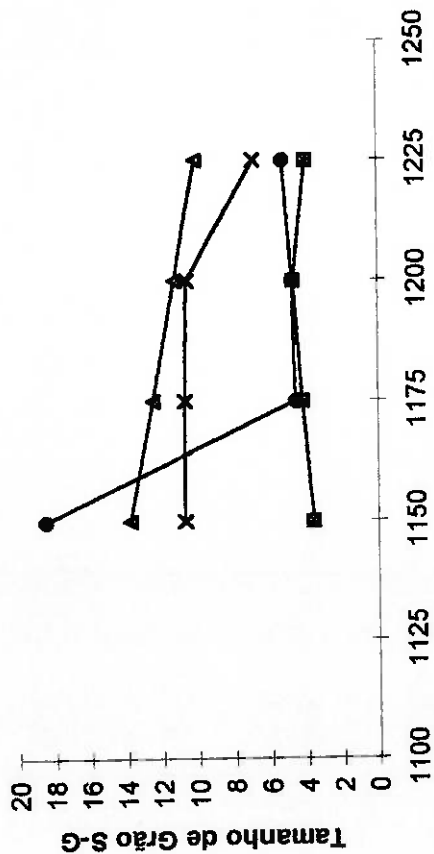
Tabela 8 - Resultado dos tamanhos de grão Snyder-Graff e do ensaio de dureza Rockwell C no aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) com recozimento subcrítico após os tratamentos de têmpera e retêmpera seguidos ou não de recozimento intermediário.

- Sem Rec.
- ▲ Rec. Pleno
- Rec. Sub.
- ✕ Prim. Têmp.

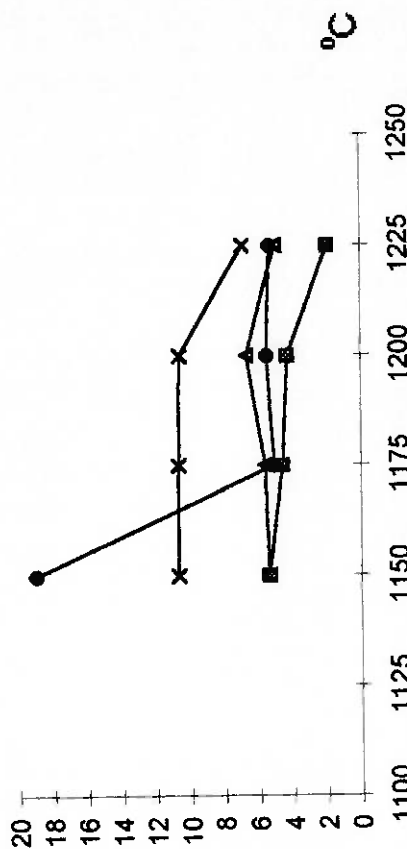
1175



1150



1225



1200

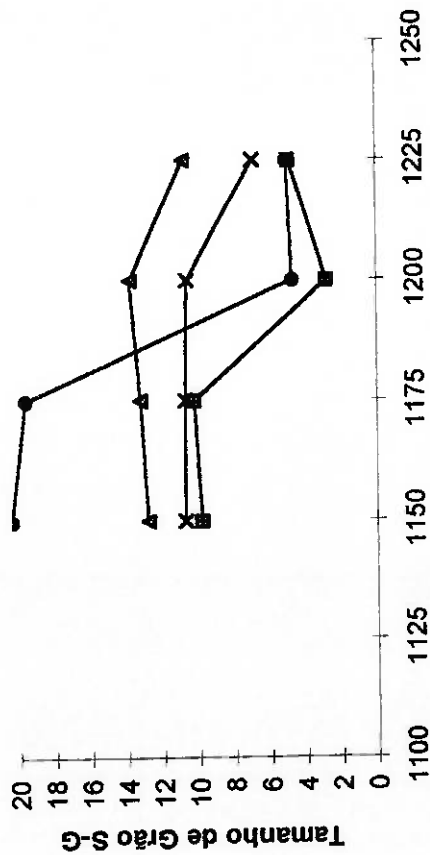
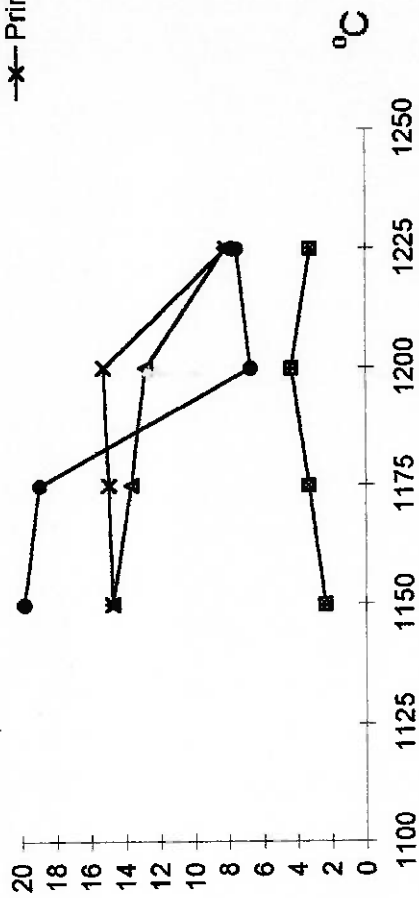


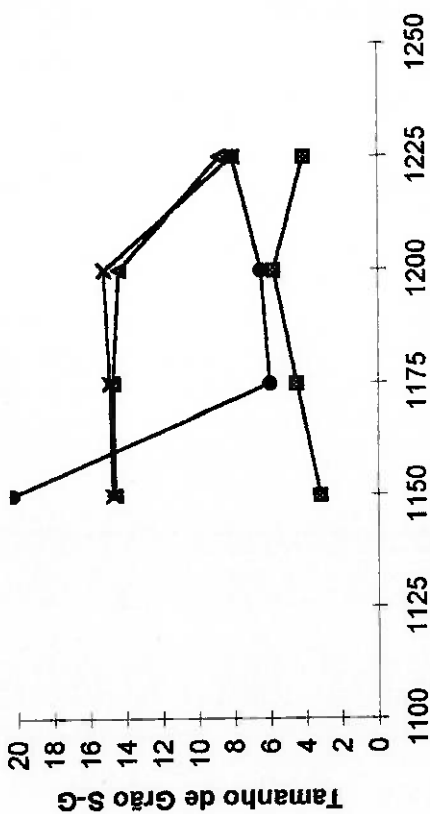
Figura 12 - Tamanho de grão austenítico do aço M2, com recozimento pleno, medido em função da temperatura de segunda têmpera. Cada gráfico representa uma temperatura de primeira têmpera. A legenda indica o recozimento intermediário. As curvas marcadas com X mostram o tamanho de grão na primeira têmpera

- Sem Rec.
- ▲— Rec. Pleno
- Rec. Sub.
- ×— Prim. Témp.

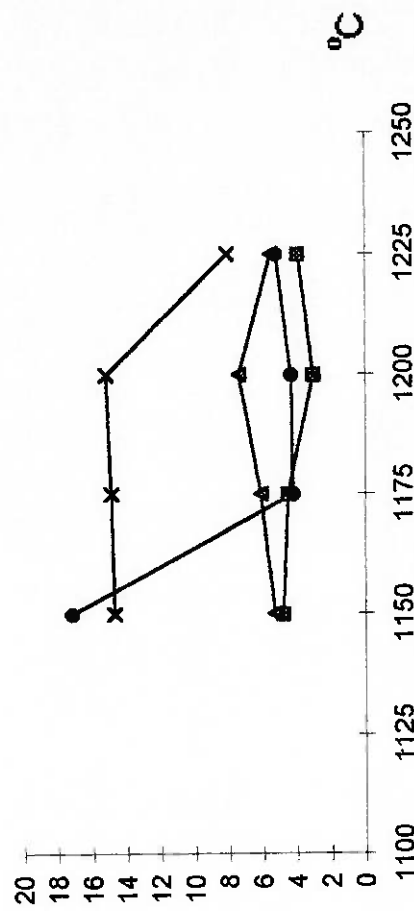
1175



1150



1225



1200

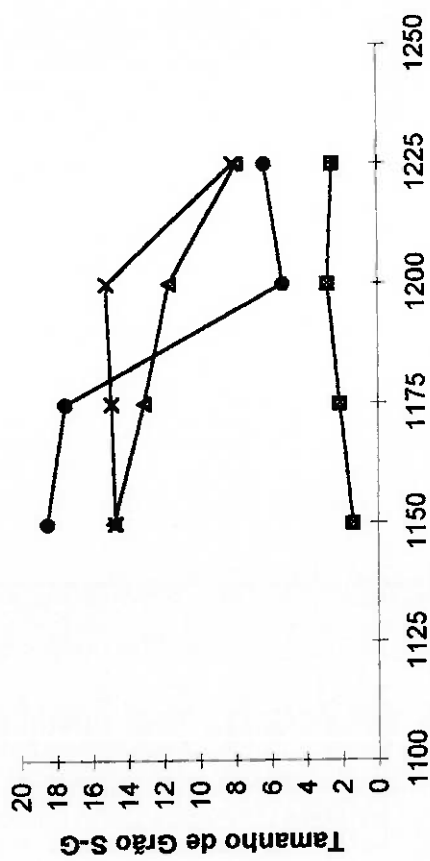


Figura 13 - Tamanho de grão austenítico do aço M2, com recozimento subcrítico, medido em função da temperatura de segunda têmpera. Cada gráfico representa uma temperatura de primeira têmpera. A legenda indica o recozimento intermediário. As curvas marcadas com X mostram o tamanho de grão na primeira têmpera

- Sem Rec.
- ▲ Rec. Pleno
- Rec. Sub.
- ✕ Prim. Têmp.

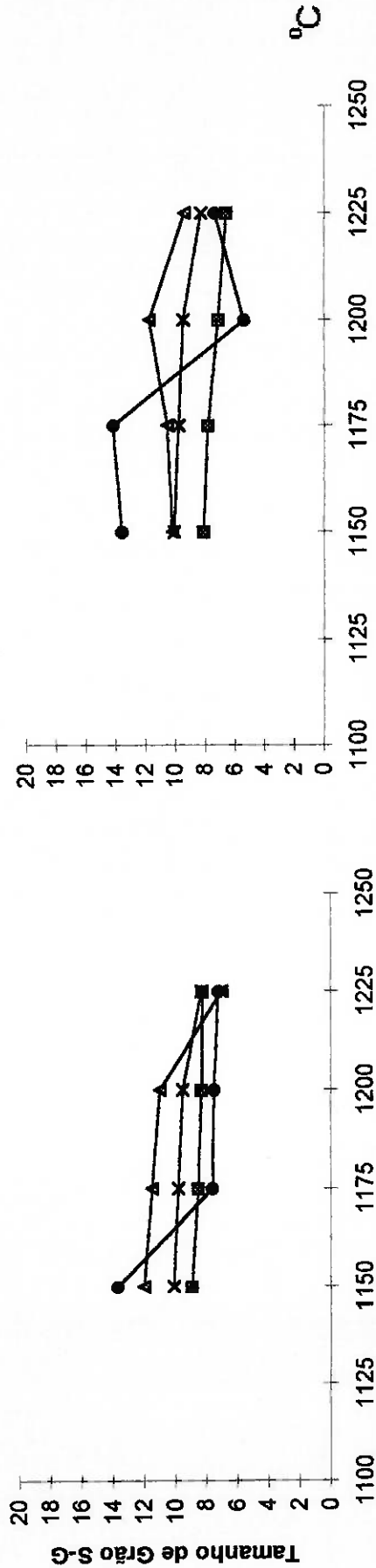
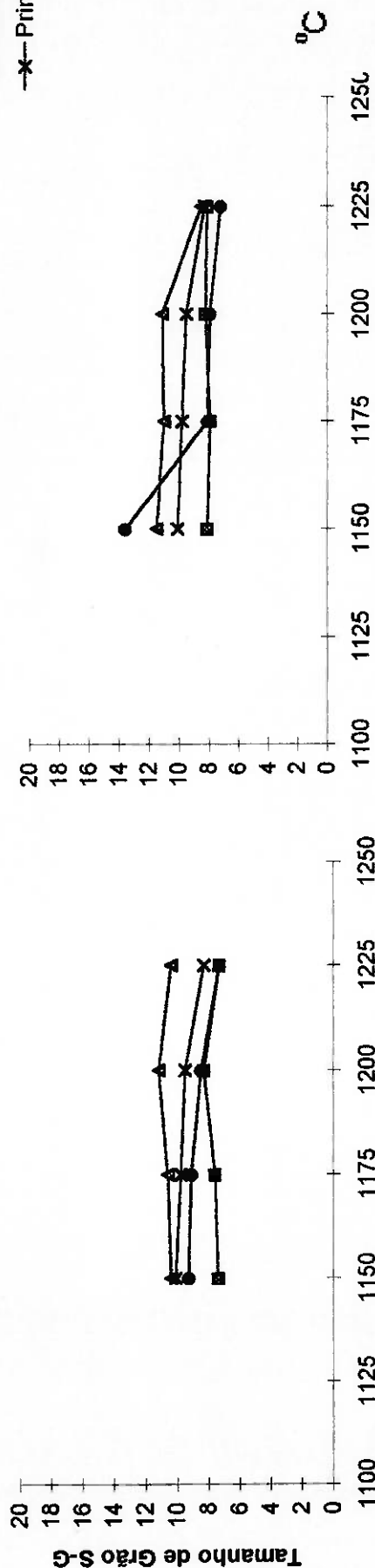
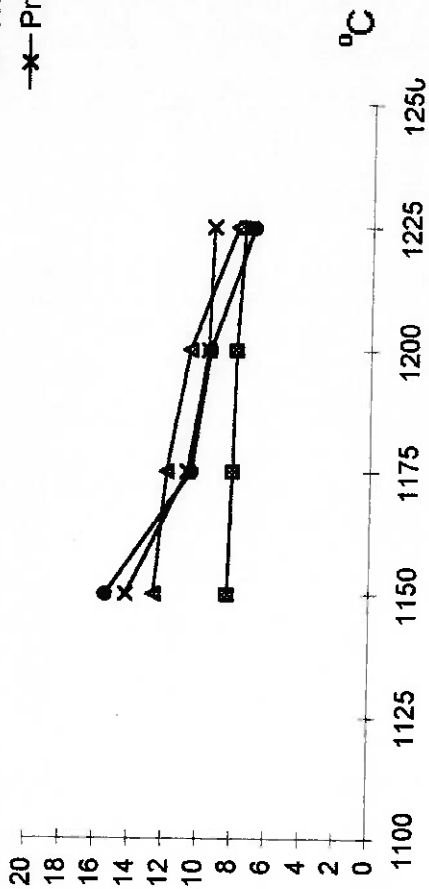


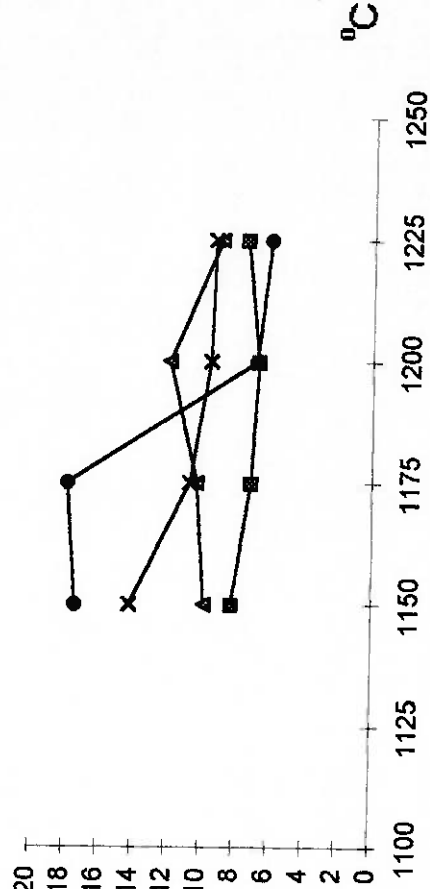
Figura 14 - Tamanho de grão austenítico do aço M2-Nb, com recozimento pleno, medido em função da temperatura de segunda têmpera. Cada gráfico representa uma temperatura de primeira têmpera. A legenda indica o recozimento intermediário. As curvas marcadas com X mostram o tamanho de grão na primeira tempera

- Sem Rec.
- ▲— Rec. Pleno
- Rec. Sub.
- ×— Prim. Temp.

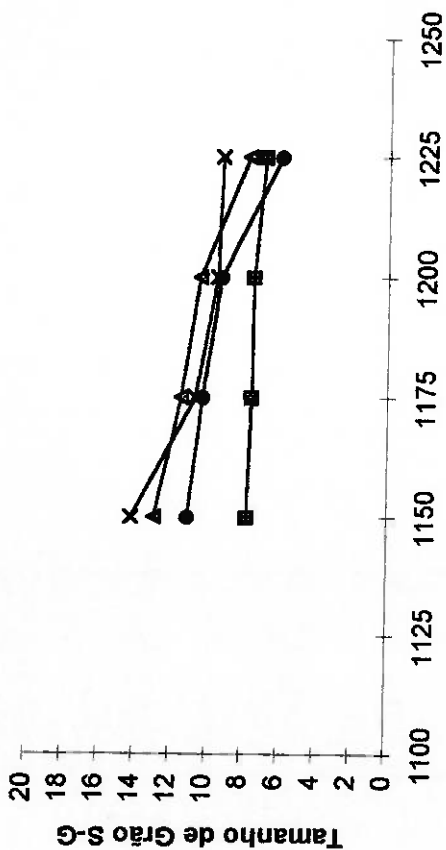
1175



1225



1150



1200

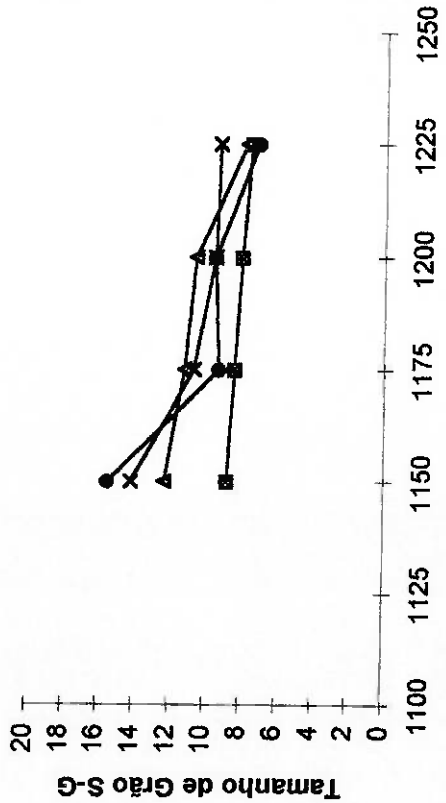


Figura 15 - Tamanho de grão austenítico do aço M2-Nb, com recozimento subcrítico, medido em função da temperatura de segunda têmpera. Cada gráfico representa uma temperatura de primeira têmpera. A legenda indica o recozimento intermediário. As curvas marcadas com X mostram o tamanho de grão na primeira têmpera

Têmpera (°C)	Fração (%)	Raio (μm)	D _{lim.} Zenner		D _{lim} Hornbogen	
			(μm)	S-G	(μm)	S-G
1150	4,5	3,4	100,7	1,3	18,5	6,9
1175	4,4	3,4	103,0	1,2	18,7	6,8
1200	4,2	3,3	104,8	1,2	18,6	6,8
1225	3,8	3,2	112,3	1,1	19,0	6,7

Tabela 9 - Resultado das medidas de fração volumétrica e tamanho de carbonetos no aço M2 com recozimento pleno e têmpera simples. Os valores de diâmetro limite foram calculados de acordo com Zenner [83] e Hornbogen [84].

Têmpera (°C)	Fração (%)	Raio (μm)	D _{lim.} Zenner		D _{lim} Hornbogen	
			(μm)	S-G	(μm)	S-G
1150	4,6	3,5	101,4	1,3	18,8	6,7
1175	4,4	3,4	103,0	1,2	18,7	6,8
1200	4,2	3,2	101,6	1,3	18,0	7,0
1225	3,8	3,0	105,3	1,2	17,8	7,1

Tabela 10 - Resultado das medidas de fração volumétrica e tamanho de carbonetos no aço M2 com recozimento subcrítico e têmpera simples. Os valores de diâmetro limite foram calculados de acordo com Zenner [83] e Hornbogen [84].

Têmpera (°C)	Fração (%)	Raio (μm)	D _{lim.} Zenner		D _{lim} Hornbogen	
			(μm)	S-G	(μm)	S-G
1150	5,2	4,9	125,6	1,0	24,6	5,2
1175	5,2	4,8	123,1	1,0	24,3	5,2
1200	5,2	4,8	123,1	1,0	24,3	5,2
1225	5,1	4,7	122,9	1,0	24,3	5,2

Tabela 11 - Resultado das medidas de fração volumétrica e tamanho de carbonetos no aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) com recozimento pleno e têmpera simples. Os valores de diâmetro limite foram calculados de acordo com Zenner [83] e Hornbogen [84].

Têmpera (°C)	Fração (%)	Raio (μm)	D _{lim.} Zenner		D _{lim} Hornbogen	
			(μm)	S-G	(μm)	S-G
1150	5,3	4,9	123,3	1,0	24,8	5,1
1175	5,2	4,8	123,1	1,0	24,3	5,2
1200	5,2	4,8	123,1	1,0	24,3	5,2
1225	5,2	4,8	123,1	1,0	24,0	5,3

Tabela 12 - Resultado das medidas de fração volumétrica e tamanho de carbonetos no aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) com recozimento subcrítico e têmpera simples. Os valores de diâmetro limite foram calculados de acordo com Zenner [83] e Hornbogen [84].

. Exame metalográfico

A figura 16 mostra os carbonetos primários na microestrutura do aço M2, enquanto a figura 17 mostra os carbonetos primários no aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti).

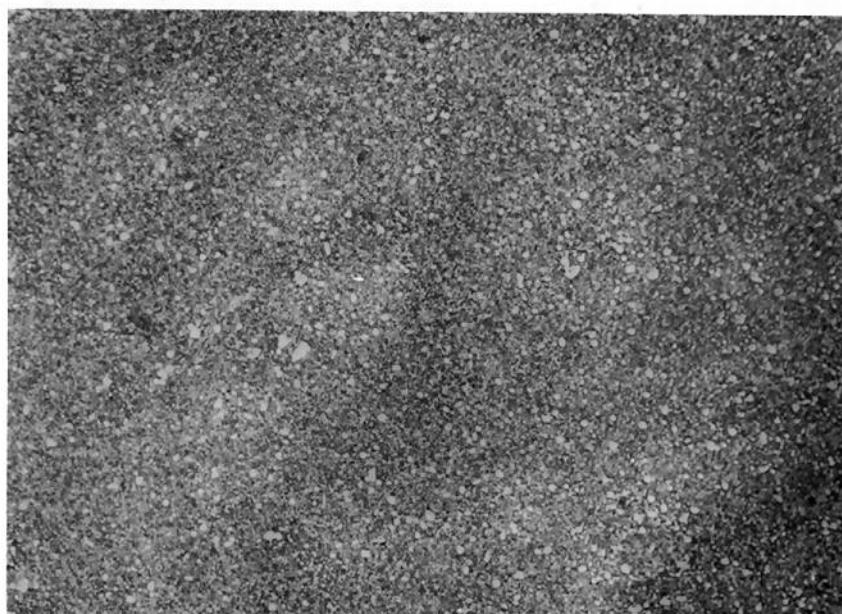


Figura 16 - Microestrutura característica do aço rápido M2. Observa-se o tamanho e a distribuição dos carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 2%. Aumento: 400X

Nas figuras 18 a 28 temos as microestruturas do aço rápido M2 e do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) atacadas com Nital 10%, com os contornos de grão austenítico revelados.

A figura 18 mostra o aço rápido M2 com têmpera simples a partir de 1200°C, com tamanho de grão 10,6 (Sneyder-Graff). Na figura 19 temos o mesmo aço com segunda têmpera a partir de 1200°C, o tamanho de grão Sneyder-Graff é 2,8, observando-se crescimento de grão anômalo.



Figura 17 - Microestrutura característica do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti). Observa-se o tamanho e a distribuição dos carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 2%. Aumento: 400X

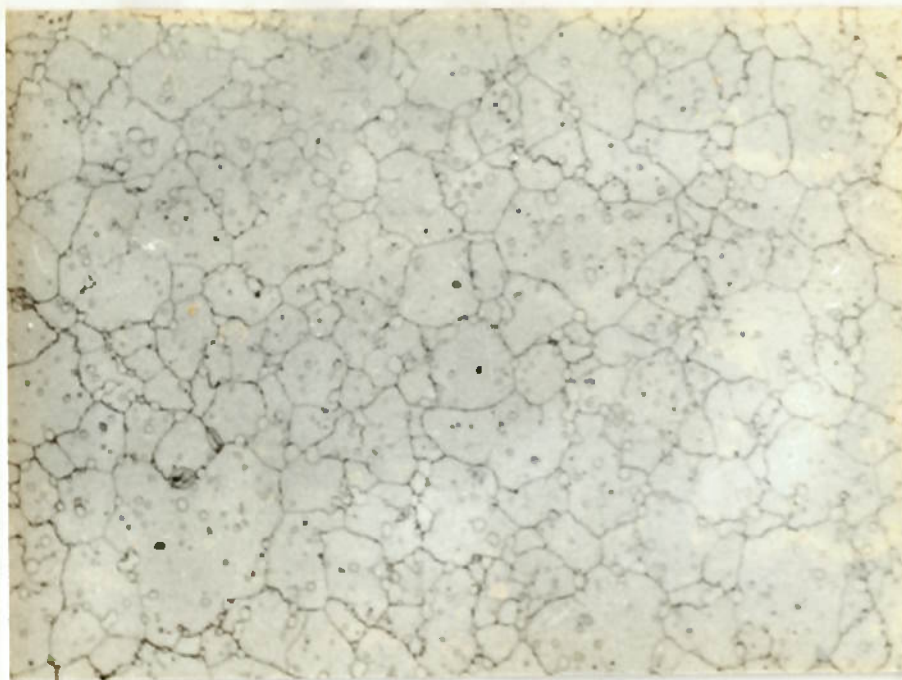


Figura 18 - Microestrutura do aço rápido M2, com recozimento pleno e têmpera a partir de 1200°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10%. Aumento 800X.

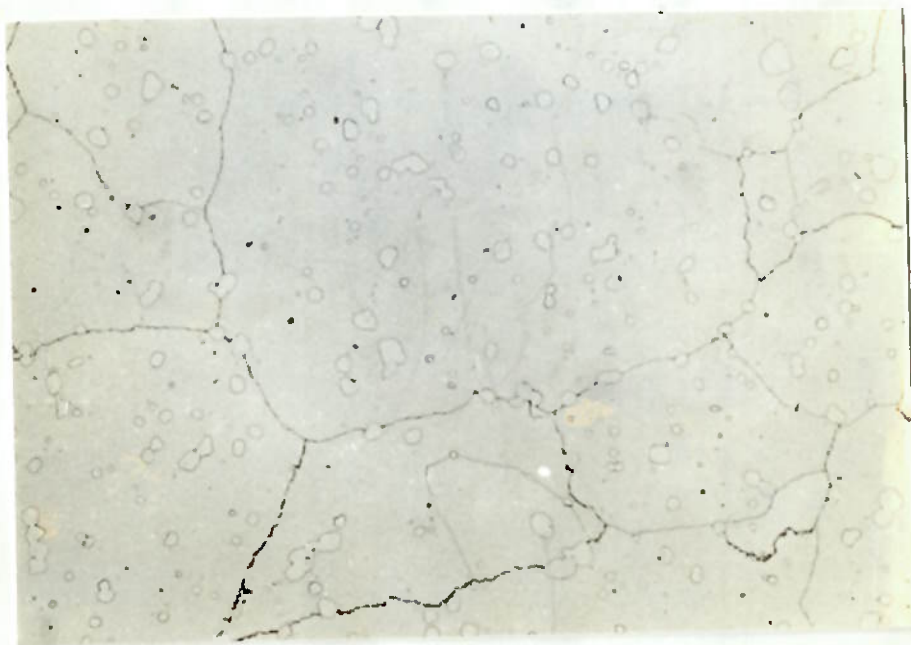


Figura 19 - Microestrutura do aço rápido M2, com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C e 2ª têmpera a partir de 1200°C, sem recozimento intermediário. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X.

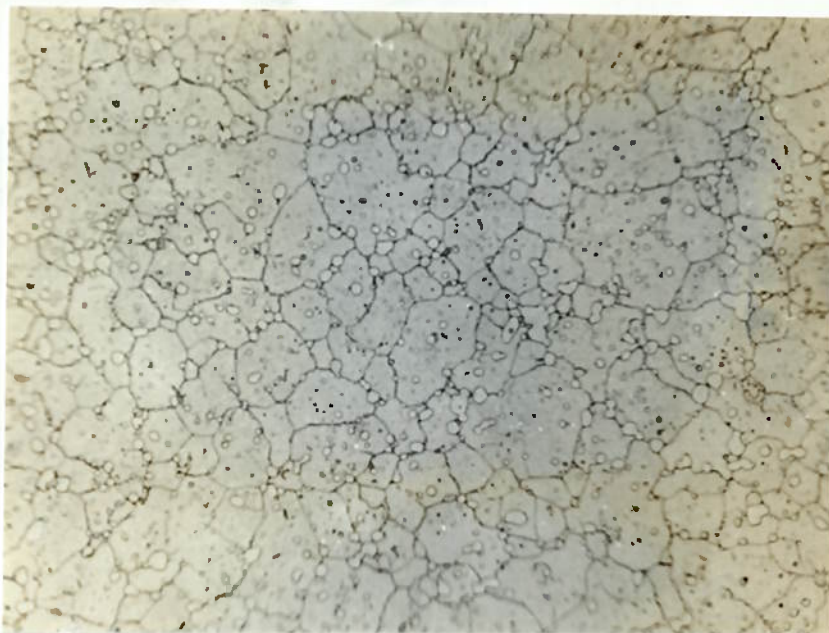


Figura 20 - Microestrutura do aço rápido M2, com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C, recozimento pleno e 2ª têmpera a partir de 1200°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X.

O recozimento pleno evitou o crescimento de grão anômalo, como pode ser observado na figura 20, onde o aço rápido M2 foi temperado duas vezes a partir de 1200°C, com recozimento intermediário pleno, o tamanho de grão Sneyder-Graff medido foi 13,8.

O recozimento subcrítico não evitou o crescimento de grão anômalo para segunda têmpera acima de 1175°C. Na figura 21 observamos o aço com crescimento de grão anômalo (tamanho de grão 5) após 1ª têmpera a 1200°C, recozimento subcrítico e 2ª têmpera a 1225°C. Com a 2ª têmpera a partir de 1150°C houve diminuição no tamanho de grão para 20,4 interceptos (figura 22).

Observou-se contornos de subgrão, em alguns casos, quando a 2ª têmpera foi realizada 25°C abaixo da 1ª têmpera,

sem recozimento intermediário. Na figura 23 temos o aço com 1ª têmpera a partir de 1200°C e 2ª têmpera a partir de 1175°C.

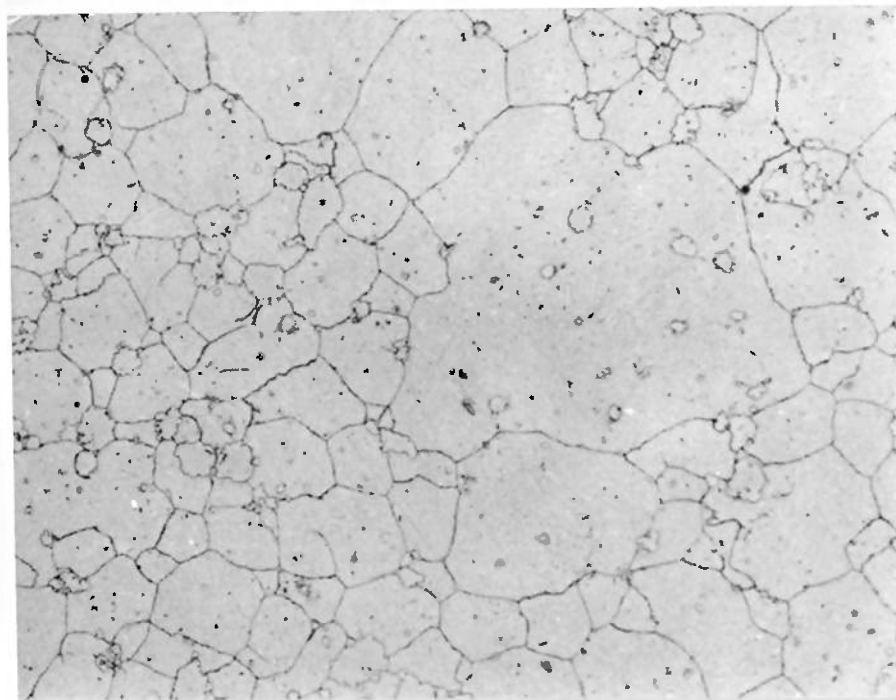


Figura 21 - Microestrutura do aço rápido M2, com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C, recozimento subcrítico e 2ª têmpera a partir de 1225°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X.

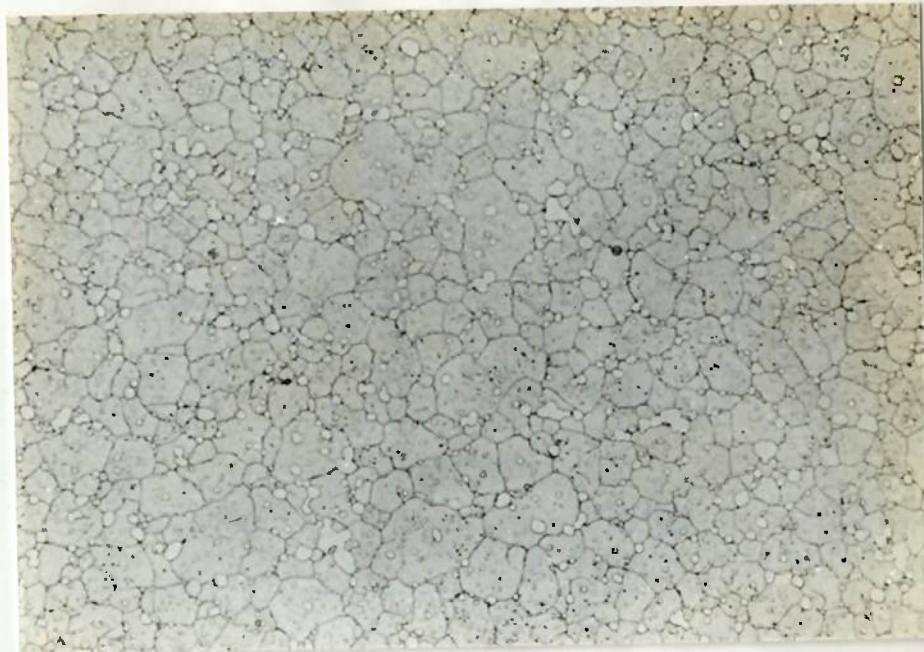


Figura 22 - Microestrutura do aço rápido M2, com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C, recozimento subcrítico e 2ª têmpera a partir de 1150°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X.

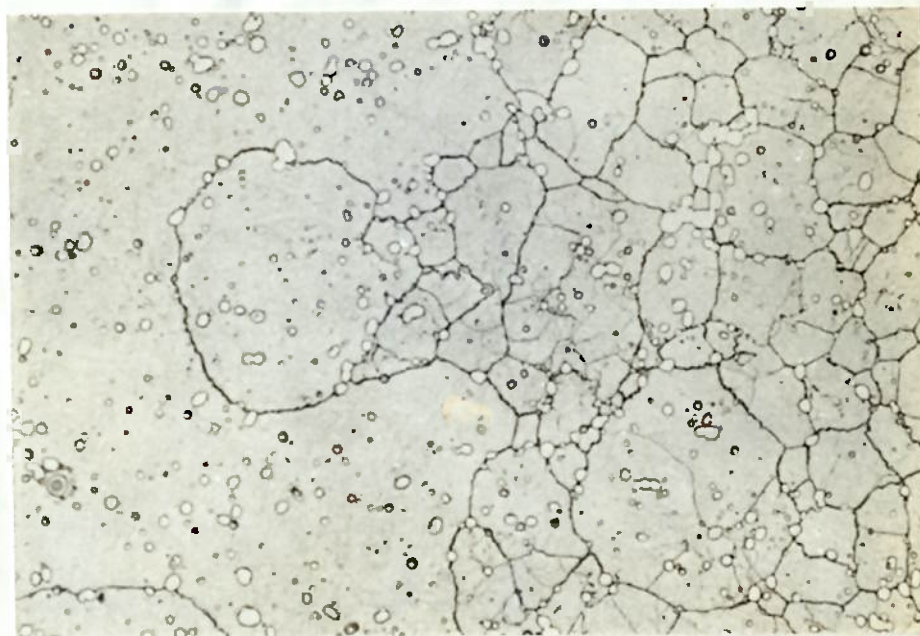


Figura 23 - Microestrutura do aço rápido M2, com recozimento subcrítico, 1ª têmpera a partir de 1200°C e 2ª têmpera a partir de 1175°C, sem recozimento intermediário. Observa-se os contornos de grão austeníticos, contornos de subgrão e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X.

No aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) não observamos crescimento de grão anômalo. Na figura 24 temos este aço após têmpera a partir de 1200°C (tamanho de grão 9,5), na figura 25 após duas têmperas a partir de 1200°C, sem recozimento intermediário (tamanho de grão 8,3).

Com recozimento pleno intermediário observamos o grão ligeiramente refinado. Na figura 26 temos o aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) após duas têmperas a partir de 1200°C, com recozimento intermediário pleno (tamanho de grão 11).

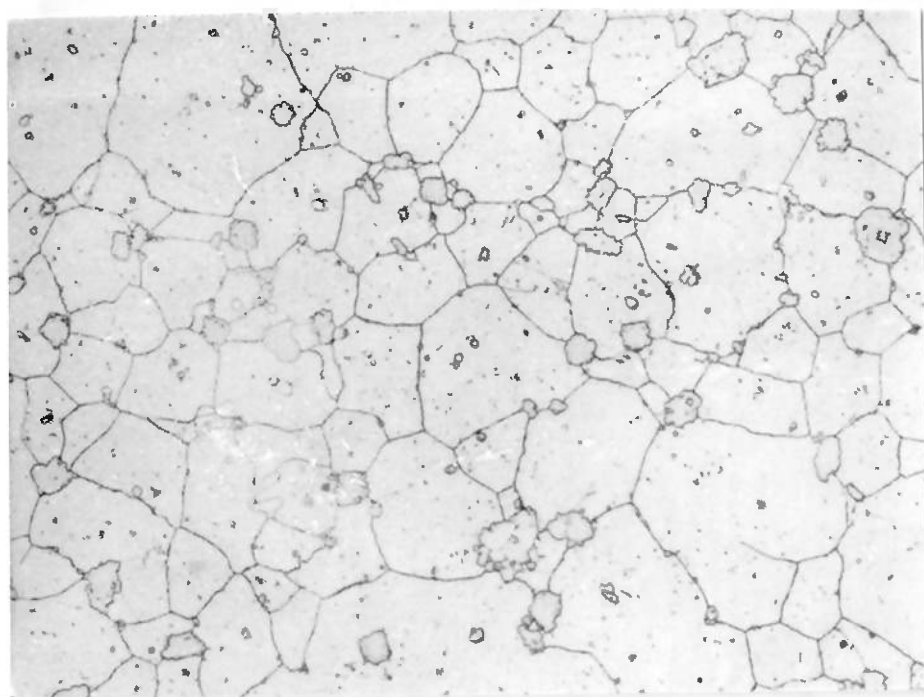


Figura 24 - Microestrutura do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), com recozimento pleno e têmpera a partir de 1200°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X.

O recozimento subcrítico causou refino de grão para 2ª têmpera abaixo de 1175°C, na figura 27 temos o aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) com 1ª têmpera a partir de 1200°C, recozimento subcrítico e 2ª têmpera a partir de 1150°C (tamanho de grão 13,7). Na 2ª têmpera acima de 1175°C tivemos um ligeiro crescimento de grão normal, a figura 28 mostra o aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) com 1ª têmpera a partir de 1200°C, recozimento subcrítico e 2ª têmpera a partir de 1225°C (tamanho de grão 7,2)

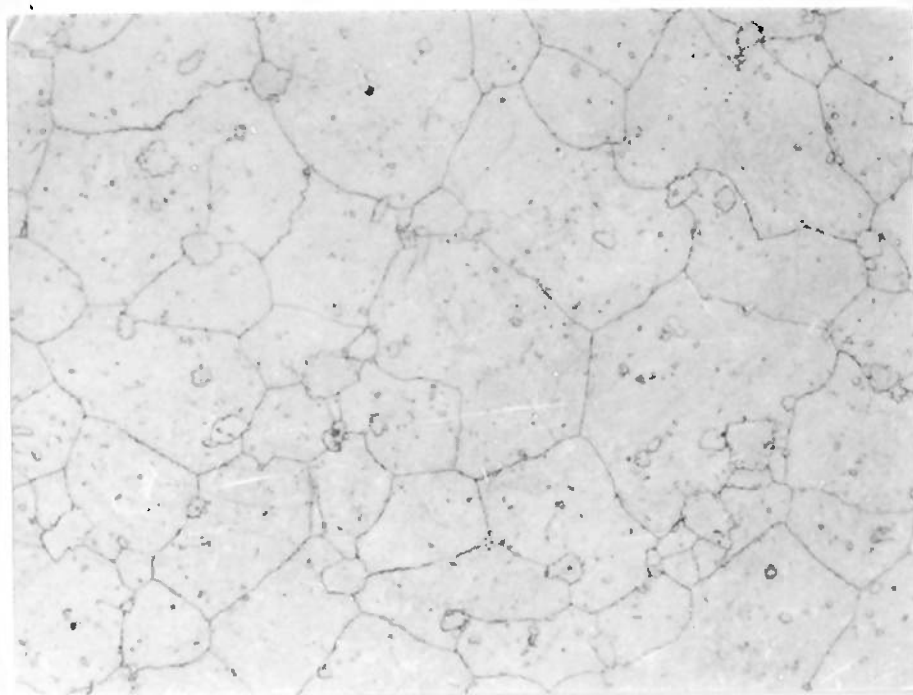


Figura 25 - Microestrutura do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C e 2ª têmpera a partir de 1200°C, sem recozimento intermediário. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X.

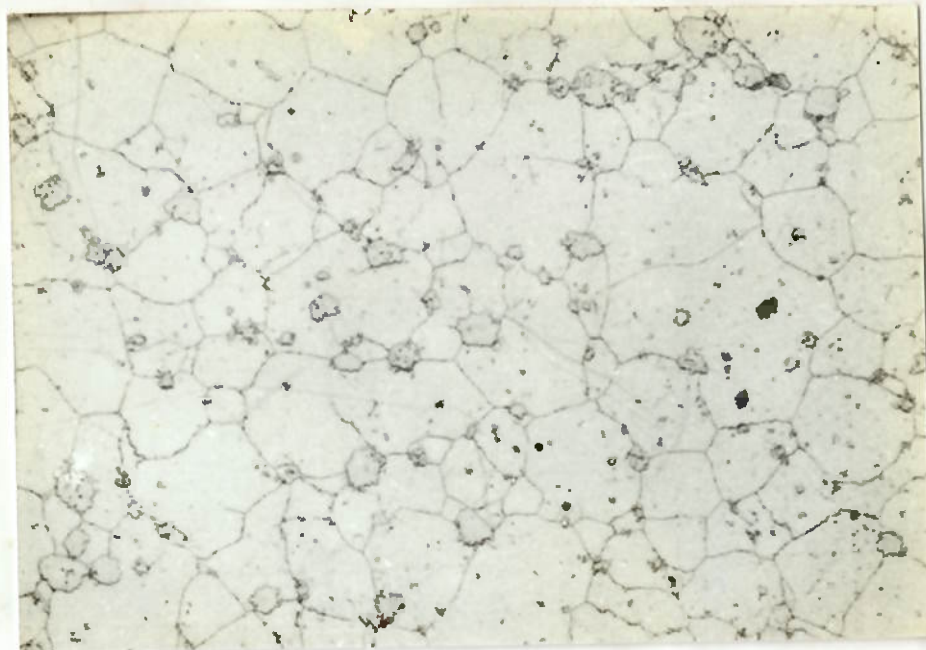


Figura 26 - Microestrutura do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C, recozimento pleno e 2ª têmpera a partir de 1200°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X.

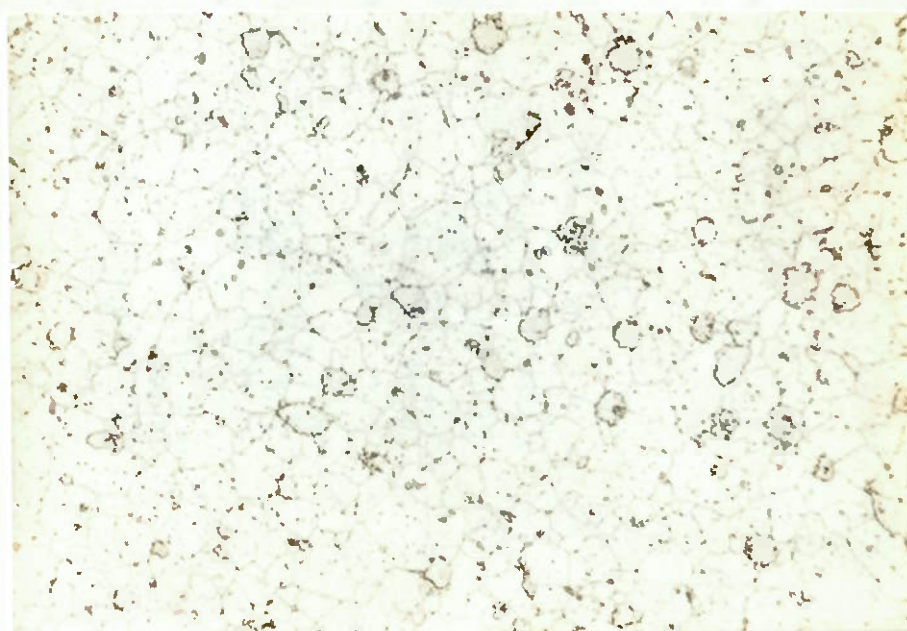


Figura 27 - Microestrutura do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C, recozimento subcrítico e 2ª têmpera a partir de 1150°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X.

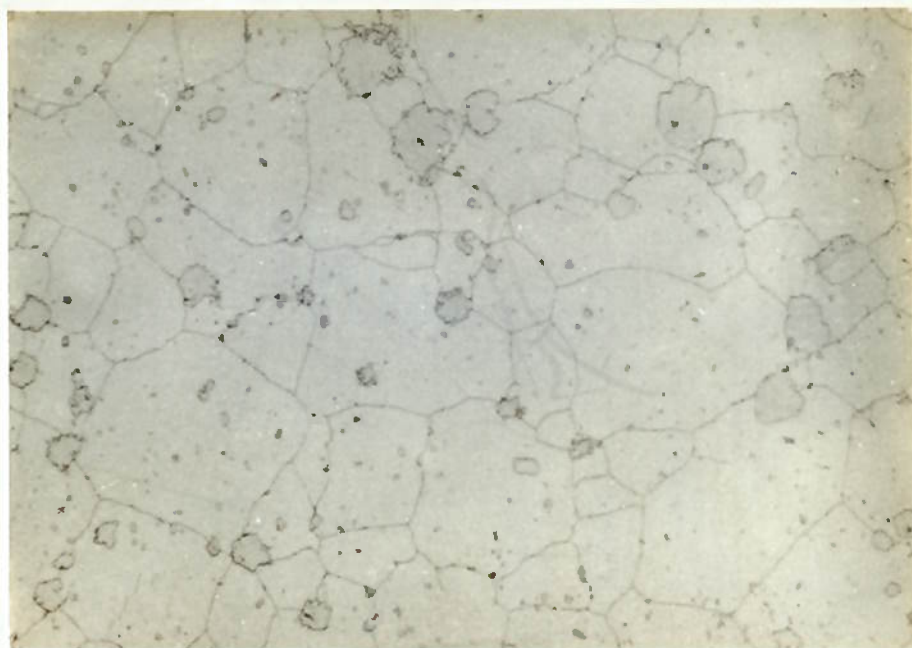


Figura 28 - Microestrutura do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C, recozimento subcrítico e 2ª têmpera a partir de 1225°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X.

CAPÍTULO IV - DISCUSSÃO

Na têmpera simples o tamanho de grão atinge valores da ordem de grandeza dos tamanhos limites propostos por Zenner [83] e Hornbogen [84]. Observa-se que os carbonetos não estão distribuídos aleatoriamente como na hipótese de Zenner, também não estão todos nos contornos de grão como na hipótese de Hornbogen.

Nas figuras 12 e 13 notamos que os aços rápidos M2, com recozimento subcrítico antes da primeira têmpera, possuem tamanho de grão austenítico menor do que com recozimento pleno. Portanto os carbonetos secundários, formados no recozimento, também influenciam o tamanho de grão austenítico.

Conforme prevê o modelo de crescimento de grão anômalo, discutido na introdução teórica, observamos crescimento de grão anômalo após a segunda têmpera do aço rápido M2. Os resultados experimentais neste aço confirmaram os valores da figura 9 obtidos por Grobe, Roberts e Chambers [80] para segunda têmpera sem recozimento intermediário.

Quando o aço rápido M2 passou por recozimento pleno entre a primeira e a segunda têmpera não observamos mais o crescimento anômalo, sendo portanto o recozimento pleno capaz de modificar a estrutura acicular evitando deste modo a formação dos contornos de subgrão. Os contornos de subgrão fornecem um potencial termodinâmico suplementar, sem o qual o crescimento de grão não é capaz de vencer a barreira imposta pelos carbonetos primários.

Os cálculos feitos através das fórmulas propostas por Zenner [83] e Hornbogen [84] indicam que no crescimento de grão normal o tamanho de grão pode atingir o tamanho limite, sendo portanto necessário um maior potencial para causar um crescimento de grão adicional.

O recozimento subcrítico não conseguiu evitar o crescimento anômalo na segunda têmpera. Observamos nas

figuras 12 e 13 refinamento de grão para segunda têmpera a partir de 1150°C e 1175°C (alguns casos). Como pode ser visto na figura 21, o recozimento subcrítico não eliminou a formação de contornos de subgrão, havendo refinamento enquanto a temperatura de segunda têmpera não foi suficiente para dissolver os carbonetos secundários. A partir de 1200°C ou 1175°C houve dissolução dos carbonetos secundários e conseqüente crescimento de grão anômalo.

Os aços rápidos 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) possuem tamanho médio de carboneto maior que o M2, desta forma o tamanho de grão limite calculado tanto por Zener quanto por Hornbogen é ligeiramente maior que o do aço rápido M2. Isto fica confirmado quando comparamos os tamanhos de grão destes dois aços após a têmpera simples.

No aço rápido com nióbio não foram observados contornos de subgrão mesmo quando partimos de uma estrutura martensítica. Sem os contornos de subgrão o aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), não possui a energia necessária para que o crescimento de grão supere o tamanho de grão limite. Este fato justifica os seguintes resultados experimentais:

- Nos aços 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) não observamos crescimento de grão anômalo mesmo quando a segunda têmpera foi realizada sem nenhum recozimento intermediário.

- Com o recozimento subcrítico, entre a primeira e a segunda têmpera, houve uma tendência de repetir o ocorrido para o aço rápido M2, isto é, refinamento de grão na segunda têmpera realizada abaixo de 1175°C e crescimento de grão acima de 1175°C (figuras 14 e 15). No entanto, este crescimento de grão, no aço com nióbio, não foi anômalo (figura 24).

- Com o recozimento pleno, após a primeira têmpera, os aços 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), apresentaram na segunda têmpera tamanho de grão equivalente ao da têmpera simples (figuras 14 e 15).

De acordo com a literatura, a existência dos contornos de subgrão nas temperaturas de têmpera está vinculada a

contornos de subgrão. O aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) possui pequena quantidade de carbonetos deste tipo. Desta forma temos o coalescimento dos subgrão antes de atingirmos as temperaturas de têmpera.

As durezas no estado temperado são compatíveis nos dois aços, indicando que os tratamentos de têmpera foram bem conduzidos. Como esperado, não foram observadas relações entre dureza e tamanho de grão.

CAPÍTULO V - CONCLUSÕES

- O recozimento pleno conseguiu evitar a formação de contornos de subgrão e o crescimento de grão anômalo no aço rápido tipo M2.

- O recozimento subcrítico inicial provocou refino de grão na têmpera simples do aço rápido tipo M2.

- O recozimento subcrítico intermediário não conseguiu evitar a formação de contornos de subgrão e crescimento anômalo no aço rápido tipo M2.

- No aço rápido 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) não houve crescimento de grão anômalo.

- Não foi observada a presença de contornos de subgrão nos aços 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) temperados a partir de temperaturas superiores à 1150°C.

- A pequena quantidade de carbonetos tipo M_6C no aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), não é capaz de reter os contornos de subgrão em temperaturas superiores à 1150°C.

- A não ocorrência de crescimento de grão anômalo no aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti) esta ligada a falta de carbonetos secundários do tipo M_6C .

- O modelo de crescimento de grão anômalo proposto pela literatura explica os resultados experimentais obtidos com o aço rápido M2 e com o aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti).

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] RIEDL, R.; JEGLITSCH, J.; KARAGÖZ, S.; FISCHMEISTER, H. Developments in high speed tool steels. *Steel Research*, Düsseldorf, v. 58, n. 8, p. 339-352, Aug. 1987.
- [2] SCHERER, R. Versuche mit wolframarmen und wolframfreien schnellarbeitsstählen. *Stahl und Eisen*, Düsseldorf, v. 57, n. 48, p. 1355-9, Dez. 1937.
- [3] POHL, H.; POLLACK, H.; SCHERER, R. Veruche mit wolframarmem mplybdän-schnellarbeitsstahl. *Stahl und Eisen*, Düsseldorf, v. 55, n. 38, p. 1001-5, Sept. 1935.
- [4] WADELL, B. Development and evaluation of a low alloyed high speed steel. *Metals and Materials*, London, v. 7, n. 1, p. 38-42, Jan. 1973.
- [5] FREDRIKSON, B. D950 : its metallurgy and performance. In: FAGERSTA 1978 HIGH SPEED STEEL SYMPOSIUM. Lanshyttan : Fagersta, 1978. p. 46-52.
- [6] STEEL products manual : tool steels. Washington : AISI, 1976. 79p.
- [7] METALS handbook. 9. ed. Metals Park : ASM, 1980. v. 3, p. 424-6.
- [8] ROBERTS, G. A.; CARY, R. A. *Tool steels*. 4. ed. Metals Park : ASM, 1980. p. 726-61.
- [9] HOYLE, G. Recent developments in high-speed steels. *Metallurgical Reviews*, London, v. 9, n. 33, p. 49-91, 1964.
- [10] MUKHERJEE, T. *Physical metallurgy of high speed steels*. London : ISI, 1970. (Iron and Steel Institute Publication 126) p. 61-77.

- [11] DESIDERI, C.A. *Structures of niobium-containing high speed steels*. Thesis (Doctor of Philosophy) - Department of Metallurgy, University of Sheffield, 1984. 145 p.
- [12] KURZAJA, J. Schenellabeitsstähle : übersicht über das schrifttum von 1959 bis 1962. *Stahl und Eisen*, Düsseldorf, v. 84, n. 25, p.1658-65, Dez. 1964.
- [13] BUGARDT, K.; WEIGAND, H.; HABERLING, E. Einfluss erhöhter kohlenstoffgehalte auf einigenschaften von schnellarbeitsstählen mit rd. 2%V. *Stahl und Eisen*, Düsseldorf, v. 89, n.8, p. 420-6, Apr 1969.
- [14] FREDRIKSON, B.; MICA, M. The influence of vanadium, silicon and carbon on the eutectic reaction in M2 high speed steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, Stockholm, v. 8, n. 6, p 243-53, 1979.
- [15] BLICKWEDE, D. J.; COHEN, M.; ROBERTS, G. A. The effect of vanadium and carbon on the constitutin of high speed steels. *Transactions of the American Society for Metals*, Metals Park, v. 42, p. 1161-96, 1950.
- [16] FREDRIKSON, B. Optimizing tempering time for high speed steels. *Metal Progress*, Metals Park, v. 112, n. 3, p. 50-3, Aug. 1977.
- [17] FÜSEL, A. Latest developments in high-speed steels in Europe. *Journal of the Iron and Steel Institute*, London, v. 209, n. 7, p. 505-12, July, 1971.
- [18] CHODOROWSKI, J.; JURCZAK, K; LAMPE, J. Phase analysis of W-Cr-V-Co (18-4-1-5 and 12-4-2-5) high speed steels hith increased carbon content. *Journal of the Iron and Steel Institute*, London, v. 209, n. 9, p. 750-4, Sept. 1971.
- [19] HOBSON, G.; TYAS, D. S. High speed steels. *Metals and Materials*, London, v. 2, n. 5, p. 144-55, May, 1968.

- [20] HABERLING, E.; WEIGAND, H. H. Correlation between mechanical properties, microstructure and performance of high-speed tool steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TOWARDS IMPROVED PERFORMANCE OF TOOL MATERIALS, 1981, Teddington, . *Proceedings...* London : Metals Society, 1982. p. 170-5.
- [21] ROBERTS, G. A. Vanadium in high-speed steel. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, New York, v. 236, n. 7, p. 950-63, July, 1966.
- [22] GELLER, Yu. *Tool steels*. Moscow : Mir, 1978. p. 370-490.
- [23] STEVEN, G.; NEHRENBURG, A. E.; PHILIP, T. V. High performance high-speed steels by design. *Transactions Quarterly of American Society for Metals*, Metals Park, v. 57, n. 4, p. 925-48, Dec. 1964.
- [24] DRP 582.938 (1930) apud POHL, H.; POLLACK, H.; SCHERER, R. Versuche mit wolframarmen molybdän-schnellarbeits-stahl. *Stahl und Eisen*, Düsseldorf, v. 55, n. 38, p. 1001-5, Sept. 1935.
- [25] HOYLE, G. *High speed steels*. London : Butterworths, 1988. p. 75-99.
- [26] KIRK, F. A. High-speed and tool steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TOWARDS IMPROVED PERFORMANCE OF TOOL MATERIALS, 1981, Teddington. *Proceedings...* London : Metals Society, 1982. p. 73-7.
- [27] KIRK, F. A.; CHILD, H. C.; LOWE, E. M.; WILKINS, T. J. High-speed steel technology : the manufacturer's view-point. *Journal of the Iron and Steel Institute*, London, v. 209, n. 8, p. 606-19, Aug. 1971.
- [28] TARASOV, L. P. Grindability of tool steels. *Transactions of the American Society for Metals*, Metals Park, v. 43, p. 1144-74, 1951.

- [29] WILSON, R. *Metallurgy and heat treatment of tool steels*. London : McGraw-Hill, 1975. p. 163-81.
- [30] HENDERER, W. E. The influence of high speed steel alloying on performance of twist drills. In: FAGERSTA 1981 HIGH SPEED STEEL SYMPOSIUM, Langshyttan : Fagersta, 1981. p. 38-43.
- [31] FIZIA, R.; GEBHARD, K.; RAPATZ, F.; SCHERER, R. Untersuchungen über die Wirkung des Vanadin- und Chromgehaltes bei Sparstoffarmen schnellarbeitsstählen. *Stahl und Eisen*, Düsseldorf, v. 59, n. 35, p. 985-90, Aug. 1939.
- [32] HINNÜBER, J.; HENGLER, E. Entwicklung und Anwendung von schnellarbeitsstählen und Hartmetallegerungen. *Stahl und Eisen*, Düsseldorf, v. 84, n. 26, p. 1787-96, Dez. 1964.
- [33] HIRTH, J. P.; DULIS, E. J.; CHANDHOK, V. K. The contribution of cobalt to the tempering resistance and hot hardness of tool steels and cobalt replacement. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON STRENGTH OF METAL AND ALLOYS, 6., Melbourne, Aug. 16-20, 1982. Oxford : Pergamon, 1983. v. 1 p. 185-91.
- [34] SMOL'NIKOV, E. A.; VOLOSOVA, T. A.; BARANOVA, L. I. Structure and properties of tungsten-free high-speed steel 8M3F3S. *Metal Science and Heat Treatment*, New York, v. 23, n. 7/8, p. 468-72, July/Aug. 1981.
- [35] HENRY, R. J. Effect of alloying elements on the properties of high speed steels. In: SYMPOSIUM ON PROCESSING AND PROPERTIES OF HIGH-SPEED TOOL STEELS, 1970, Las Vegas. Warrendale : TMS/AIME, 1980. p. 124-46.

- [36] FREDRIKSSON, B.; ATTLEGARD, M. Semi high-speed steels with high-speed steel performance. In: SYMPOSIUM ON PROCESSING AND PROPERTIES OF HIGH-SPEED TOOL STEELS, 1980, Las Vegas. Warrendale : TMS/AIME, 1980. p. 91-102.
- [37] SCHLATTER, R.; STEPANIC, J. Silicon additions improves high-speed steels. *Metal Progress*, Metals Park, v. 109, n. 6, p. 56-9, June, 1976.
- [38] STEVEN, G.; HAUSER, J. J.; NEUMEYER, T. A.; CAPENOS, J. M. Effect of nitrogen on the fine structure of high-speed steels. *Transactions Quarterly of the American Society for Metals*, Metals Park, v. 62, n. 1, p. 180-94, Mar. 1969.
- [39] KREMNEV, L. S.; GRISHINA, L. Ya. Effect of nitrogen on the structure and properties of high-speed steels. *Metal Science and Heat Treatment*, v. 18, n. 7/8, p. 733-5, July/Aug. 1976.
- [40] GELLER, Yu. A.; GRISTINA, I. Ya. Effect of microalloying in improving the properties of R6M5 steel. *Machines and Tooling*, Melton Monbray, v. 47, n. 6, p. 30-1, 1976.
- [41] BROOK, G. B.; CROMPTON, J. M. G. *Niobium in high speed tool steels* : final report. Buckinghamshire : Fulmer Research Institute, 1971. 49p. (Confidential Report R 319/4).
- [42] HABERLING, E.; GÜMPEL, P. Über den einfluss von niob auf die gefügebildung und härteannahme von schnellarbeits-stählen. *Thyssen Edelstahl Technische Berichte*, Duisburg, v. 6, n. 2, p. 129-31, 1980.
- [43] SOUZA, M. H. C.; FALLEIROS, I. G. S.; BARBOSA, C. A.; MORI, F. Y. Uso do nióbio como substituto do vanádio em aços rápidos. *Metalurgia ABM*, São Paulo, v. 38, n. 290, p. 19-25, jan. 1982.

- [44] AÇOS VILLARES S/A., M. H. C. Souza, C. A. Barbosa, I. G. S. Falleiros, F. Y. Mori, W. Viertler. *Hard alloys*. Int. Cl. ² C22C 39/02. US Pat. 4.224.060. 29 Dez. 1977; 23 Sept. 1980.
- [45] CESCÓN, T. Desenvolvimento de aços rápidos contendo nióbio baseados no conceito de "matrix steel". *Metalurgia ABM*, São Paulo, v. 39, n. 304, 141-6, mar. 1983.
- [46] CESCÓN, T.; PAPALEO, R. Estrutura bruta de fusão de materiais para aços-ferramenta, contendo nióbio. *Metalurgia ABM*, São Paulo, v. 38, n. 293, p. 221-4, abr. 1982.
- [47] CESCÓN, T.; PAPALEO, R. Forjabilidade e resposta ao tratamento térmico de aços-ferramenta contendo nióbio. *Metalurgia ABM*, São Paulo, v. 38, n. 298, p. 525-8, set. 1982.
- [48] CESCÓN, T. *Substituição de tungstênio por nióbio em aços rápidos*. São Paulo : IPT, 1980. 145p. (Instituto de Pesquisas Tecnológicas Relatório 13.379).
- [49] CESCÓN, T. *Resposta ao tratamento térmico de aços rápidos com parcial substituição do tungstênio por nióbio*. São Paulo : IPT, 1980. 33p. (Instituto de Pesquisas Tecnológicas Relatório 13.186).
- [50] CESCÓN, T. *Substituição do tungstênio por nióbio em aços rápidos : 2^a fase*. São Paulo : IPT, 1981. 42p. (Instituto de Pesquisas Tecnológicas Relatório 15.833).
- [51] FREDRIKSSON, H.; HILLERT, M.; MICA, M. The decomposition of M₂C carbide in high speed steel. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, Stockholm, v. 8, n. 3, p. 115-22, 1979.

- [52] BARKALOW, R. H.; KRAFT, R. W.; GOLDSTEIN, J. I.
Solidification of M2 high speed steel. *Metallurgical Transactions*, Metals Park, v. 3, n. 4, p. 919-26, Apr. 1972.
- [53] RIEDL, R.; GREFF, M. R.; KARAGÖZ, S.; FISCHMEISTER, H.
The role of M₂C carbides in high speed steels. In: CHARLES Hatchett award papers, 8 : 1986. São Paulo : CBMM, 1986. p. 15-9.
- [54] TARAN, Yu. N.; NIZHNIKOVSKAYA, P. F.; SNAGAVSKII, L. M.; VUKELICH, S. B.; NESTERENKO, A. M. Eutectic in tungsten-molybdenum high-speed steel. *Metal Science and Heat Treatment*, New York, v. 21, n. 9/10, p. 791-5, Sept./Oct. 1979.
- [55] FREDRIKSSON, H.; BRISING, S. The formation of carbides during solidification of high-speed steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, Stockholm, v. 5, n. 6, p. 268-75, 1976.
- [56] KUO, K. Metallography of delta-ferrite : Part II - formation of delta-eutetoid in 18-4-1-type high-speed steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*, London, v. 181, n. 2, p. 128-34, Oct. 1955.
- [57] ROSE, A.; RADEMACHER, L.; VAN WYK, J. M. Einfluss der austenitisierungsbedingungen auf das unwandlungsverhalten von schnellarbeitsstählen. *Stahl and Eisen*, Düsseldorf, v. 79, n. 18, p. 1243-58, Sept. 1959.
- [58] OMSEN, A. The annealing of high-speed steel. *Journal of the Iron and Steel Institute*, London, v. 207, n. 5, p. 610-20, May, 1969.
- [59] PACAL, B.; PODRABSKY, T.; FREMUNT, P. Precipitation of carbidic phases during tempering class 170WV6M3 high-speed steel. *Practical Metallography*, Stuttgart, v. 18, n. 12, p. 574-86, Dec. 1981.

- [60] PACINA, J. The effect of molybdenum on the transformation in the quenched matrix of high-speed steel. *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, Düsseldorf, v. 55, n. 7, p. 325-30, July, 1984.
- [61] ANDREN, H. O. Atom-probe microanalysis of a tempered high-speed steel. *Scripta Metallurgica*, Elmsford, v. 15, n. 7, p. 749-52, July, 1981.
- [62] KUPALOVA, I. K.; BAYKOV, A. M.; KABAYEV, M. M. Investigations of carbides transformation during tempering of the solid solution of the tungsten and tungsten-molybden high-speed steels. *Physics of Metals and Metallography*, Oxford, v. 33, n. 1, p. 175-9, 1972.
- [63] ZABLOTSKIY, V. K.; PISKLICH, M. M.; YOYAKIN, V. N.; SHARABAN, N. D. Investigation of the tempering transformation of high-speed steels. *Physics of Metals and Metallography*, Oxford, v. 50, n. 2, p. 102-7, 1980.
- [64] KUPALOVA, I. K. Transformation in high-speed steels during tempering. *Metals Science and Heat Treatment*, New York, v. 22, n. 7/8, p. 522-7, Jul./Aug. 1980.
- [65] KUO K. Carbide in high speed steel : their nature and quality. *Metal Progress*, Metals Park, v.61, n. 6, p. 79-85, June, 1952.
- [66] HABERLING, E.; ROSE, A.; WIEGAND, H. H. Effect of carbon content on the structure and properties of a high-speed steel with about 5%Mo, 2%V. *Stahl und Eisen*, Düsseldorf, v. 93, n. 14, p. 645-51, July, 1973.
- [67] GOLDSCHMIDT, H. J. A high-temperature X-ray study of high-speed steel. *Journal of the Iron and Steel Institute*, London, v. 186, n. 1, p. 68-78, May, 1957.

- [68] TUNNEY, R. J.; RIDLEY, N. Tempering of high-purity and commercially based steels containing 10 Wt-% tungsten or 5 Wt-% molybdenum. *Metal Science*, London, v. 13, n. 10, p. 585-90, Oct. 1979.
- [69] SPEICH, G.R.; LESLIE, W. C. Tempering of steel. *Metallurgical Transactions*, Metals Park, v. 3, n. 5, p.1043-54, May, 1972.
- [70] ROBERTS, G. A.; CARY, R. A. *Tool steels*. 4. ed. Metals Park : ASM, 1980. p. 389-91.
- [71] CESCO, T.; CARNEIRO, T. Otimização de composição e morfologia dos carbonetos em aços rápidos contendo nióbio. *Meturgia ABM*, São Paulo, v. 40, n. 315, p. 79-82, fev. 1984.
- [72] CESCO, T.; CARNEIRO, T.; GABOR, H. Brocas de aço rápido: avaliação comparativa dos aços "Matriz-Nb" e M2. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 41., São Paulo, 1986. *Anais...* São Paulo : ABM, 1986. v.1, p. 743-57.
- [73] CESCO, T.; FALLEIROS, I. G. S. Estudo metalográfico dos carbonetos primários do aço rápido 1.10C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti). . In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 46., São Paulo, 1991. *Anais...* São Paulo : ABM, 1991. v.3, p. 285-300.
- [74] HOYLE, G. *High speed steels*. London : Butterworths, 1988. p. 113-114.
- [75] NEUMEYER, T. A.; KASAK, A. Grain size of high-speed tool steels. *Metallurgical Transactions*, Metals Park, v. 3, n. 8, p. 2281-7, Aug. 1972.
- [76] ROBERTS, G. A.; CARY, R. A. *Tool steels*. 4. ed. Metals Park : ASM, 1980. p. 673-81.
- [77] SNYDER, R. W.; GRAFF, H. F. Study of grain size in hardened high speed steels. *Metal Progress*, Cleveland, v. 33, n. 4, p. 377-80, Apr. 1938.

- [78] GILL, J. P. High speed steel, carbide segregate and grain size. *Transactions of the American Society for Metals*, Metals Park, v. 24, p. 735-82, Dec. 1938.
- [79] BROPHY, G. R.; HARRINGTON, R. H. Nature of abnormal grain growth in high speed steel. *Transactions of the American Society for Steel Treating*, Metals Park, v. 19, p. 385-402, Mar. 1931.
- [80] GROBE, A. H.; ROBERTS, G. A.; CHAMBERS, D. S. Discontinuous grain growth in high speed steel. *Transactions of the American Society for Metals*, Metals Park, v. 46, p. 759-98, 1954.
- [81] PHILLIPS, A.; WELDON, M. J. Contributory effects of furnace atmospheres on the grain-size of molybdenum high speed steel. *Transactions of the American Society for Metals*, Metals Park, v. 23, p. 886-914, Dec. 1935.
- [82] GRANGE, R. A. The rapid heat treatment of steel. *Metallurgical Transactions*, Metals Park, v. 2, n. 1, p. 65-78, Jan. 1971.
- [83] SMITH, C. S. Grains, phases, and interfaces: an interpretation of microstructure. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, New York, v. 175, n. 1, p. 15-51, Jan. 1948.
- [84] HORNOGEN, E. Korn-und teilchenwachstum in metallischen werkstoffen. *Metall*, Berlin, v. 29, n. 248-52, Marz 1975.
- [85] UNDERWOOD, E. E. The mathematical foundations of quantitative stereology. In: SYMPOSIUM ON STEREOLOGY AND QUANTITATIVE METALLOGRAPHY. 1971, Atlantic City. July, 1971, p. 3-38 (ASTM STP-504).

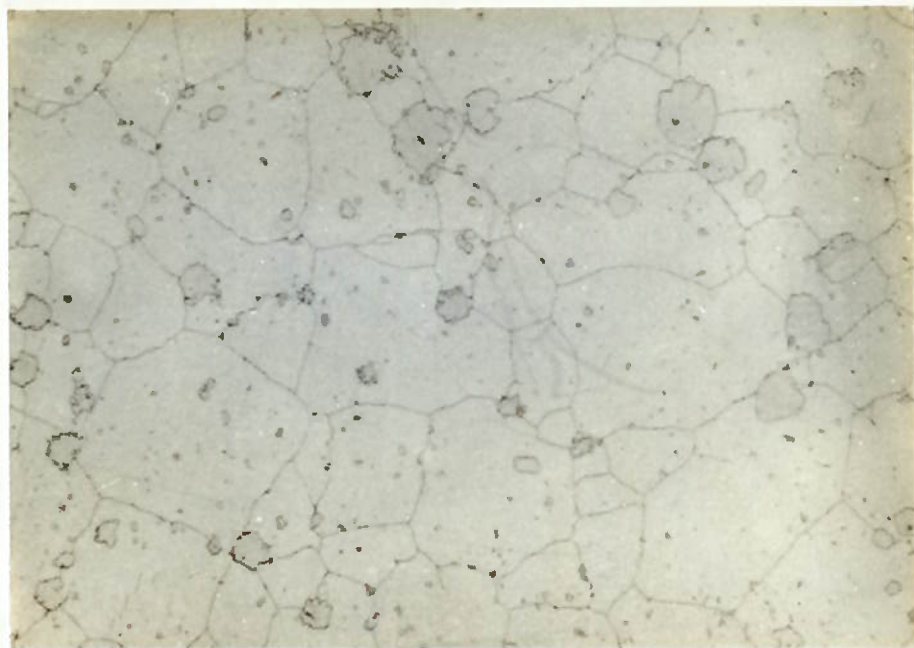


Figura 28 - Microestrutura do aço 1,1C-3W-3Mo-2V-2Nb(Ti), com recozimento pleno, 1ª têmpera a partir de 1200°C, recozimento subcrítico e 2ª têmpera a partir de 1225°C. Observa-se os contornos de grão austeníticos e os carbonetos primários em seção transversal. Ataque: Nital 10. Aumento 800X.

- [86] BARANOV, A. A.; ALIMOV, V. I.; ONOPRIENKO, V. G.
Interaction of carbides particles with surface of austenite grains in high-speed steels. *Izvestiya Akademii Nauk SSSR, Metally*, Moscow, n. 3, p. 115-118, 1988.
- [87] KULA, E.; COHEN, M. Grain growth in high speed steel. *Transactions of the American Society for Metals*, Metals Park, v. 46, p. 727-58, 1954.
- [88] SPEICH, G. R.; SZIRMAE, A. Formation of austenite from ferrite and ferrite-carbide aggregates. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, New York, v. 245, n. 5, p. 1063-74, May, 1969.
- [89] WYSZKOWSKI, J. Grain growth of austenite on rapid heating. *Iron and Steel*, London, v. 43, n. 2, p.77-84, Apr. 1970.