

JOÃO FREDOLIM GABARDO

ESTUDO DA TENACIDADE DO AÇO FERRAMENTA H13

**CURITIBA
2008**

JOÃO FREDOLIM GABARDO

ESTUDO DA TENACIDADE DO AÇO FERRAMENTA H13

Dissertação apresentada como requisito para obter título de Mestre em Engenharia Mecânica do curso de Mestrado em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná, na área de Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. Paulo Cesar Okimoto

**CURITIBA
2008**

TERMO DE APROVAÇÃO

JOÃO FREDOLIM GABARDO

ESTUDO DA TENACIDADE DO AÇO FERRAMENTA H13

Dissertação de mestrado aprovada como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de manufatura, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná, pela seguinte banca examinadora:

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes
Departamento de Engenharia Mecânica, UFPR

Prof. Dr. José Divo Bressan
Departamento de Engenharia Mecânica, UFSC

Prof. Dr. Paulo César Okimoto
Departamento de Engenharia Mecânica, UFPR
Presidente

Curitiba, 12 de setembro de 2008.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, em primeiro lugar, pelas grandes batalhas que Ele me ajudou a enfrentar e conquistar, colocando em meu caminho, pessoas que nunca me deixaram desistir.

A minha esposa Franci e aos meus filhos João Henrique e Luiz Felipe, pela compreensão do tempo que os privei da minha companhia para desenvolver minhas atividades no mestrado.

Aos meus pais e meus irmãos que sempre me incentivaram a estudar e buscar algo a mais em meus estudos.

Aos professores do PG-Mec pelas boas orientações que me foram passadas nas disciplinas cursadas.

Ao PG-Mec e a UFPR pela oportunidade de cursar o mestrado e o uso dos laboratórios para realização dos ensaios.

Ao LAC TEC, na pessoa do amigo Sérgio Luiz Henke pelos ensaios efetuados.

Aos amigos que de alguma forma, direta ou indireta, contribuíram para a realização deste trabalho e, em especial, ao amigo Francisco Ollé, pelo auxílio na confecção dos corpos de prova e Sérgio Fernando Lajarin, pela formatação de trabalhos, gráficos e tabelas.

Por último, agradeço ao Eng. Prof. Dr. Paulo César Okimoto, que me orientou para a realização deste mestrado de forma incondicional, não medindo esforços para que este trabalho pudesse ser realizado.

RESUMO

Os aços ferramenta H13 encontram grande aplicação na fabricação de moldes para injeção de alumínio e matrizes para forjamento a quente. Nesses processos de fabricação, é fundamental que o aço ferramenta possua elevadas propriedades de resistência mecânicas em altas temperaturas, a fim de se evitar falhas por fadiga térmica, deformação plástica, propagação de trincas e desgaste que são influenciados pelos tratamentos térmicos. O presente trabalho tem como objetivo estudar a influência dos tratamentos térmicos sobre a tenacidade do aço ferramenta AISI H13, através de tratamento térmico em temperaturas de austenitização de 1020 °C, 1060 °C e 1100 °C seguidas de revenimento em temperaturas de 550 °C, 600 °C e 630 °C sendo efetuados de 1 a 3 revenimentos para cada par de temperaturas. Através do ensaio de impacto, realizado segundo NADCA, e do ensaio de dureza foram analisadas as propriedades mecânicas do aço e o modo de fratura analisado com um MEV. Verificou-se que as maiores durezas estavam nos corpos de prova de maior temperatura de austenitização, conforme esperado, para as três temperaturas de revenimento. Quando as temperaturas de revenimento são aumentadas, a dureza diminui e continua a diminuir a medida que se aumenta o número de revenimentos de 1 a 3. Também os valores de energia absorvida obtidos, são influenciados pelas temperaturas de austenitização e de revenimento e pelo número de revenimentos. Em geral, nas maiores temperaturas de austenitização foram encontradas as menores energias absorvidas e nas maiores temperaturas de revenimento as maiores energias absorvidas. O número de revenimentos aumentados de 1 para 2 também aumenta a energia absorvida, porém, de 2 para 3 revenimentos o aumento já não foi tão significativo. Para o modo de fratura, verificou-se que a predominância de alvéolos é maior para a menor temperatura de austenitização enquanto que para as maiores, a predominância é de fratura por clivagem.

Palavras chaves: Ferramentas para trabalho a quente. Aço ferramenta H13. Tenacidade. Tratamento térmico. Fadiga térmica.

ABSTRACT

The H13 tool steels have great application in the manufacture of aluminum injection molds and forging dies. In these processes of manufacturing, it is essential that the tool steel has high resistance of mechanical properties at high temperatures in order to avoid failures by thermal fatigue, plastic deformation, propagation of cracks and wear that are influenced by heat treatments. The present work has as its main goal to study the heat treatments influence on the H13 tool steel toughness, through heat treatments in austenitizing temperatures of 1020 °C, 1060 °C and 1100 °C followed by tempering in temperatures of 550 °C, 600 °C and 630 °C, being carrying out from 1 to 3 temperings for each pair of temperatures. Using the test of impact, carried out according to NADCA, and the hardness test, the mechanical properties of steel were analyzed and fracture type was examined with a SEM. It was found that the greatest hardness occurred in the specimens of higher austenitizing temperatures, as expected, for the three tempering temperatures. When the tempering temperatures are increased, the hardness decreases and continues to decrease as the number of tempering increases from 1 to 3. Also, the values of energy absorbed obtained are influenced by austenitizing temperatures, tempering temperatures and the number of tempering. In general, for the higher austenitizing temperatures the lowest energy were absorbed and the higher tempering temperatures the largest energy was absorbed. The number of tempering increased from 1 to 2 also increased the absorbed energy. However, from 2 to 3 tempering the increase has not been so significant. For the mode of fracture, it was found that the predominance of dimples is greater for the lower austenitizing temperature while for the higher temperature, the predominance is fracture by cleavage.

Key words: Tools for hot working. H13 tool steel. Toughness. Heat treatment. Thermal fatigue.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama esquemático do processo ESR.....	19
Figura 2 - Durezas pós-revenido do aço H13	25
Figura 3 – Curva de transformação sob resfriamento contínuo do aço H13	25
Figura 4 – Tenacidade Charpy do aço H13 para várias microestruturas do aço H13	25
Figura 5 - Matriz de forjamento com fratura prematura.....	29
Figura 6 -Microestrutura da matriz fraturada.....	30
Figura 7-Ferramenta para estampagem com trincas	31
Figura 8 - Ilustração da trinca	31
Figura 9 - (a) Foto da peça com severa fadiga térmica, em (b) detalhe do defeito em macro.....	32
Figura 10 - (a) Trinca de tensão com 1,5 mm de profundidade (aumento 50x), em (b) detalhe da mesma região. Ataque nital 2% (aumento 100x).....	32
Figura 11 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio de impacto	37
Figura 12 - Microestrutura do aço H13 no estado como recebido	39
Figura 13 - Microestrutura do aço H13 temperado após austenitização a 980 °C	41
Figura 14 - Microestrutura do aço H13 temperado após austenitização a 1000 °C	42
Figura 15 - Microestrutura do aço H13 temperado após austenitização a 1020 °C	42
Figura 16 - Microestrutura do aço H13 temperado após austenitização a 1040 °C	43
Figura 17 - Microestrutura do aço H13 temperado após austenitização a 1060 °C	43
Figura 18 - Microestrutura do aço H13 temperado após austenitização a 1080 °C	44
Figura 19 - Microestrutura do aço H13 temperado após austenitização a 1100 °C	44
Figura 20 - Microestrutura do aço H13 temperado após austenitização a 1120 °C	45
Figura 21 (a) - Dureza Rockwell C (HRC). Temperatura de revenimento de 550 °C	48
Figura 21 (b) - Dureza Rockwell C (HRC). Temperatura de revenimento de 600 °C	48
Figura 21 (c) - Dureza Rockwell C (HRC). Temperatura de revenimento de 630 °C	48
Figura 22 - Metalografia de austenitização a 1020 °C, triplo revenimento a 550 °C/1 hora	48
Figura 23 - Metalografia de austenitização a 1020 °C, triplo revenimento a 600 °C/1 hora	49
Figura 24 - Metalografia de austenitização a 1020 °C, triplo revenimento a 630 °C/1 hora	49
Figura 25 (a) – Energia absorvida em joules (J). Temperatura de revenimento de 550 °C	51
Figura 25 (b) – Energia absorvida em joules (J). Temperatura de revenimento de 600 °C	52

Figura 25 (c) – Energia absorvida em joules (J). Temperatura de revenimento de 630 °C	52
Figura 26 (a) – Temperatura de austenitização de 1020 °C e revenimento a 630 °C (amostra com um revenimento)	54
Figura 26 (b) – Temperatura de austenitização de 1020 °C e revenimento a 630 °C (amostra com dois revenimentos).....	54
Figura 26 (c) – Temperatura de austenitização de 1020 °C e revenimento a 630 °C (amostra com três revenimentos)	55
Figura 27 (a) – Temperatura de austenitização de 1020 °C e revenimento a 600 °C (amostra com um revenimento)	55
Figura 27 (b) – Temperatura de austenitização de 1020 °C e revenimento a 600 °C (amostra com dois revenimentos).....	56
Figura 27 (c) – Temperatura de austenitização de 1020 °C e revenimento a 600 °C (amostra com três revenimentos)	56
Figura 28 (a) – Temperatura de austenitização de 1020 °C e revenimento a 550 °C (amostra com um revenimento)	57
Figura 28 (b) – Temperatura de austenitização de 1020 °C e revenimento a 550 °C (amostra com dois revenimentos).....	57
Figura 28 (c) – Temperatura de austenitização de 1020 °C e revenimento a 550 °C (amostra com três revenimentos)	58
Figura 29 – Relação da energia absorvida x dureza.....	60
Figura 30 - Corpo de prova 3A	61
Figura 31 - Corpo de prova 5A	62
Figura 32 - Corpo de prova 9A	62
Figura 33 - Corpo de prova 12A	63
Figura 34 - Corpo de prova 15A	63
Figura 35 - Corpo de prova 18B	64
Figura 36 - Corpo de prova 21A	65
Figura 37 - Corpo de prova 24A	65
Figura 38 - Corpo de prova 27A	66

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação AISI Aços-Ferramenta	15
Tabela 2 – Tabela da composição química analisada do aço AISI H13	34
Tabela 3 - Resumo dos tratamentos térmicos realizados, identificação dos corpos de prova e valores de dureza e energia absorvida.....	36

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	American Iron and Steel Institute
ESR	Electroslag Remelting
HRC	Hardness Rockwell C
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
NADCA	North American Die Cast Association
VD	Desgaseificação a Vácuo

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	12
1.1 OBJETIVO GERAL	13
1.2 OBJETIVO ESPECÍFICO.....	13
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
2.1 AÇOS FERRAMENTA	14
2.1.1 Aplicações e Características dos Aços Ferramenta	14
2.1.2 Tipos de Aços Ferramenta (Classificação AISI)	15
2.2 AÇOS-FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE	17
2.2.1 Aços Ferramenta para Trabalho a Quente - AISI H13	17
2.2.2 Processo de Fabricação do Aço Ferramenta AISI H13	19
2.2.3 Aplicações do Aço Ferramenta AISI H13	20
2.3 TENACIDADE E TRATAMENTO TÉRMICO.....	20
2.3.1 Tenacidade do Aço Ferramenta AISI H13	20
2.3.2 Condições de Tratamentos Térmicos do Aço Ferramenta	20
2.3.3 Principais Tratamentos Térmicos Aplicados nos Aços	21
2.4 TIPOS DE FALHAS	28
2.4.1 Falhas	28
2.4.2 Falha Catastrófica em Matriz de Forjamento	28
2.4.3 Falha Catastrófica em Ferramenta para Estampagem	30
2.4.4 Falha em Matriz para Injeção de Alumínio	31
2.5 FADIGA TÉRMICA	32
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	34
3.1 AÇO FERRAMENTA UTILIZADO	34
3.2 TESTES PRELIMINARES - TEMPERATURAS DE AUSTENITIZAÇÃO.....	34
3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS REALIZADOS.....	35
3.4 ENSAIOS REALIZADOS E ANÁLISES.....	37
3.4.1 Ensaio de Impacto Segundo NADCA	38
3.4.2 Ensaio de Dureza	38
3.4.3 Análise Metalográfica	38
3.4.4 Análise da Superfície de Fratura	38
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	39
4.1 TESTES PRELIMINARES	39

4.2 RESULTADOS DO ENSAIO DE DUREZA (HRC).....	45
4.3 RESULTADO DO ENSAIO DE IMPACTO, SEGUNDO NADCA	50
4.4 RELAÇÃO ENTRE DUREZA E ENERGIA.....	59
4.5 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA DOS CORPOS DE PROVA DO ENSAIO CHARPY.....	61
5 CONCLUSÃO	67
5.1 PROPOSTA DE TRABALHOS FUTUROS.....	68
6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	69

1 INTRODUÇÃO

O forjamento, a fundição e a extrusão de ligas de alumínio normalmente são realizados com matrizes de aço ferramenta para trabalho a quente. Dentre os diversos aços desta classe, o aço AISI H13 é um dos mais utilizados por combinar elevadas temperabilidade, resistência mecânica, tenacidade e resistência à fadiga térmica.

Dados provenientes de uma empresa do ramo de forjaria de alumínio, indicam que matrizes fabricadas em aço H13 apresentam uma variação significativa na sua vida útil. Estas matrizes acabam apresentando trincas após o forjamento de um certo número de peças, que crescem progressivamente, até inviabilizar seu uso. Tais características mostram que a vida útil destas matrizes depende de sua tenacidade, pois a mesma representa a capacidade do material em dificultar a propagação de trincas.

Estudos técnicos e científicos mostram que a durabilidade destas matrizes é fortemente afetada pelos tratamentos térmicos, que define a microestrutura do material. Esta por sua vez influi diretamente nas propriedades mecânicas do aço H13, tais como dureza e tenacidade.

Existe uma vasta literatura técnica que recomenda as melhores práticas de tratamento térmico para obtenção de elevada tenacidade do aço H13. Apesar disto, tem-se verificado que mesmo seguindo tais recomendações, não se consegue obter matrizes de elevada durabilidade. Diversas tentativas, no ramo industrial de forjaria de alumínio, incluíram a utilização de tratamentos superficiais, alívio de tensões pós-usinagem e mesmo shot-penning, porém os resultados ainda assim não foram considerados satisfatórios.

Considerando tal situação, buscou-se efetuar um estudo sobre a influência da temperatura de austenitização, de revenimento e do número de revenimentos sobre as propriedades mecânicas do aço H13. Tal estudo serviria de base para melhor prever o comportamento de matrizes de forjaria fabricadas em aço H13, reduzindo custos e melhorando a confiabilidade do produto forjado.

1.1 OBJETIVO GERAL

Desenvolver um estudo da influência das variáveis do tratamento térmico sobre as propriedades mecânicas do aço H13.

1.2 OBJETIVO ESPECÍFICO

Estabelecer ciclos de tratamentos térmicos a serem aplicados no aço H13 que resultem em elevada tenacidade, visando aumentar a vida útil das matrizes de forjamento.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS FERRAMENTA

Um importante segmento da indústria siderúrgica, na fabricação de aços especiais, é representado pelos aços ferramenta. Embora exista uma quantidade de mais de 100 tipos de aços ferramentas, normalizados internacionalmente e desenvolvidos com a finalidade de suprir as mais diversas aplicações e solicitações, a indústria de ferramentaria utiliza uma quantidade reduzida de tipos de aços, os quais apresentam propriedades e desempenho consagrados ao longo do tempo, como por exemplo, AISI H13, AISI D2 e AISI M2.

2.1.1 Aplicações e Características dos Aços Ferramenta

Os processos que envolvem a produção desses aços visam atingir um elevado padrão de qualidade para serem aplicados em operações que envolvam a modificação do formato do material tais como: corte, afiação, forjamento.

Esses aços são caracterizados por apresentarem elevadas dureza e resistência à abrasão, normalmente aliados à boa tenacidade e manutenção das propriedades de resistência mecânica, em temperaturas elevadas. Essas características normalmente se mantêm, com adição de altos teores de carbono e ligas como W, Mo, V, Mn e Cr.

Esses aços são fabricados por forjamento, por fundição de precisão ou pela metalurgia do pó. São produzidos em quantidades relativamente baixas em fornos elétricos, com rigoroso controle de composição química e homogeneidade do material.

A classificação dos aços ferramenta é dada conforme suas características metalúrgicas principais ou de acordo com sua aplicabilidade. A classificação mais usual dos aços ferramenta é a AISI (American Iron and Steel Institute), a qual tem se mostrado útil para a seleção de aços ferramenta. No quadro abaixo, os principais tipos de aço ferramenta e o respectivo símbolo. (SILVA et al., 2006)

TABELA 1 - CLASSIFICAÇÃO AISI AÇOS-FERRAMENTA.

TIPO DE AÇO FERRAMENTA		SÍMBOLO
	Aços temperáveis em água (Water)	W
	Aços resistentes ao choque (Shock)	S
Aços para fins especiais.	Tipo baixa liga (Low alloy)	L
	Aços para moldes	P
Aços para trabalho a frio.	Aços temperáveis em óleo (Oil)	O
	Aços média liga temperáveis ao ar (Air)	A
	Aços alto carbono, alto cromo	D
Aços para trabalho a quente (Hot working).	Ao cromo	H1 - H19
	Ao tungstênio	H20 - H39
	Ao molibdênio	H40 - H59
Aços rápidos.	Ao Tungstênio	T
	Ao Molibdênio	M

2.1.2 Tipos de Aços Ferramenta (Classificação AISI)

Características da família AISI: (SILVA et al., 2006)

- Série **W** – Aços temperáveis em água: Basicamente são aços carbono (entre 0,60 % e 1,40 % de C) com ou sem adição significativa de Si, Mn, Cr e V. Os tipos mais comuns são o W1 e o W2. São os aços-ferramenta mais simples, sendo considerados como base para comparações e seleção. Seu emprego varia em uma ampla faixa de matrizes e ferramentas. Em geral, menores teores de carbono dão mais resistência ao choque e, os maiores teores, desenvolvem uma resistência maior ao desgaste, com menor resistência a esforços repentinos.
- Série **S** – Aços resistentes ao choque mecânico: Os aços dessa série têm alta resistência à fadiga e choque mecânico, desenvolvidos para o uso em fabricação de molas. São recomendados também, nas aplicações em que é fundamental a resistência ao choque mecânico. A composição química

desses aços é controlada de tal forma que os torne imunes à fragilidade do revenimento.

- Série L – Tipos baixa liga (Low alloy): Aços com alto teor de carbono, sendo seu principal elemento de liga o cromo. Comparável à família W com adições de Cr, V, Ni, ou Mo, a fim de um aumento na temperabilidade. Os mais comuns são o L2 e o L6 e são utilizados, principalmente, onde é necessária boa resistência aliada à alta tenacidade. Por exemplo, na confecção de calibres de precisão, tesouras, brocas para rochas, ferramentas para madeira entre outros.
- Série P – Aços para moldes: As principais propriedades requeridas de um aço para moldes são a baixa dureza no estado recozido, resistência ao desgaste e ao impacto, resistência mecânica no núcleo, alta capacidade de polibilidade. Podem ser usados cementados (P2 ou P6) ou apenas temperados e revenidos (P20 e P21).
- Série O – Aços para trabalho a frio temperáveis em óleo: Aços com elevado teor de carbono, manganês com teor de 1,20% o que lhe dá alta temperabilidade, tungstênio e cromo que diminui a tendência ao crescimento de grão. O mais usual é o O1 e são empregados principalmente em moldes para plástico, machos, calibres, brocas, guilhotinas, tesouras, matrizes e punções entre outros.
- Série A – Aços para trabalho a frio temperáveis ao ar: Contém quantidade de elementos de liga, que garantam têmpera completa em seções de diâmetro de até 100 mm, quando temperados ao ar. Utilizados onde é necessário aliar boa resistência a abrasão com elevada resistência ao impacto. O tipo mais usado é o A2 e são aplicados em matrizes para laminação de rosca, de embutimento, de corte, de estampagem, punções entre outros.
- Série D – Aços para trabalho a frio alto cromo e alto carbono: A alta indeformabilidade e resistência ao desgaste tornam esses aços extremamente úteis para serem utilizados em matrizes. Os tipos mais comuns são D2, D3, D4 e D6. Corretamente tratadas e desenhadas, ferramentas fabricadas com aço dessa série, podem cortar a frio chapas de até 12 mm.
- Série H – Aços para trabalho a quente (hot working): Geralmente se aplica para trabalho a quente, aços de média e alta liga, com baixos teores de

carbono. As principais propriedades requeridas são resistência à deformação em temperaturas elevadas e no tratamento térmico, resistência a trincas a quente e ao impacto, boa usinabilidade. Os tipos mais usuais dessa série são H11, H12 e H13 e encontram aplicações principalmente na fabricação de moldes para fundição sob pressão de alumínio, ferramentas para extrusão a quente, matrizes de forjamento entre outras.

- Série T – Aços rápidos ao tungstênio. O mais comum dessa série é o T1, de uso geral, com boa resistência ao choque e dureza a quente. O aço de maior resistência ao desgaste desse grupo é o T15, com adição de 5 % de vanádio, usado para corte de metal duro, aços de alta resistência, aços austeníticos e ligas refratárias.
- Série M – Aços rápidos ao molibdênio: Os aços M1, M2 e M10 são os mais populares da série e representam em torno de 70% do consumo de aços rápidos. Na adição de molibdênio tem-se aproximadamente o dobro do volume de carbonetos se comparados com a mesma adição em porcentagem de tungstênio.

2.2 AÇOS-FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE

2.2.1 Aços Ferramenta para Trabalho a Quente - AISI H13.

Esses aços constituem a família H e são ligados principalmente ao cromo, com adições de molibdênio e vanádio em quantidades menores. Formam um grupo especial de aços de alta liga, destinados a fabricação de metais em altas temperaturas, normalmente acima de 500 °C. O mais utilizado dessa família é o AISI H13, numa faixa ampla de dureza, entre 44 – 50 HRC, devendo ser especificada para as condições de aplicação da ferramenta.

Devido a sua composição química, as principais características apresentadas pelo aço AISI H13 são: elevada temperabilidade, elevada resistência ao amolecimento pelo calor, boa resistência ao desgaste em temperaturas elevadas, excelente tenacidade, boa usinabilidade entre os aços-ferramenta, excelente resistência a choques térmicos devidos aos aquecimentos e resfriamentos

contínuos, fazendo com que o surgimento de trincas térmicas seja reduzido. (UDDEHOLM; STEEL A HANDBOOK FOR MATERIALS, 1993). As propriedades finais do aço não dependem somente da dureza após o tratamento térmico, mas da qualidade do material no estado de fornecimento. A NADCA “North American Die Cast Association” prevê a qualidade tanto no que se refere ao material, como fornecido, quanto ao tratamento térmico.

Segundo (LUCCHINI, 2005; METALS HANDBOOK, vol. 1, 2002) o aço ferramenta AISI H13 tem a seguinte composição química:

C - 0,32 a 0,45 %	Cr - 4,75 a 5,50 %	Si - 0,8 a 1,2 %
Mo - 1,10 a 1,75 %	Mn - 0,20 a 0,50 %	V - 0,8 a 1,2 %

O teor de carbono garante uma dureza em torno de 48 HRC combinando desgaste com tenacidade. (BENEDYK, 1970). O Silício (Si) ajuda a elevar o limite de escoamento do material. O manganês (Mn) atua como desoxidante durante o processo de elaboração do aço no forno elétrico, diminuindo o potencial do oxigênio e efetuando a retirada de uma escória própria de alta basicidade. O cromo (Cr) aumenta a temperabilidade do aço e resistência à oxidação. O molibidênio (Mo) melhora consideravelmente a retenção de dureza do aço em temperaturas elevadas e evita a fragilização quando o aço fica exposto à temperaturas elevadas por um longo período de tempo. O vanádio (V) ajuda no refino do grão austenítico, com isso aumenta a tenacidade do aço.

2.2.2 Processo de Fabricação do Aço Ferramenta AISI H13

O processo de fabricação do aço deve garantir que não apareçam carbonetos primários provenientes da fabricação durante a conformação a quente. Esses carbonetos primários não mais dissolvidos, promovendo grandes concentrações de tensão, com grande diminuição da tenacidade do aço durante o período de trabalho da ferramenta.

O aço H13 é fabricado pelo processo **ESR** (Electroslag Remelting), que se baseia na refusão do lingote por meio de um processo VD (desgaseificação a vácuo) tradicional e usando uma lingoteira de cobre específica que contém escória básica.

O processo ESR é um processo de refusão secundário que utiliza escória sintética como agente de refino dos aços. Nele, ocorre a fusão do eletrodo que é mergulhado em um banho de escória sob um molde resfriado de água. Através da escória passa uma corrente elétrica, entre o eletrodo e o lingote sendo formado, superaquecendo a escória até que ocorra o gotejamento do metal fundido (eletrodo). Estas gotas atravessam a escória, refinando o metal líquido até o fundo do molde, onde se solidificam. O processo de solidificação é mais rápido que em um processo tradicional. Sua solidificação é finamente controlada e melhora a solidez e a integridade estrutural do material, resultando em um aço homogêneo e isotrópico. (LUCCHINI, 2005; CHOUDHURY, 1990).

Na Figura 1, um diagrama esquemático do processo de fabricação ESR.

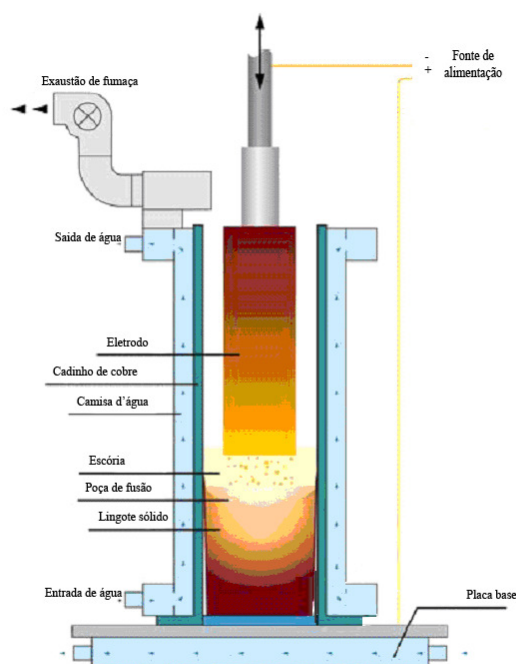


FIGURA 1 - DIAGRAMA ESQUEMÁTICO DO PROCESSO ESR (ADAPTADO DE KELKAR ET AL., 2005).

2.2.3 Aplicações do Aço Ferramenta AISI H13

Essa família de aços-ferramentas é amplamente utilizada na fabricação de matrizes de fundição sob pressão e extrusão de ligas não ferrosas, por exemplo alumínio, e ferramentas para forjamento a quente onde estão sujeitas à aplicação de solicitações térmicas e mecânicas num complicado arranjo de forças.

As ferramentas para forjamento a quente, em especial, são solicitadas pelo material forjado onde estão envolvidos pressão, desgaste e impacto, associados à alta temperatura. Durante o processo produtivo, a matriz fica em contato com o blank aquecido (para o forjamento do aço chega a 1000 °C), onde sua superfície pode atingir temperaturas iguais ou maiores que a temperatura de seu revenimento. Logo, é primordial que a matriz tenha uma boa resistência mecânica a quente e resistência mecânica à perda de dureza sob altas temperaturas, ou seja, resistência ao revenimento. (ROBERTS et al., 1988; SOUZA et al., 1992)

2.3 TENACIDADE E TRATAMENTO TÉRMICO

2.3.1 Tenacidade do Aço Ferramenta AISI H13

Para aplicações na fabricação de moldes para fundição sob pressão, matrizes de forjamento e ferramentas para extrusão é essencial que os aços ferramenta apresentem boa tenacidade. A falta de tenacidade pode resultar no aparecimento de falhas como trincas grosseiras em locais de concentração de tensão, trincas frágeis ou trincas por fadiga térmica que podem acelerar o desgaste de uma ferramenta inviabilizando a sua utilização. (ROBERTS et al., 1980; MESQUITA et al., 2007)

2.3.2 Condições de Tratamentos Térmicos do Aço Ferramenta

As condições de tratamento térmico dos aços ferramentas estão altamente ligadas às propriedades finais do material. Essas condições influem

significativamente na microestrutura e nas propriedades dos aços ferramenta, tendo forte influência na vida útil do molde ou da matriz. O desempenho final da ferramenta dependerá muito das condições de temperatura, tempo, taxas de aquecimento e resfriamento bem como dos equipamentos utilizados. Há uma grande variação nas condições térmicas de aço para aço. Em termos de temperatura, tempo e valores de aquecimento e resfriamento, deve-se respeitar as condições individuais de cada material para que se consiga um desempenho satisfatório da ferramenta.

2.3.3 Principais Tratamentos Térmicos Aplicados nos Aços Ferramentas

Os tratamentos térmicos são operações de aquecimento e resfriamento visando alterar as características de aços e ligas especiais. Uma faixa de temperatura muito ampla engloba o tratamento térmico de aços e ligas especiais, que vai desde o tratamento subzero (temperaturas abaixo de 0 °C) para estabilização, até austenitização de aços rápidos, a 1280 °C, além das variadas taxas de resfriamentos visando a obtenção de estruturas específicas. Os principais tratamentos térmicos aplicados no aço são:

- **RECOZIMENTO** – Divide-se em Recozimento pleno, recozimento subcrítico/alívio de tensões e esferoidização. Visa reduzir a dureza do aço, aumentar a usinabilidade, facilitar o trabalho a frio, atingir a microestrutura ou propriedades desejadas.
- **NORMALIZAÇÃO** – Esse tratamento térmico consiste na austenitização total do aço seguida de resfriamento ao ar. Indicado para hegemonizar a estrutura da peça após o forjamento e antes da têmpera ou do revenimento.
- **TÊMPERA** – Consiste no resfriamento do aço, após ser austenitizado, a uma velocidade rápida o suficiente para que se evite as transformações perlíticas e bainíticas na peça. Assim, a estrutura obtida é metaestável martensítica. Devido às curvas TTT serem diferentes para os diversos tipos de aço, a taxa mínima de resfriamento necessário (velocidade crítica) para evitar transformações bainíticas e perlíticas varia em faixa bastante larga. Os fatores que afetam a temperabilidade são: elementos de liga dissolvidos na austenita (menos o cobalto), granulação grosseira da austenita,

homogeneidade da austenita, com ausência de inclusões ou precipitados, para dificultar a nucleação de compostos difusionais.

- **REVENIMENTO:** Como temperada, a martensita é extremamente dura e frágil e, peças nestas condições correm o risco de trincar. Portanto, é realizado o revenimento para se atingir valores adequados de resistência mecânica e tenacidade. O revenimento consiste em aquecer a peça uniformemente, até uma determinada temperatura abaixo daquela usada na austenitização, mantendo-a nesta temperatura por um tempo suficiente para obtenção de propriedades desejadas. Aços como o aço ferramenta, de alta temperabilidade, são normalmente revenidos duas vezes. O primeiro revenimento acarreta o alívio de tensões, revenimento da martensita e precipitação dos carbonetos na austenita retida. O segundo revenimento tem a função de revenir esta nova martensita. O tratamento de duplo revenimento é muito eficiente na estabilização dimensional de ferramentas e calibres que podem, inclusive, ser revenidos em mais que dois revenimentos.
- **SOLUBILIZAÇÃO (RECOZIMENTO POR SOLUBILIZAÇÃO):** Tratamentos que envolvem o aquecimento da peça a uma temperatura adequada, por um tempo que seja suficiente para a dissolução de um ou mais constituintes, seguidos de rápido resfriamento para mantê-los em solução. Esse tratamento visa o aumento da ductilidade, alívio de tensões pós-soldagem, produzir microestrutura desejadas entre outros.
- **ENVELHECIMENTO:** Uma liga é dita endurecível por precipitação quando a dureza ou o limite de escoamento aumenta no decorrer do tempo à temperatura constante (temperatura de envelhecimento) após resfriamento rápido a partir de uma temperatura muito mais alta (temperatura de solubilização).
- **TRATAMENTO SUBZERO (TRATAMENTO REALIZADO ABAIXO DE 0 °C):** Trata-se do resfriamento de um aço a uma temperatura abaixo de zero grau para que a austenita retida se transforme em martensita. Este tratamento é indicado em peças onde a variação dimensional, em serviço, se limita à variação determinada pelo coeficiente de dilatação térmica do aço, isto é, sem acrescentar as variações dimensionais acarretadas quando ocorrem as transformações cristalográficas da austenita em martensita.

Selecionar os parâmetros ideais para uma certa liga não é simples. Deve-se determinar a temperatura, tempo e quantidade de envelhecimento, levando-se em conta o tipo e o número de fases disponíveis para precipitação, tempo de emprego prevista, tamanho do precipitado, combinação de resistência e ductilidade desejada. (SILVA et al., 2006)

Os tratamentos térmicos efetuados pelas formas convencionais envolvem o resfriamento rápido e contínuo de uma amostra austenitizada em meios de resfriamento como a água, óleo ou ar. As ótimas propriedades de um aço, que foi submetido a um processo de têmpera seguido por revenimento, podem ser obtidas somente se, durante o tratamento térmico por têmpera, a peça tiver sido totalmente convertida para possuir elevado teor de martensita, havendo formação de perlita e/ou bainita, não resultará na melhor combinação de características mecânicas. Durante o tratamento térmico de têmpera, a amostra irá se transformar ao longo de uma faixa de temperatura, produzindo uma possível variação nas microestruturas e propriedades devido a sua posição no interior da amostra. O êxito para obtenção de estrutura predominantemente martensítica, em toda a seção transversal do material através de tratamento térmico, depende principalmente da composição química da liga, tipo e natureza do meio de resfriamento e do tamanho e forma de amostra.

Os aços com maior teor de elementos de liga têm menor queda de dureza devido ao aumento de temperatura, ou seja, maior resistência de revenimento que junto com a tenacidade são as principais propriedades dos aços para trabalho a quente. Quanto mais elementos de liga presentes no aço, maior também sua temperatura de austenitização para que todos os elementos entrem em solução sólida, pois na condição como fornecido, eles formam carbonetos secundários. É necessária a solubilização destes carbonetos para que os elementos de liga, durante o revenimento, promovam a precipitação secundária e, conseqüentemente, a resistência à quente do material. Quanto mais ligado o aço, maiores serão as temperaturas de austenitização utilizadas devido a maior quantidade de carbonetos finos que inibem o crescimento de grão.

As estruturas que apresentam os melhores resultados de energia de impacto pelo tratamento térmico são: Esferoidizado (resfriamento lento), martensita revenida (resfriamento rápido) e Bainita (resfriamento constante a uma dada temperatura). A mais utilizada entre essas é a martensita revenida por apresentar melhor controle. A bainita tem valores de energia de impacto iguais e até maiores que a martensita

revenida, porém, devido a diferença entre a velocidade de resfriamento superficial com a do núcleo, é difícil a sua obtenção em espessuras acima de 4 mm. A estrutura esferoidizada apresenta uma alta energia de impacto, contudo, sua dureza é baixa, o que compromete a resistência ao desgaste.

Todas essas especificações sobre tratamentos térmicos dos aços ferramenta, podem acarretar um baixo rendimento da ferramenta devido a falhas durante o processo de tratamento. As falhas podem ser do processo de fabricação (carbonetação e oxidação da superfície, rachaduras, pequenas trincas distorções) as quais não devem comprometer a vida útil da ferramenta, pelo menos catastróficamente e as falhas devido aos desvios no tratamento térmico (condições de temperatura, tempo e valores de resfriamento adotados).

O efeito do tratamento térmico sobre as propriedades mecânicas do aço H13 é bem conhecido e depende da microestrutura obtida. Segundo o (METALS HANDBOOK, vol. 4, 2002), a temperatura de austenitização recomendada varia entre 995 a 1040 °C, enquanto que a dureza após o revenimento depende do meio de resfriamento, da temperatura de austenitização e da temperatura de revenimento, conforme mostrado na Figura 2. Nota-se que a máxima dureza é obtida em revenimentos realizados próximos de 500 °C, decrescendo à medida que aumenta esta temperatura. Maiores temperaturas de austenitização acarretam maiores durezas pós-revenido, devido à maior solubilização dos carbonetos presentes na matriz.

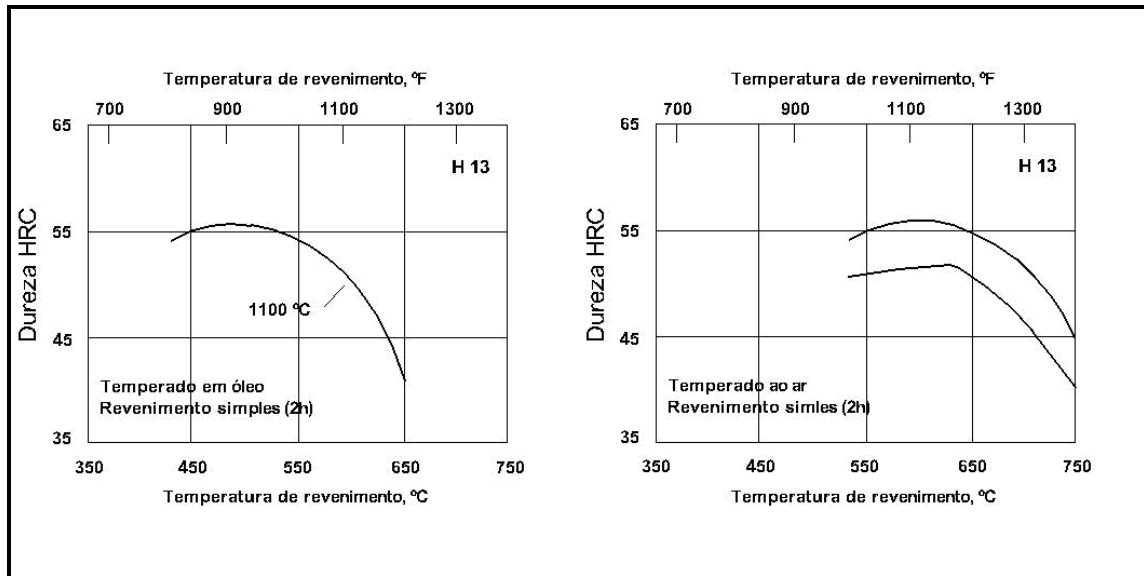


FIGURA 2 - DUREZAS PÓS-REVENIDO DO AÇO H13 (ADAPTADO DE METALS HANDBOOK, VOL. 4, 2002).

As microestruturas obtidas após a têmpera dependem da taxa de resfriamento. Na Figura 3 pode ser vista as curvas de transformação sob resfriamento contínuo do aço H13. Estrutura completamente martensítica são obtidas com maiores taxas de resfriamento, como a curva A. Caso esta taxa diminua, é possível ocorrência de precipitação de carbonetos em contornos de grão a alta temperatura (entre 750 a 900 °C aproximadamente) durante o próprio resfriamento, o que prejudica a tenacidade do material – curva B e E. As curvas C, D e E ocasionam a formação de bainita, com ou sem precipitação de carbonetos em contorno de grão.

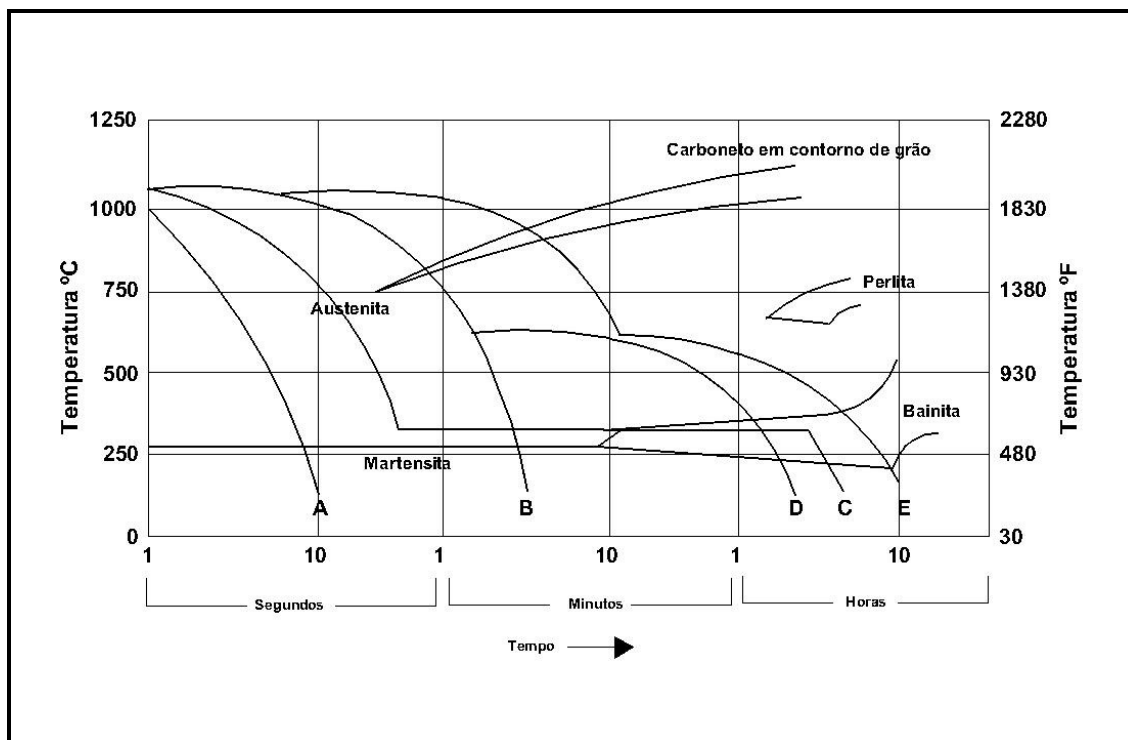


FIGURA 3 – CURVA DE TRANSFORMAÇÃO SOB RESFRIAMENTO CONTÍNUO DO AÇO H13 (ADAPTADO DE METALS HANDBOOK, Vol. 4, 2002).

As propriedades mecânicas dependem da microestrutura obtida após o tratamento térmico. Na Figura 4 é mostrado que a tenacidade Charpy varia significativamente para os diferentes tipos de microestrutura obtidos. Com altas taxas de resfriamento a estrutura martensítica (após revenimento) pode alcançar valores da ordem de 24J. Estruturas bainíticas podem ser obtidas com taxas de resfriamento da ordem de 100 °C por minuto, resultando em tenacidade Charpy entre 16 a 22 J aproximadamente. Já estruturas perlíticas obtidas com taxas de resfriamento menores que 10 °C/minuto e resultam em tenacidade Charpy entre 4 e 8 J.

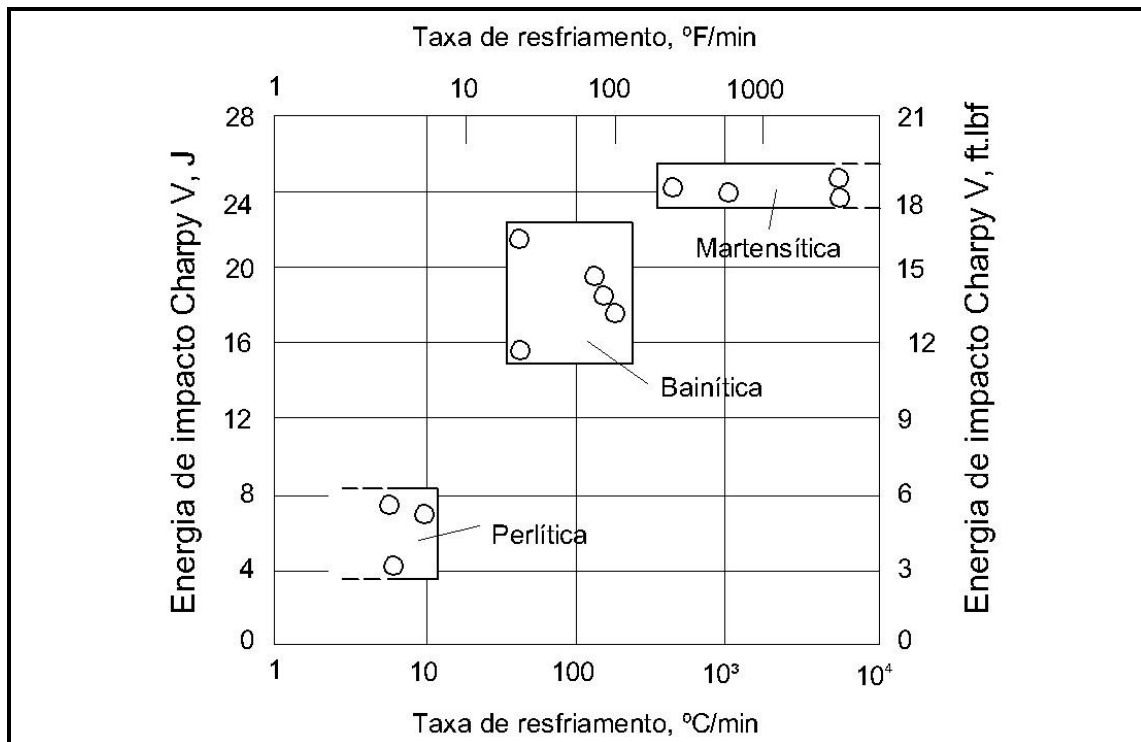


FIGURA 4 – TENACIDADE CHARPY DO AÇO H13 PARA DIFERENTES MICROESTRUTURAS DO AÇO H13 (ADAPTADO DE METALS HANDBOOK, VOL. 4, 2002).

Um interessante estudo sobre a correlação entre os valores de tenacidade Charpy e KIC foi realizado por QAMAR (QAMAR et al., 2006). Utilizando dados bibliográficos e experimentos próprios com o aço H13, verificou que é possível estabelecer correlações de ordem linear e quadráticas, onde KIC varia diretamente do valor de tenacidade Charpy e da inversamente com a dureza HRC, correlações estas válidas tanto a temperatura ambiente como a altas temperaturas. Mostrou ainda que a tenacidade Charpy realizada a quente é afetada pela temperatura de revenimento. Maiores valores de tenacidade Charpy foram obtidos com revenimentos em temperaturas na faixa de 600 °C a 615°C.

Um trabalho de MESQUITA (MESQUITA et al., 2006) nos dá uma idéia de como os tratamentos térmicos podem afetar as propriedades mecânicas do aço H13. Utilizando 4 diferentes tipos de tratamento térmico para obtenção de dureza entre 44 a 46 HRC, observou os seguintes resultados :

- TRATAMENTO 1) austenitização a 1020 °C e têmpera em óleo, seguido de duplo revenido a 610 °C. Obteve uma microestrutura composta de martensita revenida e carbonetos secundários, e o ensaio de impacto segundo NADCA indicou 350J;

- TRATAMENTO 2) austenitização a 890 °C e têmpera em óleo, seguido de duplo revenido a 260 °C. A microestrutura obtida apresentava um pouco de ferrita não transformada, devido à baixa temperatura de austenitização. O ensaio de impacto NADCA resultou em 210J;
- TRATAMENTO 3) austenitização a 1150 °C e têmpera em óleo, com duplo revenido a 630 °C. A microestrutura apresentou uma martensita grosseira e o tamanho do grão austenítico muito grande. O ensaio de impacto NADCA caiu drasticamente para apenas 42J;
- TRATAMENTO 4) austenitização a 1020 °C e têmpera sob resfriamento lento (velocidade não especificada), e duplo revenido a 610 °C . A microestrutura apresentou perlita nos contornos de grão, o que fragiliza o material. O ensaio de impacto NADCA resultou em 225J.

2.4 TIPOS DE FALHAS

2.4.1 Falhas

As falhas são eventos quase sempre indesejáveis, pois colocam em risco vidas humanas, acarretam perdas econômicas e indisponibilizam produtos e serviços.

Embora seja possível conhecer o comportamento do material e os motivos que geram a falha, é difícil se garantir a prevenção das mesmas. As causas podem ser seleção e processo de materiais de maneira incorreta, componente com projeto inadequado ou má utilização do componente.

2.4.2 Falha Catastrófica em Matriz de Forjamento

Segundo estudo realizado por MESQUITA (MESQUITA et al., 2006) foi avaliada uma matriz de forjamento com ocorrência de falha catastrófica apresentando vida útil bem inferior ao previsto (Figura 5). Em análise da dureza e composição química, foi verificado que está processado corretamente. Porém, foi

observada forte marcação dos contornos de grãos austeníticos (Figura 6), isso ocorreu devido à precipitação de carbonetos secundários durante o resfriamento, que é excessivamente mais lento durante a têmpera. Na análise da tenacidade, efetuado segundo condições da NADCA, foi obtida uma energia de impacto de 50 J, quando o esperado era acima de 250 J.

Na Figura 5, é mostrada a superfície de fratura apresentando estrutura predominantemente intergranular, o que evidencia efeito fragilizante dos carbonetos.

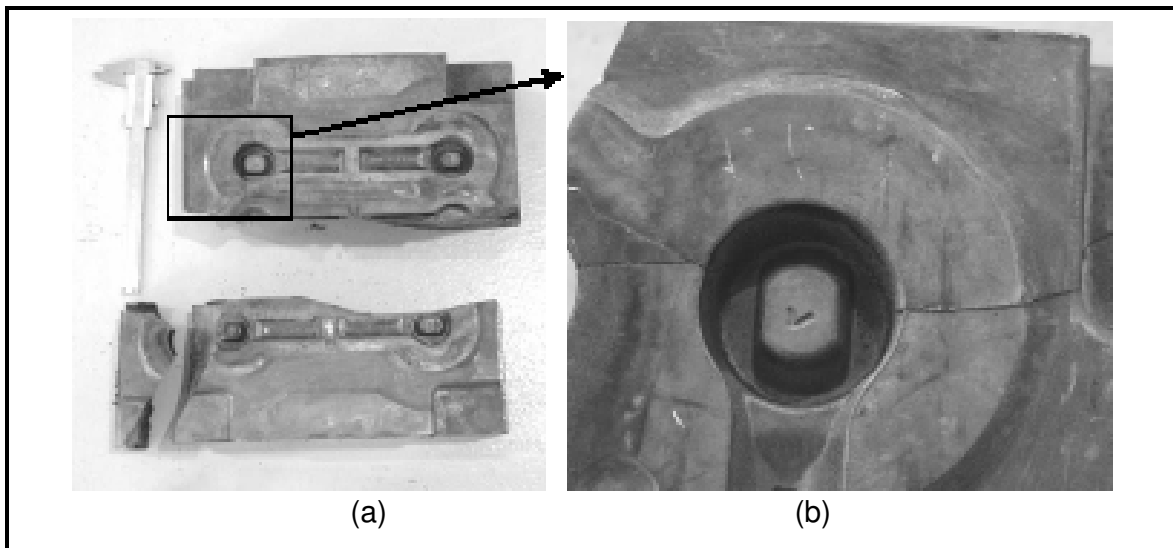


FIGURA 5 - MATRIZ DE FORJAMENTO COM FRATURA PREMATURA. EM (A) MATRIZ INTEIRA E EM (B) DETALHE DA FRATURA ((MESQUITA ET AL., 2006).

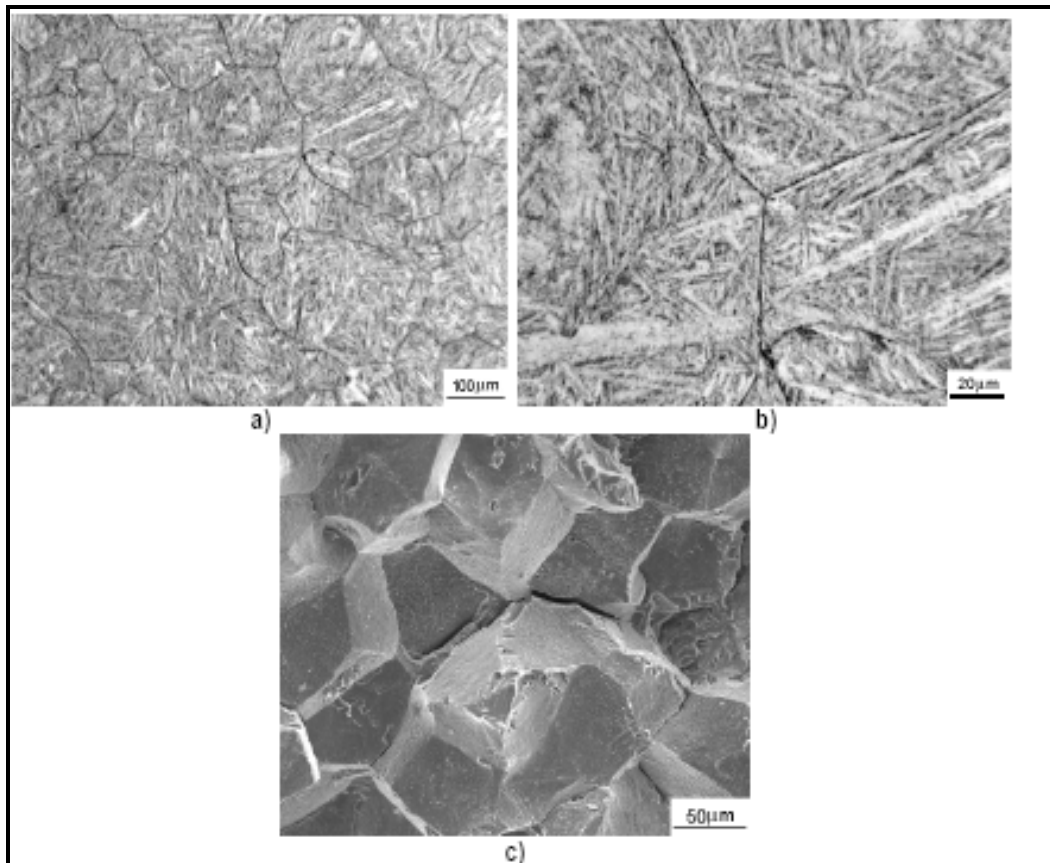


FIGURA 6 - MICROESTRUTURA DA MATRIZ FRATURADA, EM (A) OS GRÃOS AUSTENÍTICOS MARCADOS (AUMENTO 100X), EM (B) OS GRÃOS AUSTENÍTICOS COM MAIOR AUMENTO (350X) E EM (C) FRATURA DOS CORPOS DE PROVA DE IMPACTO RETIRADOS DA MATRIZ, OBTIDOS POR MEV, (AUMENTO 200X) (MESQUITA ET AL., 2006).

2.4.3 Falha Catastrófica em Ferramenta para Estampagem

A Figura 7 ilustra um processo de trinca por tensão cuja causa primordial é a concentração de tensões de têmpera nos cantos vivos (FAGUNDES et al., 2005). Na Figura 8 detalhe da trinca. Em cantos vivos não arredondados, a concentração de tensões de têmpera acarreta tensionamentos superiores ao limite de ruptura do material, o que faz com que ocorra o aparecimento de trincas nestes pontos durante o resfriamento ou até mesmo no aquecimento.

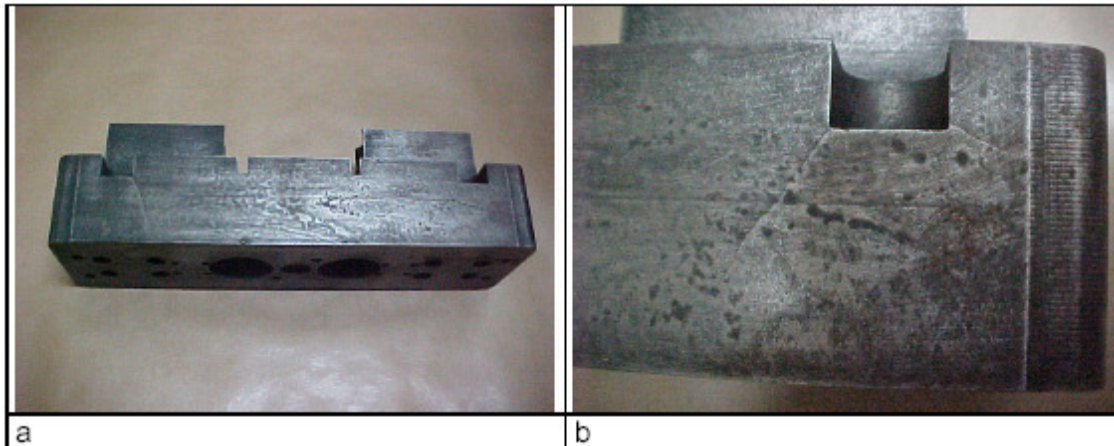


FIGURA 7 - FERRAMENTA PARA ESTAMPAGEM COM TRINCAS, EM (A) FOTO DA MATRIZ COMPLETA E EM (B) DETALHE DA TRINCA NA PEÇA (FAGUNDES ET AL., 2005).

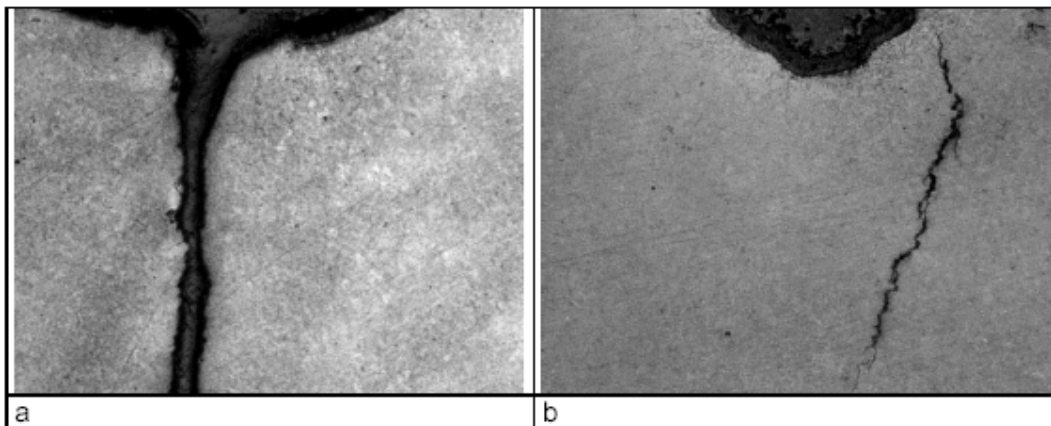


FIGURA 8 - ILUSTRAÇÃO DA TRINCA, EM (A) MICROGRAFIA DA REGIÃO DA TRINCA, EM (B) DETALHE COM AMPLIAÇÃO DE 100X (FAGUNDES ET AL., 2005).

2.4.4 Falha em Matriz para Injeção de Alumínio

Ilustrado na Figura 9 um caso de processo de trincas por fadiga térmica. A trinca (FAGUNDES et al., 2005), tem como causa a fadiga acarretada por ciclos de aquecimento/resfriamento característicos dos processos de injeção de alumínio. Valores de 60 kgf/mm^2 são apontados para tensões de tração que aparecem causadas por ciclos térmicos e ultrapassam um milímetro de profundidade. Essas tensões nucleiam trincas sub superficiais que se propagam até a superfície do molde.

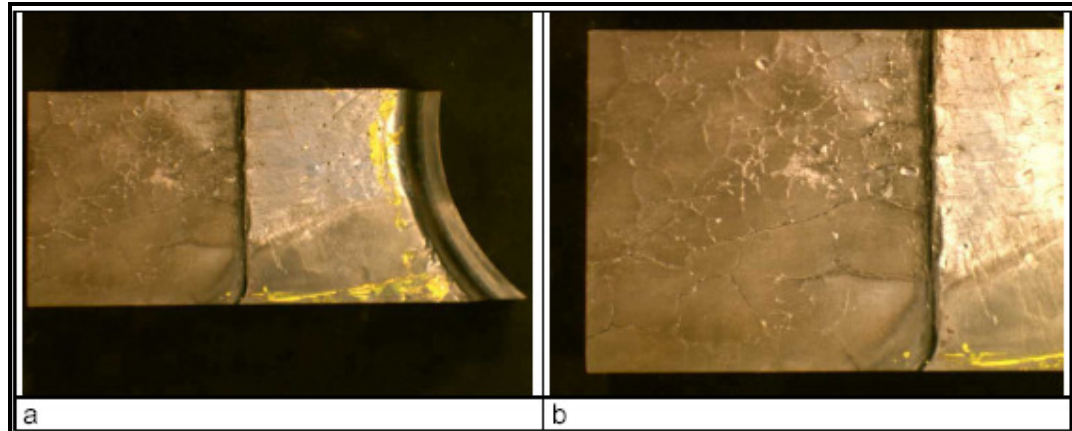


FIGURA 9- (A) FOTO DA PEÇA COM SEVERA FADIGA TÉRMICA, EM (B) DETALHE DO DEFEITO EM MACRO (FAGUNDES ET AL., 2005).

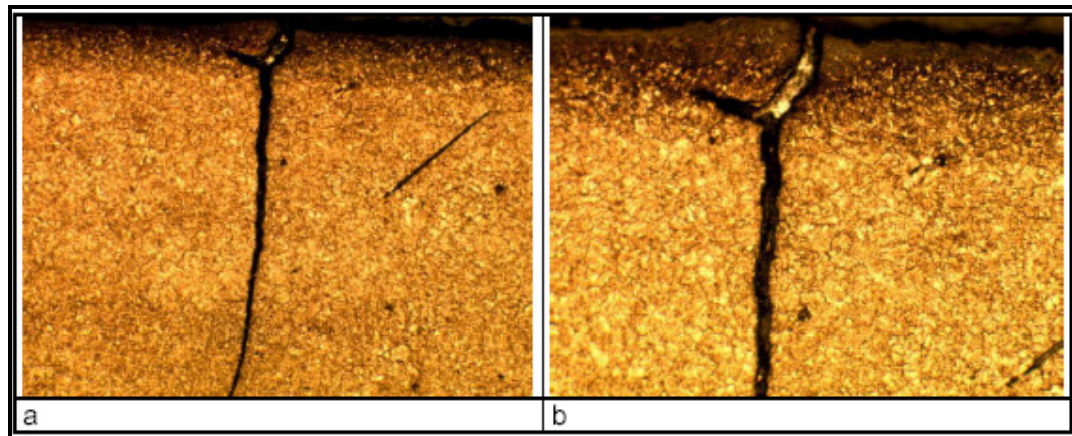


FIGURA 10 (A) TRINCA DE TENSÃO COM 1,5 MM DE PROFUNDIDADE. (AUMENTO 50X), EM (B) DETALHE DA MESMA REGIÃO. ATAQUE NITAL 2% (AUMENTO 100X) (FAGUNDES ET AL., 2005).

2.5 FADIGA TÉRMICA

A fadiga térmica, devido à constante variação de temperatura superficial na matriz, pode resultar no aparecimento de um fino arranjo de trincas, que também pode impossibilitar o uso da matriz em certos casos. Este mecanismo de falha é encontrado, mais freqüentemente, em matriz de fundição sob pressão, podendo também ocorrer em outras situações de conformação a quente. Nos casos de fadiga térmica, é fundamental que se utilize aços com maior tenacidade, a fim de se inibir a propagação de trincas e reduzir os danos causados (ROBERTS et al., 1980). A

uniformidade das propriedades do aço em todas as direções, ou seja, a isotropia é fundamental para moldes e matrizes devido à grande complexidade em torno de suas formas. As propriedades variam com a direção, principalmente devido às variações microestruturais ligadas à microsegregação que prejudicam as propriedades mecânicas da ferramenta, principalmente a tenacidade na direção transversal do material. Podem-se realizar tratamentos de homogeneização em altas temperaturas para reduzir os efeitos da microsegregação e, por consequência, aumento da isotropia. Maior tenacidade e alta isotropia também podem ser obtidas por processos de refusão como eletroescória (ESR) (ROBERTS et al., 1988, CHOUDHURY, 1990; WAHLSTER, 1975).

LI (LI et al., 1998), estudaram a fadiga térmica do aço H13, utilizando equipamentos de simulação térmica. Partindo do aço H13 austenitizado a 1050 °C, observaram que o limite de fadiga térmica aumentou de 436 °C para 476 °C, quando se alterou a temperatura de revenimento de 560 °C para 600 °C. Além disso, verificou que o aço H13 apresenta maior resistência à fadiga térmica que o aço H21.

STARLING (STARLING et al., 1997), avaliaram a influência de diferentes tipos de revestimentos duros sobre a fadiga térmica do aço H13. Partindo do aço H13 temperado e revenido com dureza 37 HRC, utilizaram revestimentos de TiN, CrN e revestimentos duplex sobre este aço, e executaram 500 ciclos de fadiga térmica com aquecimento indutivo, intercalado por resfriamento em ducha de água de forma controlada entre 750 °C e 50 °C. Constataram que os diferentes tipos de revestimentos duros podem inibir a fadiga térmica. Os melhores resultados foram obtidos com o CrN e TiN, enquanto que o revestimento duplex não acarretou bons resultados.

YOSHIDA (YOSHIDA et al., 2004) fazem uma série de recomendações para o tratamento térmico do aço H13. No tocante à fadiga térmica, recomendam o uso de revestimentos duros de nitretos – nitretação. Entretanto, o tipo de nitretação pode afetar significativamente a fadiga térmica. Uma nitretação gasosa convencional tende a formar uma rede de nitretos via contorno de grão, o que é extremamente prejudicial. Melhores resultados são obtidos com o uso de nitretação por plasma, que elimina este inconveniente.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 AÇO FERRAMENTA UTILIZADO.

O aço estudado tem designação AISI H13 e foi adquirido da empresa Aços Especiais com a designação comercial de ESKYLOS 2344 (LUCCHINI, 2005) em forma de bloco com dimensões de 50x100x305 mm sendo altura, largura e comprimento, respectivamente.

A Tabela 2 mostra a composição química deste material, analisada pelo método de emissão óptica em um espectrômetro marca Metal Analyzer, modelo ARL 3460. Comparando-se a composição deste material, com a do aço AISI H13, verifica-se que a mesma encontra-se dentro da norma.

TABELA 2 – TABELA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA ANALISADA DO AÇO AISI H13.

Elemento	C	Cr	Si	Mn	Mo	P	Ni	V
% no aço	0,39	5,00	1,10	0,40	1,21	0,011	0,25	0,85

O bloco do material utilizado foi cortado em corpos de prova com dimensões de 15x10x60 mm, que foram utilizados para realização dos tratamentos térmicos.

3.2 TESTES PRELIMINARES - TEMPERATURAS DE AUSTENITIZAÇÃO.

Foram realizados testes preliminares para definir a temperatura de austenitização, uma vez que a mesma define a quantidade de carbonetos secundários presentes na matriz. As amostras utilizadas nos pré-testes foram tratadas termicamente ao ar num forno tipo Mufla elétrico, marca Linn Elektro Therm, modelo LM 312 SO 1729. Foram utilizadas as temperaturas de austenitização de 980 °C, 1000 °C, 1020 °C, 1040 °C, 1060 °C, 1080 °C, 1100 °C e 1120 °C, por um período de tempo de 15 minutos e resfriadas em óleo (para cada valor de temperatura foi usada uma amostra). Estas amostras foram analisadas por ensaio metalográfico.

3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS REALIZADOS

Os resultados dos testes preliminares permitiram definir três temperaturas de austenitização: 1020 °C, 1060 °C e 1100 °C (a serem justificadas na discussão dos resultados). Para cada temperatura de austenitização, foram realizados revenimentos nas seguintes temperaturas 500 °C, 550 °C, 600 °C e 630 °C. Os revenimentos tiveram duração de uma hora, tendo-se variado o número de revenimentos de um a três. Todos os tratamentos térmicos foram realizados num forno tipo Mufla elétrico, marca Linn Elektro Therm, modelo LM 312 SO 1729.

Na Tabela 3 é mostrado um resumo de todos os tratamentos térmicos realizados, incluindo temperatura de austenitização, temperatura de revenimento, quantidade de revenimentos, identificação dos corpos de prova e valores obtidos de dureza e energia absorvida.

TABELA 3 - RESUMO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS REALIZADOS, IDENTIFICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA E VALORES DE DUREZA E ENERGIA ABSORVIDA.

Temperatura de austenitização	Temperatura de revenimento	Número de revenimentos	Identificação dos corpos de prova	Dureza Rockwell C (HRC)	Energia absorvida (J)
1020 °C	500 °C	1	X1	59	43
		2	X2	57	203
		3	X3	58	109
	550 °C	1	1A 1B	55	253
		2	2A 2B	55	230
		3	3A 3B	54	244
	600 °C	1	4A 4B	50	194
		2	5A 5B	46	257
		3	6A 6B	44	248
	630 °C	1	7A 7B	39	>300
		2	8A 8B	36	>300
		3	9A 9B	35	>300
1060 °C	500 °C	1	X4	59	34
		2	X5	59	49
		3	X6	60	56
	550 °C	1	10A 10B	58	209
		2	11A 11B	55	276
		3	12A 12B	55	281
	600 °C	1	13A 13B	51	207
		2	14A 14B	47	232
		3	15A 15B	47	249
	630 °C	1	16A 16B	44	>300
		2	17A 17B	40	>300
		3	18A 18B	39	>300
1100 °C	500 °C	1	X7	58	112
		2	X8	63	129
		3	X9	62	80
	550 °C	1	19A 19B	58	167
		2	20A 20B	57	203
		3	21A 21B	57	196
	600 °C	1	22A 22B	54	189
		2	23A 23B	50	219
		3	24A 24B	48	222
	630 °C	1	25A 25C	47	240
		2	26A 26B	44	213
		3	27A 27B	41	246

3.4 ENSAIOS REALIZADOS E ANÁLISES.

3.4.1 Ensaio de Impacto Segundo NADCA

Os corpos de prova 10x15x60 mm, tratados termicamente segundo a Tabela 3, foram preparados para realização de ensaio de impacto segundo NADCA (North American Die Casting Association), 1997. Para tanto, para cada condição de tratamento térmico, foram utilizados dois corpos de prova, os quais foram usinados segundo as dimensões da Figura 11, o que permitiu retirar a camada decarbonetada ocorrida durante o tratamento térmico. O ensaio de impacto segundo a NADCA é basicamente o mesmo que o ensaio Charpy, com a diferença que o corpo de prova é menor, em uma dimensão, e não possui entalhe para concentrar as tensões.

O equipamento utilizado para realização do ensaio de impacto, segundo NADCA, foi uma máquina para ensaio de impacto “Veb Werkstoffprüfmaschine Leipzig WPM”, de capacidade máxima de 300 J.

A amostra foi colocada centralizada no batente, de forma que o lado mais estreito ficou voltado para baixo, o ponteiro de indicação de carga foi zerado e o martelo liberado para o golpe. Após o golpe, o resultado de energia absorvida para efetuar a fratura do corpo de prova foi anotado, sendo repetido o processo em todos os corpos de prova tratados termicamente.

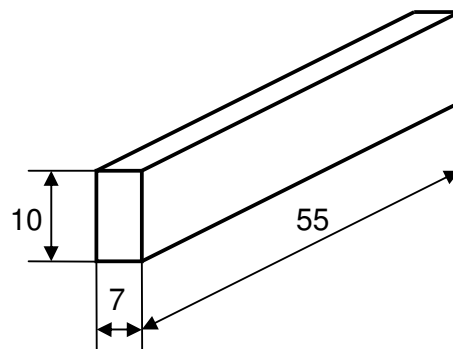


Figura 11 - Dimensões do corpo de prova para o ensaio de impacto.

3.4.2 Ensaio de Dureza

Após a realização do ensaio de impacto, os corpos de prova tiveram sua dureza determinada na escala Rockwell C (HRC). Estes ensaios foram realizados no durômetro Rockwell, marca Otto Wolpert-Werke GmbH LUDWIGENSHAFEN a. Rh e modelo: Testor HT1a.

Para cada corpo de prova foram efetuadas seis medições, três em cada parte da amostra, considerando-a dividida durante o ensaio de impacto, numa região onde não houve deformação do material.

3.4.3 Análise Metalográfica

A análise metalográfica foi realizada nos próprios corpos de prova do ensaio de impacto. Para tanto, estes corpos de prova foram cortados transversalmente com discos abrasivos (cutt-off), seguindo-se lixamento com lixas de 220, 320, 400 e 600 e polidas com alumina. Para o ataque químico utilizou-se uma solução de Nital 2%, por aproximadamente dois minutos. A análise metalográfica foi feita num microscópio ótico Olympus BMX com aumento de 1000 vezes, e fotografadas com sistema digital de captura de imagens DMC 1.0.

Os corpos de prova utilizados nos ensaios preliminares e o material no estado como recebido, também foram analisados por metalografia, utilizando-se a mesma seqüência de preparação de amostra.

3.4.4 Análise da Superfície de Fratura

A superfície de fratura, dos corpos de prova ensaiados no ensaio de impacto, foi analisada utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura – MEV-modelo XL30, visando verificar o modo predominante de fratura. Foram feitas ampliações variando de 400 a 1600 vezes com utilização de elétrons secundários para obtenção de imagens topográficas.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 TESTES PRELIMINARES

Os testes preliminares de austenitização visaram verificar como ocorre a dissolução dos carbonetos secundários em função da temperatura, e selecionar 3 temperaturas de austenitização a serem utilizadas nos tratamentos térmicos dos corpos de prova.

Como ponto de partida, podemos verificar a microestrutura do aço H13 utilizado neste trabalho no estado como recebido, mostrada na Figura 12. Neste estado, o material encontra-se recozido e apresenta uma matriz ferrítica de baixa dureza, na qual está presente uma quantidade considerável de carbonetos secundários esferoidizados (pequenas partículas de coloração cinza, espalhados por todo o material).

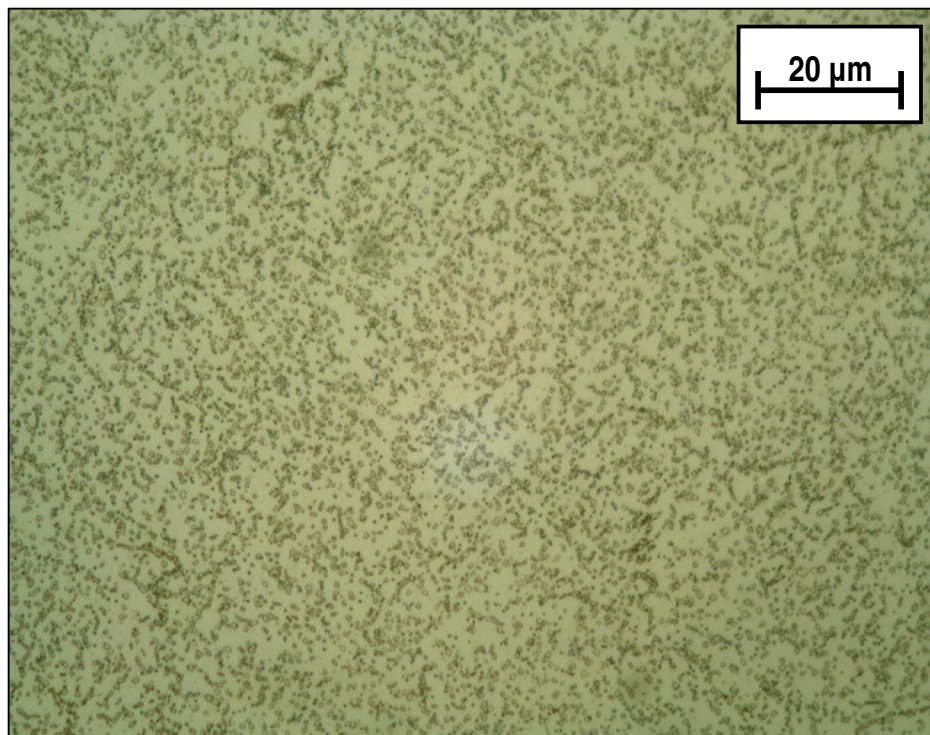


FIGURA 12 - MICROESTRUTURA DO AÇO H13 NO ESTADO COMO RECEBIDO, FOTOGRAFADO A 1000X.

O material no estado como recebido foi austenitizado por 15 minutos em temperaturas entre 980 °C até 1120 °C, com incrementos de 20 em 20 °C, seguido de têmpera em óleo. O resultado na análise metalográfica destas amostras pode ser visto nas Figuras 13 a 20.

A microestrutura da amostra do aço H13 austenitizado a 980 °C pode ser visto na Figura 13. A matriz é martensita não revenida (não ocorre escurecimento por falta de revenimento) e, comparativamente ao material no estado como recebido, nota-se claramente a dissolução da maior parte dos carbonetos secundários. Este resultado era esperado, pois, o objetivo da austenitização é dissolver o carbono na austenita para que, após a têmpera, ocorra aumento de dureza pela formação da martensita.

Com o aumento da temperatura de austenitização, o aço H13 temperado passa a apresentar frações volumétricas de carbonetos secundários menores, conforme pode ser observado nas Figuras 14 a 20. A redução na quantidade de carbonetos secundários ocorre gradativamente, até que a 1080 °C esses carbonetos desaparecem completamente - Figura 18, permanecendo nesta condição nas demais temperaturas acima de 1080 °C.

A completa dissolução dos carbonetos secundários, observados a partir de 1080 °C, promove o crescimento de grão austenítico, uma vez que não existem mais barreiras para que o contorno de grão, dos grãos maiores, passe a absorver os grãos menores. O crescimento do grão aumenta com a temperatura, sendo que a 1120 °C o tamanho de grão alcança dimensões da ordem de até 80 µm aproximadamente. Sabe-se que o crescimento dos grãos tende a fragilizar o material, devendo-se evitar esta prática. O aço H13 temperado a partir de grãos grosseiros, tende a fragilizar o material ocasionando baixa tenacidade do material, com fratura ocorrendo por mecanismos intergranulares.

A partir das análises das microestruturas resultantes dos testes preliminares, foram selecionadas três temperaturas de austenitização para realização dos tratamentos térmicos: 1020 °C, 1060 °C e 1100 °C. A escolha dessas temperaturas foi realizada utilizando-se os seguintes critérios:

- 1020 °C é uma temperatura recomendada na literatura, tanto científica (MESQUITA et al., 2006; METALS HANDBOOK Vol. 1, 2002), como por parte dos fabricantes deste material (LUCCHINI SIDERMECCANICA) e possui uma certa quantidade de carbonetos secundários após a têmpera;

- Escolheu-se uma temperatura acima de 1020 °C, 1060 °C no caso, numa condição em que a quantidade de carbonetos secundários é menor que a 1020 °C;
- Uma temperatura sem a presença de carbonetos secundários e com crescimento de grão já constatado – 1100 °C, para análise do efeito da dissolução completa dos carbonetos na matriz bem, como o efeito do crescimento de grão.

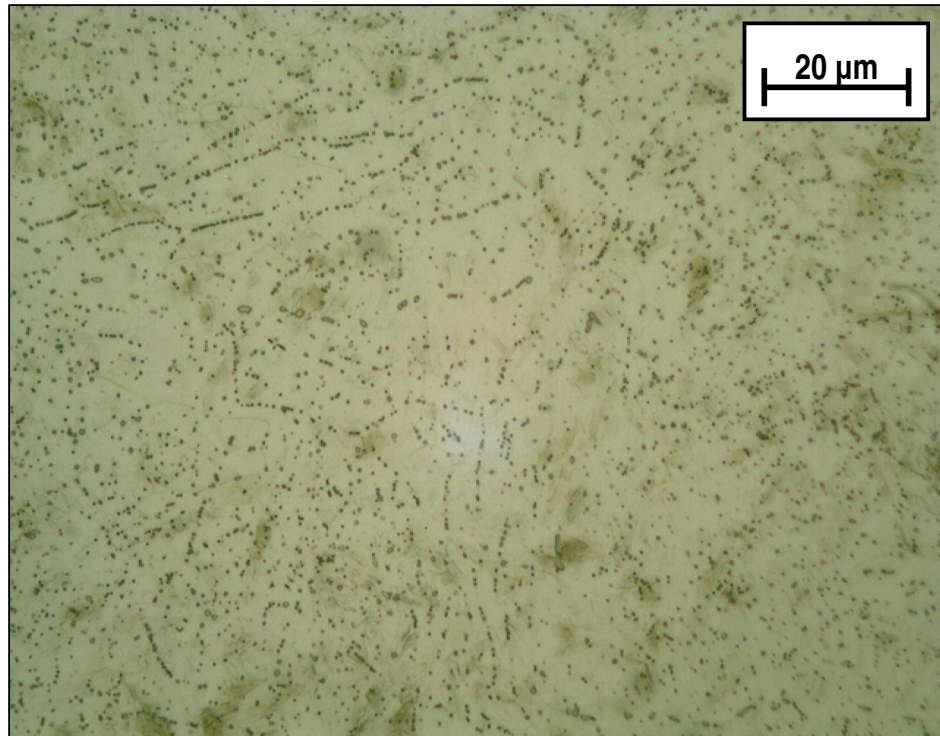


FIGURA 13 - MICROESTRUTURA DO AÇO FERRAMENTA H13 TEMPERADO APÓS AUSTENITIZAÇÃO A 980 °C.

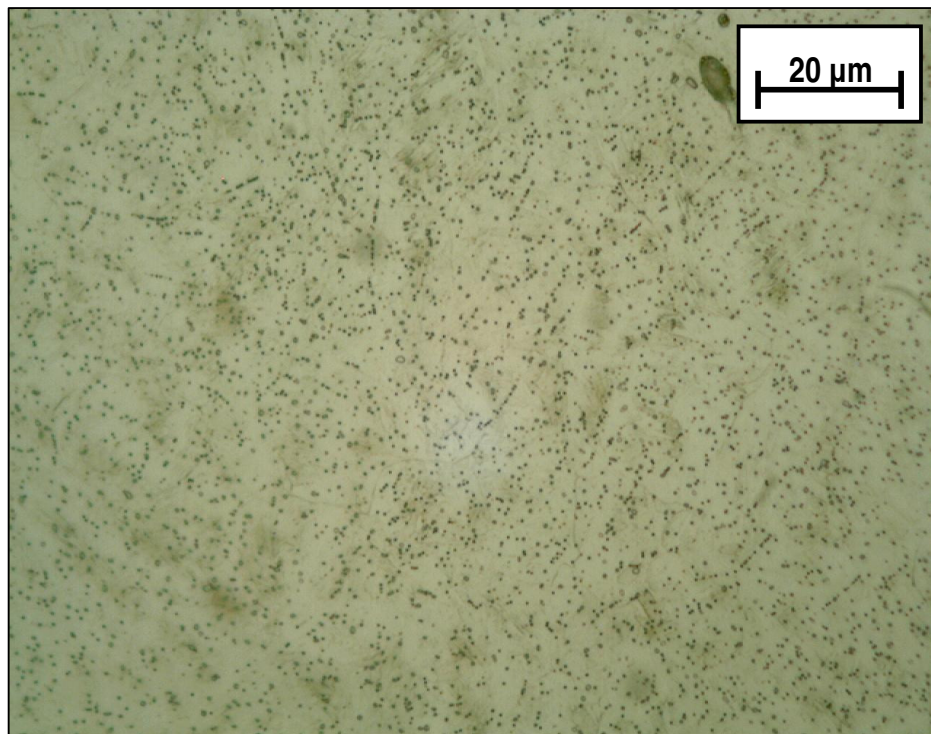


FIGURA 14 - MICROESTRUTURA DO AÇO FERRAMENTA H13 TEMPERADO APÓS AUSTENITIZAÇÃO A 1000 °C.

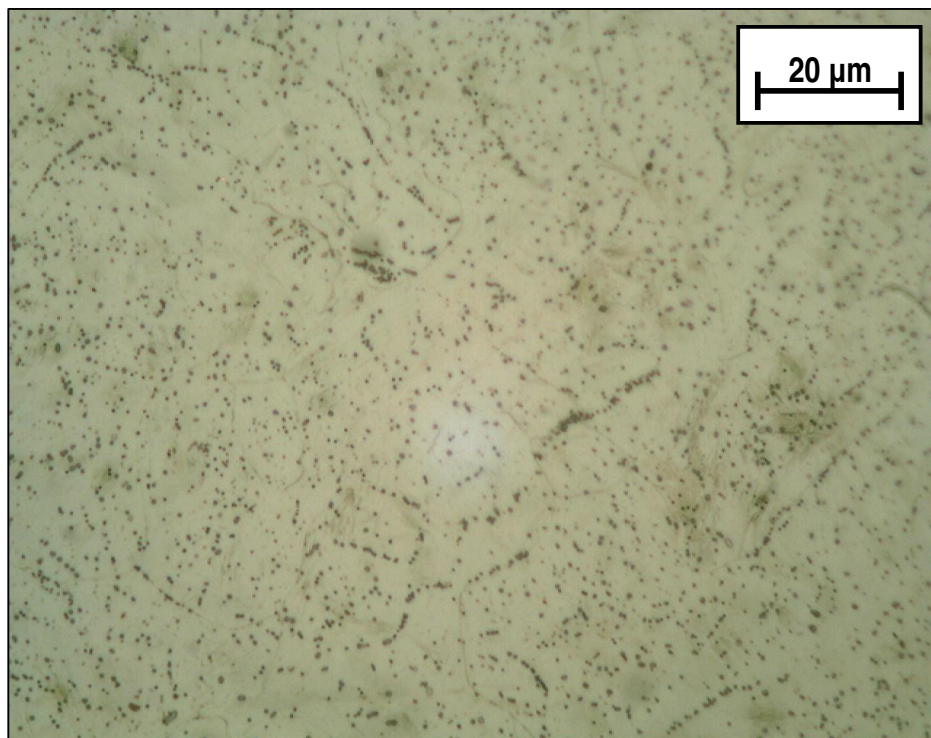


FIGURA 15 - MICROESTRUTURA DO AÇO FERRAMENTA H13 TEMPERADO APÓS AUSTENITIZAÇÃO A 1020 °C.

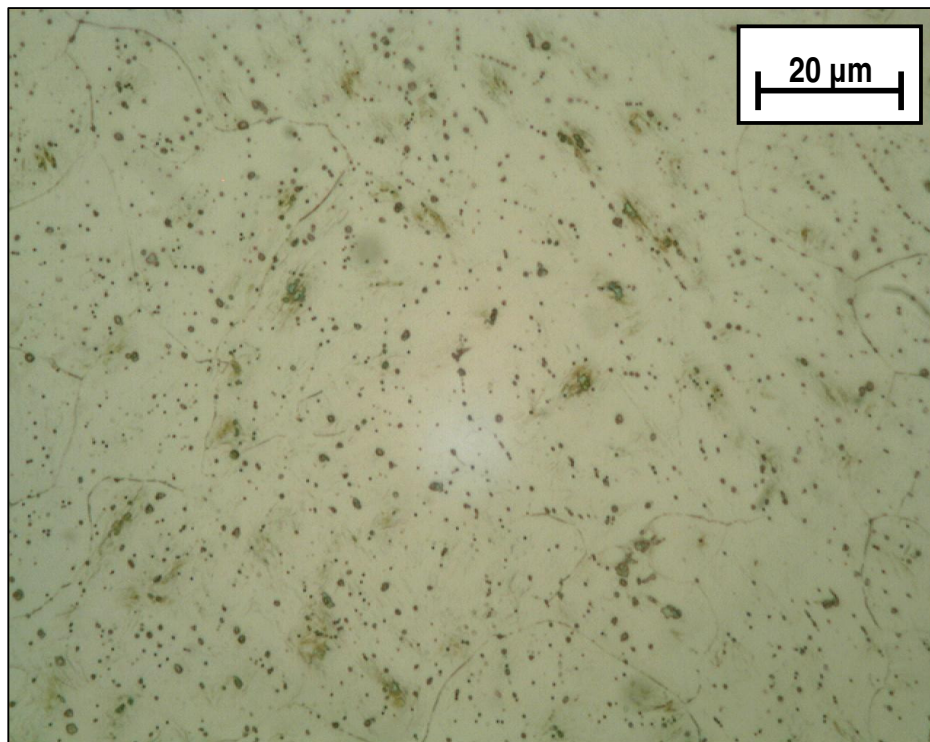


FIGURA 16 - MICROESTRUTURA DO AÇO FERRAMENTA H13 TEMPERADO APÓS AUSTENITIZAÇÃO A 1040 °C.

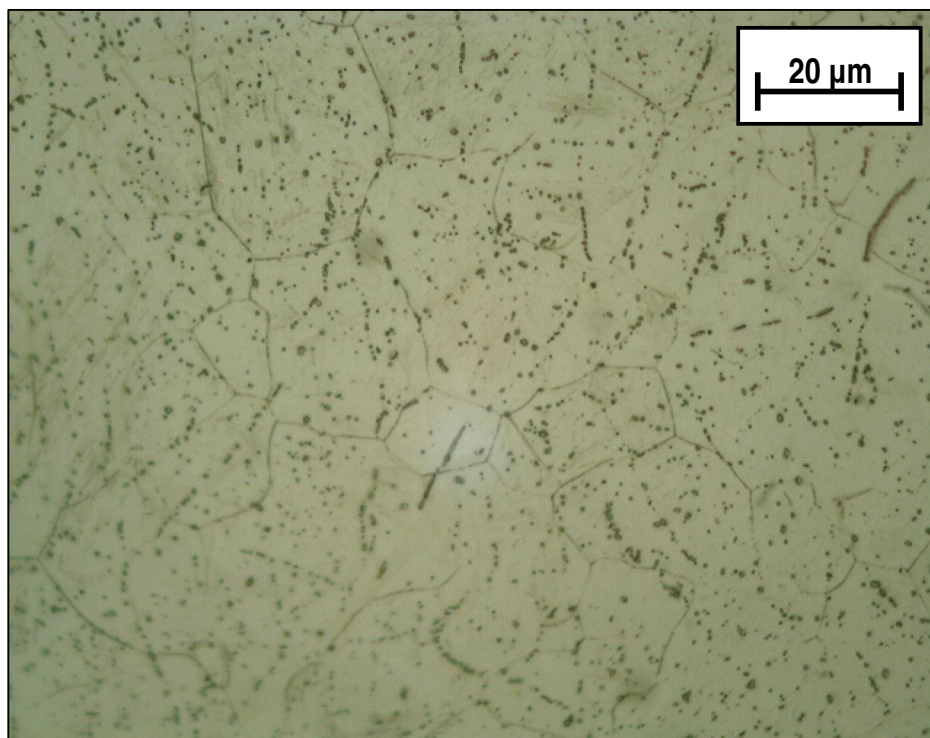


FIGURA 17 - MICROESTRUTURA DO AÇO FERRAMENTA H13 TEMPERADO APÓS AUSTENITIZAÇÃO A 1060 °C.

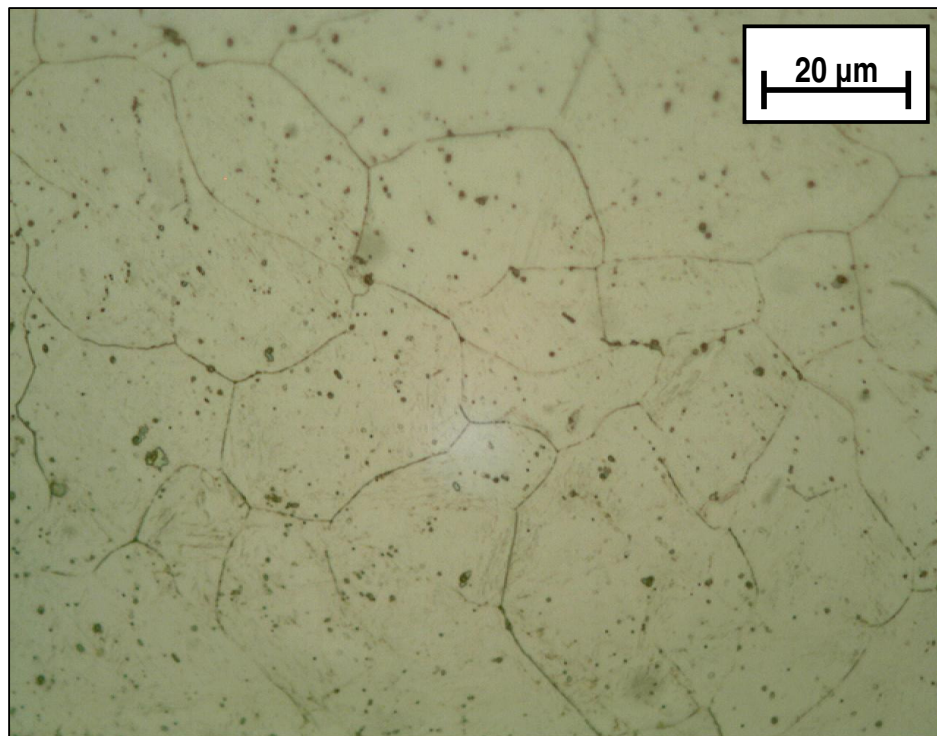


FIGURA 18 - MICROESTRUTURA DO AÇO FERRAMENTA H13 TEMPERADO APÓS AUSTENITIZAÇÃO A 1080 °C.

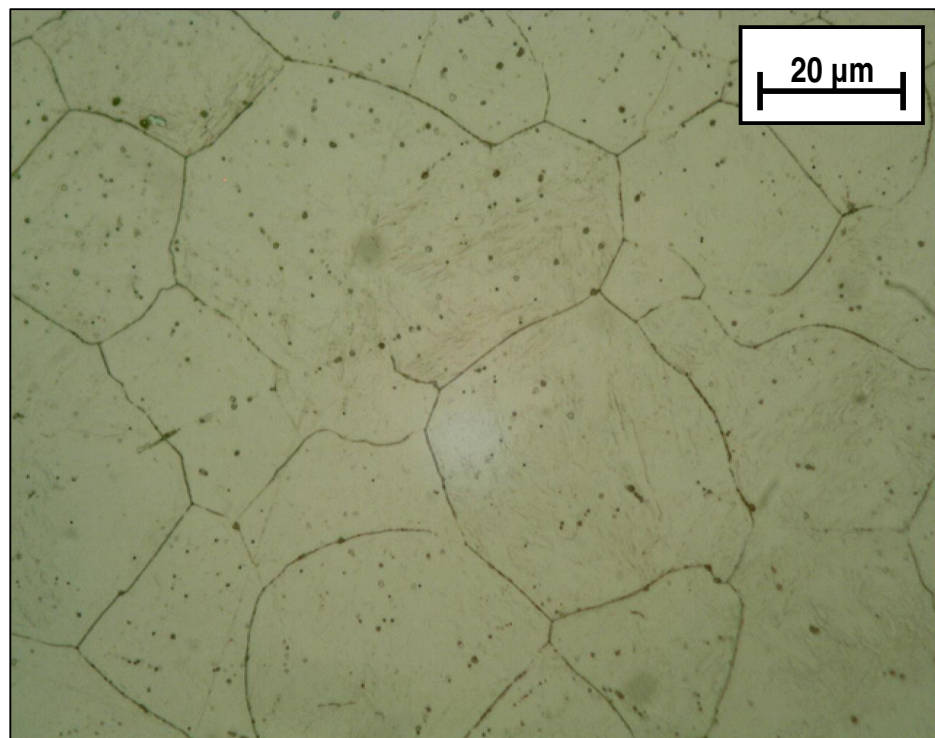


Figura 19 - Microestrutura do aço H13 temperado após austenitização a 1100 °C.

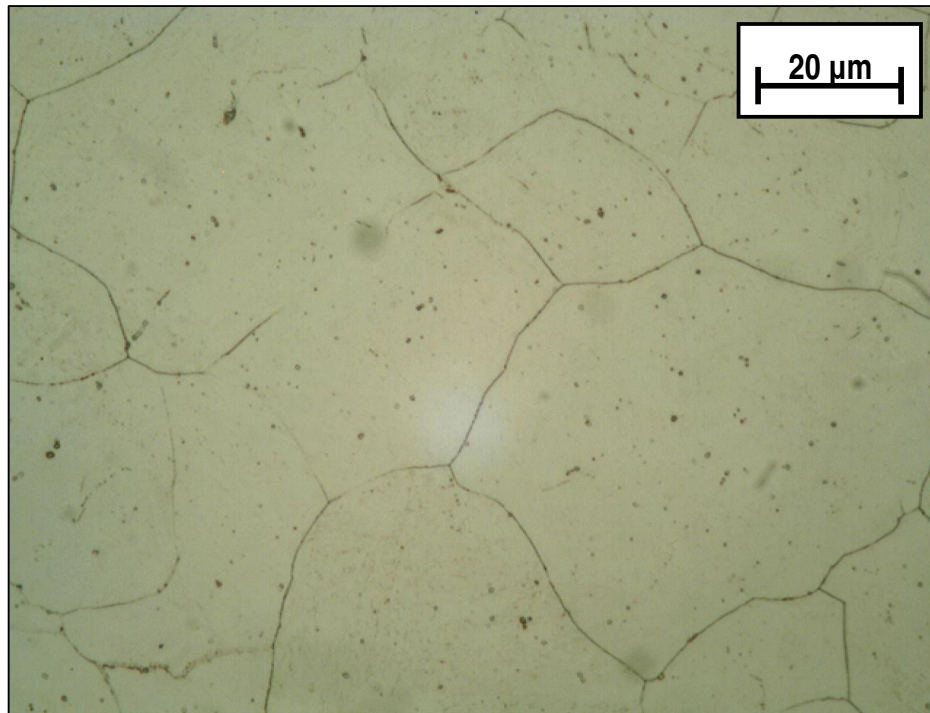


FIGURA 20 - MICROESTRUTURA DO AÇO FERRAMENTA H13 TEMPERADO APÓS AUSTENITIZAÇÃO A 1120 °C

4.2 RESULTADOS DO ENSAIO DE DUREZA (HRC)

Na Figura 21 são mostrados os resultados dos ensaios de dureza HRC, que foram realizados nos corpos de prova do ensaio de impacto segundo NADCA. Cada gráfico representa uma temperatura de revenimento, e estão indicadas as durezas para as 3 temperaturas de austenitização e o número de revenimentos.

As amostras revenidas a 500 °C foram descartadas devido aos baixos valores de energia absorvida encontrados e, portanto, não serão analisadas.

Analisando-se a influência da temperatura de austenitização, verifica-se que quanto maior esta temperatura, maior o valor de dureza resultante, para as 3 temperaturas de revenimento. Este comportamento já era esperado, uma vez que a solubilização dos carbonetos secundários ocorre com o aumento da temperatura de austenitização, conforme demonstrado nos testes preliminares. A maior solubilização dos carbonetos secundários implica em uma austenita com maior teor de carbono, o que acarreta aumento de dureza após sua têmpera.

A dureza mostrou-se ainda dependente da temperatura de revenimento. Maiores temperaturas de revenimento favorecem a precipitação de carbonetos mais grosseiros na martensita, o que reduz sua dureza. Este resultado pode ser confirmado pelas metalografias apresentadas nas Figuras 22, 23 e 24, que representam a microestrutura dos corpos de prova austenitizados a 1020 °C e revenidos a 550 °C, 600 °C e 630 °C respectivamente. A microestrutura é composta de martensita revenida e nota-se que o aumento da temperatura de revenimento ocasiona um escurecimento gradativo da microestrutura, decorrente da precipitação mais acentuada de carbonetos. A 630 °C os carbonetos mais grosseiros se tornam visíveis mais nos contornos de grão, permitindo diferenciá-los das demais temperaturas de revenimento. Corpos de prova austenitizados nas demais temperaturas (1060 °C e 1100 °C) apresentaram comportamento semelhante.

A quantidade de revenimentos também interfere no valor da dureza do corpo de prova. Com o aumento da quantidade de revenimentos, a dureza tem seu valor reduzido. Isto ocorre porque os sucessivos revenimentos tendem a coalescer os carbonetos precipitados da martensita.

Para este tipo de aço, é recomendado que sejam utilizados revenimentos múltiplos. Esta prática deve-se ao fato do 1º revenimento tender a formar martensita revenida e um pouco de martensita não revenida, decorrente da transformação da austenita retida. Os múltiplos revenimentos eliminam esta martensita, melhorando a tenacidade do material.

Um estudo realizado (NEVES et al., 2006), mostrou que a quantidade de revenimentos ocasiona modificação dos carbonetos precipitados, cuja adequada visualização é possível somente com a utilização de microscopia eletrônica de varredura. Observou que no 2º e 3º revenimentos ocorre a recuperação da ferrita, o que reduz a dureza do material. Um 4º revenimento volta a aumentar a dureza, devido ao endurecimento secundário na ferrita. Infelizmente o presente trabalho se limitou a 3 revenimentos, não tendo sido verificado a ocorrência de aumento de dureza após o novo revenimento.

A variação total da dureza ocorreu entre um máximo de 58 HRC para o material austenitizado a 1100 °C e revenido uma única vez a 550 °C, até uma dureza mínima de 35 HRC quando a austenitização foi realizada a 1020 °C, seguido de triplo revenimento a 630 °C. Diante destes resultados, fica claro que a dureza pode ser controlada facilmente, dentro de uma ampla faixa de dureza, variando-se a

temperatura de austenitização, temperatura de revenimento e o número de revenimentos.

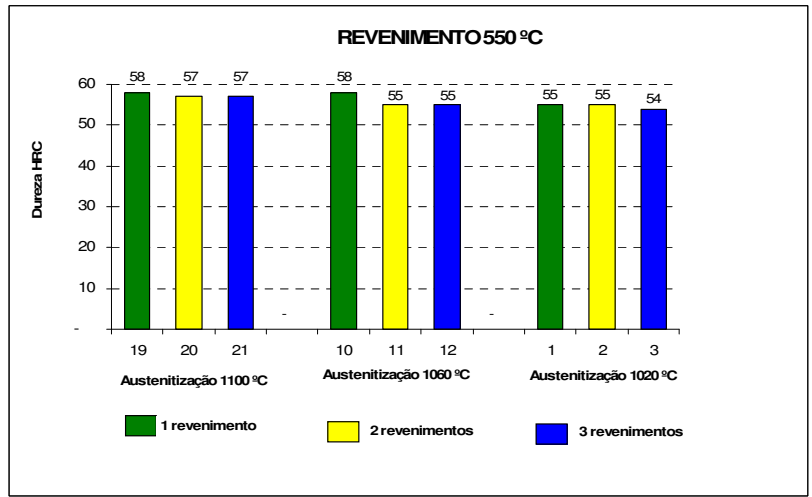


FIGURA 21 (A) – DUREZA ROCKWELL C (HRC). TEMPERATURA DE REVENIMENTO DE 550 °C.

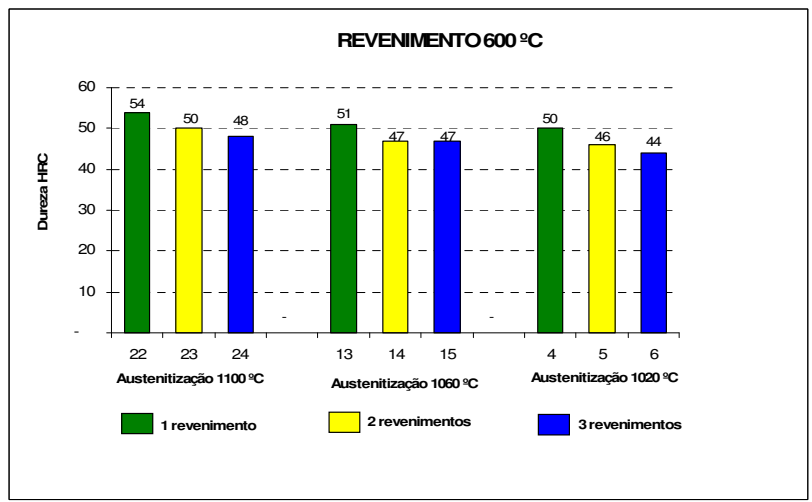


FIGURA 21 (B) – DUREZA ROCKWELL C (HRC). TEMPERATURA DE REVENIMENTO DE 600 °C.

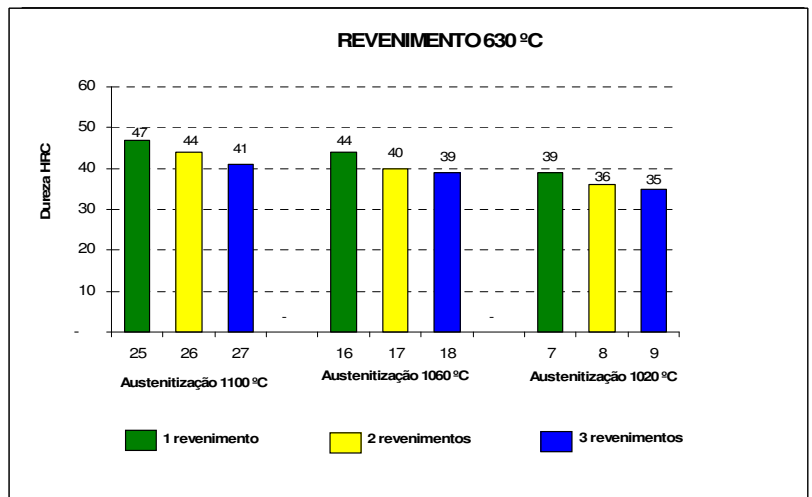


FIGURA 21 (C) – DUREZA ROCKWELL C (HRC). TEMPERATURA DE REVENIMENTO DE 630 °C.

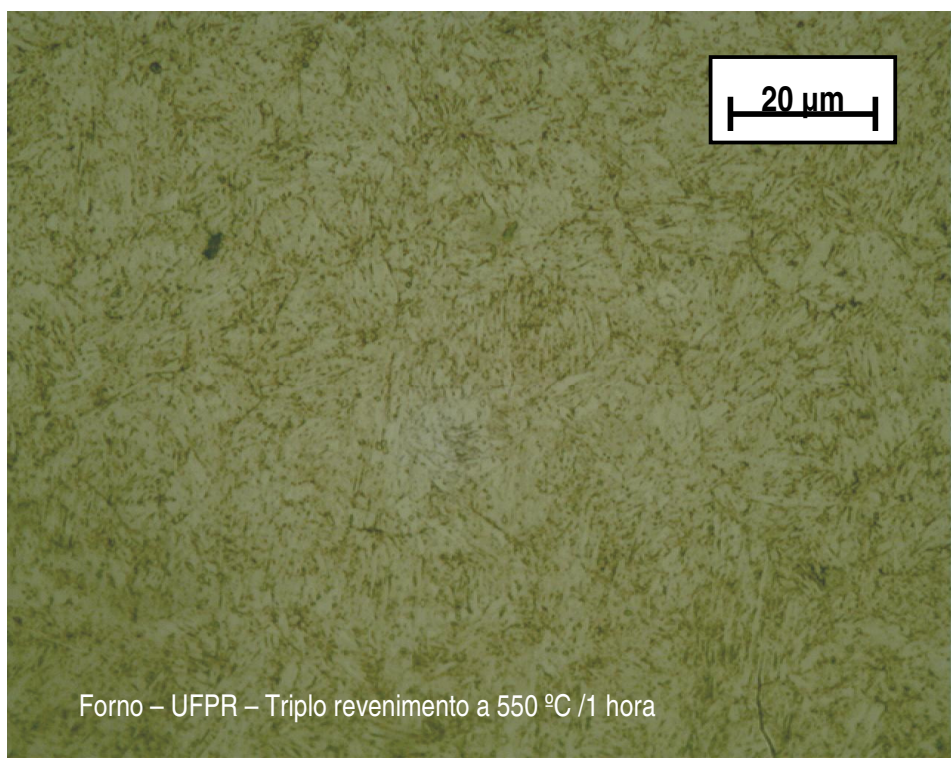


FIGURA 22 - METALOGRAFIA DE AUSTENITIZAÇÃO A 1020 °C, TRIPLO REVENIMENTO A 550 °C/1 HORA.

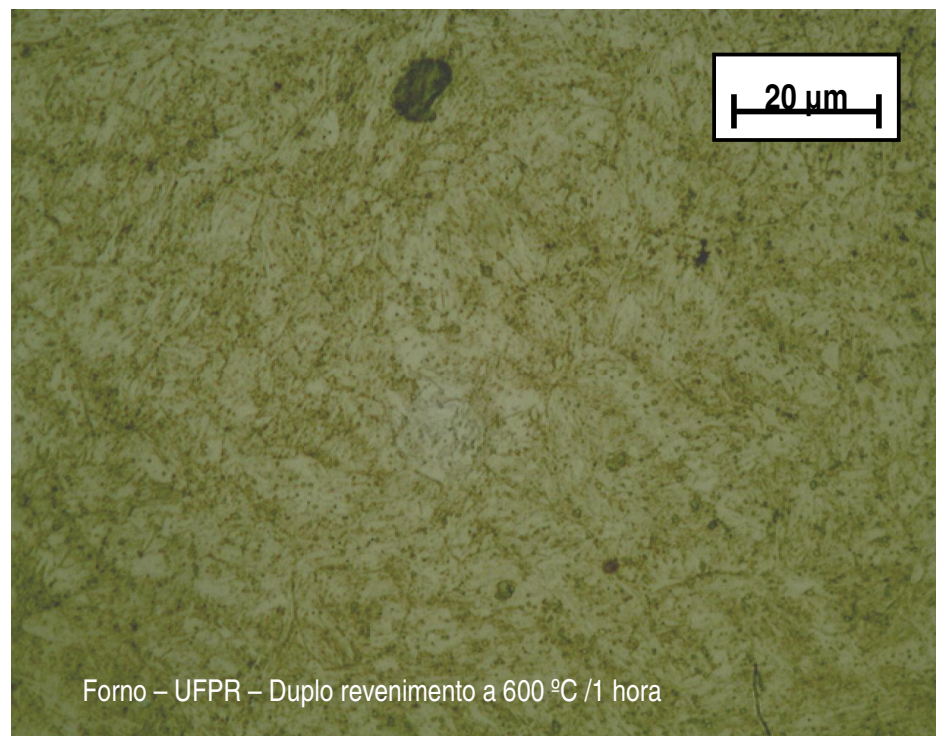


FIGURA 23 - METALOGRAFIA DE AUSTENITIZAÇÃO A 1020 °C, TRIPLO REVENIMENTO A 600 °C/1 HORA.

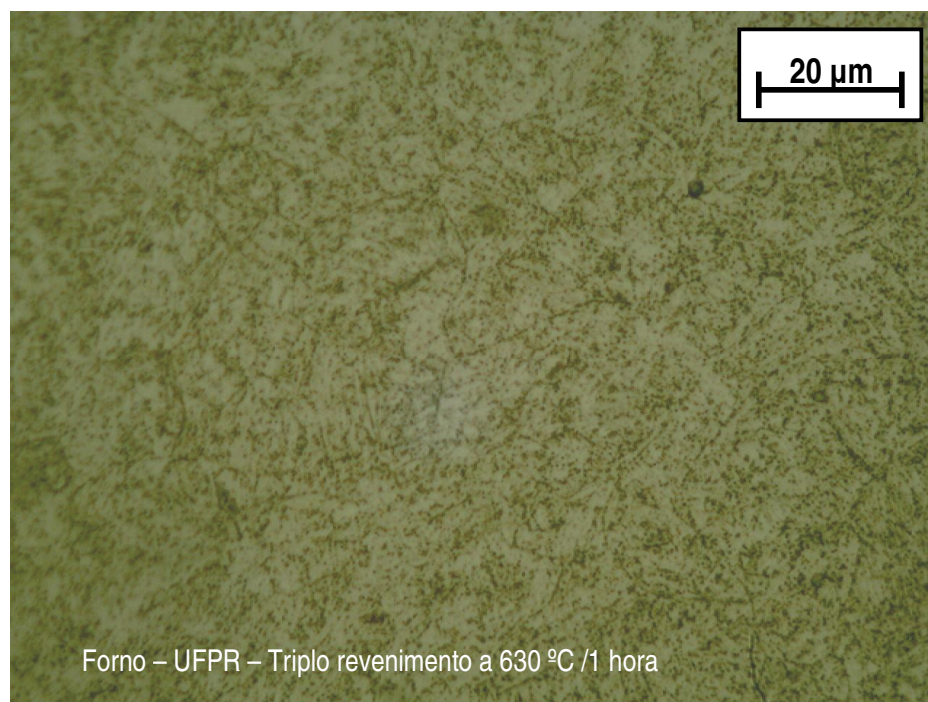


FIGURA 24 - METALOGRAFIA DE AUSTENITIZAÇÃO A 1020 °C, TRIPLO REVENIMENTO A 630 °C/1 HORA.

4.3 RESULTADO DO ENSAIO DE IMPACTO, SEGUNDO NADCA

O ensaio de impacto segundo NADCA prevê um corpo de prova sem entalhe, conforme mostrado na Figura 11. Esta configuração resulta em valores de energia absorvida muito maiores que o ensaio Charpy com entalhe em V. Segundo dados de diversos trabalhos (MESQUITA et al., 2003, YOSHIDA et al, 2004, MESQUITA et al., 2006, MESQUITA et al., 2007), o aço H13 temperado e revenido, apresenta energia absorvida no ensaio Charpy variando de 10 a 30 J. Já para o caso do ensaio de impacto segundo a NADCA, este valor sobe para acima de 100J, alcançando em alguns casos valores acima de 300J (MESQUITA et al., 2003, YOSHIDA et al, 2004, MESQUITA et al., 2006, MESQUITA et al., 2007). A ausência do entalhe promove esta diferença, pois no caso do ensaio segundo NADCA a ruptura deverá ser iniciada sem concentradores de tensões.

Os resultados dos ensaios de impactos realizados segundo NADCA são mostrados nas Figuras 25a. a 25c. O menor valor médio foi de 167 J, enquanto o máximo ficou acima de 300J. Os corpos de prova austenitizados a 1020 °C e 1060 °C e revenidos a 630 °C (Figura 25c) não sofreram ruptura no ensaio de impacto, o que resultou em valores acima de 300J que não puderam ser medidos, pois este era o limite do equipamento utilizado. Os valores obtidos estão dentro do esperado, quando comparados com outros trabalhos (MESQUITA et al., 2003).

Uma análise global mostra que os valores de energia absorvida sofrem influência tanto da temperatura de austenitização, quanto da temperatura de revenimento e do número de revenimentos.

Para avaliar a influência do número de revenimentos, podemos analisar os resultados dos corpos de prova tratados sob diferentes combinações temperatura de austenitização e revenimento, sendo 9 no total (3 temperaturas de austenitização x 3 temperaturas de revenimento). Nestas 9 combinações, em 5 casos a energia absorvida nos corpos de revenidos apenas uma vez foram menores que duplo ou triplo revenimento. Este resultado é considerado normal, uma vez que um único revenimento ocasiona a presença de martensita não revenida, decorrente da transformação da austenita retida, o que tende a fragilizar o material. Revenimentos subseqüentes revinem esta martensita, promovendo o aumento da energia absorvida no ensaio de impacto.

Em duas combinações houve casos onde um único revenimento apresentou maior energia de impacto em relação a 2 ou 3 revenimentos: a) austenitização a 1020 °C e revenimento a 550 °C; b) austenitização a 1100 °C e revenimento a 630 °C. Resultados semelhantes também foram apontados por QAMAR (QAMAR et al., 2006), que obteve altíssimos valores de impacto Charpy para aço H13 temperado a partir de 1010 °C e revenido uma única vez em temperaturas acima de 600 °C. Esta comparação se ajusta bem quando analisamos os corpos de prova revenidos a 630 °C e austenitizados a 1020 e 1060 °C.

Em relação à influência dos segundo e terceiro revenimentos, nota-se que os valores resultantes da energia absorvida para dois revenimentos, são muito aproximados aos valores para três. Não há uma regra única, que permita afirmar claramente a diferenciação entre 2 ou 3 revenimentos. Sabe-se que o número de revenimentos afeta a precipitação de carbonetos, alterando as propriedades mecânicas, entretanto somente análises metalográficas não permitem visualizar satisfatoriamente a modificação nos carbonetos precipitados (NEVES et al., 2006).

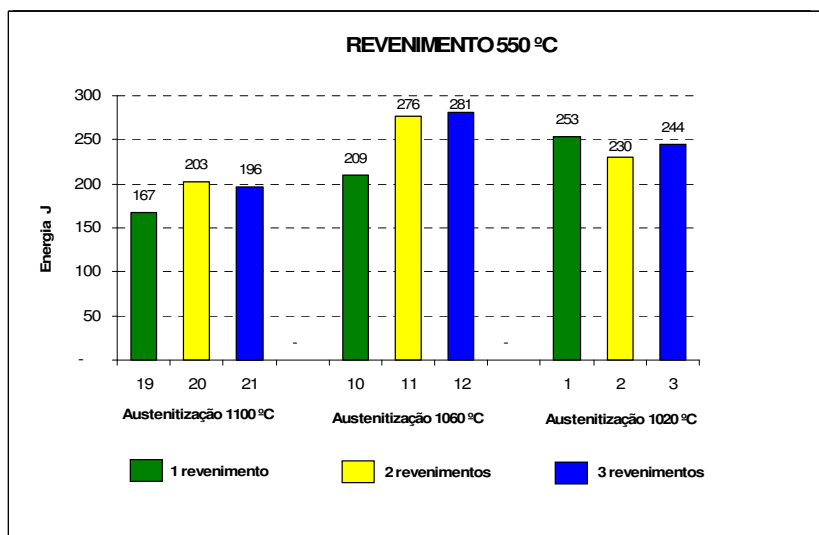


FIGURA 25 (A) – ENERGIA ABSORVIDA EM JOULES (J). TEMPERATURA DE REVENIMENTO DE 550 °C.

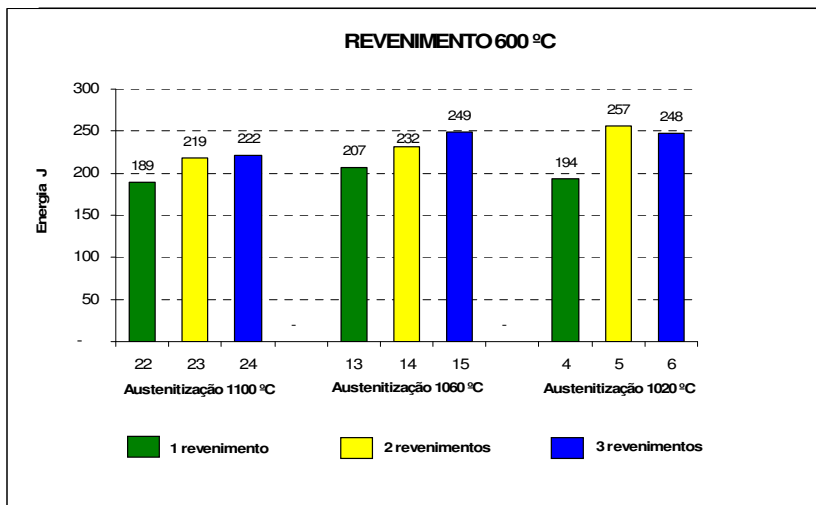


FIGURA 25 (B) – ENERGIA ABSORVIDA EM JOULES (J). TEMPERATURA DE REVENIMENTO DE 600 °C.

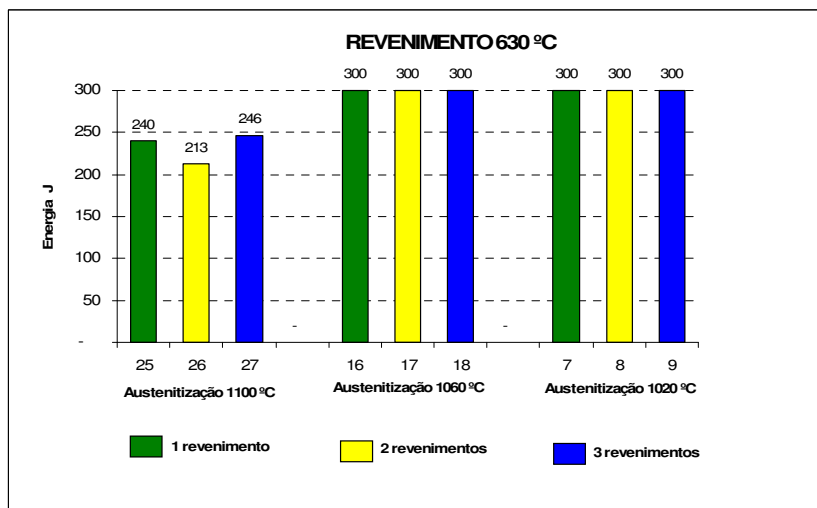


FIGURA 25 (C) – ENERGIA ABSORVIDA EM JOULES (J). TEMPERATURA DE REVENIMENTO DE 630 °C.

Para avaliar a influência da temperatura de austenitização, analisam-se os resultados para cada temperatura de revenimento. Nas 3 temperaturas de revenimento observa-se um comportamento comum: as menores energias de impacto estão associadas a temperatura de austenitização de 1100 °C. Tal resultado não é surpreendente, uma vez que os testes preliminares mostraram que a esta temperatura o grão austenítico cresce significativamente, devido à completa dissolução dos carbonetos secundários. MESQUITA (MESQUITA et al., 2006), já havia indicado que matrizes fabricadas em aço H13 temperadas e revenidas com

microestrutura de grãos grosseiros apresentam baixa tenacidade e a fratura ocorre de modo intergranular, indicando uma fragilização evidente.

Considerando apenas a temperatura de revenimento de 550 °C, nota-se que a austenitização a 1060 °C resultou em energias de impacto maiores que a 1020 °C, quando revenidos 2 ou 3 vezes. Este comportamento não se repetiu nas demais temperaturas de revenimento. A 600 °C, os valores de impacto são maiores para 1020 °C em 2 revenimentos e praticamente iguais para 3 revenimentos. A 630 °C, todos os corpos de prova austenitizados a 1020 e 1060 °C apresentaram energia de impacto acima de 300J, independente do número de revenimentos. Este resultado coincide com a redução de dureza observada nesta temperatura, devido a precipitação de carbonetos mais intensa, conforme mostrado nas Figuras 26a, 26b e 26c. Comparando-se ainda as metalografias dos corpos de prova nas 3 temperaturas de revenimento e para 1, 2 e 3 revenimentos, para austenitização a 1020 °C, conforme mostrado nas Figuras 27a, 27b e 27c, nota-se que a 600 °C, a precipitação de carbonetos se torna visível mesmo com apenas 1 revenimento (Figura 27a), o que demonstra que esta temperatura favorece esta precipitação mais grosseira.

A análise metalográfica mostrada nas Figuras 28a, 28b e 28c resultou em microestruturas muito parecidas, não sendo possível diferenciá-las substancialmente. Pode-se com certo esforço constatar uma pequena alteração com o aumento do número de revenidos, onde os carbonetos passam a ser um pouco mais visíveis. A matriz composta de martensita revenida muito refinada não traz grandes alterações para as diferentes condições de tratamento térmico.

Em relação à influência da temperatura de revenimento, fica evidente que as maiores tenacidades estão associadas ao tratamento térmico realizado a 630 °C, conforme analisado anteriormente. Analisando as temperaturas de 550 e 600 °C, nota-se que não há uma tendência clara. Para austenitização a 1060 °C, o revenimento a 550 °C forneceu maior energia de impacto que a 600 °C. Entretanto, para 1020 °C, este comportamento se inverteu.



FIGURA 26 (A) – TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO DE 1020 °C E REVENIMENTO A 630 °C (AMOSTRA COM UM REVENIMENTO).



FIGURA 26 (B) - TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO DE 1020 °C E REVENIMENTO A 630 °C (AMOSTRA COM DOIS REVENIMENTOS).

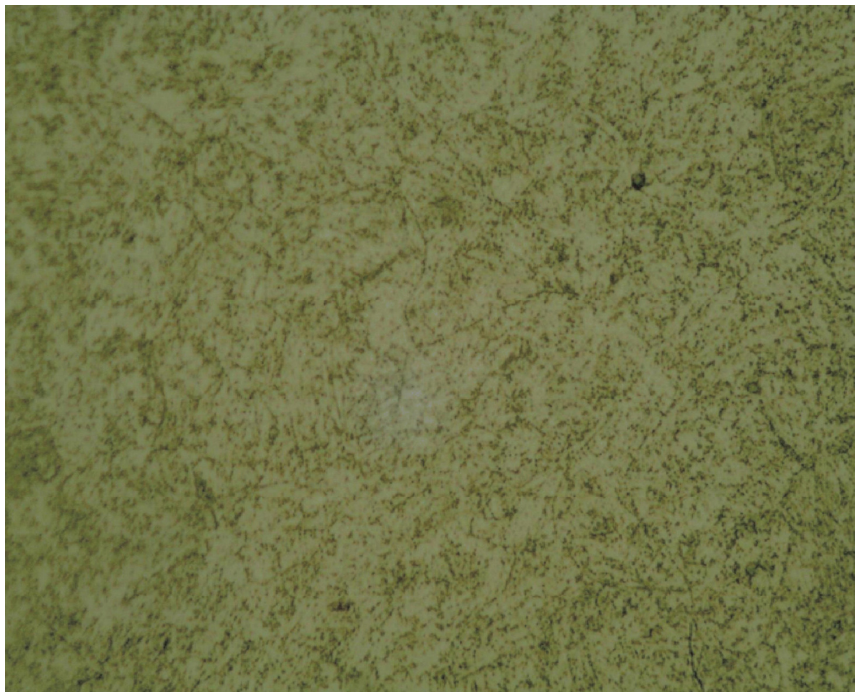


FIGURA 26 (C) - TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO DE 1020 °C E REVENIMENTO A 630 °C (AMOSTRA COM TRÊS REVENIMENTOS).

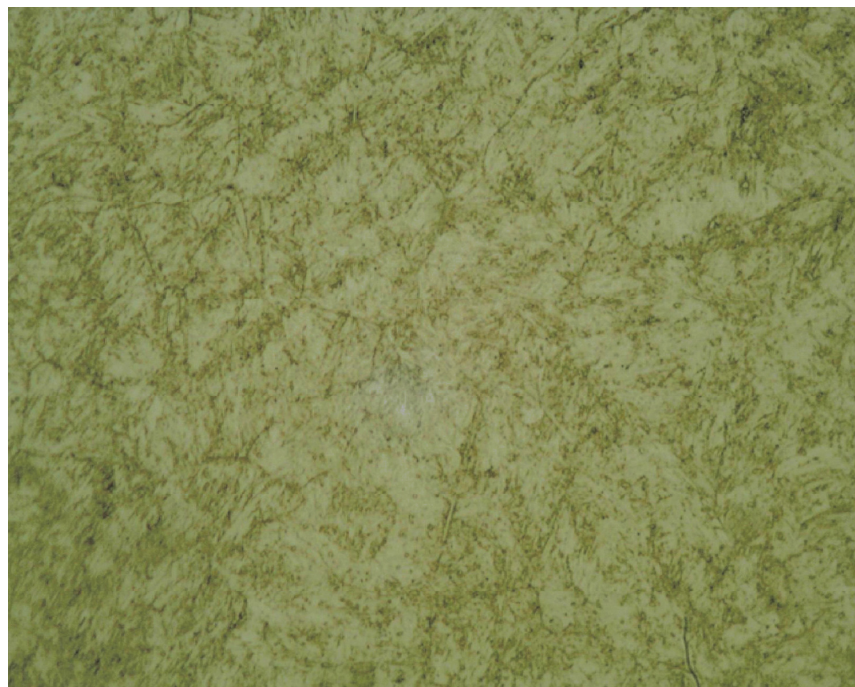


FIGURA 27 (A) - TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO DE 1020 °C E REVENIMENTO A 600 °C (AMOSTRA COM UM REVENIMENTO).

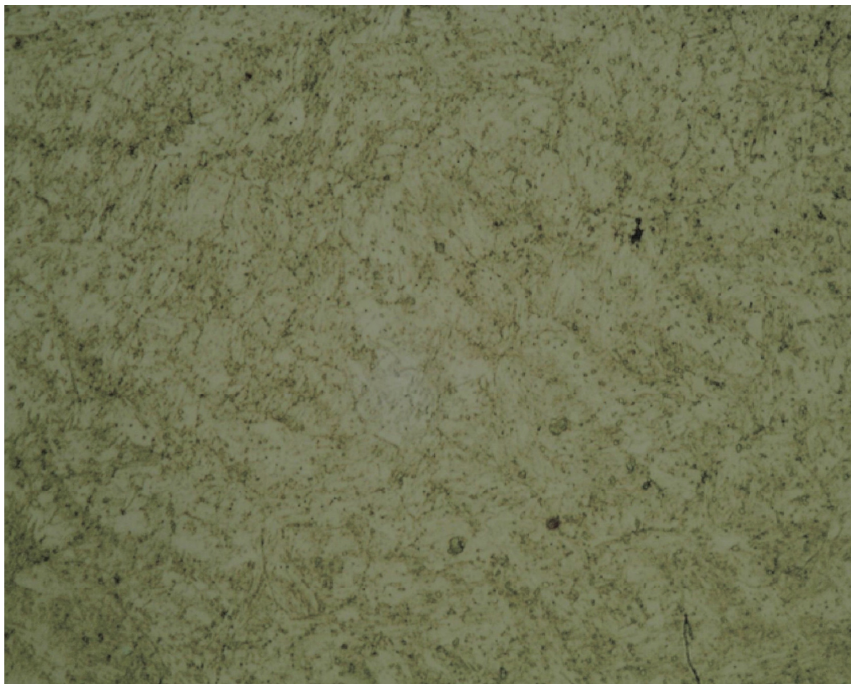


FIGURA 27 (B) - TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO DE 1020 °C E REVENIMENTO A 600 °C (AMOSTRA COM DOIS REVENIMENTOS).



FIGURA 27 (C) - TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO DE 1020 °C E REVENIMENTO A 600 °C (AMOSTRA COM TRÊS REVENIMENTOS).



FIGURA 28 (A) - TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO DE 1020 °C E REVENIMENTO A 550 °C (AMOSTRA COM UM REVENIMENTO).



FIGURA 28 (B) - TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO DE 1020 °C E REVENIMENTO A 550 °C (AMOSTRA COM DOIS REVENIMENTOS).



FIGURA 28 (C) - TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO DE 1020 °C E REVENIMENTO A 550 °C (AMOSTRA COM TRÊS REVENIMENTOS).

Uma análise global dos valores de energia de impacto traz muitas informações. Uma delas é a temperatura de 1100 °C de austenitização, que realmente reduz a tenacidade do material, devendo, portanto ser evitada nos tratamentos térmicos do aço H13. Entre as demais temperaturas de austenitização, aparentemente as duas poderiam ser utilizadas, uma vez que os valores de energia de impacto são próximos. As 3 temperaturas de revenimento podem ser utilizadas, entretanto deve ser considerado em conjunto a temperatura de austenitização. Finalmente, pode-se dizer que é recomendado a utilização de no mínimo 2 revenimentos. Apesar de em alguns casos, apenas um revenimento fornecer elevadas energia de impacto, a utilização de 2 ou mais revenimentos aumentou a energia necessária para romper os corpos de prova.

4.4 RELAÇÃO ENTRE DUREZA E ENERGIA

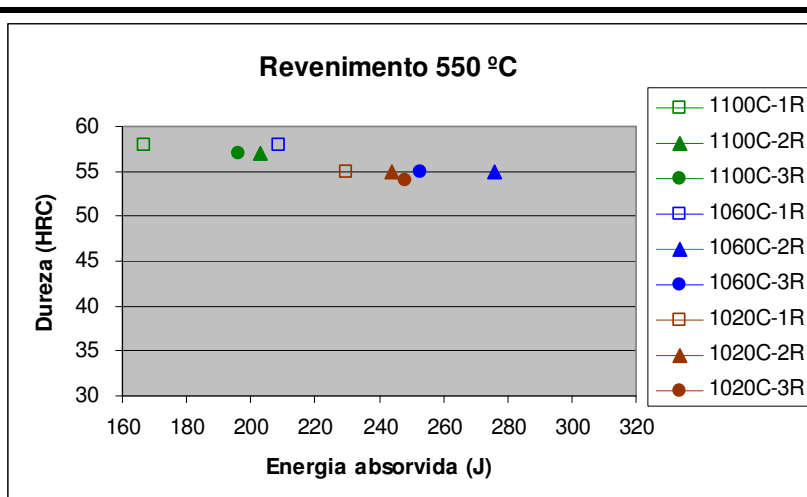
Nas aplicações industriais dos aços H13, é recomendável procurar obter uma combinação que resulte em elevada tenacidade e alta dureza. Normalmente estas propriedades são antagônicas, pois elevada dureza normalmente tende a reduzir a tenacidade do material. Deve-se, portanto, procurar analisar estas duas características simultaneamente, para verificar que tratamentos térmicos são mais adequados.

Na Figura 29 estão representados os gráficos envolvendo a dureza do material após tratamento térmico e a energia de impacto medida para cada temperatura de revenimento. Na Figura 29a, a 550 °C de temperatura de revenimento, a dureza pouco se altera, variando entre 54 a 58 HRC, entretanto, a energia de impacto varia substancialmente de 167 a 281 J. Verifica-se que apesar das durezas variarem de apenas 4 pontos na escala Rockwell C, a tenacidade pode variar significativamente. Nesta temperatura de revenimento, austenitização a 1060 °C e dois revenimentos, foi a condição que resultou em maior dureza e tenacidade.

Na Figura 29b, a 600 °C de temperatura de revenimento, a dureza varia de 54 a 44 HRC, enquanto a energia de impacto varia de 189 a 257 J. De maneira geral, a redução gradativa da dureza tende a resultar em aumento de tenacidade. Neste caso, a melhor temperatura de austenitização foi de 1020 °C.

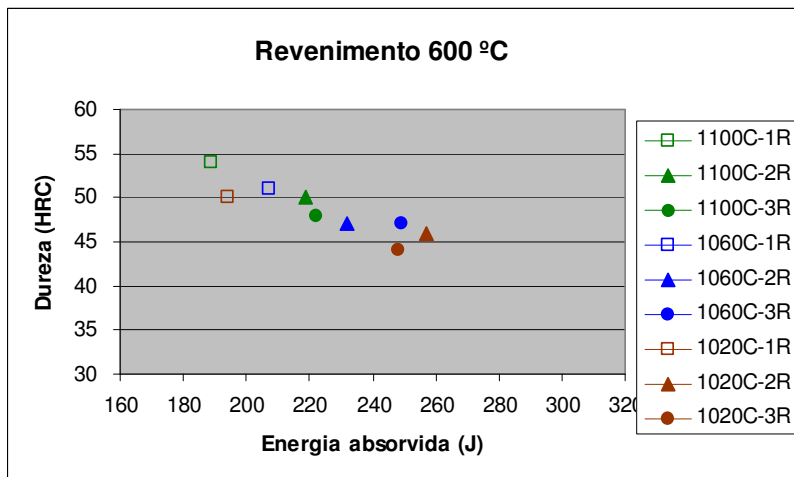
Já, na Figura 29c, a 630 °C de temperatura de revenimento, a análise é mais difícil, uma vez que os valores da energia de impacto ultrapassaram o limite do equipamento de ensaio. Com os dados considerando este limite, a austenitização a 1060 °C resultou nas maiores durezas, com os mesmos 300J de energia de impacto dos corpos de prova austenitizados a 1020 °C.

Evidencia-se ainda que as menores tenacidades estão associadas à temperatura de austenitização de 1100 °C, apesar da dureza não ser obrigatoriamente a maior em todos os casos.



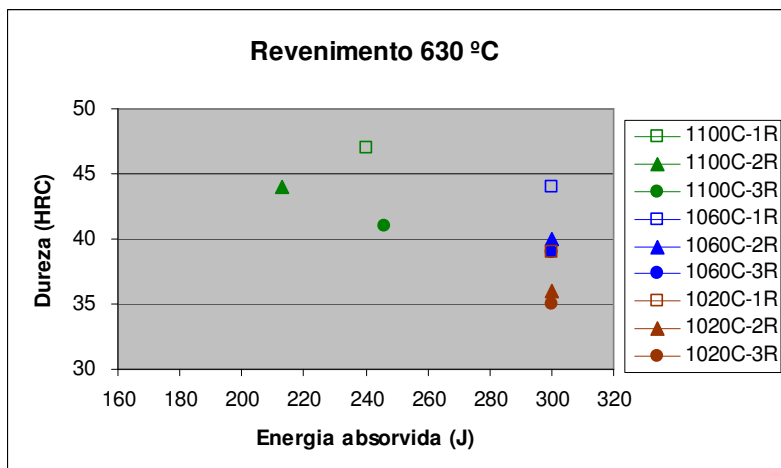
OBS:
 1R = 1 Revenimento.
 2R = 2 Revenimentos.
 3R = 3 Revenimentos.

(a) Temperatura de revenimento de 550 °C.



OBS:
 1R = 1 Revenimento.
 2R = 2 Revenimentos.
 3R = 3 Revenimentos.

(b) Temperatura de revenimento de 600 °C.



OBS:
 1R = 1 Revenimento.
 2R = 2 Revenimentos.
 3R = 3 Revenimentos.

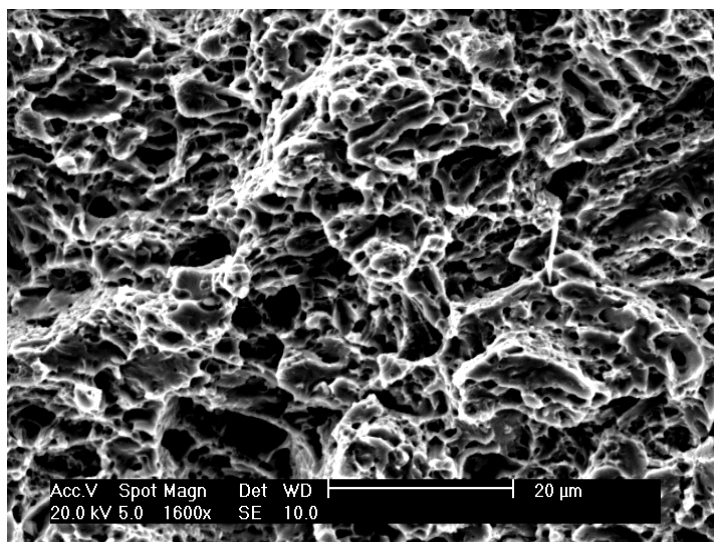
(c) Temperatura de revenimento de 630 °C.

FIGURA 29 – RELAÇÃO DA ENERGIA ABSORVIDA X DUREZA.

4.5 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DE FRATURA DOS CORPOS DE PROVA DO ENSAIO CHARPY.

Os corpos de prova Charpy (segundo NADCA), tiveram a superfície de fratura analisada com auxílio de um MEV, visando caracterizar o tipo de fratura predominante. Nas Figuras 30 a 38 estão mostradas as fotos obtidas no MEV, para 9 diferentes combinações (3 temperaturas de revenimento por 3 temperaturas de austenitização).

As Figuras 30 a 32 mostram os corpos de prova austenitizados a 1020 °C, com revenimentos de 550, 600 e 630 °C respectivamente. Na combinação 1020 °C + triplo revenimento a 550 °C, a fratura ocorreu predominantemente por coalescência de alvéolos ou de poros, conforme mostrado na Figura 30. Com o aumento da temperatura de revenimento de 550 °C para 600 °C, a fratura passa a apresentar característica mista, com presença de clivagem e presença de alvéolos – Figura 31. A 630 °C de revenimento a fratura por clivagem se acentua, mostrando que a temperatura de revenimento afeta o tipo de fratura dos corpos de prova.



Condições do corpo de prova:

Temperaturas:

- austenitização a 1020 °C.

- revenimento a 550 °C.

Quantidade de revenimentos: 3.

FIGURA 30 - CORPO DE PROVA 3A.

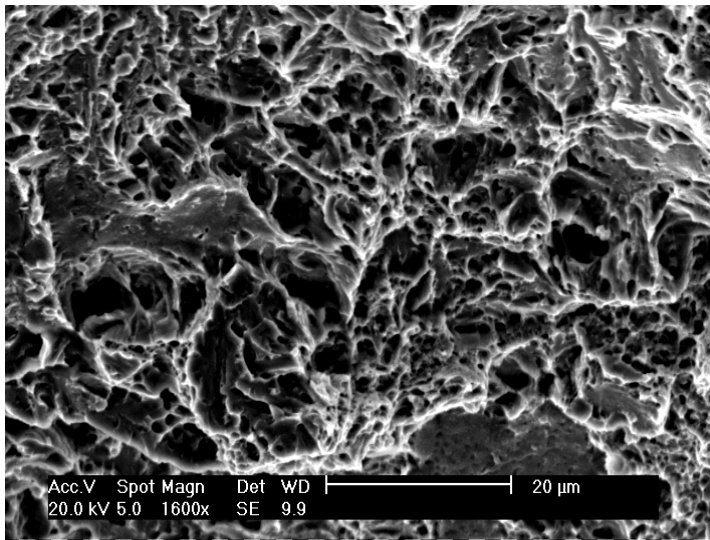


FIGURA 31 - CORPO DE PROVA 5A.

Condições do corpo de prova:

Temperaturas:

- austenitização a 1020 °C.
- revenimento a 600 °C.

Quantidade de revenimentos: 2.

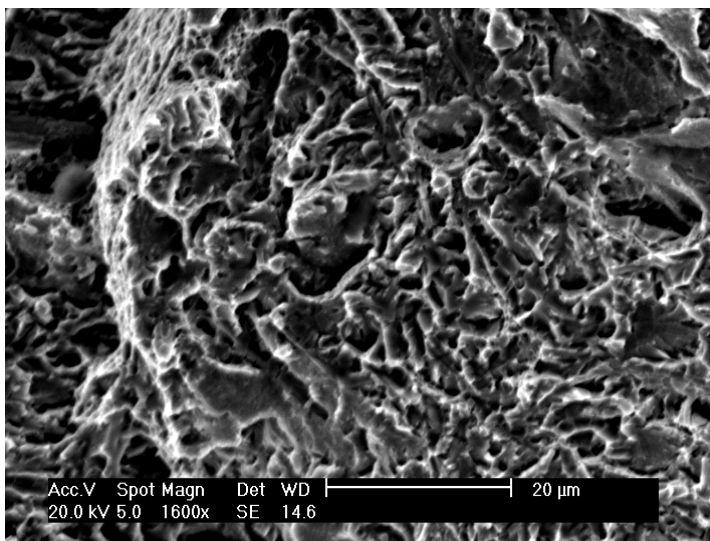


FIGURA 32 - CORPO DE PROVA 9A.

Condições do corpo de prova:

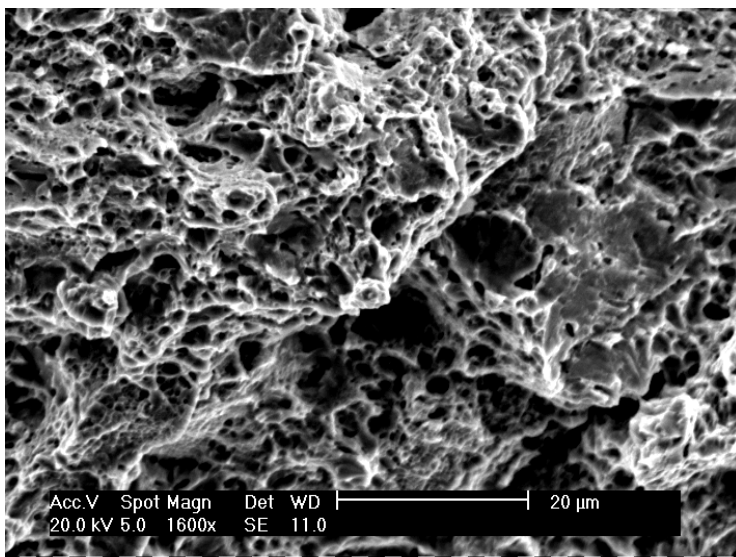
Temperaturas:

- austenitização a 1020 °C.
- revenimento a 630 °C.

Quantidade de revenimentos: 3.

As superfícies de fratura dos corpos de prova austenitizados a 1060 °C são mostradas nas Figuras 33 a 35. Para a combinação 1060 °C + triplo revenimento a 550 °C, verifica-se que a fratura é mista, com ocorrência de alvéolos e um pouco de clivagem, conforme mostrado na Figura 30. Comparando-se as Figuras 33 e 30, verifica-se que para mesma temperatura de revenimento, o aumento da temperatura de austenitização alterou a característica da fratura, que passou de alveolar para mista com o aumento de 1020 °C para 1060 °C. Na Figura 34 é mostrada a

combinação 1060 °C + triplo revenimento a 600 °C. Percebe-se que o modo de fratura que predomina é por clivagem, com poucos alvéolos de baixa profundidade. Com aumento para 630 °C – Figura 35, nota-se que a fratura passa a apresentar características de fratura intergranular, com alvéolos localizados.



Condições do corpo de prova:

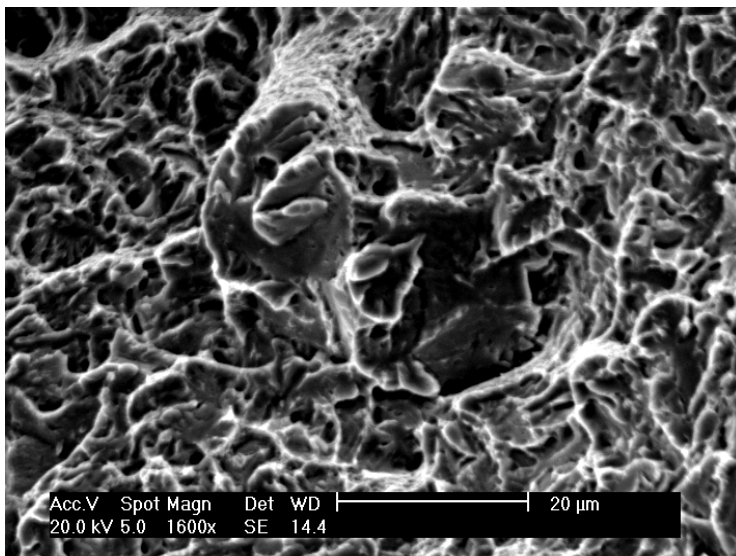
Temperaturas:

- austenitização a 1060 °C.

- revenimento a 550 °C.

Quantidade de revenimentos: 3.

FIGURA 33 - CORPO DE PROVA 12A.



Condições do corpo de prova:

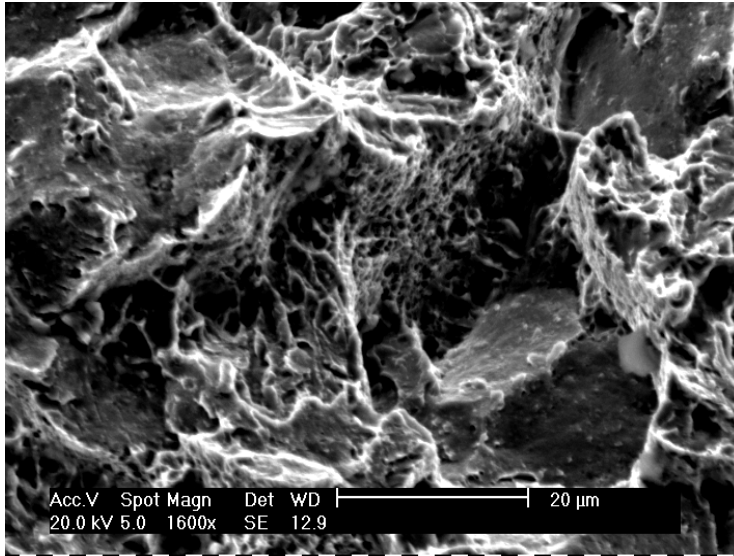
Temperaturas:

- austenitização a 1060 °C.

- revenimento a 600 °C.

Quantidade de revenimentos: 3.

FIGURA 34 - CORPO DE PROVA 15A.



Condições do corpo de prova:

Temperaturas:

- austenitização a 1060 °C.

- revenimento a 630 °C.

Quantidade de revenimentos: 3.

FIGURA 35 - CORPO DE PROVA 18B.

As Figuras 36 a 38 mostram as superfícies de fratura dos corpos de prova austenitizados a 1100 °C. Com triplo revenimento a 550 °C – Figura 36, a fratura mostra-se mista, com presença de alvéolos de baixa profundidade e clivagem, indicando baixa ductilidade do material. Com aumento da temperatura de austenitização para 600 °C – Figura 37, a fratura passa a apresentar grandes superfícies fraturadas por clivagem, com pequenos alvéolos possivelmente em regiões de contornos de grão. A 630 °C de revenimento – Figura 38, a fratura ocorre por modo misto, envolvendo fratura por clivagem, fratura intergranular e poucos alvéolos localizados (possivelmente contornos de grão).

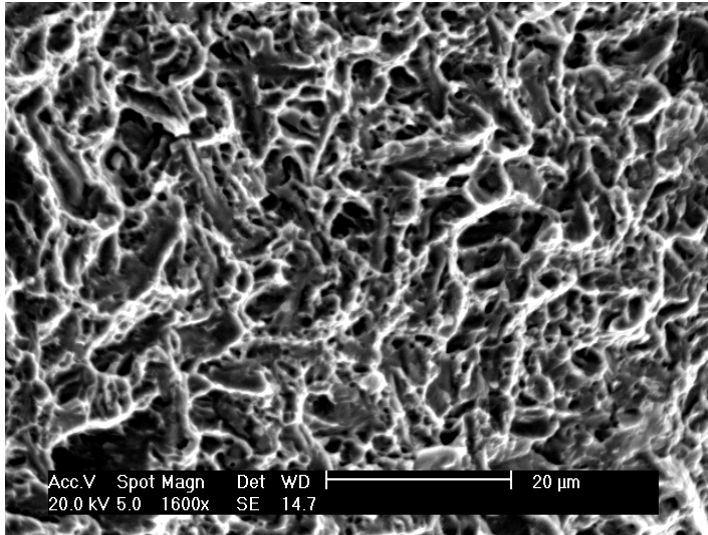


FIGURA 36 - CORPO DE PROVA 21A.

Condições do corpo de prova:

Temperaturas:

- austenitização a 1100 °C.

- revenimento a 550 °C.

Quantidade de revenimentos: 3.

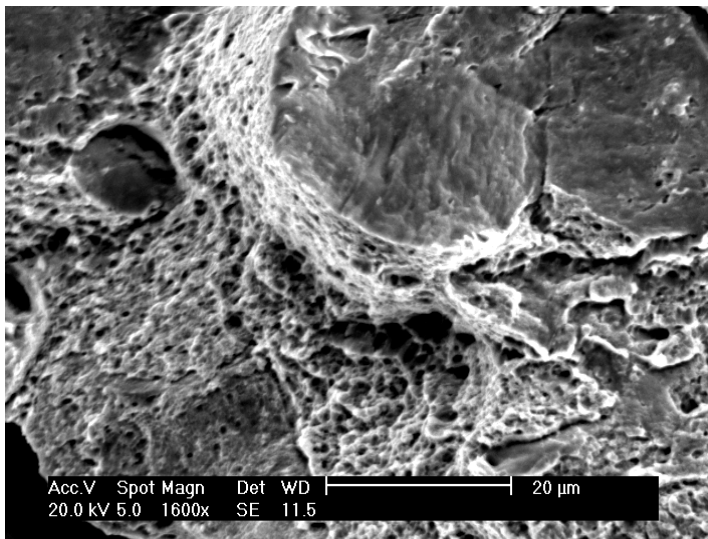


FIGURA 37 - CORPO DE PROVA 24A.

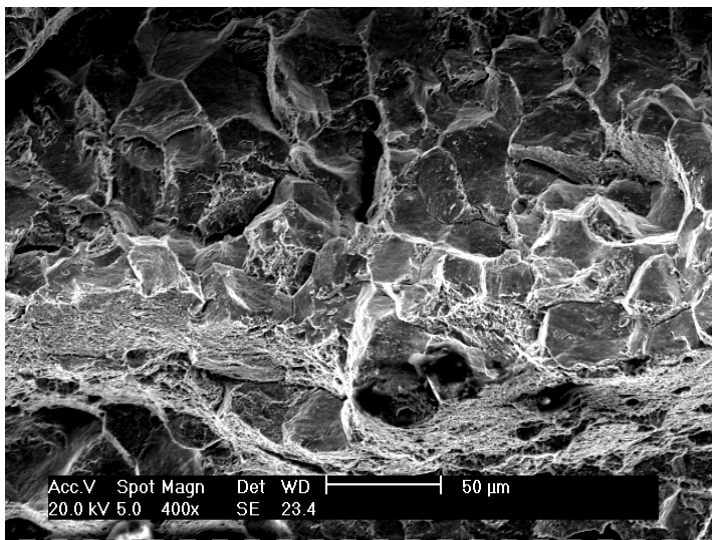
Condições do corpo de prova:

Temperaturas:

- austenitização a 1100 °C.

- revenimento a 600 °C.

Quantidade de revenimentos: 3.



Condições do corpo de prova:

Temperaturas:

- austenitização a 1100 °C.

- revenimento a 630 °C.

Quantidade de revenimentos: 3.

FIGURA 38 - CORPO DE PROVA 27A.

Analisando-se globalmente os modos de fratura dos corpos de prova, verifica-se que o aumento da temperatura de austenitização tende a alterar a fratura de alveolar para predominantemente por clivagem e intergranular. Tais resultados aceitáveis, visto que o aumento da dureza do material tende a favorecer fraturas de caráter mais frágil.

Nota-se ainda uma grande influência da temperatura de revenimento. A 550 °C as fraturas tendem a ser do tipo alveolar, mesmo com baixa profundidade. Esta característica se altera quando se aumenta a temperatura do revenimento, que ocasiona altera a predominância para fratura por clivagem e intergranular.

Dentre os tratamentos térmicos testados, a melhor temperatura de austenitização parece ser a de 1020 °C, onde em qualquer temperatura de revenimento não apresentou fraturas intergranulares ou com predominância de clivagem acentuada. Tal afirmação baseia-se na premissa de que do ponto de vista de tenacidade, a fratura alveolar é preferida em relação à clivagem ou intergranular.

5 CONCLUSÃO

A análise dos resultados dos ensaios de dureza e impacto e a avaliação do modo de fratura permitiram concluir que:

- A dureza, a energia absorvida e a tenacidade do aço ferramenta AISI H13 variaram em função dos tratamentos térmicos aplicados.
- A dureza aumentou com o aumento da temperatura de austenitização e diminuiu com o aumento da temperatura de revenimento. Também diminuiu quando aumentou-se o número de revenimentos de 1 para 3.
- A energia absorvida, no geral, foi maior para as temperaturas de austenitização mais baixas e para maiores temperaturas de revenimento. Quando aplicados dois revenimentos, também, a energia absorvida aumentou.
- Na associação entre tenacidade e dureza, observou-se que para revenimento de 550 °C, a austenitização de 1060 °C, com dois revenimentos, foi a condição com melhor resultado. Para o revenimento de 600 °C, a melhor condição resultou na austenitização de 1020 °C, enquanto que para revenimento de 630 °C, a melhor condição é a austenitização de 1060 °C cuja dureza é maior que a de 1020 °C e a energia absorvida foi superior a 300 J para ambas.
- Nos modos de fratura dos corpos de prova, verifica-se que com o aumento de temperatura de austenitização e de revenimento, a tendência é a fratura mudar de alveolar para clivagem e intergranular.

5.1 PROPOSTA DE TRABALHOS FUTUROS

1. Realizar ensaios de ciclos térmicos com temperaturas de revenimento acima de 630 °C e com outras variações de temperaturas de austenitização.
2. Realizar ensaios efetuando maior número de revenimentos e com tempos mais prolongados.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM, METALS HANDBOOK, **Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys**, vol. 1, 2002.

ASM, METALS HANDBOOK, **Heat Treating**, vol. 4, 2002.

ASM, METALS HANDBOOK, **Metallography and Microstructures**, vol. 9, 2002.

BENEDYK, J. C., MORACZ, D. J., WALLACE, J. F., “**Thermal Fatigue Behavior of Die Materials for Aluminum Die Casting**”. SDCE Internacional Die Casting Congress, 6., Detroit, Michigan, USA, 1970.

Catálogo da LUCCHINI SIDERMECCANICA do Aço ESKYLOS 2344, “**Aço Concebido para Trabalho a Quente**”, 2005.

CHOUDHURY, A., **Vacuum Metallurgy: Remelting Processes**, Capítulo 4. USA: USM International, First Edition, 1990, pp 75-161.

Erscheinungsformen von Rissen und Brüchen Metallischer Werkstoffe, Publicação da Sthein und Eisen, 1996.

FAGUNDES, A. L. da S., BARRETO, J. F. da S., ALMEIDA, N. E. B. de, JUNIOR, S. D., “**Análise de Falhas em Aços Ferramenta – Estudo de Casos**”. 3º Encontro da Cadeia de Ferramentas Moldes e Matrizes – ABM, São Paulo. 10 a 12 de agosto, 2005.

KELKAR, K. M., PATANKAR, S. V., MITCHELL, A., “**Computational Modeling of the Electroslag Remelting (ESR) Process Used for the Production of Ingots of High-Performance Alloys**”. International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting, Santa Fé, USA, 2005.

KIM, D., Kim, B., KANG, C., “Die life Estimation of Hot Forging for Surface Treatment and Lubricants”. **International Journal of Precision Engineering and Manufacturing**. Vol 5, N. 4, October, 2004.

LI, G., LI, X., WU, J., “**Study of the Thermal Fatigue Crack Initial Life of H13 and H21 Steels**” Journal of Materials Processing Technology 74, 1998, p. 23 – 26.

MESQUITA, R. A., BARBOSA, C. A., “**Novo Aço Ferramenta de Alta Resistência a Quente**”. Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, v.3, n.3, jan-mar, 2007, p63-68.

MESQUITA, R. A., BARBOSA, C. A., “**Novos Aços para Trabalho a Quente**”. Anais XXIII SENAFOR – VII Conferência Internacional de Forjamento, p.40, Porto Alegre, RS, Brasil, 16 a 17 de outubro, 2003.

MESQUITA, R. A., LEIVA, D. R., BARBOSA, C. A., “**El Efecto de las Condiciones de Tratamiento Térmico en la Microestructura y Propiedades Mecánicas de los Aceros Herramienta**”. Pt1. Maquinas e Equipos: Herramientas e Insumos Industriales, n547, Buenos Aires, Argentina, Set., 2006, p. 152-160.

NADCA Recommended Procedures for H13 Tool Steel, EUA, 1997.

NEVES, E. M., ALBANI, J., VUROBI JR, S., CINTHO, O. M., “**Caracterização Metalográfica de um Aço AISI H13 por Meio de Metalografia Convencional e Contraste por Interferência Diferencial (DIC)**”. 17º CEBCIMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 15 a 19 de novembro, Foz do Iguaçu, PR, Brasil, 2006.

QAMAR, S. Z., SHEIKH, A. K., ARIF, A. F. M., PERVEZ, T., “**Regression-based CVN-KIC Models for Hot Work Tool Steels**”. Materials Science Engineering A430, may, 2006, p. 208 – 215.

ROBERTS, G., KRAUSS, G., KENNEDY, R., “**Tool Steels.**” ASM, 5th edition, EUA, 1988, p. 30-32 e 220-250.

ROBERTS, G., KRAUSS, G., KENNEDY, R., “**Tool Steels.**” ASM, 4th edition, EUA, 1980, p. 393-395 e 563-585.

SILVA, A. L. da Costa e, MEI, P. R., “**Aços e ligas especiais**” 2ª Ed., Editora Edgard Blücher, São Paulo-SP, 2006.

SILVA, P. S. C. P. da, “**Comportamento Mecânico e Fratura de Componentes e Estruturas Metálicas**”. Apostila, 1999.

SOUZA, M. H. et al., “**Aços para Matrizes**”, Anais de Seminários – Aspectos Gerais sobre Forjamento, Porto Alegre-RS, 1992, p. 91-115.

STARLING, C. M. D., BRANCO, J. R. T., “**Thermal Fatigue of Hot Work Tool Steel with Hard Coatings**” p. Thin Solids Films 308-309, 1997, p. 436 – 442.

STEEL: **A Handbook for Materials Reserarch and Engineering**, Verein Deutscher Eisenhüttenteute, vol.2: Applications, 1993, pp.335-337.

UDDEHOLM, **Catálogos de Aços para Trabalho a Quente.**

WAHLSTER, H. M., “**The ESR Process – What is the Position Today. Iron and Steel Engineer**”, March, 1975, p. 29-34.

YOSHIDA, S., Sartori, C. H., Arruda, A. C. “**Recomendações para a seleção de aços, Tratamentos Térmicos e Tratamentos de Superfície de Ferramentas de Injeção de Alumínio**”. Brasimet Comércio e Indústria S/A, 2004.