



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

FACULDADE DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

**ANÁLISE DA USINABILIDADE DE FERROS FUNDIDOS
NODULARES AUSTEMPERADOS COMO FUNÇÃO DOS
TRATAMENTOS TÉRMICOS E MICROESTRUTURAS**

ARMINDO WERLANG FILHO
ENGENHEIRO MECÂNICO
MESTRE EM POLÍTICA SOCIAL

**TESE PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE DOUTOR EM ENGENHARIA E
TECNOLOGIA DE MATERIAIS**

Porto Alegre

Março, 2015



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

FACULDADE DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

**ANÁLISE DA USINABILIDADE DE FERROS FUNDIDOS
NODULARES AUSTEMPERADOS COMO FUNÇÃO DOS
TRATAMENTOS TÉRMICOS E MICROESTRUTURAS**

ARMINDO WERLANG FILHO
ENGENHEIRO MECÂNICO
MESTRE EM POLÍTICA SOCIAL

ORIENTADOR: PROF. DR. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS.

Tese realizada no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais (PGETEMA) da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia e Tecnologia de Materiais.

Porto Alegre

Março, 2015



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

FACULDADE DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

ANÁLISE DA USINABILIDADE DE FERROS FUNDIDOS NODULARES AUSTEMPERADOS COMO FUNÇÃO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS E MICROESTRUTURAS

CANDIDATO: ARMINDO WERLANG FILHO

Esta Tese de Doutorado foi julgada para obtenção do título de DOUTOR EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul.

DR. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS - ORIENTADOR

BANCA EXAMINADORA

DR. CÉSAR EDIL DA COSTA - DO DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA -
UDESC

DR. JOYSON LUIZ PACHECO - PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM DESIGN -
UFRGS

DRA. ELEANI MARIA DA COSTA - DO PGETEMA/FENG - PUCRS

DR. ISAAC NEWTON LIMA DA SILVA - DO PGETEMA/FENG - PUCRS

PUCRS

Campus Central

Av Ipiranga, 6681 - Prédio 30 - Sala 103 - CEP 90619-900

Telefone: (51) 3353.4059 - Fax: (51) 3320.3625

E-mail: engenharia.pg.materiais@pucrs.br

www.pucrs.br/feng

Tenha em mente que tudo que você aprende na escola é trabalho de muitas gerações. Receba essa herança, honre-a, acrescente a ela e, um dia, fielmente, deposite-a nas mãos de seus filhos.

Albert Einstein

DEDICATÓRIA

Mais uma vitória, mais um
sonho concretizado!

À minha esposa e filhos pelo
incentivo, tolerância, paciência
e compreensão.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus por estar vivo, gozando de saúde e por dar-me forças e ânimo para realização do presente trabalho.

Agradeço ao apoio crucial recebido de minha esposa Rosane e meus filhos Pablo e Paloma, que com carinho e paciência, entendendo o quanto este trabalho representa para mim, cederam-me parte do tempo que normalmente dedico à convivência familiar, para que esta obra viesse a tornar-se realidade

Ao meu pai Armindo (*in memoriam*) e minha mãe Hilda, que em sua simplicidade souberam educar-me com princípios alicerçados no cristianismo.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos, o qual acreditando na transformação da sociedade através do conhecimento tecnológico, depositou plena confiança no meu projeto, dando-me incentivo para sua efetivação.

Aos meus estimados professores do curso, cujos ensinamentos, não só esclareceram inúmeras dúvidas, mas como também contribuíram para a multiplicação de meus conhecimentos tecnológicos, contribuindo assim, para minha formação e capacitação como pesquisador.

Ao programa dos cursos de mestrado e doutorado, representado pela coordenadora Prof^a Eleani Maria da Costa pelo fato de oportunizar para a comunidade, a realização de um curso de relevância no contexto tecnológico.

Ao Instituto Federal Sul-Rio Grandense - Campus Pelotas, por oportunizar o uso dos laboratórios para a realização da pesquisa.

Aos colegas de curso, que com o passar do tempo, fermentamos a construção de amizades através do compartilhamento de um aprendizado coletivo.

Ao curso de Eletromecânica do IF Sul-Rio Grandense pela flexibilização de minha jornada de trabalho a fim de tornar possível minha participação neste curso de doutorado.

Ao amigo e colega de trabalho Gladimir Pinto da Silva, que sem medir esforços, sempre esteve disposto à contribuir com a realização dos experimentos.

A todos outros não citados aqui, que de certa maneira contribuíram de alguma forma para a realização do presente trabalho.

Muito obrigado.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	IV
AGRADECIMENTOS	V
SUMÁRIO	VII
LISTA DE FIGURAS	X
LISTA DE QUADROS	XVIII
LISTA DE SÍMBOLOS	XIX
RESUMO.....	XXI
ABSTRACT	XXII
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	4
2.1 Objetivos Específicos.....	4
3 REFERENCIAL TEÓRICO	5
3.1 Considerações Gerais sobre Ferros Fundidos	5
3.2 Ferros Fundidos Nodulares	8
3.2.1 Propriedades e Comportamento Mecânico.....	11
3.2.2 Classificação segundo ABNT.....	12
3.2.3 Tratamentos Térmicos dos Ferros Fundidos.....	14
3.2.3.1 Recozimento para Decomposição de Carbonetos.....	14
3.2.3.2 Têmpera e Revenido.....	16
3.2.3.3 Austêmpera.....	18
3.3 Usinabilidade dos Materiais.....	32
3.3.1 Fatores Metalúrgicos na Avaliação da Usinabilidade	39
3.3.2 Usinabilidade dos Ferros Fundidos Austemperados.....	41
3.4 Vida da Ferramenta.....	45

3.4.1	Efeitos dos Parâmetros de Usinagem na Vida da Ferramenta	48
3.4.2	O Desgaste da Ferramenta como Mecanismo de Avaliação da Usinabilidade	50
3.5	Forças e Potências de Usinagem	55
3.5.1	Força de Usinagem	55
3.5.2	Força de Corte	59
3.5.3	Potências de Usinagem	60
3.6	Fluido de Corte	63
4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	65
4.1	Materiais e Métodos	65
4.2	Análise Microestrutural	74
4.3	Usinagem	75
4.4	Ensaio Mecânico	81
4.4.1	Ensaio de Dureza	81
4.4.2	Ensaio de Impacto	82
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	84
5.1	Caracterização Metalográfica	84
5.1.1	Bruto de Fusão	84
5.1.2	Recozido e Sem Tratamento	85
5.1.3	Sem Recozimento Prévio, Austemperado em Etapa Única (T = 300°C, t = 30 min - melhor usinabilidade)	86
5.1.4	Previamente Recozido, Austemperado em Etapa Única (T = 300 °C, t = 30 min - pior usinabilidade)	87
5.1.5	Austemperado em Duas Etapas com Melhor Usinabilidade	88
5.1.6	Austemperado em Duas Etapas e Pior Usinabilidade	88
5.1.7	Apresentação da Grafita nos Corpos de Prova	89
5.2	Análises de Usinabilidade	90
5.2.1	Austemperados em Etapa Única ($\chi_r = 90^\circ$)	91
5.2.1.1	Estudo Comportamental da Força de Corte	92
5.2.1.2	Estudo Comportamental da Pressão Específica de Corte	96

5.2.1.3	Usinabilidade e Dureza	98
5.2.2	Austemperados em Duas Etapas.....	99
5.2.2.1	Com e Sem Fluido de Corte.....	99
5.2.2.2	Com Diferentes Ângulos de Posição.....	100
5.2.2.3	Com Modificação da Geometria da Ferramenta de Corte para Usinagem Com e Sem Fluido de Corte (T = 300 °C, t = 30 min)	101
5.2.2.4	Com Modificação da Geometria da Ferramenta de Corte para Peças que Foram e que não Foram Recozidas Préviamente (T = 300 °C, t = 30 min)	102
5.2.2.5	Estudo Comportamental da Força de Corte.....	103
5.2.2.6	Estudo Comportamental da Pressão Específica de Corte Média com Relação à Força de Corte Média e o IRM.....	105
5.3	Ensaio de Dureza	106
5.3.1	Austemperados em Etapa Única.....	106
5.3.2	Austemperados em Duas Etapas.....	116
5.3.3	Dureza dos Austemperados em Uma Etapa e Duas Etapas para os Raios de 12,0 mm e 16,5 mm.....	118
5.4	Microdureza Vickers da Ausferrita para Situações de Melhor e Pior Usinabilidade	119
5.5	Ensaio de Impacto	120
5.6	Correlações entre IRM, Tratamentos Térmicos, Propriedades Mecânicas e Microestruturas	123
6	CONCLUSÕES.....	126
7	PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS	128
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	129
9	ANEXOS.....	136

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1. Diagrama de equilíbrio ferro-carbono. Fonte: Guessser 2009.	6
Figura 3.2. Tipos de ferros fundidos. Fonte: Colpaert (2008).	9
Figura 3.3. Microestrutura do ferro fundido nodular austemperado. Matriz de ausferrita. Fonte: Guessser, 2009.	10
Figura 3.4. Propriedades mecânicas em dependência do teor de perlita. Fonte: Feiste, 2002.	12
Figura 3.5. Grafita secundária em ferro fundido nodular temperado e revenido - 1000 X.	18
Figura 3.6. Esquema do ciclo térmico para tratamento do nodular austemperado. Fonte: Guessser, 2009.	19
Figura 3.7. Microestrutura de ferro fundido austemperado consistindo de ferrita acicular numa matriz de austenita de alto carbono (ausferrita). Ampliação: 1000 X. Fonte: Guessser, 2009.	21
Figura 3.8. Austenita não transformada em função do tempo de austêmpera. Fonte: Olivera et al, 2006.	24
Figura 3.9. Curvas TTT para ferro fundido nodular. Fonte: Machado (2010).	27
Figura 3.10. Processo de austêmpera em duas etapas. Fonte: Yang, 2004.	28
Figura 3.11. Influência da temperatura de austêmpera no tamanho médio da ferrita. Fonte : Yang, 2004.	29
Figura 3.12. Influência da temperatura de austêmpera na fração de volume de austenita transformada. Fonte: Yang, 2004.	30
Figura 3.13. Perda de peso por abrasão em função da temperatura de austêmpera. Fonte: Yang, 2005.	31
Figura 3.14. Esquema de equipamentos utilizados nos testes de usinabilidade pelo método de pressão constante para furação (a) e torneamento (b) e (c).	34

- Figura 3.15. Resultados de usinabilidade de ferros fundidos nodular (FE) e maleáveis pretos (FMP). Fonte: Guessser, 2009. 35
- Figura 3.16. Características de deformação de ferro fundido nodular ferrítico durante a usinagem. Deformação da matriz e nódulos alongados. a) Região da raiz do cavaco. b) Seção distante da ferramenta de corte. Fonte: Guessser, 2009. 36
- Figura 3.17. Variação da força de corte no torneamento de ferros nodulares (ferrítico, perlítico, austemperado, norma EN) e aço temperado e revenido. Fonte: Guessser, 2009. 37
- Figura 3.18. Comparação entre os processos de formação de cavaco em aço e em ferro fundido. Estão indicadas as forças de corte em função do tempo. Fonte: Guessser, 2009. 38
- Figura 3.19. Usinabilidade relativa de ferros fundidos nodulares e aços. Fonte: Guessser, 2009. 39
- Figura 3.20. Representação do desgaste da ferramenta. Fonte: FEPI - Universitas. 40
- Figura 3.21. Variação da dureza em função da temperatura para ferros fundidos austemperados. 43
- Figura 3.22. Qualidade superficial de acordo com a distância de corte. Fonte: Cakir et al, 2008. 44
- Figura 3.23. Comparação da vida da ferramenta para 355 RPM. Fonte: Cakir et al, 2008. 46
- Figura 3.24. Vida da ferramenta em função da velocidade de corte (grupo E). Fonte: Cakir et al, 2008. 47
- Figura 3.25. Vida da ferramenta em função da velocidade de corte (grupo F).Fonte: Cakir et al, 2008. 47
- Figura 3.26. Influência da profundidade de corte na vida da ferramenta. Fonte: Stoeterau, 2007. 49
- Figura 3.27. Influência da velocidade de corte na vida da ferramenta. Fonte: Stoeterau, 2007. 50
- Figura 3.28. Ensaios de desgaste da ferramenta em função da velocidade de corte e comprimento de corte. Fonte: Stoeterau, 2007. 53

Figura 3.29. Ensaio de desgaste da ferramenta em função da velocidade de corte e comprimento de corte. Fonte: Stoeterau, 2007.	53
Figura 3.30. Critério de força. Aplicação da equação de Kienzle. Fonte: Stoeterau, 2007.	54
Figura 3.31. Dependência entre a rugosidade média Ra e o tempo de corte. Fonte: Stoeterau, 2007.	55
Figura 3.32. Força de usinagem e suas componentes para torneamento. Fonte: Ferraresi, 2011.	56
Figura 3.33. Representação da força de usinagem e suas componentes no Círculo de Merchant. Fonte: Ferraresi, 2011.	57
Figura 4.1. Fluxograma representativo das etapas do procedimento experimental.	66
Figura 4.2. Peça no estado bruto de fusão (a), usinada para retirada da camada de óxido superficial (b), após os três primeiros passes (c) e após passe final para teste de impacto (d).	67
Figura 4.3. Interior do forno com as peças a serem recozidas.	69
Figura 4.4. Representações esquemáticas dos ciclos térmicos durante os processos de austêmpera em única etapa.	70
Figura 4.5. Fluxograma da preparação dos corpos de prova para usinagem (com austêmpera em fase única).	71
Figura 4.6. Processo de austêmpera em duas etapas.	72
Figura 4.7. Fluxograma da preparação das amostras para usinagem (com austêmpera em duas etapas).	73
Figura 4.8. Torno mecânico universal.	75
Figura 4.9. Porta ferramenta com inserto (a). Ferramenta de corte em operação de usinagem utilizando ângulo de posição de 90° (b) e 60° (c).	76
Figura 4.10. Adaptação inserida e tara do torno mecânico universal.	77
Figura 4.11. Tomada da tensão, correntes e potência ativa através de um analisador de forças.	79

Figura 4.12. Representação esquemática da realização do ensaio IZOD.	82
Figura 4.13. Máquina utilizada para medição da resistência ao impacto.	83
Figura 5.1. Corpo de prova br. de fusão, com ataque químico. Ampliação de 200 X (a) e 1000 X (b).	84
Figura 5.2. Corpo de prova bruto de fusão, sem ataque químico. Ampliação de 50 X (a), 100 X (b) e 200 X (c).	85
Figura 5.3. Microestrutura do corpo de prova somente recozido. Ampliação de 200x (a) e 1000x (b).	85
Figura 5.4. Corpo de prova somente recozido, sem ataque químico. Ampliação de 50 X (a), 100 X (b) e 200 X (c).	86
Figura 5.5. Microestrutura do corpo de prova s/ recozimento prévio e austemperado à 300°C durante 30 min. Ampliação de 200x (a) e 1000x (b).	87
Figura 5.6. Microestrutura do corpo de prova recozido previamente e austemperado à 300°C durante 30 min. IRM 30. Ampliação de 200x (a) e 1000x (b).	87
Figura 5.7. Microestrutura do corpo de prova com recozimento prévio, austemperado em duas etapas durante 30 min. IRM 76. Ampliação de 200x (a) e 1000x (b).	88
Figura 5.8. Microestrutura do corpo de prova sem recozimento prévio, austemperado em duas etapas durante 30 min. IRM 35. Ampliação de 200x (a) e 1000x (b).	89
Figura 5.9. Corpos de prova sem ataque químico. Com recozimento prévio (b e d) e sem recozimento prévio (a e c). Austemperados em única etapa (a e b) e em duas etapas (c e d).	90
Figura 5.10. Índice de remoção de material na usinagem das peças em função dos tempos de austêmpera para as temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C.	92
Figura 5.11. Força de corte na usinagem do ADI em função do tempo de austêmpera à temperatura de 300 °C.	93
Figura 5.12. Variação da força de corte em função da mudança da velocidade de corte na usinagem do ADI para os tempos de austêmpera à temperatura de 300 °C.	94

- Figura 5.13. Força de corte na usinagem do ADI em função do tempo de austêmpera à temperatura de 360 °C. 95
- Figura 5.14. Força de corte na usinagem do ADI em função do tempo de austêmpera à temperatura de 420 °C. 96
- Figura 5.15. Pressão específica de corte na usinagem do ADI em função do tempo de austêmpera à temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C. 97
- Figura 5.16. Variação da pressão específica de corte em função da mudança da velocidade de corte na usinagem do ADI para os tempos de austêmpera à temperatura de 300 °C. 97
- Figura 5.17. Índice de remoção de material na usinagem e dureza das peças em função dos tempos de austêmpera para as temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C. 99
- Figura 5.18. Índice de remoção de material na usinagem com e sem o uso de fluido de corte em peças brutas de fusão e em peças austemperadas por 30 min, à 300 °C. 100
- Figura 5.19. Índice de remoção de material na usinagem em diferentes ângulos de posição da ferramenta de corte para peças austemperadas com e sem recozimento prévio. 101
- Figura 5.20. Índice de remoção de material na usinagem das peças com dois diferentes ângulos de posição da ferramenta de corte e que foram austemperadas por 30 min, à 300 °C. 102
- Figura 5.21. Índice de remoção de material na usinagem das peças com dois diferentes ângulos de posição da ferramenta de corte e que foram austemperadas por 30 min, à 300 °C. 103
- Figura 5.22. Força de corte média registrada nas amostras de ADI com e sem recozimento prévio. 104
- Figura 5.23. Comparativo da dureza Brinell média (tomada no raio de 16,5 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, com e sem recozimento prévio e, austemperados à 300 °C. 106
- Figura 5.24. Microestrutura do corpo de prova com recozimento prévio e austemperado à 300 °C durante 60 min (a) e 90 min (b). Ampliação de 200 x. 108

- Figura 5.25. Comparativo da dureza Brinell média (tomado no raio de 16,5 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, com e sem recozimento prévio e, austemperados à 360 °C. 109
- Figura 5.26. Comparativo da dureza Brinell média (tomados no raio de 16,5 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, com e sem recozimento prévio e, austemperados à 420 °C. 110
- Figura 5.27. Comparativo da dureza Brinell média (tomados no raio de 16,5 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova com e sem recoz. prévio, austemperados à 300 °C, 360 °C e 420 °C nos tempos de 30 min, 60 min e 90 min. 111
- Figura 5.28. Comparativo da dureza Brinell média (tomado no raio de 12 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, com e sem recozimento prévio e, austemperados à 300 °C. 112
- Figura 5.29. Comparativo da dureza Brinell média (tomada no raio de 12 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, com e sem recozimento prévio e, austemperados à 360 °C. 113
- Figura 5.30. Comparativo da dureza Brinell média (tomadas no raio de 12 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, com e sem recozimento prévio e, austemperados à 420 °C. 114
- Figura 5.31. Comparativo da dureza Brinell média (tomadas no raio de 12 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova com e sem recozimento prévio, austemperados à 300 °C, 360 °C e 420 °C nos tempos de 30 min., 60 min. e 90 min. 115
- Figura 5.32. Variação da dureza Brinell nos tempos de 30 min, 60 min, e 90 min para as temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C , tanto para corpos de prova recozidos e não recozidos preliminarmente tomados nos raios de 12,0 mm e 16,5mm. 116
- Figura 5.33. Comparativo da dureza Brinell média (tomada no raio de 16,5 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, austemperados em duas etapas à 300 °C durante 30 min com e sem recozimento prévio. 117
- Figura 5.34. Comparativo da dureza Brinell média (medida no raio de 12 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, austemperados em duas etapas à 300 °C durante 30 min, com e sem recozimento prévio. 118

- Figura 5.35. Comparativo de dureza Brinell média [medida no sentido longitudinal e distante em torno de 20 mm do lado "B" (Figura 4.2b)] obtida nos corpos de prova austemperados em etapa única e em duas etapas. 119
- Figura 5.36. Microdureza Vickers dos corpo de prova austemperados em única etapa e em duas etapas. 120
- Figura 5.37. Resultados dos testes de resistência ao impacto (Izod) obtidos dos corpos de prova austemperados à 300 °C, 360 °C e 420 °C durante os tempos de 30 min, 60 min e 90 min quando na austêmpera em etapa única. 121
- Figura 5.38. Resistência ao impacto média (Izod) dos corpos de prova austemperados em duas etapas, à 300 °C, durante 30 min. 122

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1. Composição química do ferro fundido nodular.	11
Tabela 3.2. Classes de ferros fundidos nodulares segundo norma ABNT NBR 6916/1981.	13
Tabela 3.3. Faixa de dureza segundo a classe dos ferros fundidos nodulares.	14
Tabela 3.4. Equações de decomposição de carbonetos para ferro fundido nodular. T (°C) e t (min.).	15
Tabela 3.5. Revenimento do ferro fundido nodular e algumas propriedades adquiridas (Fonte: Henque, 1978; In: Guessser 2009).	17
Tabela 3.6. Influência da temperatura de austêmpera nas propriedades de dureza e de tração.	31
Tabela 5.1. Índice de remoção de material e dureza Brinell para os corpos de prova austemperados à temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C nos tempos de 30 min, 60 min e 90 min.	98
Tabela 5.2. Forças de corte obtidas na usinagem do ADI austemperado em duas etapas (N).	104
Tabela 5.3. Pressão específica de corte média (N/mm ²), força de corte média (N) e IRM obtidos na usinagem do ADI austemperado em duas etapas.	105

LISTA DE QUADROS

- Quadro 3.1. Recomendações para tratamento térmico de têmpera e revenido em ferros fundidos cinzentos e nodulares (Taschenbuch der Giesserei-Praxis, 2002; In: Guessser 2009). 16
- Quadro 5.1. Correlação entre as condições de tratamento térmico, as propriedades mecânicas analisadas e as microestruturas obtidas. 123

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Área da seção de corte	m ²
ABNT	Associação Brasileira de Normas técnicas	
ADI	Ferro fundido dúctil austemperado	
AISI	Instituto Americano do Ferro e Aço, do inglês American Iron and Steel Institute	
a _p	Profundidade de corte	mm
ASTM	Sociedade Americana para Testes e Materiais, do inglês American Society for Testing and Materials	
b	Largura de usinagem	mm
c.p.	Corpo de prova	
d	Diâmetro	mm
DIN	Instituto Alemão de Normalização, do alemão Deutsches Institut für Normung	
f	Avanço	mm
F _{ap}	Força de apoio	N
F _c	Força de corte	N
F _e	Força efetiva de corte	N
FE	Ferro grafita esferoidal	
F _f	Força de avanço	N
FMP	Ferro fundido maleável preto	
F _n	Força de compressão	N
F _p	Força de profundidade (passiva)	N
F _T	Força ativa	N
F _u	Força de usinagem	N
h	Espessura de corte	mm
HB	Dureza Brinell	
HR	Dureza Rockwell	
I	Corrente elétrica	Ampère
IRM	Índice de remoção de material	
ISO	Organização Internacional para Padronização, do inglês	

International Organization for Standardization

IU	Índice de usinabilidade	%
K_s	Pressão específica de corte	N/mm ²
K_T	Desgaste da ferramenta (profundidade da cratera)	mm
L.R.	Limite de resistência à tração	MPa
N	Número de rotações por minuto	RPM
NBR	Norma Brasileira	
P_{ap}	Potência aparente	Watt
P_{at}	Potência ativa	Watt
P_c	Potência de corte	Watt
P_e	Potência efetiva de corte	Watt
P_f	Potência de avanço	Watt
P_i	Potência instantânea	Watt
P_{rt}	Potência reativa	Watt
RPM	Rotações por minuto	
%S	Teor de enxofre do metal líquido	%
t	Tempo	S
T	Temperatura	°C
V	Tensão elétrica	Volt
V_B	Desgaste da ferramenta na aresta cortante	mm
V_c	Velocidade de corte	m/min
V_e	Velocidade efetiva de corte	m/min
V_f	Velocidade de avanço	mm/min.
χ_r	Ângulo de posição do gume da ferramenta de corte	°
zau	Zona afetada pela usinagem	
γ	Ângulo de saída do cavaco	°

RESUMO

WERLANG, Armindo Filho. **Usinabilidade de Ferros Fundidos Nodulares Austemperados como Função dos Tratamentos Térmicos e Microestruturas.** Porto Alegre, RS. 2014. Tese. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

Neste trabalho foi investigado através da técnica de aplicação de pressão constante, a usinabilidade do ferro fundido nodular austemperado em função de tratamentos térmicos de recozimento e austêmpera. Os resultados foram correlacionados com a formação microestrutural e com as propriedades mecânicas. Para tanto foi utilizado o processo de torneamento, variando a profundidade de corte, a velocidade de corte, o ângulo de posição da ferramenta de corte e utilização e não utilização de fluido de corte. Para este fim, 36 amostras (18 recozidas previamente) foram austemperadas em etapa única nas temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C nos tempos de 30 min, 60 min e 90 min. e 16 peças (8 com recozimento prévio) em duas etapas à 245 °C e 300 °C nos respectivos tempos de 5 min e 30 min.. Para austêmpera em etapa única, amostras austemperadas à 300 °C por 30 minutos (sem recozimento prévio) obtiveram melhor usinabilidade, resistência ao impacto e menor dureza. Já, as austemperadas no mesmo tempo e temperatura (com recozimento prévio) obtiveram pior usinabilidade, maior dureza e menor resistência ao impacto. A austêmpera em duas etapas foi realizada em 8 peças que obtiveram melhor usinabilidade e em 8 peças de pior usinabilidade nos testes de austêmpera em única etapa. Estes testes de usinabilidade foram executados com e sem o uso de fluido de corte utilizando-se os ângulos de posição da ferramenta de corte de 90° e 60°. Os resultados apontam para melhor usinabilidade às amostras austemperadas pelo processo de duas etapas e que foram previamente recozidas e austemperadas à 300 °C durante 30 minutos, quando usinadas com fluido de corte e ângulo de posição da ferramenta de corte de 60°. A microestrutura foi composta por matriz ausferrítica, grafita e austenita não transformada.

Palavras-Chaves: Usinabilidade, Ferro Fundido Nodular Austemperado, Dureza, Tratamentos térmicos, Impacto, Microestrutura.

ABSTRACT

WERLANG, Armindo Filho. **Machinability of Austempered Ductile Cast Iron as a Function of Heat Treatments and Microstructures.** Porto Alegre, RS. 2014. PhD Thesis. Graduation Program in Materials Engineering and Technology, PONTIFICAL CATHOLIC UNIVERSITY OF RIO GRANDE DO SUL.

The objective of this work is to analyze the influence of annealing and austempering heat treatments on the machinability with constant pressure of an austempered ductile cast iron. The results were correlated to microstructural formation and mechanical properties. It was used the turning process varying the depth of cut, the speed of cut, the angle of tool and the use of cut fluid. The samples (18 initially annealed) were heated at 910°C for 90 minutes for austenitization and cooled in salt bath in one-step at temperatures 300°C, 360°C and 420°C for 30, 60 and 90 minutes. Other 16 samples (8 previously annealed) were austempered in two-step process at 245°C and 300°C for 5 and 30 minutes, respectively. The samples were analyzed initially by optical microscopy and mechanical tests (Brinell hardness and Vickers microhardness), and after were machined in an universal lathe for machinability tests. The mechanical lathe was instrumented in relation to active power and cutting time, and the machinability evaluation was made with reference to cutting force, cutting pressure and material removal index criteria. The samples austempered at 300°C for 30 minutes (with annealing) showed the best machinability, impact resistance and lowest hardness in the one-step process. However, the samples in the same temperature and time (with annealing) showed the worst machinability, highest hardness and lowest impact resistance. The two-step austempering was performed in 8 samples that showed the best machinability and 8 samples that showed the worst machinability in one-step process. In these samples, the machinability test were performed with and without fluid cut and cut angle of 90° and 60°. The results showed the highest performance for the condition austempered at 300°C for 30 minute in two-step process, with previous annealing, when machined with fluid cut and angle of tool of 60°. The microstructure was composed by ausferrite, graphite and retained austenite.

Key Words: Machinability, Austempered Ductile Iron, Hardness, Heat treatments, Impact, Microstructures.

1 INTRODUÇÃO

Atualmente, operações de usinagem são utilizadas praticamente em todas as indústrias e, mesmo aquelas que não a usam em suas linhas de produção, empregam na manutenção de suas máquinas e equipamentos. Portanto, os processos de usinagem constituem elemento importantíssimo na moderna indústria metal-mecânica a ponto de concebê-los como função vital na empresa, pois deles dependem a grande maioria dos demais processos.

O torneamento é um dos processos de usinagem mais conhecido com o qual obtém-se ótima qualidade e precisão das superfícies com altas taxas de remoção de material. As aplicações freqüentes do processo são a obtenção de superfícies cilíndricas paralelas ou cônicas, bem como rebaixos e roscas. A usinagem tem como objetivo principal a produção de peças e componentes ao mais baixo custo possível sem comprometer a funcionabilidade e a intercambialidade (Machado et al 2009 e Da Silva et al 2005). Tessler 1993, cita o conhecimento das características do material a ser usinado, a seleção correta da ferramenta de corte, os parâmetros de usinagem, uso de fluido de corte e a usinabilidade do material como variáveis do processo produtivo à serem alcançados.

A avaliação da usinabilidade através de teste de pressão constante pode ser usada tanto na operação de furação como na de torneamento. É um teste de curta duração onde uma força de avanço é aplicada de forma constante sobre o material de comprimento a ser usinado já conhecido (teste de torneamento). Mede-se então o tempo gasto para usinar-se o comprimento pré-estabelecido. A força de avanço é determinada por meio de um cabo de aço, onde um dos extremos deste cabo é fixo no carro longitudinal e, passando por uma roldana, no outro extremo possui um prato com massas conhecidas. O material que apresentar menor tempo para desbastar o comprimento

da peça pré-estabelecido, nas mesmas condições de usinagem, é aquele que apresenta melhor usinabilidade (Machado et al 2009 e Da Silva et al 2005).

Na fabricação mecânica, a frequente busca por novos materiais tem relação com o custo e a eficiência, logo, o emprego de novos materiais com características similares ou a busca de melhora nas propriedades através da adição de elementos de liga ou por tratamento térmico faz sentido. A escolha depende de parâmetros tais como carregamentos mecânico e térmico ou condições de contorno como custos de manufatura, reciclagem, aceitação do público e usinabilidade (Klocke et al, 2007).

O ferro fundido nodular, também conhecido por ferro fundido dúctil, comparativamente aos aços, oferece baixo custo de produção e boa usinabilidade. Atualmente o ferro fundido dúctil oportuniza novos negócios para as indústrias de fundição, pois estes possuem boa fundibilidade, capacidade de amortecimento de vibrações e propriedades mecânicas (ductilidade, tenacidade e resistência) e usinabilidade apropriada. Devido a estas vantagens têm sido largamente aplicados na indústria bélica, produção de máquinas agrícolas e veicular (fabricação de cames, virabrequins, carcaça de bombas, válvulas, blocos de motores, articulações de direção, etc) (Toktas et al, 2006). O ferro nodular austemperado (ADI), é um ferro fundido nodular tratado termicamente, que através do tratamento de austêmpera adquire propriedades atrativas tais como boa ductilidade, tenacidade e alta resistência mecânica, ao desgaste e a fadiga.

Assim, justifica-se a necessidade de realização de estudos investigatórios em prol da usinabilidade do ferro fundido austemperado. O campo de pesquisa é muito abrangente e, baseado nisso, escolheu-se como tema para esta tese a usinabilidade de ferros fundidos nodulares austemperados (*ADI – Austempered Ductile Iron*) como função dos tratamentos térmicos e microestruturas.

Considerando-se que a avaliação da usinabilidade é uma propriedade complexa do material a ser usinado, esta abordagem foca os ferros fundidos nodulares austemperados em única etapa e duas etapas, onde traz à tona a comprovação de afirmações referenciadas por Guessser (2009), Chiaverini (1996),

Voigt et al (1991), Yang (2004) e Putatunda (2010), de que através da austêmpera do ADI consegue-se economia na composição química, especialmente de cobre, manganês, níquel e molibdênio, pois segundo estes autores, com adição destes elementos obtém-se ganhos em temperabilidade, mas perde-se em usinabilidade e alongamento e, com a austêmpera em duas etapas ganha-se em usinabilidade e temperabilidade, o que representa economia na adição desses elementos químicos.

Com o presente trabalho, almeja-se que se torne possível, entre outros, uma melhor compreensão da importância dos tratamentos térmicos de recozimento e austêmpera dos ferros fundidos nodulares para a usinabilidade, de maneira que possa contribuir para a fabricação e manutenção de peças e equipamentos mecânicos para a indústria.

Portanto, os experimentos realizados apontam para a condição em que houve melhor usinabilidade do ferro fundido nodular austemperado. Para isso foram realizados tratamentos térmicos de recozimento e austêmpera em única etapa e em duas etapas, análise dos parâmetros de usinagem (velocidade de corte, força de corte, potência de corte e força específica de corte), análises das propriedades mecânicas (dureza e resistência ao impacto), bem como análise microestrutural.

2 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é investigar a usinabilidade do ferro fundido nodular austemperado em função de tratamentos térmicos de austêmpera, correlacionando resultados com suas microestruturas, durezas e resistências ao impacto.

2.1 Objetivos Específicos

a) Estudar a usinabilidade do ferro fundido nodular frente a sua formação microestrutural e tratamentos térmicos de recozimento e austêmpera em etapa única e duas etapas;

b) Analisar os parâmetros de velocidade de corte e profundidade de corte na usinagem do ferro fundido nodular austemperado em etapa única e duas etapas;

c) Verificar a influência do uso de fluido de corte biodegradável na usinabilidade do ferro fundido nodular austemperado em duas etapas;

d) Investigar a influência da mudança do ângulo de posição da ferramenta de corte de metal duro K₂₀ de 90° para 60° na usinabilidade do ferro fundido nodular austemperado em duas etapas.

3 REFERENCIAL TEÓRICO

3.1 Considerações Gerais sobre Ferros Fundidos

Os ferros fundidos são ligas de ferro-carbono-silício, contendo ainda manganês, enxofre e fósforo, onde podem ainda apresentar diversos elementos de liga. Geralmente apresentam na solidificação uma fase pró-eutética (austenita, grafita) e completando-se com uma solidificação eutética (austenita + grafita ou austenita + carbonetos) (1).

O teor de carbono contido nesta liga é acima de 2,1%, aproximadamente (Fig. 3.1), tendo ainda, a presença do silício em teores frequentemente superior ao do próprio carbono. Comparativamente ao aço carbono, os ferros fundidos fundem com maior facilidade (menor temperatura de fusão) e, sendo alguns muito frágeis, a fundição é a maneira de fabricá-los (2).

A fim de entender-se melhor a liga ferro-carbono faz-se necessário um estudo do diagrama de equilíbrio ferro-carbono. Na verdade o diagrama Fe-C (Fig. 3.1) não é precisamente um diagrama de equilíbrio, pois o composto formado, carboneto de ferro (Fe_3C), não é uma fase de equilíbrio. A cementita (Fe_3C) pode se decompor em fases mais estáveis de ferro e carbono (grafita). Na maioria das situações práticas, a cementita é bastante estável. Portanto, altos teores em carbono e silício e velocidade de resfriamento lenta, favorecem a solidificação segundo a versão estável, isto é, a formação de um eutético grafítico, originando ferros fundidos cinzentos. Ao contrário, baixos teores em carbono e silício e velocidades de resfriamento rápidas favorecem a solidificação segundo a

versão metaestável, com formação de ledeburita, originando ferros fundidos brancos (2). A Fig. 3.1 apresenta o diagrama de equilíbrio ferro-carbono.

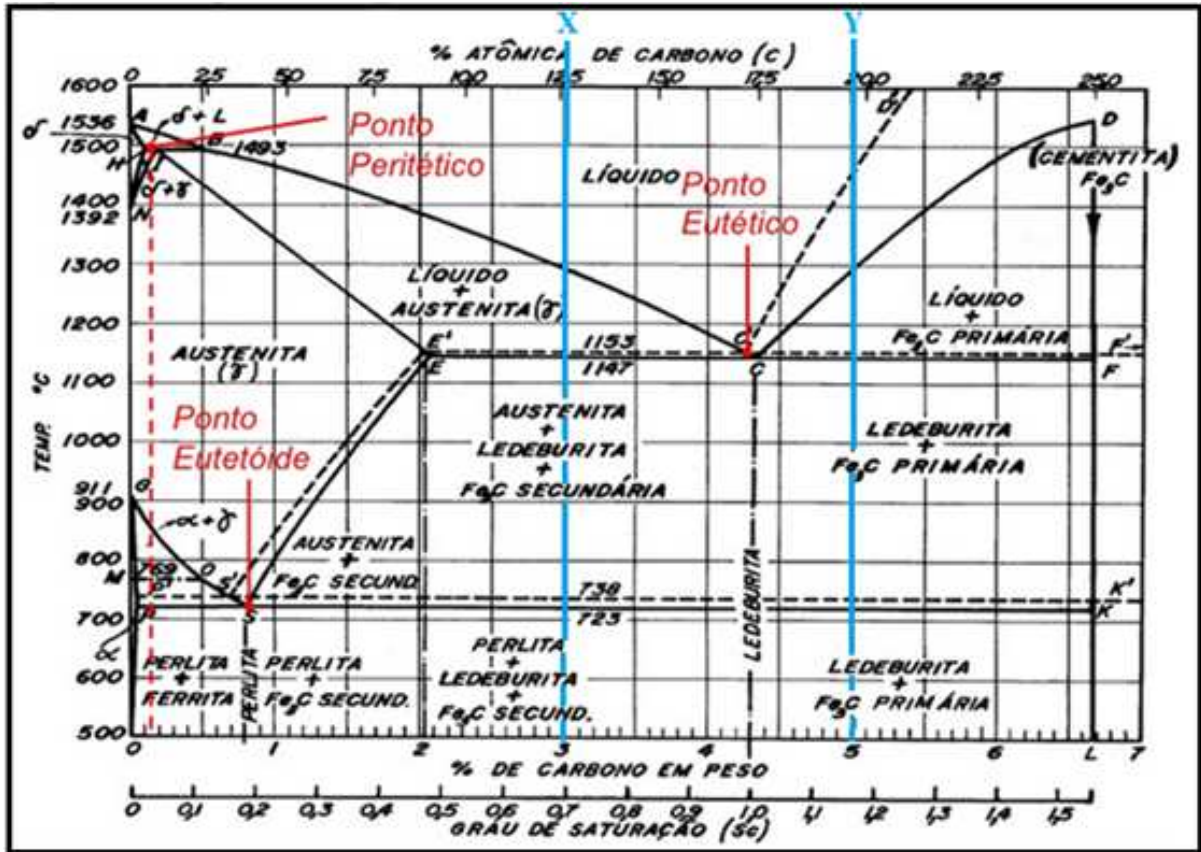


Figura 3.1. Diagrama de equilíbrio ferro-carbono. Fonte: Guesser 2009 (adaptado pelo autor).

A decomposição da cementita, formando ferrita α e grafita dependerá da velocidade de resfriamento e da presença de determinados elementos de liga no ferro fundido (2). A Equação 3.1 representa esta decomposição.



De modo a obter-se o ferro fundido cinzento, um controle rigoroso da composição química do metal líquido é vital. Este é caracterizado como sendo um dos fatores metalúrgicos mais importantes que permitem iniciar o objetivo de obtenção de microestruturas adequadas para garantir a melhor combinação de propriedades em uso. No entanto, existem outros fatores que também têm efeitos importantes sobre a microestrutura do material, tais como taxas de resfriamento

durante a solidificação e, tratamentos térmicos posteriores (3, 4).

Portanto, excetuando-se os ferros fundidos brancos (onde o carbono apresenta-se quase inteiramente combinado, isto é, formando cementita), o carbono apresenta-se sob a forma de grafita e, tanto a microestrutura como seu comportamento mecânico irão depender da composição química e do tratamento térmico. A formação dessa grafita está associada à presença de silício em concentrações geralmente maiores do que 1% em massa e à taxas de resfriamento lentas durante a solidificação. O silício é capaz de produzir alterações nas temperaturas de transformação dos ferros fundidos, pois seu teor crescente tende a diminuir o teor de carbono do ponto eutético (2). O deslocamento do eutético pode ser traduzido pela Equação 3.2:

$$\% C_{\text{eutético}} = 4,30 - 1/3 (\% \text{ Si} + \% \text{ P}) \quad (3.2)$$

Para medir-se a tendência em solidificar como um eutético do ferro fundido, define-se o carbono equivalente através da Equação 3.3.

$$C_{\text{equivalente}} = \% \text{ C} + 1/3 (\% \text{ Si} + \% \text{ P}) \quad (3.3)$$

Logo, dependendo do teor de silício, a liga se comporta como se tivesse um teor de carbono diferente do real. Portanto, a principal influência do silício na composição do ferro fundido é o deslocamento da composição do eutético. Isto é, o ponto eutético é formado com porcentagens menores de carbono à medida que o teor de silício aumenta.

A resistência mecânica da grafita é muito baixa e, neste aspecto, sob o enfoque de propriedades mecânicas, sua presença pode ser interpretada como uma descontinuidade da matriz metálica, exercendo assim, efeito de concentração de tensões. Tendo essa descontinuidade, no formato esférico ocorrerá menor concentração de tensões, entretanto, a grafita em forma de veios pode influenciar favoravelmente, tal como a condutividade térmica, o amortecimento de vibrações e a usinabilidade (1).

A matriz metálica quando constituída de ferrita confere ao ferro fundido baixos valores de resistência juntamente com bons valores de ductilidade e tenacidade. Quando constituída por perlita, confere melhores valores de resistência mecânica com valores menores de ductilidade. As propriedades mecânicas, bem como as magnéticas dos materiais à base de ferro são sensíveis ao seus teores de carbono, tipo de liga de fundição, bem como do tratamento térmico, corrosão ou propriedades físicas tal como a resistência elétrica (5).

Logo, é com a produção de misturas de ferrita e perlita que se obtém diferentes tipos (branco, cinzento, maleável, nodular, etc.) de ferros fundidos, com diferentes combinações de propriedades, cada uma apropriada para um determinado fim específico.

A forma da grafita reflete a família a que este ferro fundido pertence (nodular, vermicular), bem como o aspecto da fratura (branco, cinzento). Assim sendo, as principais famílias de ferros fundidos são: ferro fundido cinzento, ferro fundido nodular, ferro fundido maleável, ferro fundido vermicular e ferro fundido branco, sendo que este último não contém grafita, pois todo o carbono está na forma de carbonetos (1).

3.2 Ferros Fundidos Nodulares

Como visto anteriormente, "os ferros fundidos são classificados em diferentes famílias principalmente de acordo com a forma da grafita". Desta maneira tem-se o ferro fundido nodular, também conhecido por esferoidal ou ainda por ferro dúctil, o qual apresenta sua grafita em forma de nódulos (esféricos). Dentre os ferros fundidos é o que apresenta maior resistência (até 900 MPa para os de matriz perlítica), sendo suas propriedades mecânicas superiores até mesmo a alguns tipos de aço ao carbono (1, 2).

Através da Figura 3.2 pode-se visualizar estas famílias de ferros fundidos, bem como seus teores de carbono e silício.

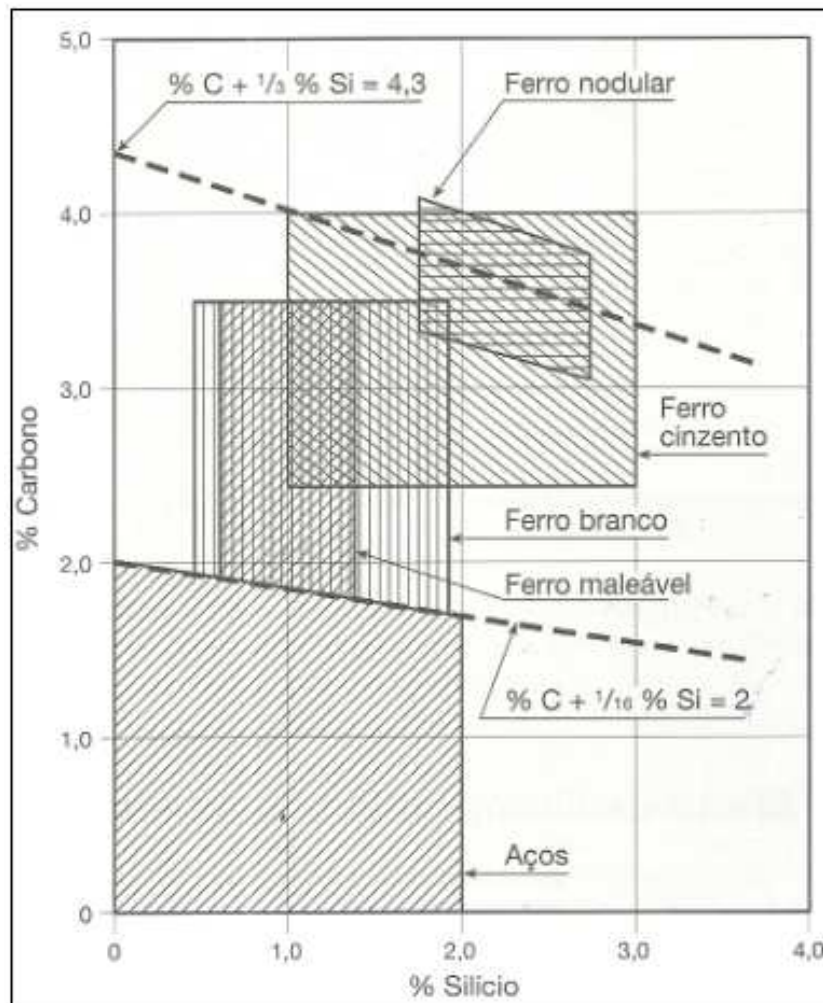


Figura 3.2. Tipos de ferros fundidos. Fonte: Colpaert (2008).

É na solidificação que o carbono se decompõe sob a forma de grafita nodular contrastando com a lamelar (grafita em forma de lamelas), normalmente formada nos ferros fundidos cinzentos.

É devido ao uso dos inoculantes que ao mesmo tempo é conferido melhorias nas propriedades de ductilidade e resistência à tração. Estes nódulos de grafita poderão estar dispersos em uma matriz ferrítica, perlítica ou em ambas (6).

Os ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica apresentam limite de resistência à tração de 380 MPa à 450 MPa e alongamento entre 10% e 22%, enquanto que os de matriz perlítica podem atingir até 900 MPa como limite de

resistência e 2% de alongamento. Já quando austemperado apresenta uma matriz ausferrítica (Figura 3.3) proporcionando limite de resistência mecânica entre 850 MPa à 1300 MPa e alongamento entre 2% e 10% (1).

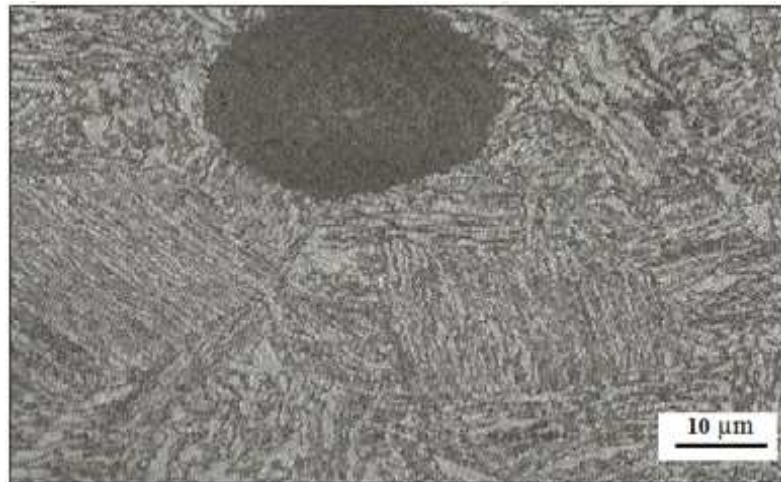


Figura 3.3. Microestrutura do ferro fundido nodular austemperado. Matriz de ausferrita. Fonte: Guessier, 2009 (adaptado pelo autor).

Conta-se ainda com ferros fundidos nodulares ligados ao Si e Mo, bem como os austeníticos ligados ao níquel. Estes, possuem notória aplicação na indústria automotiva (peças sujeitas à altas temperaturas, carcaças de turbocompressores, etc.), bem como em ambientes corrosivos (1).

Portanto, os ferros fundidos nodulares combinam propriedades de baixa temperatura de fusão, boa fluidez e capacidade de bom preenchimento dos moldes, possuem excelente usinabilidade e boa resistência ao desgaste, bem como apresentam elevada resistência mecânica, ductilidade, tenacidade e elevada tensão de escoamento, sendo este tipo de ferro fundido até mesmo superior as demais classes de ferros fundidos e aços ao carbono. É em função dessas e outras qualidades que o mesmo encontra-se qualificado para ser utilizado, entre outras aplicações, em blocos de motores, compressores, lingoteiras, encanamentos e acessórios, bielas e peças em geral que exijam maior resistência ao choque, equipamentos agrícolas e ferroviários, máquinas operatrizes, engrenagens, mancais e matrizes, virabrequins, tambores de freio e polias (1, 2, 6).

3.2.1 Propriedades e Comportamento Mecânico

Um ferro fundido nodular é susceptível de melhorar as suas propriedades através da adição de elementos de liga. Estes elementos vão influenciar as características do material e de acordo com o tipo de matriz existente, vão incutir diferentes comportamentos, logo, é necessário um controle de composição química, relacionando-a sempre com a estrutura e propriedades desejadas (7).

Quando se deseja obter determinadas propriedades, a variável mais importante a considerar isoladamente é a composição química, pois independentemente de outros fatores, a composição química tem influência na estrutura da matriz, na sanidade das peças, nas condições de solidificação, bem como nas características mecânicas. Os principais elementos químicos presentes nos ferros fundidos nodulares são o carbono, o silício e o magnésio, os quais são considerados fundamentais, bem como o enxofre, o manganês e o fósforo, os quais são perniciosos (1, 2).

A Tabela 3.1 ilustra os principais elementos com suas percentagens indicadas.

Tabela 3.1. Composição química do ferro fundido nodular.

Elemento	%
C	3,00 - 4,00
Si	1,80 - 2,80
Mn	0,10 - 1,00
S	0,03 (máximo)
P	0,10 (máximo)

Fonte: Chiaverini, 2005 (adaptado pelo autor).

O comportamento mecânico do material reflete a relação entre dureza do

material e a força aplicada. A resistência e a dureza dos materiais dependem diretamente das possibilidades de movimentos de discordâncias internas dos metais sob tensão. Para redes cristalinas com menor número de defeitos, a energia necessária para esses movimentos é baixa. A estrutura da matriz é a maior responsável pelas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular (5).

Na Figura 3.4 pode-se ver que com o aumento do teor da perlita também aumentam o limite de resistência do material e dureza, o limite de escoamento, enquanto o alongamento diminui.

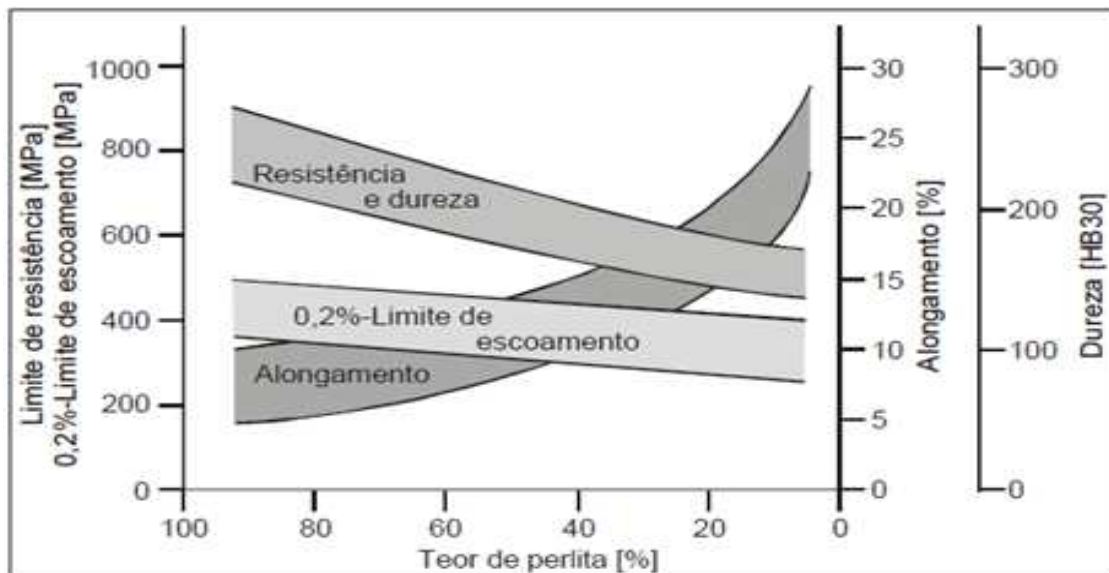


Figura 3.4. Propriedades mecânicas em dependência do teor de perlita. Fonte: Feiste, 2002 (adaptado pelo autor).

Logo, vê-se que com o aumento do teor de perlita, a dureza também aumenta, pois se a perlita aumenta, aumenta a resistência e a dureza e estas aumentando induz diminuição na ductilidade.

3.2.2 Classificação segundo ABNT

A ABNT NBR 6916/1981 (8) classifica os ferros fundidos nodulares em: FE 38017, FE 42012, FE 50007, FE 60003, FE 70002, FE 80002 e FE 38017-RI, sendo esta última classe com requisito ao impacto. As letras FE significam Ferro

Grafita Esferoidal, os três primeiros algarismos significam a resistência à tração (MPa) e os dois últimos representam o alongamento percentual. Tal classificação, bem como propriedades podem ser melhor visualizadas na Tabela 3.2.

Tabela 3.2. Classes de ferros fundidos nodulares segundo norma ABNT NBR 6916/1981.

Classe	L.R. min.(MPa)	L.E.min.(MPa)	Along.min. (%)	À título informativo	
				Dureza HB	Microestrutura predominante
FE38017	380	240	17,0	140-180	Ferrítica
FE42012	420	280	12,0	150-200	Ferrítica
FE50007	500	350	7,0	170-240	Ferrítico-perlítico
FE60003	600	400	3,0	210-280	Perlítica
FE70002	700	450	2,0	230-300	Perlítica
FE80002	800	500	2,0	240-310	Perlítica
FE38017-RI	380	240	17,0	140-180	Ferrítica

Fonte: Chiaverini 2005 (Adaptado pelo autor).

Para melhor compreensão, tem-se como exemplo o FE 80002, onde observa-se que se trata de um ferro de grafita esferoidal (FE) com resistência à tração de 800 MPa, com 2,0% de alongamento, podendo apresentar dureza entre 240 HB e 310 HB, bem como apresenta uma microestrutura predominantemente composta por perlita.

Já a Norma ABNT NBR 8582/1984 (9), expressa as classes de ferros fundidos nodulares em função da dureza Brinell. Estas classes são: FEHB 160, FEHB 175, FEHB 205, FEHB 245, FEHB 265 e FEHB 311. O significado das letras são: FE → Ferro Grafita Esferoidal, HB → Dureza Brinell. O número que sucede expressa a média de uma faixa de dureza, como por exemplo FEHB 160, onde o número "160" situa-se na média da faixa entre HB 140 e HB 180. A Tabela 3.3 ilustra a classificação dos ferros fundidos nodulares segundo ABNT NBR 8582/1984 (9).

Tabela 3.3. Faixa de dureza segundo a classe dos ferros fundidos nodulares.

Classe	Faixa de dureza Brinell
FEHB 160	140 - 180
FEHB 175	150 - 200
FEHB 205	170 - 240
FEHB 245	210 - 280
FEHB 265	230 - 300
FEHB 311	272 - 350

Fonte: Guessser, 2002.

3.2.3 Tratamentos Térmicos dos Ferros Fundidos

A grafita e a composição química do material, especialmente do teor de carbono combinado presente na matriz, permitem obterem-se estruturas ferríticas, ferrítica-perlíticas, perlíticas, martensíticas, bainíticas e austeníticas tanto no vazamento como após um tratamento térmico conveniente. Com o objetivo de melhorar as propriedades de utilização dos ferros fundidos que os mesmos são submetidos aos tratamentos térmicos de têmpera e revenido, alívio de tensões, recozimento, normalização, austêmpera, têmpera superficial e nitretação (10).

Os ferros fundidos cinzentos geralmente são submetidos à alívio de tensões e tratamentos superficiais, poucas vezes passam por normalização ou têmpera e revenido. Já para os ferros fundidos nodulares, esses tratamentos térmicos são usuais. Os tratamentos térmicos de recozimento para decomposição de carbonetos, têmpera, revenido e austêmpera são abordados a seguir (1).

3.2.3.1 Recozimento para Decomposição de Carbonetos

No caso de ocorrência de carbonetos ou perlita na condição bruto de fusão, faz-se necessário aplicar tratamento térmico a fim de obter-se uma microestrutura ferrítica. O recozimento é aplicado em peças brutas de fundição (principalmente em nodulares), pois nestes tipos de peças, em especial em seções finas quando

solidificadas rapidamente, tendem a formar carbonetos. Outra fonte de formação de carbonetos é em centros térmicos das peças, normalmente onde há segregações principalmente de manganês, cromo e molibdênio. A presença de carbonetos nas peças prejudicam (diminuem) a usinabilidade e o alongamento (1).

Já a presença do silício tende a retardar a formação de carbonetos, estabilizando a austenita (11, 12). Quando apresentar o teor elevado, evita a formação de carbonetos na austêmpera (13).

É com o recozimento que ocorrerá a transformação eutetóide estável, resultando uma matriz ferrítica, aumentando, dessa forma, a ductilidade (1). Este tratamento térmico também é conhecido por "ferritização", pois nele é obtida matriz ferrítica conferindo alta ductilidade e boa usinabilidade (1, 2, 10).

A Tabela 3.4 mostra equações para temperatura de recozimento para decomposição de carbonetos em função da seção da peça.

Tabela 3.4. Equações de decomposição de carbonetos para ferro fundido nodular. T (°C) e t (min.).

Seção (mm)	Equação
3	$T = -148 \log t + 1169$
6	$T = -137 \log t + 1187$
12	$T = -128 \log t + 1204$
25	$T = -113 \log t + 1193$

Fonte: Guessser, 2009.

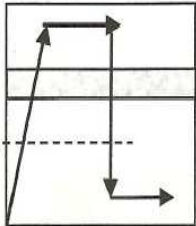
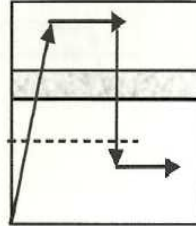
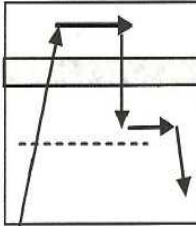
A temperatura depende das percentagens de carbonetos e de elementos de liga, pois carbonetos de segregação possuem alta quantidade de elementos de liga, logo faz-se necessário altas temperaturas para efetuar-se o recozimento (1).

3.2.3.2 Têmpera e Revenido

A Têmpera e o revenido são aplicados nos ferros fundidos nodulares. Para isso, o ferro fundido nodular é aquecido à temperatura de austenitização e depois mantêm-no por determinado tempo nesta temperatura, após, resfria-se bruscamente. Dessa forma, o ferro obterá altos valores de tensão de ruptura e resistência ao desgaste. A temperabilidade poderá ser aumentada através da introdução de elementos de liga. A temperatura M_f (final da decomposição da austenita em martensita) é baixa (próxima ou abaixo da ambiente) e a M_s (início da decomposição da austenita em martensita) fica entre 180 °C e 250 °C, isto ocorre devido aos ferros fundidos apresentarem altos teores de carbono em solução. Geralmente aplica-se a martêmpera, pois a transformação martensítica ocorre à baixas temperaturas, existindo, dessa forma, o risco à ocorrência de trincas (1).

O Quadro 3.1 mostra os ciclos térmicos, bem como outras variáveis para têmpera e revenido dos ferros fundidos cinzentos e nodulares.

Quadro 3.1. Recomendações para tratamento térmico de têmpera e revenido em ferros fundidos cinzentos e nodulares (Taschenbuch der Giesserei-Praxis, 2002; In: Guessier 2009).

Têmpera e Revenido	Cinzento e Nodular		
Velocidade de aquecimento	50 a 100 °C/h		
Temperatura	830 a 920 °C		
Tempo de manutenção (conforme espessura da peça)	2 h até 25 mm de espessura + 1h por 25 mm que exceder		
Resfriamento	até 20-100 °C – óleo de têmpera	até 100-240 °C – óleo de têmpera	até 200-450 °C – banho de sal
Revenido	400 a 600 °C, 2 a 4 h		
Ciclo térmico			

No revenido, quando em temperaturas maiores que 550 °C e até 700 °C, os carbonetos geralmente decompõem-se nos contornos dos nódulos, obtendo-se uma

microestrutura composta de ferrita e carbonetos esferoidizados. Em menores que 550 °C tem-se martensita revenida. Usualmente usa-se para este tratamento temperaturas entre 400 °C e 600 °C e tempo compreendido entre 2 e 4 horas (1).

Nos ferros fundidos nodulares temperados, quando a temperatura de revenido for alta (maior que 540 °C) e o teor de silício encontrado for maior que 2,4%, pode ocorrer a precipitação da grafita secundária onde forma-se numerosas partículas de grafita em uma matriz ferrítica (1). A tabela 3.5 mostra propriedades dos ferros fundidos nodulares obtidas em função da temperatura e tempo de revenimento.

Tabela 3.5. Revenimento do ferro fundido nodular e algumas propriedades adquiridas (Fonte: Henque, 1978; In: Guessser 2009).

T. revenido (°C)	t. revenido (h)	LR (MPa)	LE (MPa)	Along (%)	Dureza (HB)
600	4	826	622	5	275
	2	928	700	4	297
	1	961	729	3	314
550	4	1018	805	2	343
	2	1030	837	1,5	349
	1	1081	885	1	359
500	4	1089	950	1	385
	2	1135	981	1	387
	1	–	–	–	650 HV*

(*): Dureza Vickers.

LR: Limite de resistência à tração.

LE: Limite de escoamento

Nota-se para as três temperaturas que quanto maior for o tempo de revenido, menor será o LR (Limite de Resistência à tração), o LE (Limite de Escoamento) e a HB (dureza Brinell), o contrário ocorre para o alongamento.

Na Figura 3.5 pode-se visualizar tal fato em um ferro fundido nodular temperado e revenido a 650 °C, onde encontrou-se 350 partículas/mm² de nódulos eutéticos e 27000 partículas/mm² de grafita secundária. Para retardar esta precipitação normalmente adiciona-se molibdênio. Esta microestrutura tende a apresentar baixa resistência mecânica (1).

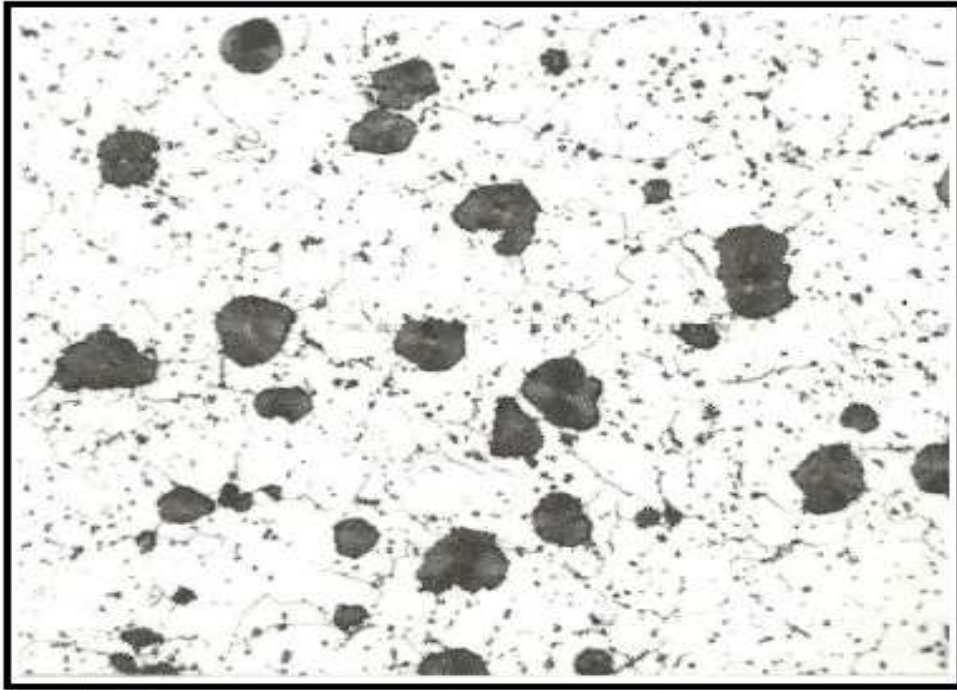


Figura 3.5. Grafita secundária em ferro fundido nodular temperado e revenido - 1000 X.

Fonte: Guessser 1993 (in: Guessser, 2009).

3.2.3.3 Austêmpera

Nos ferros fundidos nodulares, é usual a utilização desse tipo de tratamento térmico. Austêmpera é um tratamento em que uma microestrutura de ferrita fina composta por austenita estabilizada é obtida, sendo esta microestrutura chamada de ausferrita. A ausferrita é formada durante a manutenção da temperatura de austêmpera, pois é nessa temperatura que a austenita saturada de carbono vai começar a transformar-se em ferrita, de modo que este carbono irá ser rejeitado para a austenita não transformada, e, conseqüentemente, estabilizando-a. A matriz ausferrítica tem a resistência à fadiga mais elevada entre os ferros fundidos dúcteis com diferentes estruturas de matriz devido à austenita não transformada

na microestrutura. Além disso, esta estrutura tem a melhor combinação de propriedades de dureza e resistência à tração (14, 15).

Este tratamento isotérmico leva à transformação bainítica. Esta transformação (microestrutura resultante) é que será responsável pelas características adquiridas de combinação de resistência mecânica, tenacidade, resistência ao desgaste e à fadiga, tornando o material interessante para um grande número de aplicações na engenharia (13).

Na Figura 3.6 está ilustrado este tipo de tratamento, onde primeiramente o ferro fundido nodular é austenitizado, depois é resfriado até a temperatura de austêmpera, mantém-se por determinado tempo nesta temperatura e após, o mesmo é resfriado, geralmente à temperatura ambiente (1).

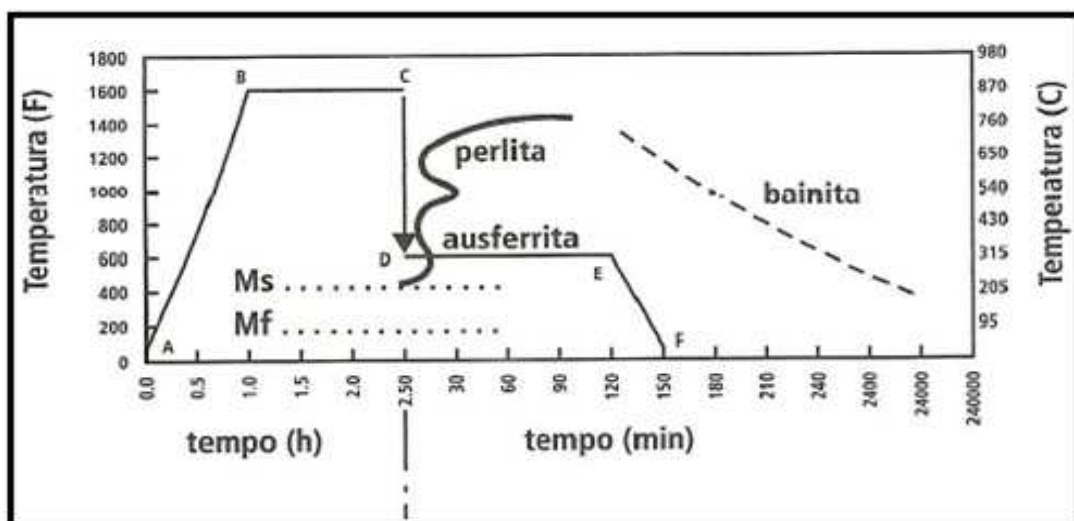


Figura 3.6. Esquema do ciclo térmico para tratamento do nodular austemperado. Fonte: Guessser, 2009.

Em relação à austenitização, um aumento no tempo e uma diminuição na temperatura poderia tornar o material mais resistente à erosão porque as estruturas finais têm mais ferrita e contêm menos carbono (16). Com o aumento do tempo, uma austenitização mais completa é obtida, e maior é a capacidade de endurecimento do mesmo, sendo que os resultados mostraram que a dureza das amostras parcialmente austenitizadas é menor do que nas amostras que foram totalmente austenitizadas (17). A temperatura de austenitização maior que 982 °C

tem um efeito negativo sobre a tenacidade, resistência à fratura, resistência à tração e dureza do material. Tanto a fração de volume de austenita e o seu teor de carbono aumenta com a temperatura de austenitização (18).

Na austenitização há necessidade de permanência durante determinado tempo para que a austenita, rica em carbono, possa transformar-se em ferrita acicular. Com o crescimento da ferrita, a austenita remanescente se enriquece de carbono devido à diferença de solubilidade dos dois microconstituintes (19). Para saturar a austenita com carbono depende da matriz e da mobilidade do carbono entre os nódulos de grafita e a matriz. Esta mobilidade depende da segregação entre os nódulos de grafita e a matriz (11). A taxa de difusão do carbono na matriz austenítica e o tempo em que o metal permanece em condições para que esta difusão se processe são os fatores que determinam a quantidade de perlita e ferrita presentes na matriz (20). O antimônio, o cobre e o estanho segregam para região de interface grafita-matriz reduzindo a difusão do carbono. Logo, quanto maior for seu teor, maior será o tempo de austenitização (11).

Durante a austenitização, caso a matriz de partida seja ferrítica, a difusão de carbono se faz apenas dos nódulos da grafita para a austenita que está se formando. A consequência deste fato é uma austenita formada com baixo teor de carbono e, após o tratamento de austêmpera, a porcentagem de austenita não transformada estável será menor. Já no caso da matriz inicial ser perlítica, a difusão do carbono será maior, pois a própria matriz já estará enriquecida por este elemento, gerando assim uma austenita de alto teor de carbono e, como consequência, a fração volumétrica de austenita não transformada estável após tratamento de austêmpera também será maior (21).

É a temperatura de austêmpera a responsável pela microestrutura resultante e pelas propriedades a serem adquiridas. Nas temperaturas acima de 350 °C forma-se ferrita acicular com austenita não transformada, sem a presença de carbonetos, ou seja, uma microestrutura ausferrítica (por serem regiões mais pobres em carbono, a ferrita nucleia próximo aos nódulos de grafita e agulhas de ferrita crescem ao mesmo tempo que o carbono difunde-se para a austenita residual). Já

temperaturas de austêmpera abaixo de 350 °C formam ferrita fina com carbonetos e austenita não transformada (nas temperaturas acima da temperatura de formação da martensita, a difusão do carbono é menor, havendo dificuldade para rejeição do carbono para a austenita). Logo, tem-se a formação de carbonetos dispersos juntos a ferrita (22).

A estrutura ausferrítica resultante do tratamento de austêmpera pode ser visualizada na Figura 3.7.



Figura 3.7. Microestrutura de ferro fundido austemperado consistindo de ferrita acicular numa matriz de austenita de alto carbono (ausferrita). Ampliação: 1000 X. Fonte: Guessser, 2009.

Quanto maior a temperatura de austêmpera, menor será a dureza, pois até a temperatura de 300 °C, apresentará pouco alongamento. Entre 300 °C e 375 °C, o alongamento aumentará e acima de 375 °C, o alongamento diminuirá (11). Austêmpera realizada à 365 °C resulta em precipitação de carbonetos de ferro ligado, reduzindo propriedades mecânicas (14).

Temperaturas entre 350 °C e 400 °C tem mais austenita estável e menos quantidade de ferrita acicular resultando em alta tenacidade e ductilidade, entretanto a dureza é menor. Para temperaturas mais baixas há menor quantidade de austenita estável e maior quantidade de ferrita acicular e carbonetos (23). Para temperaturas de austêmpera abaixo de 350 °C e acima da temperatura de formação de martensita

superior, a difusão de carbono da ferrita acicular que está se formando para austenita é mais lenta resultando em formação de carbonetos dispersos junto a ferrita. O teor de carbono na austenita é menor que na transformação em temperaturas mais elevadas (22). Tempos pequenos de austêmpera resultam em valores altos de dureza, provocadas principalmente pela presença da martensita na microestrutura. A austenita não satura-se de carbono e, no resfriamento, parte da austenita não estabilizada se transforma em martensita, aumentando a dureza e diminuindo a ductilidade (19).

É com a inclusão de elementos de liga (Cu, Ni e Mo) que se obtém maior temperabilidade e dessa forma, consegue-se evitar a formação de perlita durante o resfriamento entre a austenitização e a austêmpera, entretanto faz-se necessário considerar os efeitos da segregação dos elementos de liga na solidificação, pois estes, prejudicam as propriedades dos materiais, principalmente a usinabilidade e o alongamento. Portanto faz-se necessário limitar-se estes elementos de liga onde o manganês não deve ultrapassar os 0,3%, o de molibdênio em 0,2%, o de níquel em 2,0%, e o de cobre em 1%. A inoculação também minimiza os problemas de segregação, pois a mesma tem a capacidade de distribuir a segregação através do aumento do número de células eutéticas (1, 2).

Quando se deseja melhorar as propriedades do ferro fundido nodular austemperado, há também a alternativa de austenitização dentro da zona crítica seguido da austêmpera, onde se obtém uma mistura de ferrita, ferrita bainítica e austenita estabilizada, melhorando, dessa forma, a tenacidade (1).

Petrenec et al, em estudo relativo à resistência à fadiga, em testes controlados de deformação total, realizados em amostras cilíndricas de ferro fundido dúctil austemperado (ADI) e de ferro fundido dúctil, com a matriz ferrítica, com 2,75% de Ni, com o objetivo de comparar a plasticidade cíclica e a resistência à fadiga, à temperaturas 23 °C e - 45 °C, constatou que a curva de tensão-deformação cíclica do ADI, em comparação com a do ferro fundido nodular com matriz ferrítica, é deslocada para maiores amplitudes de tensão (amplitude de tensão é triplicada). Na temperatura de - 45 °C desloca a curva de tensão-

deformação cíclica para maiores amplitudes de tensão por 60 MPa. Notaram ainda que o principal mecanismo de degradação em ambas as matrizes e para ambas as temperaturas é o surgimento de trincas por fadiga em áreas de deformação plástica localizadas nas adjacências dos nódulos de grafita e, posteriormente ao surgimento dessas trincas há aumento gradual e constante das fissuras. Houve, ainda, um endurecimento cíclico inicial, suavizando ao longo do tempo tanto para o ADI como nos de matriz ferrítica (24).

Estudo semelhante, realizado por Dias et al, no sentido de analisar o efeito sobre as propriedades de fadiga quando da redução do tempo de austêmpera de 90 min. para 36 min. à temperatura de 360 °C, permitiu obter um material com a fase austenita menos estável, portanto, de maior resistência à fadiga. Comprovaram, ainda, que com a diminuição do tempo de austêmpera não houve efeitos significativos sobre a taxa de propagação da trinca por fadiga. Estes resultados mostram que a estabilidade da austenita afeta a fase de iniciação da trinca, mas que esta estabilidade não tem nenhum efeito aparente sobre a fase de propagação da fissura. A redução do tempo de austêmpera não degrada as propriedades ou taxas de propagação de trinca do ADI, logo, há evidências de que a redução do tempo de austêmpera ADI aumenta a vida de fadiga total em amplitudes de tensão comuns encontrados em aplicações do ADI (25).

Já, Olivera et al, estudando as propriedades dos ferros fundidos nodulares austemperados, ligado ao cobre com 0,45% deste, com uma microestrutura predominantemente (mais de 80%) de perlita com nodularidade de 95%, para uma temperatura de austêmpera de 350 °C por 60 min., constatou que o alongamento, a resistência à tração e energia de impacto dependem muito das quantidades de ausferrita e austenita não transformada. Concluiu ainda que, na austêmpera do ferro fundido nodular, a austenita não transformada aumenta até o tempo de 120 min, onde a partir desse tempo tende a diminuir (26).

O tratamento térmico de austêmpera aplicado em ferros fundidos dúcteis para alcançar boa resistência à erosão e ao choque é influenciado por vários fatores. O processo de austêmpera deve parar dentro dos limites de temperatura

de austêmpera a fim de obter-se uma maior resistência à erosão e ao choque. Um aumento no tempo de austenitização e diminuição na temperatura de austenitização poderia tornar o ferro dúctil mais resistente à erosão porque as matrizes finais consistem em mais ferrita e contêm menos carbono. Normalmente, a taxa de erosão mostra uma relação direta com a dureza e a resistência à tração e, inversa à taxa de alongamento (16).

Na Figura 3.8 tem-se o resultado obtido no tocante à percentagem de austenita não transformada em função do tempo de austêmpera para três temperaturas diferentes (26).

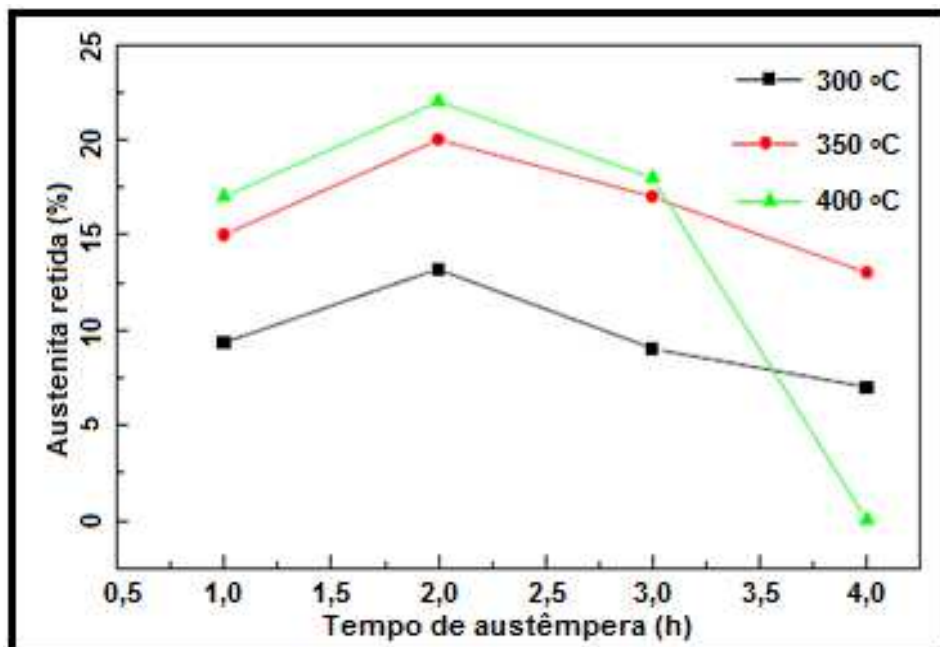


Figura 3.8. Austenita não transformada em função do tempo de austêmpera. Fonte: Olivera et al, 2006 (adaptado pelo autor).

Neste gráfico vê-se que a condição ideal para austêmpera foi à 350 °C durante o tempo de duas horas. A microestrutura obtida consistindo de ferrita bainítica e austenita não transformada produziu a melhor combinação de propriedades mecânicas. Ligado ao cobre, melhora o alongamento e resistência ao impacto, porém diminui a resistência à tração.

Em outra pesquisa, analisando a microestrutura e a fratura do ferro fundido

nodular austemperado ligado ao cobre e ao cobre + níquel, foi constatado que ao usar três horas de austêmpera com a adição de Cu + Ni haverá retardamento na cinética de transformação da austenita residual (isotérmico), resultando num máximo deslocamento da fração de volume de austenita não transformada, isto, comparativamente em quando ligado ao cobre e com duas horas de austêmpera. Concluiu que no pico de energia de impacto, uma deformação plástica considerável está associada com a fração do maior volume de austenita não transformada. Portanto, a fração de volume de austenita não transformada afeta a energia absorvida no impacto de ambos os ferros fundidos, isto é, com o aumento do teor de austenita não transformada, a energia absorvida no impacto aumenta, logo com uma diminuição da austenita não transformada, haverá uma diminuição da energia absorvida no impacto (15).

Para temperaturas de austêmpera de 230 °C por 60 min.; de 330 °C por 30 min., 60 min., e 120 min.; e de 430 °C por 60 min., a resistência à fadiga do ferro fundido dúctil pode ser melhorada por meio de tratamento térmico de austêmpera, exceto na austêmpera à 230 °C., pois a amostra com matriz martensítica austemperada à 230 °C apresentou a menor resistência à fadiga. Segundo esses autores, com a precipitação de carboneto, ocorre a perda da resistência à fadiga (27).

Toktas et al observaram um aumento da resistência à fadiga está relacionada com o aumento do teor de perlita na matriz do ferro fundido dúctil. Além do aumento da resistência à fadiga, também aumentam os valores de resistência à tração e da dureza. Concluíram, ainda, que a matriz ausferrítica tem maior resistência à fadiga entre os ferros fundidos dúcteis devido à austenita não transformada na microestrutura. Afirmam ainda, que a austêmpera à 365 °C resulta em precipitação de carbonetos de ferro ligado, o que provoca a redução de propriedades mecânicas, incluindo as resistências à fadiga e à tração (14).

Para aumentar-se a temperabilidade dos ferros fundidos nodulares austemperados acrescenta-se elementos de liga tais como Cu, Mn, Ni e Mo. Dessa forma, consegue-se evitar a formação de perlita durante o resfriamento

entre a austenitização e a austêmpera, entretanto faz-se necessário considerar os efeitos da segregação dos elementos de liga na solidificação, pois estes, prejudicam as propriedades dos materiais, principalmente a usinabilidade e o alongamento. Portanto faz-se necessário limitar-se estes elementos de liga onde o manganês não deve ultrapassar os 0,3%, o de molibdênio em 0,2%, o de níquel em 2,0%, e o de cobre em 1%. Entre estes, o Mn possui a propriedade de favorecer o aumento da "janela de processo" na austêmpera, mas diminui as propriedades mecânicas devido a formação de carbonetos (1, 22).

É na "janela de processo" que a austêmpera deve ser realizada e, esta inicia-se no ponto onde há um aumento gradativo de austenita estabilizada e de ferrita acicular (primeiro estágio). Após um período de estabilidade inicia-se o segundo estágio da reação, onde há uma redução da quantidade de austenita estabilizada pela formação de ferrita e carbonetos. Portanto, o período de tempo delimitado pelo final do primeiro estágio e início do segundo estágio é que chama-se de "janela de processo". Neste período é que se obtém as melhores combinações de propriedades mecânicas (11, 28).

Como nas demais transformações no estado sólido, o tempo de permanência à temperatura de austêmpera é fundamental. Um tempo insuficiente significa que a transformação não foi completa uma vez que a austenita não saturou-se em carbono. Neste caso, nem toda austenita é estável na temperatura ambiente transformando-se em parte, em martensita ao resfriar-se. A formação da martensita irá aumentar a resistência e a dureza, mas diminuirá a ductilidade e tenacidade significativamente. Se o tempo for excessivo ocorrerá o segundo estágio da reação, onde a austenita decompõe-se em ferrita e carbonetos, fragilizando dessa forma, o metal. Portanto, o tempo de austêmpera deve ser suficiente para que se complete o primeiro estágio sem que se inicie o segundo estágio (19, 28).

Através da Figura 3.9 pode-se visualizar a localização da "janela de processo".

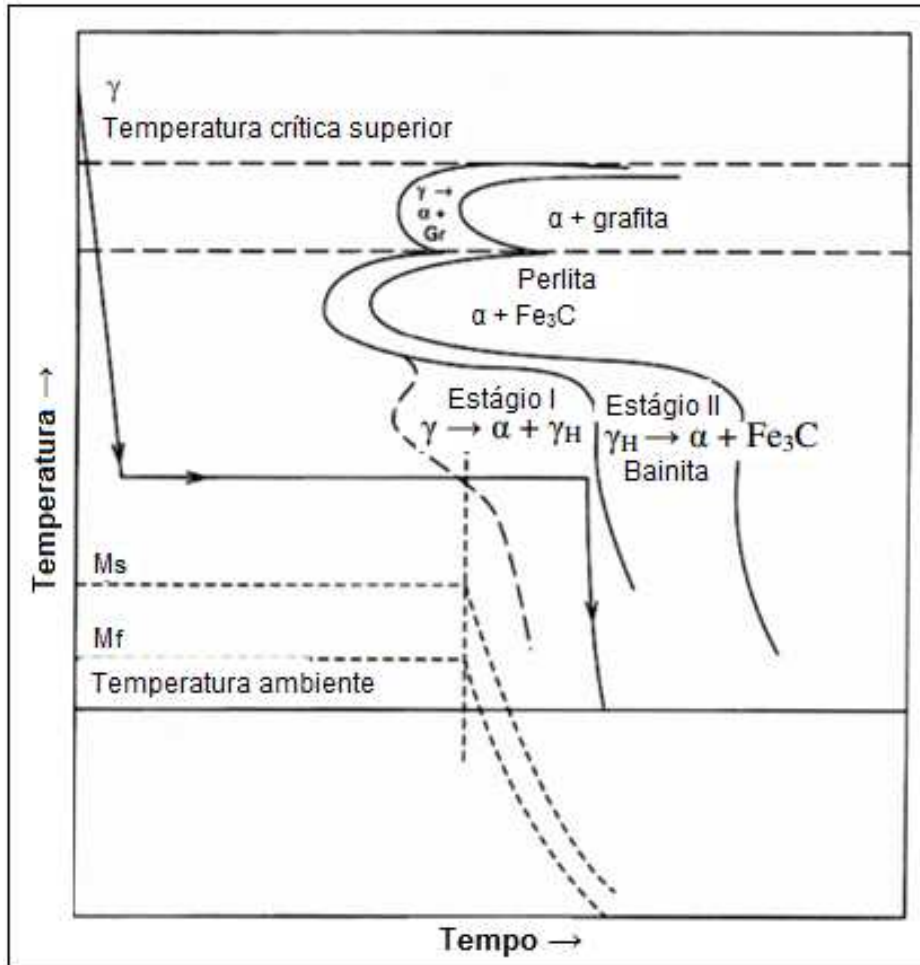


Figura 3.9. Curvas TTT para ferro fundido nodular. Fonte: Machado (2010).

Para diminuir a necessidade da adição de elementos de liga, não prejudicando a usinabilidade e alongamento pode-se optar pela realização da austêmpera, inicialmente, abaixo da temperatura selecionada para a classe, após passar a peça para outro banho de sal à temperatura mais alta que o anterior, pois o primeiro banho estando à uma temperatura mais baixa, possui maior capacidade de resfriamento da peça, reduzindo, dessa forma a necessidade de elementos de liga (1, 2, 29).

Esta técnica consiste em: Aquecer até à temperatura de austenitização (AB); Manter à temperatura de austenitização normalmente por cerca de duas horas (BC); Resfriar bruscamente (CD); Manter à temperatura baixa durante alguns minutos até que a nucleação seja completada (DE); Aumentar a temperatura imediatamente à temperatura de austêmpera (EF); Manter nesta

temperatura normalmente por 2 horas (FG); Esfriar ao ar até à temperatura ambiente t(GH).

A Figura 3.10 ilustra graficamente a realização desta técnica.

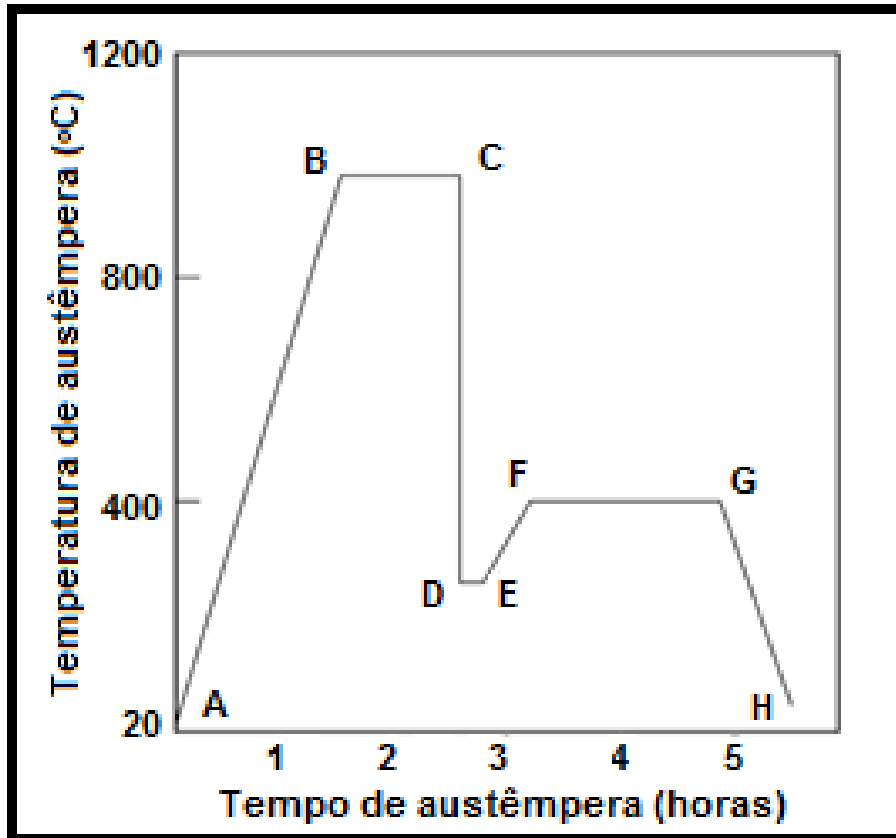


Figura 3.10. Processo de austêmpera em duas etapas. Fonte: Yang, 2004 (adaptado pelo autor).

A técnica é chamada de processo de austêmpera em duas etapas, onde, na prática o mesmo conseguiu notáveis variações nos parâmetros microestruturais de ADI, especialmente tamanhos de partículas mais finas de ferrita e austenita (29).

A Figura 3.11 mostra a redução do tamanho da ferrita através do processo de austêmpera em duas etapas, comparativamente ao alcançado no processo convencional (etapa única).

Através do processo de austêmpera em duas etapas conseguiu-se transformar uma maior fração de volume de austenita (29).

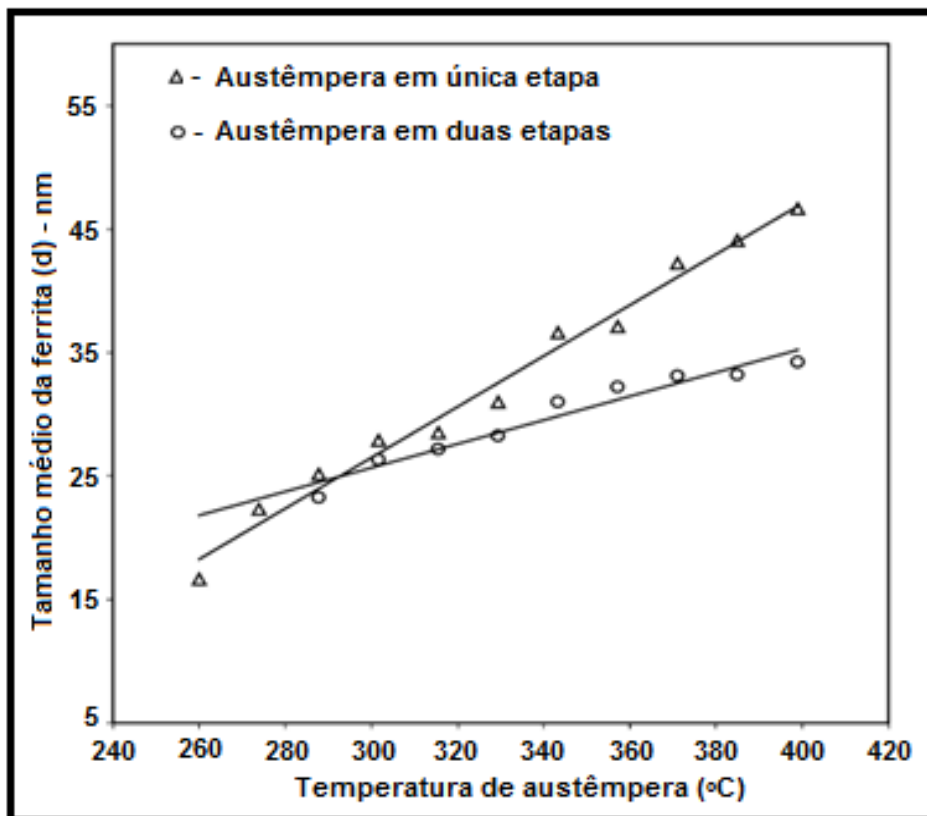


Figura 3.11. Influência da temperatura de austêmpera no tamanho médio da ferrita. Fonte : Yang, 2004 (adaptado pelo autor).

Outras propriedades foram adquiridas através da austêmpera em duas etapas, tais como o aumento da dureza, da resistência à tração e do limite de escoamento, entretanto houve uma diminuição da ductilidade. À medida que a temperatura de austêmpera foi aumentando, a dureza foi diminuindo tanto para o processo convencional como em duas etapas, porém para uma mesma temperatura, a dureza alcançada pelo processo de duas etapas é maior que de simples etapa. No entanto, a austêmpera à mesma temperatura no processo de duas etapas resultou numa maior resistência ao desgaste em comparação com um processo de etapa única (Figura 3.13) (30). O comportamento de desgaste por abrasão no ADI é dependente de propriedades adquiridas pelo material (31). Tal fato pode ser visualizado na Figura 3.12.

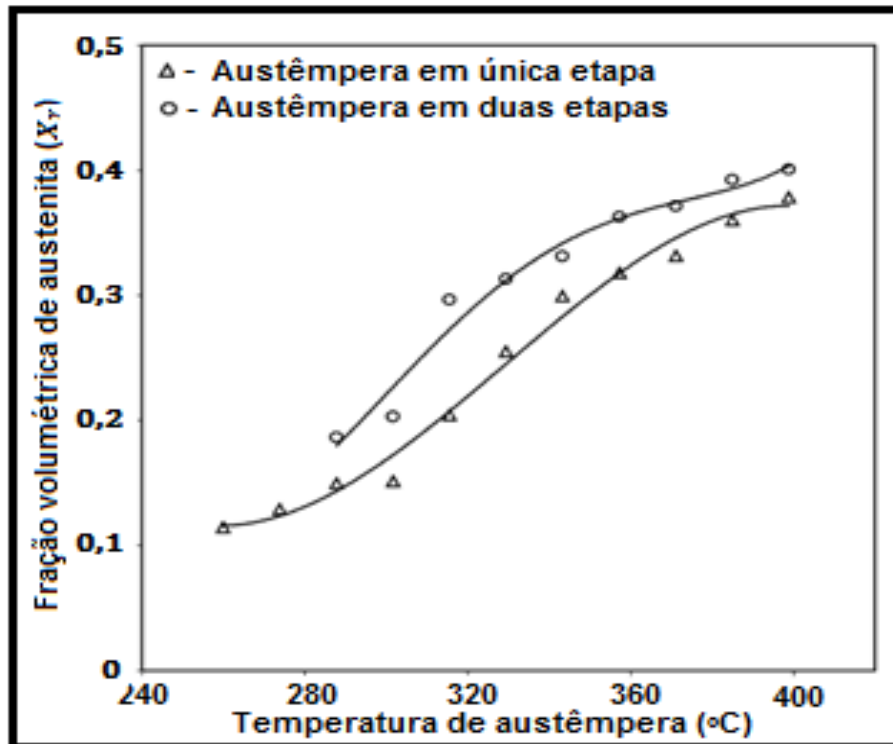


Figura 3.12. Influência da temperatura de austêmpera na fração de volume de austenita transformada. Fonte: Yang, 2004 (adaptado pelo autor).

Os resultados foram obtidos em amostras austenitizadas à 927°C durante 120 minutos e austemperadas durante o tempo também de 120 minutos para a austêmpera em única etapa. Para austêmpera em duas etapas, as amostras também foram austenitizadas à 927°C durante 120 minutos, sendo o primeiro choque térmico realizado à 260°C durante 5 minutos e o segundo choque térmico à 288°C , 302°C , 316°C , 329°C , 343°C , 357°C , 371°C , 385°C e 400°C , durante 120 minutos.

A tabela 3.6 mostra a influência da temperatura de austêmpera nas propriedades mecânicas.

Nota-se na Tabela 3.6 que o alongamento aumentou para as peças austemperadas em única etapa até a temperatura de austêmpera de 385°C , onde, a partir daí diminuiu. Já para austemperados em duas etapas, o aumento no alongamento foi contínuo. Os resultados obtidos, no que se refere a dureza, tensão de escoamento e resistência à tração, foram maiores para duas etapas,

quando comparados com austemperados em etapa única.

Tabela 3.6. Influência da temperatura de austêmpera nas propriedades de dureza e de tração.

Temperatura de austêmpera (°C)	Dureza (HRC)		Tensão de escoamento (MPa)		Resistência à tração (MPa)		Alongamento (%)	
	Etapa única	Duas etapas	Etapa única	Duas etapas	Etapa única	Duas etapas	Etapa única	Duas etapas
260	42,8	-	1210	-	1598,1	-	3,2	-
274	40,4	-	1185	-	1530,4	-	4,2	-
288	39,5	44,6	1180	1280	1505	1467,309	4,8	2,01
302	36,2	42,7	1161	1277	1404,9	1538,72	6,8	3,7
316	35,4	44,1	1099	1245	1366,6	1485,34	8,1	4,6
329	28,6	43,1	950	1201	1230,3	1132,399	11,1	5,2
343	29,1	42,7	911	1164	1194,7	1389,32	12,7	6,3
357	26,7	41,7	794	1106	1053,9	1265,117	14,4	7,7
371	26,5	39,5	731	1063	1034,4	1279,19	15,5	7,6
385	22,8	34,8	647	927	1080,3	1145,45	19,9	9,7
400	21,2	33,9	592	896	1015,4	1149,02	15,0	10,6

Fonte: Yang, 2004 (adaptado pelo autor).

A Figura 3.13 mostra o comportamento do desgaste por abrasão do ADI para os processos de duas etapas e para o convencional.

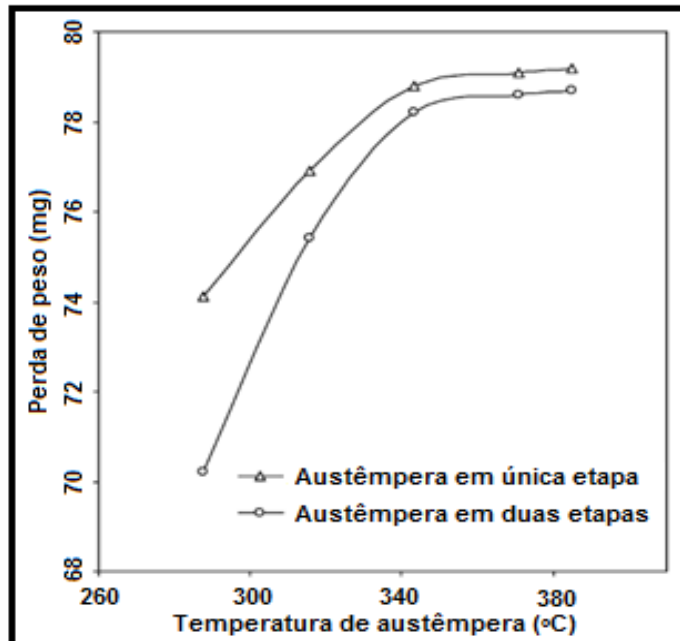


Figura 3.13. Perda de peso por abrasão em função da temperatura de austêmpera. Fonte: Yang, 2005 (adaptado pelo autor).

3.3 Usinabilidade dos Materiais

A Usinabilidade é "uma grandeza tecnológica que expressa, por meio de um valor numérico comparativo (índice de usinabilidade), um conjunto de propriedades de usinagem de um material em relação a outro tomado como padrão". Esta grandeza pode ser usada para quantificar o desempenho das ferramentas de corte, em especial, em termos de geometria e vida das ferramentas, a performance dos fluídos de corte utilizados na usinagem, força de usinagem, acabamento superficial da peça, temperatura de corte, produtividade da máquina operatriz e características do cavaco. Industrialmente, é considerado o custo mínimo necessário para produzir-se determinado grupo de peças em máquina operatriz, tendo como objetivo uma alta produtividade (alta velocidade de corte) e baixo desgaste das ferramentas (32, 33, 34, 35).

A usinabilidade não é uma propriedade intrínseca do material, mas há condições intrínsecas das quais depende a usinabilidade, entre elas estão o estado metalúrgico da peça, a dureza, as propriedades mecânicas do material, a composição química, as operações anteriores efetuadas sobre o material e do seu eventual encruamento. Ainda há variáveis não intrínsecas que também estão atreladas à usinabilidade, tais como as condições de usinagem, as características da ferramenta, a refrigeração, a rigidez do sistema de usinagem, tipos e condições de trabalho executados. Desta forma, um material pode ter um valor de usinabilidade baixo para certas condições de usinagem e um valor maior em outras condições de usinagem (32, 35).

Portanto, o objetivo da usinagem é fabricar, em ritmo de alta produção, componentes intercambiáveis e funcionais a baixo custo. Muitas vezes este objetivo não é fácil de ser alcançado, pois ocorrem vários problemas devidos à variáveis do processo serem desconhecidas ou pouco exploradas.

Ao usinar-se um ferro fundido, a usinabilidade pode variar desde muito fácil (ferro fundido cinzento ferrítico) até muito difícil (ferro fundido branco). Portanto, a dureza do ferro fundido bem como o desgaste da ferramenta variam de acordo os

microconstituintes presentes na estrutura, bem como com os tratamentos térmicos aos quais são submetidos. (1, 2, 32).

A avaliação da usinabilidade dos materiais pode ser feita por vários testes, sendo o de torneamento o mais utilizado. Outros testes comumente utilizados referem-se a operações de furação e fresamento, os quais também são realizados com o intuito de produzir-se um banco de dados de usinagem. Estes dados são analisados e catalogados com a finalidade de fornecer informações práticas principalmente para a indústria (36).

Atualmente, o teste de usinabilidade bem aceito pelos pesquisadores é o método de pressão constante, o qual pode ser utilizado tanto para torneamento como para furação. Este teste consiste em aplicar-se uma força de avanço de maneira constante e por um curto espaço de tempo sobre o material. No caso da operação de furação (a), a espessura a furar é conhecida, cronometrando-se o tempo que leva para que esta seja furada. Já no caso do torneamento (b) e (c), cronometra-se o tempo que decorre para desbastar-se longitudinalmente determinado comprimento pré-estabelecido. A força de avanço é determinada, geralmente, através da adaptação de uma roldana com um cabo de aço interligando o carro do torno mecânico, no sentido de avanço, e um prato contendo massas conhecidas. Na operação de furação, a adaptação é similar, pois as massas e o prato são adaptados no eixo de avanço da furadeira (36, 37).

Para ambos os casos, determina-se o material com maior usinabilidade como sendo aquele que possibilitou maior penetração da ferramenta, ou seja, àquele que levou menor tempo para usinar-se o comprimento pré-estabelecido. A Figura 3.14 ilustra estes dois métodos.

Outro método aceito é o método utilizado pela indústria Volvo (STD 1018.712; 1989) (38), o qual é determinado pelo desgaste da ferramenta na usinagem e toma-se como referência um índice percentual de desgaste da ferramenta precedido da letra *B*. Neste caso o índice 100 é atribuído ao aço de corte fácil, utilizado como padrão de referência (36).

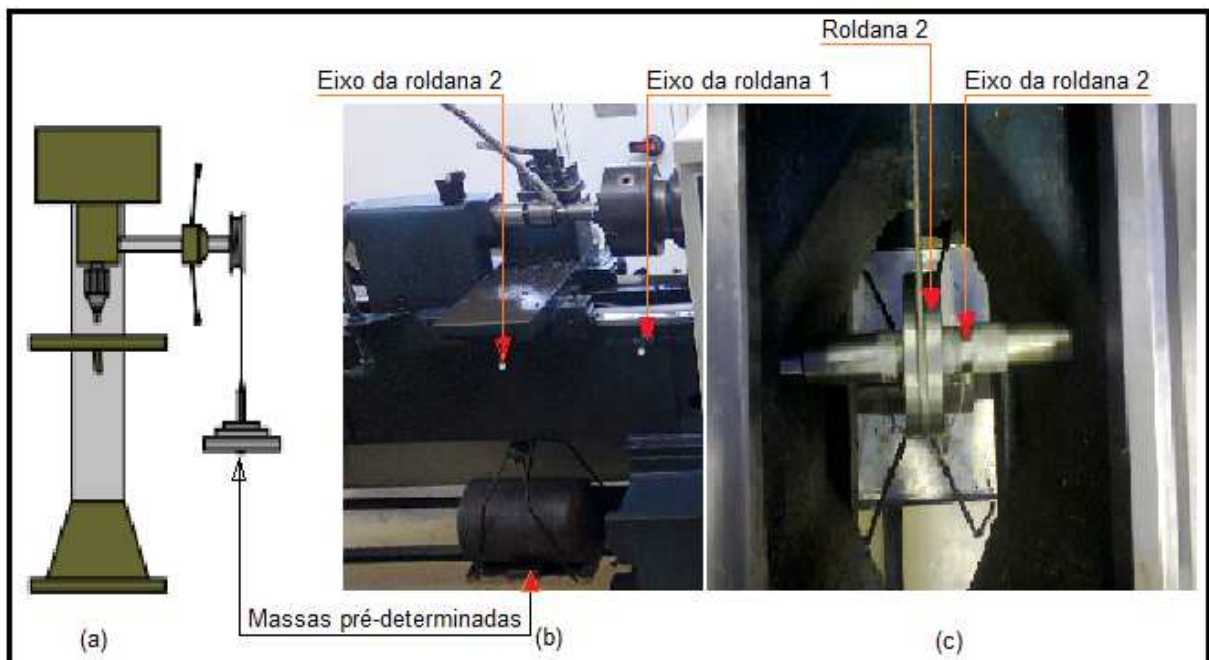


Figura 3.14. Esquema de equipamentos utilizados nos testes de usinabilidade pelo método de pressão constante para furação (a) e torneamento (b) e (c).

Os ferros fundidos nodulares, antes da quebra do cavaco, passam por um processo de deformação da matriz e alongamento dos nódulos de grafita (deformação plástica acentuada). Portanto, os cavacos de ferros fundidos nodulares tendem a ser maiores que os de ferros fundidos cinzentos, logo, o cavaco permanece maior tempo em contato com a ferramenta, acentuando-se os mecanismos de desgaste. Mesmo com a deformação plástica acentuada na zona afetada pela usinagem, os ferros fundidos nodulares apresentam melhor usinabilidade do que os aços de corte fácil. Já para os ferros fundidos cinzentos, os flocos de grafita diminuem a ductilidade, facilitando a quebra dos cavacos, originando um pequeno contato cavaco-ferramenta. As forças de usinagem e a potência consumida são relativamente pequenas. Ocorrem baixas taxas de desgaste e altas taxas de remoção de material (1).

A quantidade de carboneto na perlita é outro fator relevante para a usinabilidade do ferro fundido nodular, pois a usinabilidade decresce a medida que o tempo de desmoldagem diminui e com a utilização de elementos de liga que tendem a diminuir a velocidade de deposição do carbono sobre a grafita.

Entretanto, a presença de sulfeto de manganês nos ferros fundidos maleáveis os tornam mais usináveis do que os ferros fundidos nodulares. A usinabilidade demonstrou melhoria em operações em que há dificuldade de retirada de cavaco, pois residuais de perlita conferiram melhoria na usinabilidade de nodulares ferríticos, devido à melhor quebra de cavaco (1).

Segundo Seker et al (2002), em ensaios de usinabilidade com investigação voltada para a rugosidade e forças de corte nos ferros fundidos nodulares, os ligados ao níquel (0,7%) e cobre (0,7%) apresentaram os melhores resultados em termos de rugosidade e maiores forças de corte quando comparados com as amostras de ferros fundidos nodulares não ligados (39).

Na Figura 3.15 pode-se visualizar o efeito da dureza sobre a usinabilidade para ensaio de torneamento.

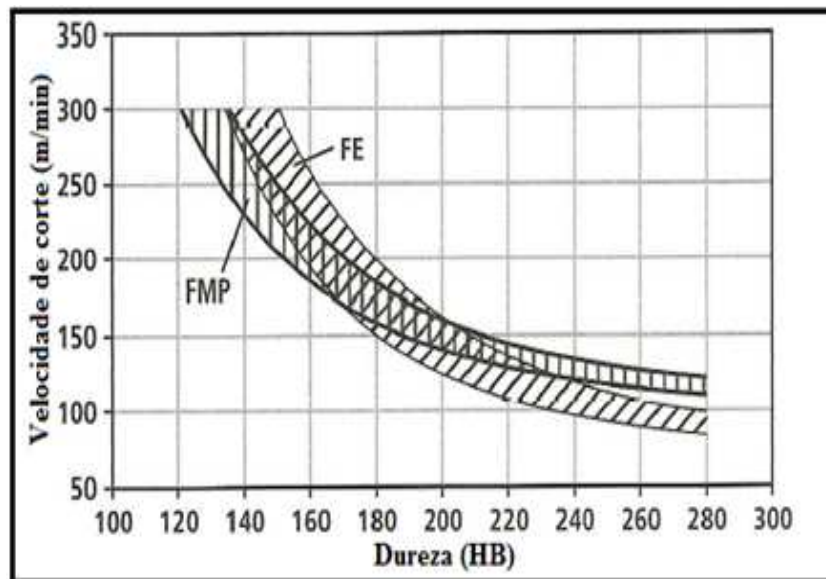


Figura 3.15. Resultados de usinabilidade de ferros fundidos nodular (FE) e maleáveis pretos (FMP).

Fonte: Guessier, 2009.

Através da Figura 3.15 vê-se caso uma diminuição da velocidade de corte à medida que a dureza aumenta, tanto para os ferros fundidos nodulares como para os maleáveis pretos. Na comparação entre ambos, os maleáveis pretos apresentam uma dureza em torno de 30HB menor que os nodulares ferríticos,

sendo que para estes nodulares ferríticos a usinabilidade é semelhante. Para este trabalho foi considerada a velocidade de corte que corresponda a uma vida da ferramenta de 20 min. para um desgaste de ferramenta por formação de cratera de 0,3 mm, desbaste com metal duro K15 revestido com TiC, cavaco de 2,5 mm x 0,3 mm (1).

Em ensaios de fresamento, o efeito da dureza da ferrita mostra que em ferros fundidos nodulares ferríticos que possuam altos teores de silício (3,6% à 3,8%), a diminuição da usinabilidade está relacionada com o aumento da dureza, onde, se pode perceber este fato através dos crescimento da força de corte.

Como dito anteriormente, na usinagem dos ferros fundidos nodulares, ocorre uma deformação da matriz e alongamento dos nódulos de grafita, isto antes de ocorrer a quebra do cavaco de modo que seus cavacos tendem a ser maiores do que nos cinzentos, aumentando, dessa forma, o desgaste da ferramenta (1).

Esta deformação da matriz nos ferros fundidos ferríticos, bem como os nódulos de grafita alongados devido ao processo de usinagem pode ser visualizado na Figura 3.16.

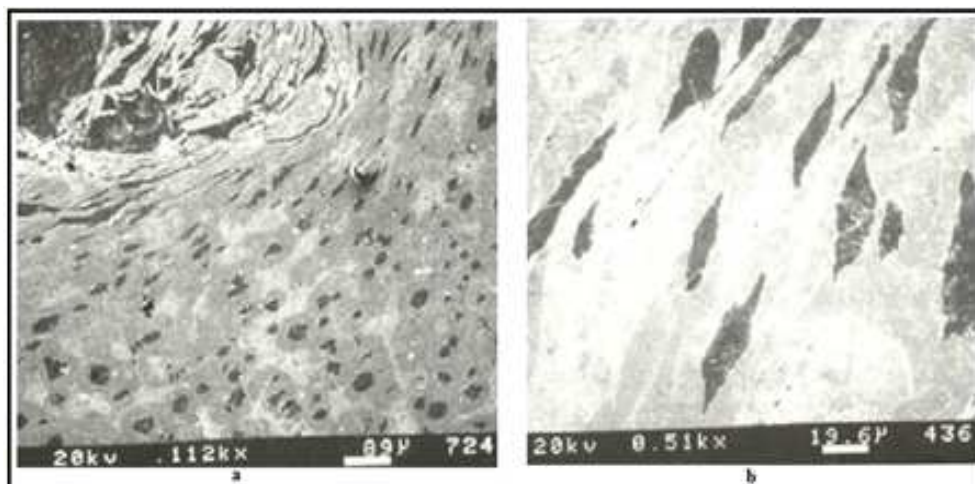


Figura 3.16. Características de deformação de ferro fundido nodular ferrítico durante a usinagem. Deformação da matriz e nódulos alongados. a) Região da raiz do cavaco. b) Seção distante da ferramenta de corte. Fonte: Guessser, 2009.

Na usinagem dos ferros fundidos nodulares de classes de alta resistência (austemperado 900 e perlítico 70002), as forças de corte apresentam grande variação em seus valores, enquanto os aços apresentam pouca variação. Para tal pesquisa foi utilizado velocidade de corte de 100 m/min e avanço de 0,2 mm (1). A Figura 3.17 permite visualizar-se tal fato.

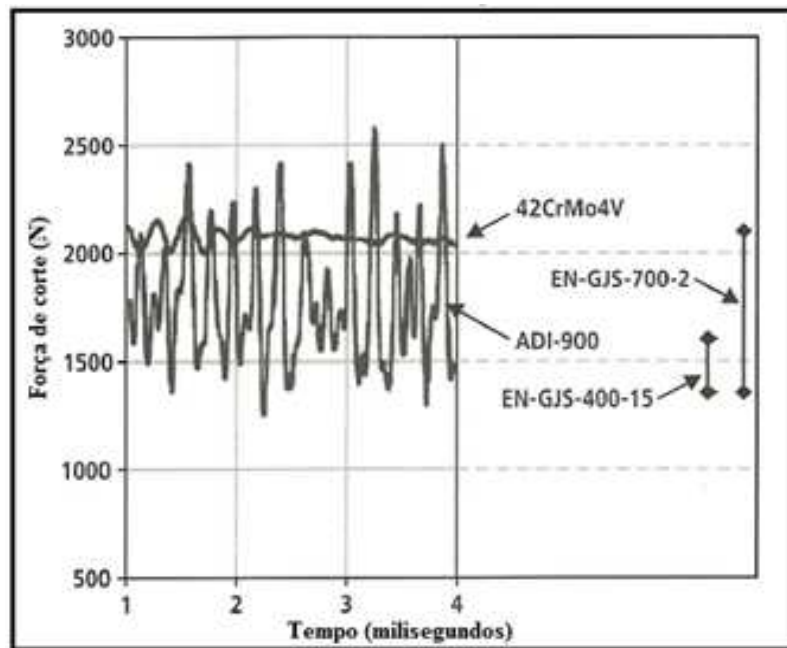


Figura 3.17. Variação da força de corte no torneamento de ferros nodulares (ferrítico, perlítico, austemperado, norma EN) e aço temperado e revenido. Fonte: Guessier, 2009.

Estas variações devem-se à frequente ruptura na região de aderência (Figura 3.18), causando queda brusca na formação do corte e, no aço a ruptura do cavaco dá-se depois da região de aderência. A exemplo dos aços, no ferro fundido nodular ferrítico, a ruptura também ocorre após esta região, mas com forças menores (1).

Nos aços, o cisalhamento é contínuo, há solicitações mecânicas e térmicas constantes ao longo do tempo e possui transmissão de forças através da região de cisalhamento e distribuição sobre a zona de aderência. Já no ferro fundido nodular, a compressão e formação da trinca é descontínua, há menor solicitação mecânica, porém oscilante e possui menor transmissão de esforços através da região de cisalhamento, logo menor zona de aderência.

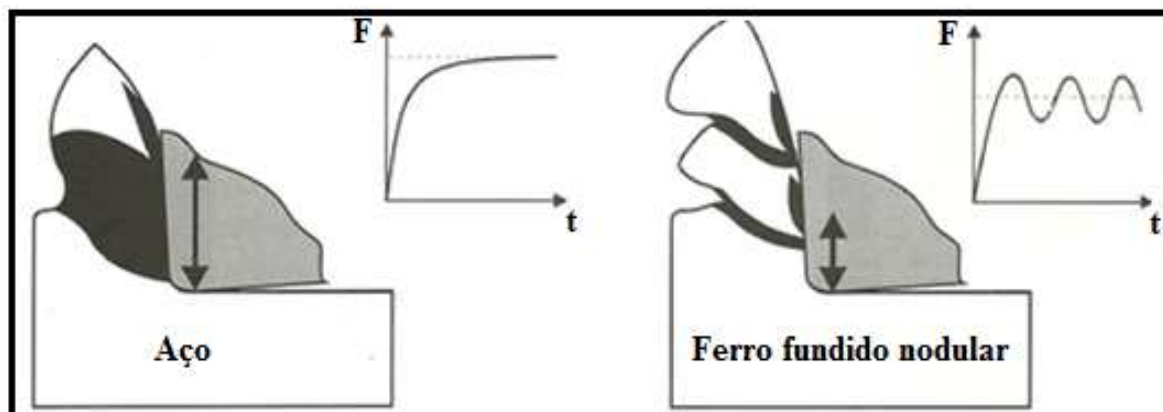


Figura 3.18. Comparação entre os processos de formação de cavaco em aço e em ferro fundido. Estão indicadas as forças de corte em função do tempo. Fonte: Guessser, 2009 (adaptado pelo autor).

Os desgastes das ferramentas de metal duro são decorrentes das variações de forças de corte, as quais incutem à ferramenta carregamentos dinâmicos. Estes carregamentos, mais os carregamentos mecânicos e térmicos, são os responsáveis pelo desgaste sofrido pela ferramenta.

Na usinagem dos ferros fundidos nodulares austemperados, as cargas dinâmicas acarretam o desgaste em forma de cratera na ferramenta, bem como a probabilidade de quebra. Já para outros materiais, o principal desgaste da ferramenta ocorrerá no flanco destas.

No gráfico da Figura 3.19 pode-se visualizar uma comparação de usinabilidade entre aços, ferros fundidos nodulares ferrítico, perlítico e austemperado, onde sobressai o bom desempenho dos nodulares ferríticos, mesmo frente ao aço de corte fácil (1).

Para tal experimento foi utilizado o aço de corte fácil como padrão de referência para cálculo da usinabilidade dos demais.

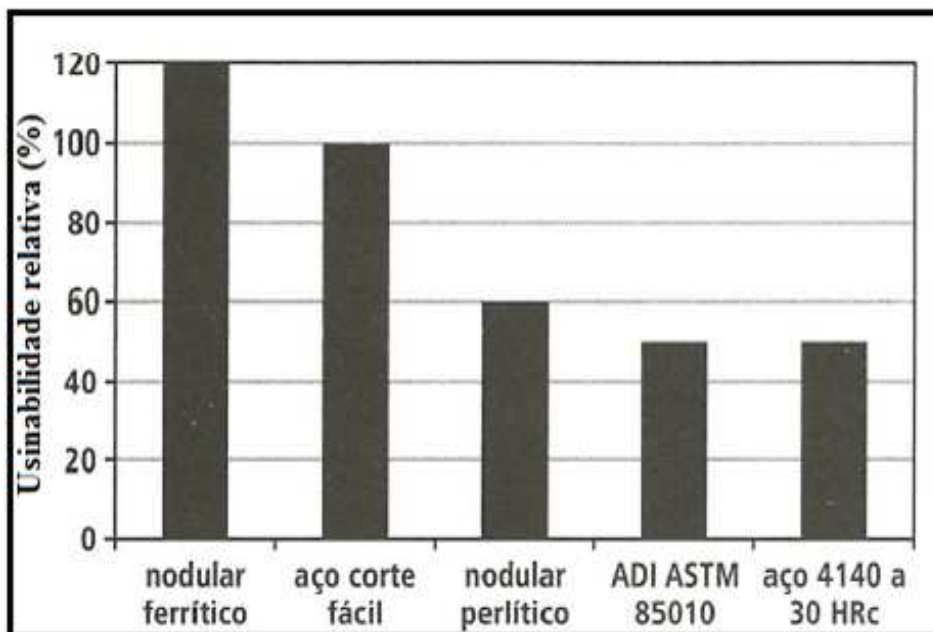


Figura 3.19. Usinabilidade relativa de ferros fundidos nodulares e aços. Fonte: Guesser, 2009.

3.3.1 Fatores Metalúrgicos na Avaliação da Usinabilidade

A usinabilidade não é a propriedade de um único material, mas sim a propriedade resultante da combinação de dois materiais, ou seja, da combinação ferramenta-peça usinada (33).

O método mais aceito para medir-se a usinabilidade de um material é o ensaio chamado de "longa duração", onde o corpo de prova à usinar e o tomado como padrão são usinados até o fim da vida da ferramenta ou até um determinado valor de desgaste da ferramenta (V_b ou K_t), em diversas velocidades de corte diferentes (32).

Os tipos de desgaste resultante da usinagem de peças, apresentados nas ferramentas de corte, podem ser visualizados na Fig. 3.20.

Para chegar-se à usinabilidade, usa-se o índice de usinabilidade. Este índice é fornecido em percentual, onde considera-se como índice de 100% à usinabilidade do material tomado como padrão.

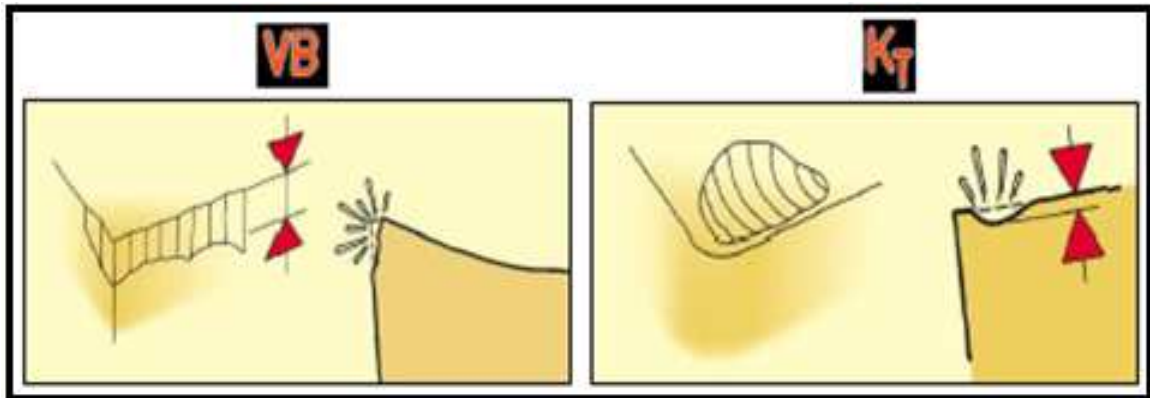


Figura 3.20. Representação do desgaste da ferramenta. Fonte: FEPI - Universitas.

A Equação 3.4 expressa o cálculo do índice de usinabilidade (IU) dos materiais em relação a um material tomado como padrão.

$$IU = \frac{V_{c20} \text{ (material ensaiado)}}{V_{c20} \text{ (material padrão)}} \times 100 \quad (3.4)$$

onde V_{c20} representa a velocidade de corte para uma vida determinada da ferramenta (20 min.).

O índice de usinabilidade dos metais deve ser analisado através da influência das variáveis dos componentes, os quais encontram-se intimamente ligados. A primeira componente a influenciar na usinabilidade é o material da peça a ser usinada, onde há fatores influentes tais como a sua composição química, a microestrutura, dureza, propriedades das tensões e deformações, rigidez da peça, etc. Outra componente é o processo mecânico e condições de usinagem, onde têm-se como principais fatores o material da ferramenta de usinagem, as condições de usinagem (velocidade de corte, avanço, profundidade de corte, geometria da ferramenta, etc.), utilização de fluido de corte, a rigidez da ferramenta, da máquina e do sistema de fixação da peça, bem como os tipos de trabalhos executados pela ferramenta tais como o tipo de operação empregada, tipo de corte (contínuo ou intermitente) e condições de entrada e saída da ferramenta (33).

Outro componente é o critério empregado na avaliação do ensaio de

usinabilidade, onde tais ensaios podem ser agrupados nos critérios básicos e específicos. Como critérios básicos tem-se os critérios baseados na vida da ferramenta, na força de usinagem, no acabamento superficial e na produtividade. Já como critérios específicos têm-se os baseados na análise dimensional, na temperatura de corte, nas características do cavaco e na energia fornecida pelo pêndulo.

Portanto, conclui-se que a usinabilidade, necessariamente, não é uma propriedade intrinsecamente ligada à dureza do material da peça e à sua resistência mecânica, pois embora a dureza e a resistência mecânica sejam fatores importantes de influência na usinabilidade de um material, outros fatores importantes também devem ser levados em consideração. Para exemplificar, tendo-se dois aços inoxidáveis AISI 303 e AISI 316, os dois possuem a mesma dureza, entretanto o aço 303 possui maior usinabilidade que o 316, pois ele possui sulfeto de manganês, o qual favorece a usinabilidade (1).

3.3.2 Usinabilidade dos Ferros Fundidos Austemperados

Para complementação do que foi discernido no item 3.3.1, cabe ainda dizer que os ferros fundidos nodulares austemperados apresentam certas propriedades mecânicas em maiores níveis do que muitos outros materiais empregados na atualidade. Entretanto, operações de usinagem do mesmo ainda é um desafio, pois o mesmo apresenta relativa dureza, caracterizando-se como alta, logo apresenta alto índice de desgaste da ferramenta (vida curta), isto devido ao fato de apresentar austenita não transformada em sua matriz, podendo esta, durante a usinagem sofrer transformação martensítica frente à ferramenta, na zona conhecida por zona afetada pela usinagem (ZAU).

O ferro fundido dúctil austemperado (ADI) oferece um grande potencial para futuras aplicações na produção em série. Durante o processo de usinagem do ADI, as ferramentas de corte são expostas a uma combinação de desgaste abrasivo e adesivo, bem como a altas cargas na aresta de corte. A aptidão do ADI para a formação de cavaco segmentado é ainda mais pronunciada em comparação com

outros materiais, portanto, estes fatores acarretam o desgaste das ferramentas de corte, formando uma cratera perto da borda de corte. Em certos casos, a dificuldade na usinagem do austemperado requer que as peças primeiro sejam usinadas e somente depois passem a ser austemperadas, deixando para o final somente operações de acabamento, como o caso de retífica. Entretanto, esta metodologia, traz significativos aumentos de custos de fabricação (40).

Em pesquisa realizada por Sequer et al, dentre os lotes de corpos de prova austemperados em 60 min., 90 min., 180 min. e 200 min, estes constataram que o tratamento térmico de austêmpera conferiu melhoria significativa no estado da superfície de todas as peças e que os valores de rugosidade de superfície de todos austemperados não variam significativamente entre si. Com o aumento do tempo de austêmpera não houve considerável influência nas forças de corte e de rugosidade da superfície, entretanto para o tempo de 60 min apresentou melhores resultados (39).

Ao analisar a influência da profundidade de corte na usinabilidade de um ferro fundido austemperado foi constatado que com a diminuição da profundidade de corte não houve melhoria na usinabilidade. Observou-se que ao utilizar profundidade de corte de 0,5 mm e de 1,0 mm resultou em melhor usinabilidade em comparação com as profundidades de corte mais baixas, tal como 0,1 mm. O mesmo sugere que para reduzir-se o desgaste da ferramenta e melhorar a usinabilidade, profundidades de corte tais como 0,5 mm e 1,0 mm são bem aceitas na usinagem de ADI ligado (41).

Em investigações das propriedades mecânicas do ADI com relação à temperatura de austêmpera (austenitização à 910 °C por 90 min. e austêmpera para 350 °C, 370 °C, 390 °C e 410 °C durante 90 min.) concluiu-se que, quando ligados ao cobre e molibdênio e tratados termicamente, quanto maior a temperatura de austêmpera, maior será sua ductilidade. Entretanto, a maior dureza e resistência à tração foram obtidas com amostras austemperadas à menor temperatura (350 °C). Ainda chegou-se a conclusão que os ferros fundidos dúcteis obtidos nas temperaturas mais elevadas (390 °C e 410 °C) podem ser

categorizados na classe ASTM grau1 e os obtidos às menores temperaturas (350 °C e 370 °C) na classe ASTM grau 2 (42).

Para o tempo de austêmpera de 1 hora, a dureza máxima ocorreu para a temperatura de 300 °C e a mínima para 250 °C, enquanto que para o tempo de 2 horas, a dureza máxima ocorreu para a temperatura de 250 °C e a mínima para 300 °C (43).

O gráfico da Figura 3.21 fornece a variação da dureza em função da temperatura de austêmpera para os tempos de 1 hora e 2 horas.

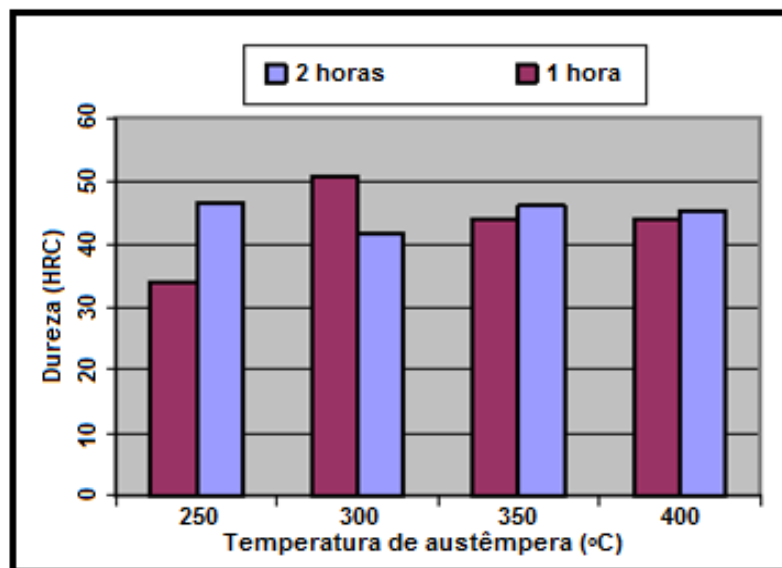


Figura 3.21. Variação da dureza em função da temperatura para ferros fundidos austemperados.

Fonte: Cakir et al, 2008 (adaptado pelo autor).

A Figura 3.22 ilustra a variação da qualidade superficial do conjunto de amostras em função da distância cortada a partir da placa de fixação para peças austemperadas e usinadas com diâmetro de 88 mm e 320 mm de comprimento. Ressalta-se ainda que para a usinagem, foi utilizado o cabeçote móvel (apoio).

Os grupos *A* e *B* foram austemperados à 400 °C, *C* e *D* à 350 °C e *E* e *F* à 300 °C, sendo utilizado tempo de uma hora para os grupos *A*, *D* e *E* e de duas horas para os demais. O grupo *DI* refere-se à bruto de fusão.

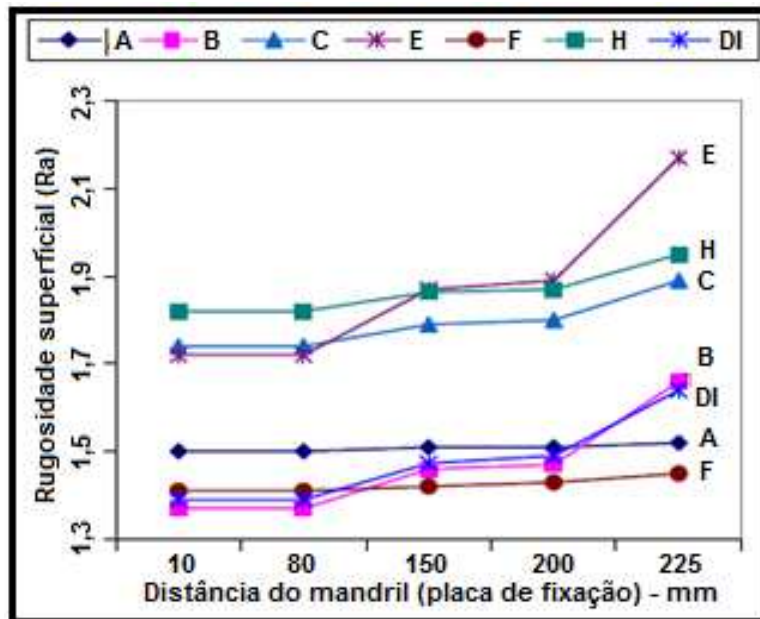


Figura 3.22. Qualidade superficial de acordo com a distância de corte. Fonte: Cakir et al, 2008 (adaptado pelo autor).

Neste sentido, estudos e pesquisas estão voltadas para o desenvolvimento de novas tecnologias que venham ao encontro à otimização da usinagem, em condições mais econômicas, dos ferros fundidos nodulares austemperados após o tratamento de austêmpera (43).

Sugestões para a usinagem dos ferros fundidos nodulares austemperados (1):

- Utilizar ferramenta de alta dureza (grupo K).
- Comparativamente às classes perlíticas, utilizar velocidade de corte menor.
- Maximizar o avanço de acordo com as condições de rigidez da máquina.
- Usar fluido de corte, pois na usinagem com corte contínuo do ferro fundido nodular austemperado o calor gerado no corte é maior, logo, a temperatura é mais alta.

Em corte descontínuo, a usinagem sem fluido de corte resulta em maior vida da ferramenta, isto porque as ferramentas do grupo K apresentam alta sensibilidade ao choque térmico, podendo apresentar trincas devido à fadiga térmica. Refere-se à geometria ideal para a ferramenta, devendo esta ter um ângulo de saída positivo de maneira que venha a reduzir a deformação na saída do cavaco, mas sem que a mesma perca sua rigidez (1).

3.4 Vida da Ferramenta

Como o desgaste das ferramentas de corte está associado à perda de capacidade de corte destas, interferindo grandemente na qualidade das peças e trazendo variados prejuízos para a produção e, conseqüentemente para a indústria, há a necessidade de estudos referentes às condições de corte destas ferramentas.

A vida da ferramenta é entendida como sendo o tempo efetivo de trabalho da mesma até a perda de sua capacidade de corte, isto obedecendo critérios pré-estabelecidos. Esta perda de capacidade de corte geralmente é avaliada segundo um determinado grau de desgaste da mesma (33).

Este conceito compreende o período no qual uma ferramenta pode ser mantida usinando de forma econômica. O critério econômico pode ser relacionado principalmente com a elevação dos custos de produção associados a necessidade de retrabalhos, perda de produção (sucateamento de peças), tempo de máquinas parada, aumento do consumo de energia, aumento no consumo de ferramentas, etc. (44).

Os fatores que determinam a fixação de um determinado desgaste, e conseqüentemente a vida da ferramenta são vários, logo, é através destes fatores que se determina quando a ferramenta deverá ser substituída. O ideal é utilizá-la enquanto as peças produzidas apresentarem as especificações dimensionais e de acabamentos ideais, determinadas pelo projeto (33).

O gráfico da Fig. 3.23 mostra a avaliação do desgaste do flanco da ferramenta de corte em função da distância de material cortado tendo-se 98,1 m/min como velocidade de corte (diâmetro das amostras de 88,0 mm). Este gráfico ilustra as amostras dos grupos *E* e *F* (43).

Para o grupo *E*, a temperatura de austêmpera utilizada foi de 300 °C, pelo tempo de 2 horas, onde se obteve dureza de 51 HRC. Já para o grupo *F* obteve-se dureza de 40 HRC, tendo como temperatura de austêmpera também 300 °C, porém o tempo de austêmpera foi de 1 hora.

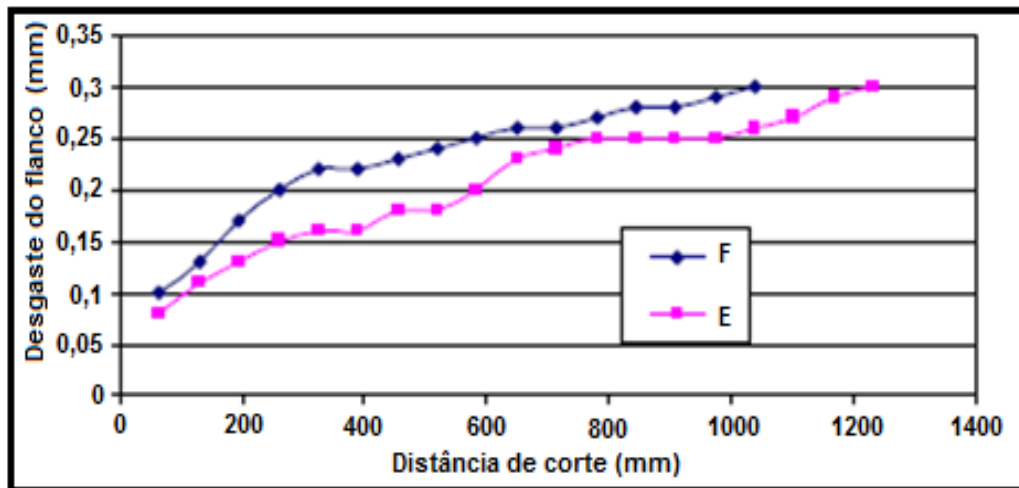


Figura 3.23. Comparação da vida da ferramenta para 355 RPM. Fonte: Cakir et al, 2008 (adaptado pelo autor).

Nota-se que para o grupo *F* o desgaste do flanco da ferramenta de corte foi maior que para o grupo *E* para qualquer comprimento usinado. Entretanto, a ferramenta que usinou a amostra do grupo *E* obteve maior vida (foi estipulado 0,3 mm como fim de vida) (43).

No gráfico da Figura 3.24 é mostrado o desgaste do flanco da ferramenta ao usinar os corpos de prova do grupo *E* em determinado comprimento de corte em função da mudança de velocidade de corte. Neste gráfico pode-se ver que o aumento da velocidade de corte acarreta um aumento do desgaste no flanco da ferramenta de corte, encurtando, dessa forma, a vida da ferramenta de corte (43).

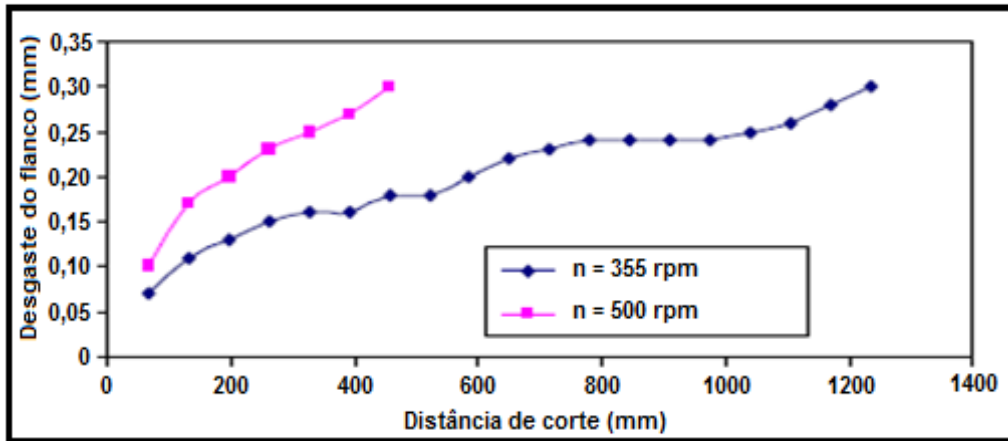


Figura 3.24. Vida da ferramenta em função da velocidade de corte (grupo E). Fonte: Cakir et al, 2008 (adaptado pelo autor).

Vê-se ainda, que um aumento de 40% na velocidade de corte acarretou em uma diminuição da vida da ferramenta em torno de 75%.

No gráfico da Figura 3.25 é mostrado o desgaste do flanco da ferramenta ao usinar os corpos de prova do grupo *F* em determinado comprimento de corte em função da mudança de velocidade de corte. Nota-se através desse gráfico, que o desgaste inicial é mais acentuado do que nas amostras do grupo *E*, e também possuem tempo de vida menor.

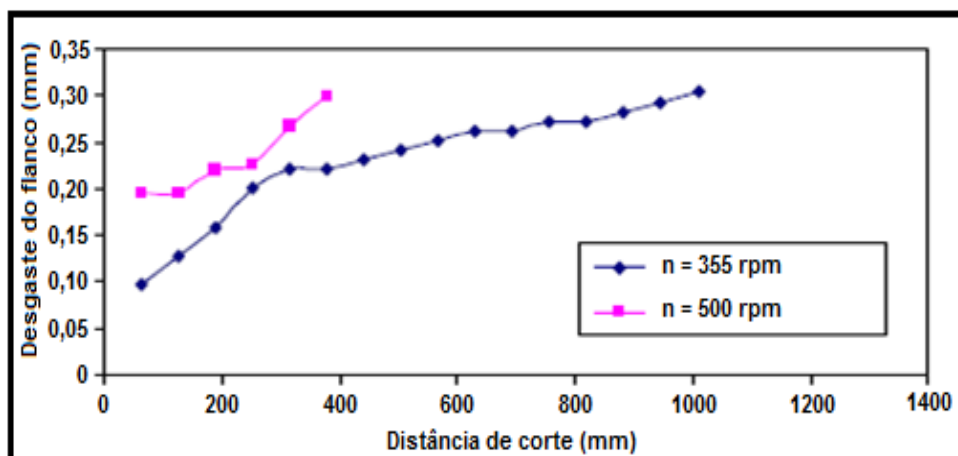


Figura 3.25. Vida da ferramenta em função da velocidade de corte (grupo F). Fonte: Cakir et al, 2008 (modificado pelo autor).

Durante a usinagem ocorrem fatores (solicitações térmicas e mecânicas,

atrito entre o cavaco e a superfície da peça, etc.) que ocasionam o desgaste requerendo a reafiação ou troca da ferramenta (43).

A norma ISO 3685 utiliza parâmetros para quantificar esses desgastes, entre estes se podem destacar a profundidade da cratera, o desgaste de flanco médio, o desgaste de flanco máximo e o desgaste de entalhe (45).

3.4.1 Efeitos dos Parâmetros de Usinagem na Vida da Ferramenta

Cada um dos três principais parâmetros de usinagem (velocidade de corte, avanço e profundidade de corte), possui um efeito na vida útil da ferramenta. A profundidade de corte tem o menor efeito, seguido pelo avanço utilizado. A velocidade de corte possui o maior efeito na vida útil da ferramenta.

Para uma maior vida útil da ferramenta deve-se maximizar o avanço para reduzir o número de cortes, maximizar a profundidade de corte para ter-se um tempo de corte menor e reduzir-se a velocidade de corte para se obter uma maior vida útil da ferramenta. Quando se têm uma profundidade de corte muito pequena haverá, entre outros, a perda de controle de cavacos, além de não ser economicamente viável, e quando for muito profunda esta poderá acarretar em quebra da ferramenta, alto consumo de energia, bem como no aumento excessivo nas forças de corte (34).

A Influência da profundidade de corte na vida da ferramenta de corte é mostrada na Figura 3.26, onde vê-se através do exemplo que, para uma usinagem com o uso de uma profundidade de corte de 5,0 mm, tem-se um tempo de vida útil da ferramenta de 20 min. Também pode ser observado que com o aumento da profundidade em 50% de seu valor (de 5,0 mm para 7,6 mm), a ferramenta de corte sofrerá uma redução em sua vida útil de 15% (passará de 20 min. para 17 min.).

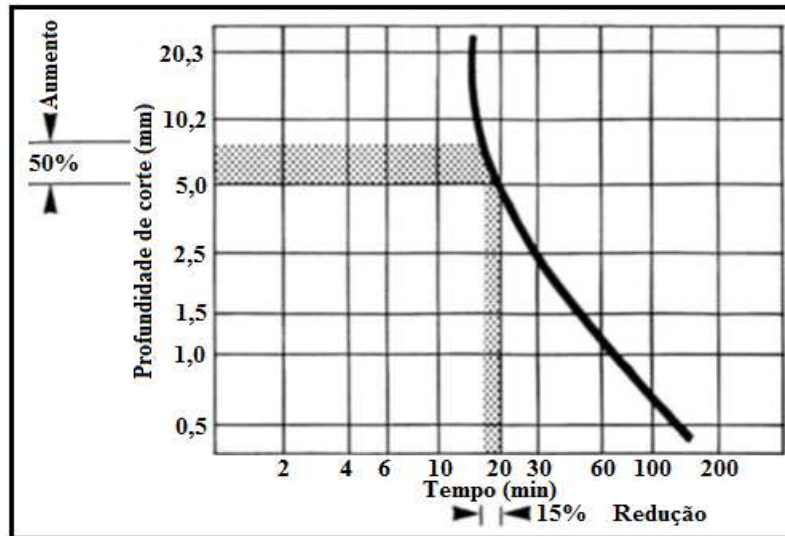


Figura 3.26. Influência da profundidade de corte na vida da ferramenta. Fonte: Stoeterau, 2007.

Para avanço muito pequeno haverá, entre outros, tendência de obterem-se cavacos em forma de fita, desgaste rápido do flanco da ferramenta, além de não ser economicamente viável e quando for muito elevado, poderá acarretar, entre outros, em alto consumo de potência de corte, acabamento superficial indesejado, perda de controle de cavacos, soldagem do cavaco, formação de crateras e deformações plásticas.

Ao considerar-se a vida útil da ferramenta em função da velocidade de corte, esta possui maior efeito sobre a vida da ferramenta do que a profundidade de corte (34). A Equação 3.5 expressa a velocidade de corte à utilizar-se na usinagem dos materiais.

$$V_c = \pi d n \quad (3.5)$$

Onde:

- π : Constante;
- d: Diâmetro da peça (torneamento);
- n: Número de rotações por minuto (RPM).

Para velocidade de corte muito pequena haverá, entre outros, tendência de

perda da capacidade de corte da aresta cortante, conferindo acabamento superficial insatisfatório, além de não ser economicamente viável. Entretanto, quando for muito elevada, poderá acarretar, entre outros, acabamento superficial indesejado, formação de crateras, deformações plásticas, bem como desgaste rápido do flanco da ferramenta. Portanto, ao readequar-se a velocidade de corte conseguir-se-á maior economia no processo de usinagem (34). A Figura 3.27 ilustra a influência da velocidade de corte na vida da ferramenta.

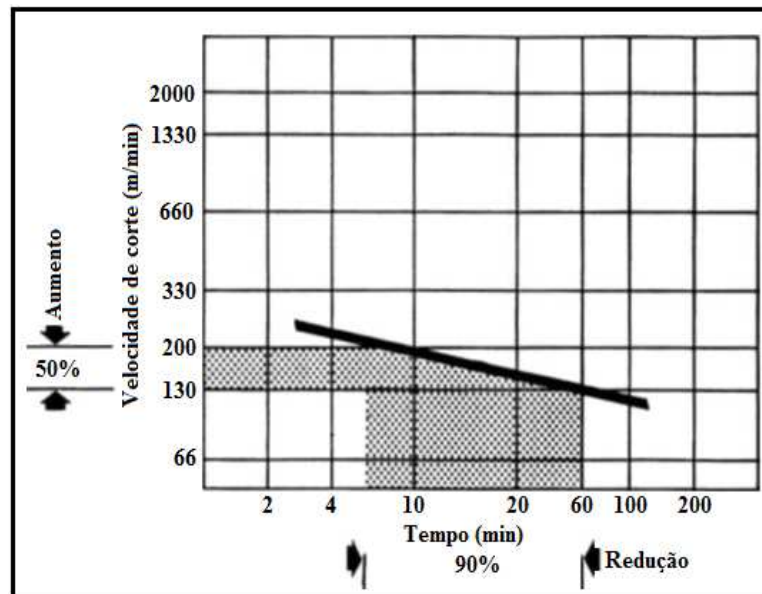


Figura 3.27. Influência da velocidade de corte na vida da ferramenta. Fonte: Stoeterau, 2007.

Vê-se nesta ilustração (Figura 3.27) que para uma velocidade de corte de 130 m/min. a durabilidade da ferramenta de corte será de 60 min. Ao aumentar-se esta velocidade de corte para 205 m/min (aumento de 58%), a vida da ferramenta sofrerá uma redução de tempo na ordem de 90% (passará para 6,0 min.).

3.4.2 O Desgaste da Ferramenta como Mecanismo de Avaliação da Usinabilidade

Geralmente, em condições normais de corte, as formas de desgastes de cratera, de flanco e de entalhe estarão presentes na usinagem dos materiais, embora uma delas deva prevalecer (45).

A avaliação do desgaste das ferramentas de corte pode ser feita através de medições feitas diretamente ou indiretamente. No caso das diretamente, estas podem ser executadas através de inspeção visual com comparações de padrões (utilização de lupas), mecanicamente (utilização de paquímetros, micrômetros, etc), utilização de instrumentos óticos (utilização de microscópio) ou da utilização de ótico-eletrônica (utilização de câmaras, etc). Já no caso das indiretas, estas são avaliadas através do aumento das vibrações, aumento do ruído, piora da qualidade das peças usinadas, aumento da rejeição dimensional, aumento das forças de usinagem, etc. (44).

Entretanto, para se determinar o fim da vida das ferramentas de corte, deve-se considerar determinados critérios, entre estes se destacam o rompimento da ferramenta de corte, desgastes de flanco ou de cratera, acabamento superficial insatisfatório, vibrações excessivas, rebarbas nas peças, aumento excessivo da temperatura, surgimento de alterações nos cavacos, na precisão das peças, bem como nas forças de usinagem (obtidas através de monitoramento). O procedimento para a determinação da vida da ferramenta é através de testes. Estes testes podem ser de duração rápida ou de longa duração. Os rápidos são mais econômicos, porém fornecem valores comparativos, enquanto que os de longa duração fornecem resultados mais precisos, porém levam maior tempo, o que os onera (44).

Os testes de longa duração são executados em operações de torneamento quando o fator determinante na vida da ferramenta for a temperatura, para tal teste, a velocidade de corte e o avanço são mantidos constantes até a destruição total da ferramenta.

Deve se adotar o procedimento de fazer constar no relatório os instantes em que aparecem ruídos, modificações nos cavacos, marcas na peça e tempo total para destruição da ferramenta. No torneamento longitudinal, escolher quatro velocidades de corte que proporcionam vidas entre 5 e 60 minutos. Tal teste é usualmente empregado com ferramentas de aço rápido HS 10-4-3-10.

Quando o fator determinante na vida da ferramenta for o desgaste da mesma e não mais a temperatura, o teste indicado é o teste de desgaste, pois ferramentas de metal duro e aço rápido em altas velocidades de corte apresentam desgastes de flanco e cratera. Mantendo-se constante a velocidade de corte, a evolução do desgaste no flanco e na face é acompanhado, onde os valores obtidos para o desgaste de flanco VB , da profundidade de cratera KT e o afastamento médio da cratera KM são plotados em gráficos log-log, onde aí são traçadas as curvas de VB ou a relação de desgaste $K = KT/KM$. Destas curvas pode-se obter a velocidade de corte para determinada vida da ferramenta, as duas equações para as formas de desgaste, marca de desgaste ou profundidade de cratera. Normalmente as curvas são mais inclinadas para desgastes de cratera do que para desgastes de flanco (44).

Outro teste é o teste de velocidade de corte máxima com variação contínua dessa velocidade de corte.

O teste de critério de força é um teste que leva em consideração a variação da força de usinagem em função do tempo de corte. A quantificação empírica da força de usinagem é obtida, normalmente, na operação de desbaste cilíndrico longitudinal em torno mecânico, onde a ferramenta é fixada em uma plataforma piezelétrica. Dados são coletados sensorialmente e condicionados em amplificadores de carga, onde são transmitidos a um sistema de tratamento e análise de sinais, onde se poderão visualizar na tela do monitor do computador os dados obtidos. À medida que a ferramenta vai sofrendo desgaste, a força de usinagem coletada vai aumentando (44). No gráfico da Figura 3.28 vê-se um desgaste hiperproporcional, resultante da variação contínua da velocidade de corte em intervalos equidistantes de comprimentos usinados.

Pela reta resultante nota-se que para cada distância de 25,0 m haverá uma variação na velocidade de corte (ΔVc) de 5,0 m/min., havendo, dessa forma um desgaste hiperproporcional da ferramenta. A não ocorrência dessa proporcionalidade caracteriza o fim da vida da ferramenta de corte.

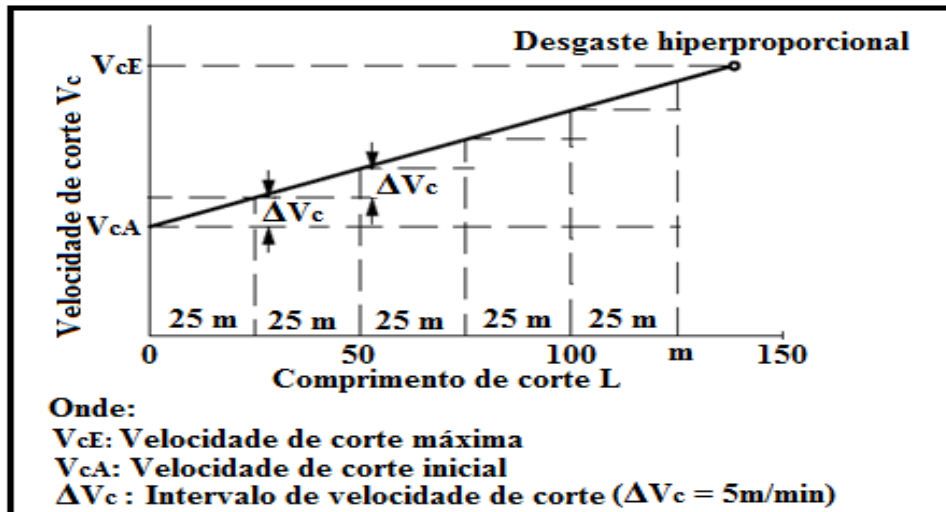


Figura 3.28. Ensaio de desgaste da ferramenta em função da velocidade de corte e comprimento de corte. Fonte: Stoeterau, 2007 (adaptado pelo autor).

Este ensaio é adequado quando se deseja determinar a usinabilidade de materiais tratados termicamente de maneiras diferentes e para quando desejar-se supervisionar o fornecimento de materiais (44). A Figura 3.29 mostra, esquematicamente, o método de medição das forças de usinagem.

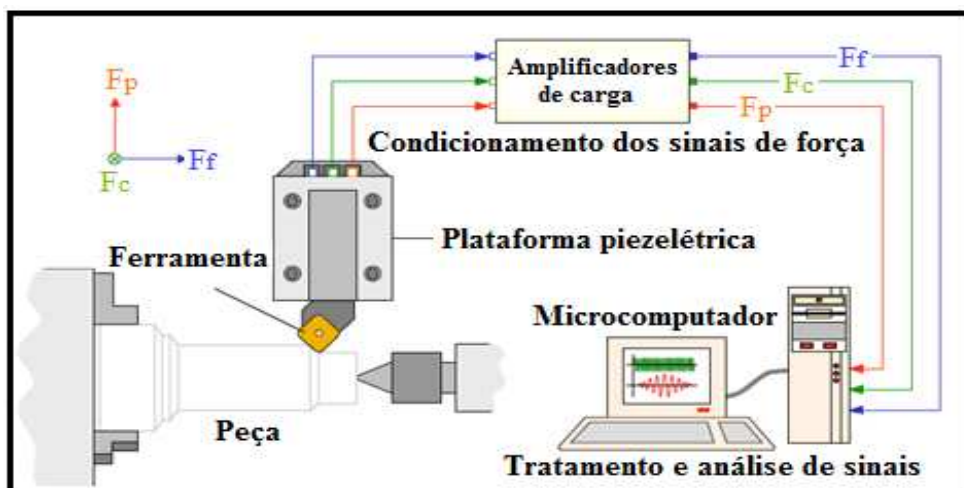


Figura 3.29. Ensaio de desgaste da ferramenta em função da velocidade de corte e comprimento de corte. Fonte: Stoeterau, 2007.

Ainda no critério de força, têm-se a equação de Kienzle, onde a força de corte depende das características do material e da seção de corte (44). A Equação 3.6 expressa a força de corte em função da seção de corte e pressão específica de

corte para um cavaco de 1x1 mm².

$$F_c = b \cdot h^{(1-mc)} \cdot K_{s1.1} \quad (3.6)$$

onde: F_c = Força de corte [N];

b = Largura de usinagem [mm];

h = Espessura de corte [mm];

$k_{s1.1}$ = Pressão específica de corte para um cavaco de 1x1 mm² [N/mm²];

$(1-mc)$ = Coeficiente angular da reta.

A aplicação da equação de Kienzle pode ser visualizada na Figura 3.30.

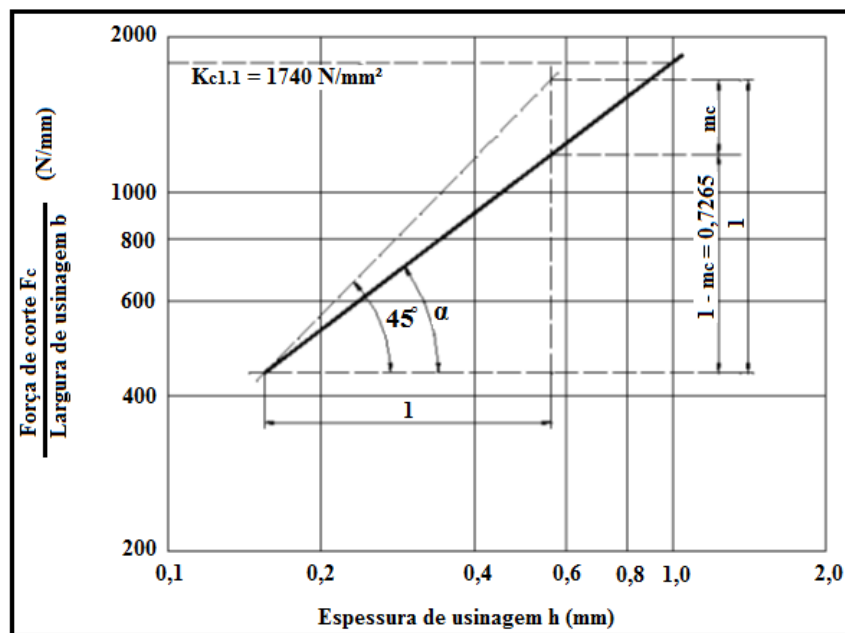


Figura 3.30. Critério de força. Aplicação da equação de Kienzle. Fonte: Stoeterau, 2007.

A qualidade superficial resultante da usinagem das peças também faz parte dos critérios de força de usinagem. Além das influências, tais como vibrações, cavacos em contato com a peça, etc., a rugosidade é uma grandeza influente na qualidade superficial na usinagem dos metais.

A rugosidade cinemática (rugosidades produzidas por meio de alterações nos parâmetros de corte e avanço da ferramenta) (46) é decorrente do raio de

quina da ferramenta e do movimento relativo entre peça e ferramenta. No torneamento, é influenciada principalmente pela forma do gume e pelo avanço. Por sua vez, a velocidade de corte também exerce influência sobre a rugosidade existindo uma dependência entre a rugosidade média R_a e o tempo de execução do corte (44). O gráfico da Figura 3.31 mostra a dependência entre a rugosidade média R_a e o tempo de corte.

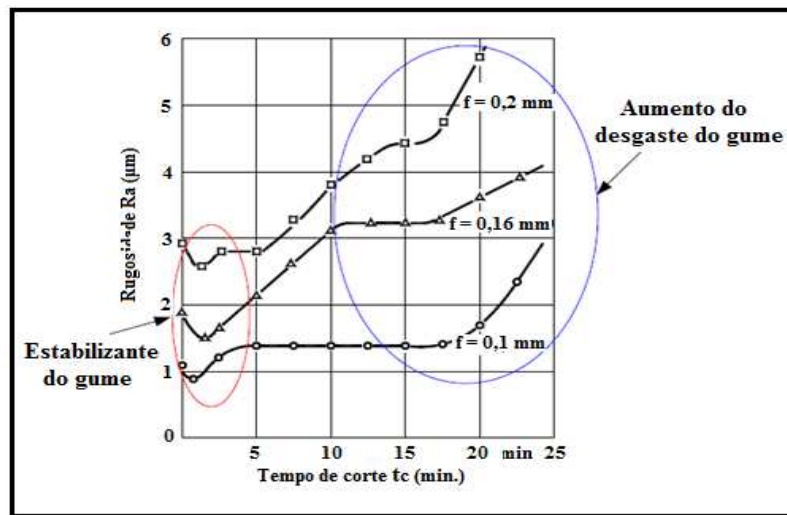


Figura 3.31. Dependência entre a rugosidade média R_a e o tempo de corte. Fonte: Stoeterau, 2007.

3.5 Forças e Potências de Usinagem

É importante conhecer-se a força de usinagem e os seus componentes que atuam na cunha cortante a fim de obter-se a potência necessária para execução do corte, as demais forças que atuam nos elementos da máquina-ferramenta, além de manter relação com o desgaste das ferramentas de corte (44).

Na área de usinagem, a norma DIN 6584 é a norma mais completa e é aplicada para definições de todos os processos de usinagem (33).

3.5.1 Força de Usinagem

A força de usinagem é a força total que atua sobre uma cunha cortante durante a usinagem. Esta força é influenciada pelas condições na interface

ferramenta-cavaco e pela resistência mecânica do material.

A força de usinagem (F_u) encontra-se no espaço tridimensional, logo a mesma possui três componentes básicas as quais agem diretamente na cunha cortante e, por conseguinte na estrutura da máquina-ferramenta. Estas três componentes básicas da força de usinagem são (33):

- Força principal de corte (F_c): É a projeção da força de usinagem no plano de trabalho, na direção de corte e é dada pela velocidade de corte.
- Força de avanço (F_f): É a projeção da força de usinagem sobre o plano de trabalho, na direção de avanço, dada pela direção de avanço.
- Força de profundidade (F_p): É a projeção da força de usinagem perpendicular ao plano de trabalho.

A Figura 3.32 ilustra as velocidades na usinagem, bem como a força de usinagem tridimensional e seus componentes para o processo de torneamento.

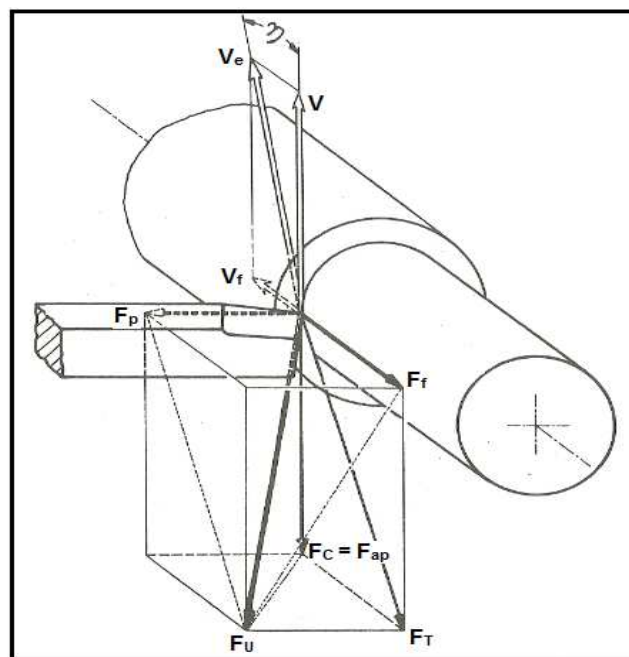


Figura 3.32. Força de usinagem e suas componentes para torneamento. Fonte: Ferraresi, 2011 (adaptado pelo autor).

Outras componentes, também de grande importância são:

- Força ativa (F_T): É a projeção da força de usinagem sobre o plano de trabalho.
- Força de compressão (F_n): É a projeção da força de usinagem sobre uma direção perpendicular à superfície principal de corte.
- Força de apoio (F_{ap}): É a projeção da força de usinagem sobre uma direção perpendicular à direção de avanço, situada no plano de trabalho.

Portanto, conforme visualização na Figura 3.32, verifica-se que a força de usinagem pode ser representada pela Equação 3.7.

$$F_U^2 = F_{ap}^2 + F_f^2 + F_p^2 \quad [N] \quad (3.7)$$

Já a Figura 3.33 mostra, no plano de trabalho, a força de usinagem atuando na cunha cortante da ferramenta de corte, bem como as forças resultantes da decomposição desta no plano de cisalhamento, na superfície de saída e nas direções de corte e de avanço. Estas forças são claramente representadas no Círculo de Merchant.

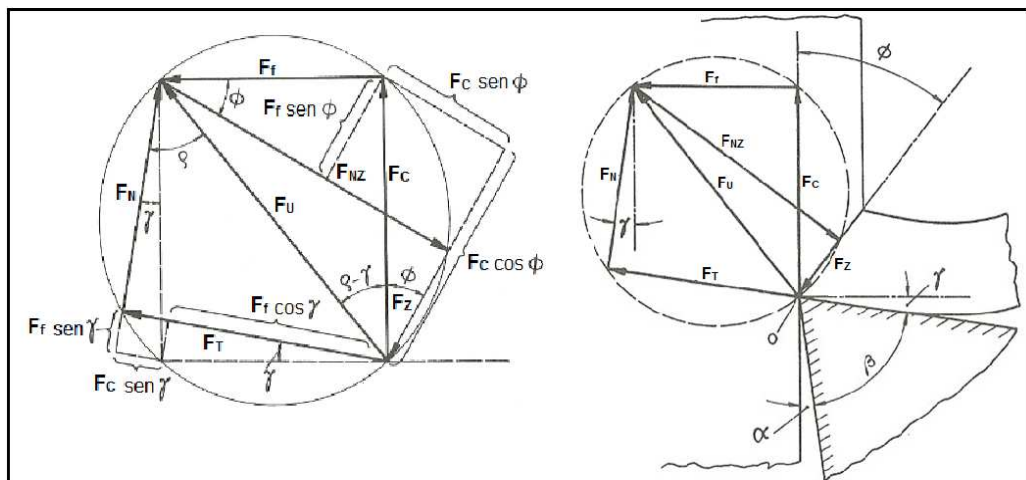


Figura 3.33. Representação da força de usinagem e suas componentes no Círculo de Merchant.

Fonte: Ferraresi, 2011 (adaptado pelo autor).

O ângulo no qual o material rompe-se formando o cavaco (ângulo de cisalhamento) é uma incógnita e para a determinação teórica desse ângulo foram desenvolvidas diversas propostas a partir apenas das características do material, da ferramenta e das grandezas do processo (45).

Através de relações geométricas fornecidas pelo Círculo de Merchant torna-se possível quantificarem-se estas forças, bem como, através de dinamômetro, determinar-se o valor das componentes de corte e de avanço (direções perpendiculares entre si). Tendo-se em mãos os ângulos de saída da ferramenta de corte e o do plano de cisalhamento, é possível determinar-se todas as demais componentes.

Uma das teorias referidas é a de Ernst e Merchant, a qual consiste em determinar o valor do ângulo de cisalhamento para o qual a energia necessária para a formação do cavaco seja mínima, logo, admite que na formação de cavacos contínuos, a tensão de cisalhamento, no plano de cisalhamento, é função apenas do material. Tal teoria não obteve uma explicação satisfatória (33, 45).

Outra teoria é a de Lee e Shaffer, a qual possui o princípio de aplicar a teoria da plasticidade para formar o cavaco em corte ortogonal. Esta teoria, confrontada com resultados experimentais, também apresentou discrepâncias. Com a finalidade de aproximar os resultados teóricos dos práticos, não só Lee e Shaffer propuseram fatores de correção, mas também outros autores, tais como Shaw, Cook e Finnie. Já Hucks, partindo do critério de Mohr para escoamento de materiais e admitindo um estado duplo de tensões, propôs uma equação para determinar o ângulo de cisalhamento (33, 45).

Outra maneira de encontrar-se este ângulo de forma teórica é através de simulação computacional utilizando-se o método de elementos finitos. Pesquisadores trabalham para encontrar uma equação teórica que expresse os resultados práticos para o ângulo de cisalhamento do cavaco (33, 45).

3.5.2 Força de Corte

Com o ângulo do plano de cisalhamento, através da projeção da força de usinagem pode-se obter forças componentes, entre estas, a força de corte. Tal força faz-se necessária para obtenção da potência de corte, bem como os esforços na estrutura e elementos da máquina-ferramenta. Componentes da força de usinagem variam com a seção do cavaco em uma relação quase linear, especialmente a força de corte.

Da relação linear entre força de corte e área da seção de corte é possível chegar-se na pressão específica de corte, expressa na Equação 3.8, à qual é similar à Equação 3.6 (45).

$$F_c = K_s \cdot A \quad [N] \quad (3.8)$$

onde: K_s = Pressão específica de corte (N/mm^2);

A = Área da seção de corte (mm^2).

Admitindo-se que a ferramenta não possua raio na ponta, a pressão específica de corte é a força necessária para a remoção de 1 mm^2 de material de corte.

A pressão específica de corte varia segundo o material da peça, o material e a geometria da ferramenta, área da seção de corte, velocidade de corte, condições de lubrificação e refrigeração e desgaste da ferramenta. Para operações de torneamento, a determinação teórica da pressão específica de corte é medida em laboratório para cada par de ferramenta-peça em função dos parâmetros de corte. A Equação 3.9 (Kienzle) expressa valores mais próximos dos resultados experimentais para a pressão específica de corte obtida na maioria dos materiais metálicos usinados (45).

$$K_s = K_{s1} \cdot K^{1-z} \quad [N/mm^2] \quad (3.9)$$

Os valores da pressão específica (K_s) encontram-se tabelados para valores de 0,4 mm de espessura de corte. A Sandvik fornece estes valores para $h = 0,4$ mm e expoente $Z = 0,29$ para todos os materiais.

A pressão específica de corte, calculada pela Equação 3.8, considera o ângulo de posição da ferramenta no cálculo da espessura de corte (h) (34), a qual é representada pela Equação 3.10.

$$h = f \cdot \text{sen}\chi \quad [\text{mm}] \quad (3.10)$$

Para as forças de avanço e de profundidade podem-se estabelecer equações semelhantes às de Kienzle. Para casos em que as condições de aplicação são muito diferentes das utilizadas nos ensaios experimentais para obtenção dos valores de pressão específica e dos expoentes, obtém-se maior aproximação usando-se correções no ângulo de saída, no ângulo de folga, no ângulo de inclinação, no ângulo de posição, no raio da ponta, na velocidade de corte, no uso de fluido de corte, no uso de quebra-cavacos e no desgaste da ferramenta (45).

Na determinação experimental da força de usinagem, em especial para estudos detalhados de formação de cavacos ou de estabilidade dinâmica da máquina-ferramenta utilizam-se dinamômetros. Entre os vários princípios de tomada de medições possíveis para um dinamômetro de medição de força de usinagem, os extensômetros (*strain gauges*) e os cristais piezoelétricos são os mais comumente empregados (45).

3.5.3 Potências de Usinagem

Na prática, pode ser obtida através da medição da corrente e da tensão. A Equação 3.11 fornece a potência instantânea, onde:

$$P_i = V_{(t)} \cdot I_{(t)} \quad [\text{W}] \quad (3.11)$$

onde: P_i = Potência instantânea;

$V_{(t)}$ = Tensão medida no tempo;

$I_{(t)}$ = Corrente elétrica medida no tempo.

Como a tensão e a corrente ficam defasadas no tempo, haverá um ângulo de defasagem entre a tensão e a corrente, o qual é representado por φ . Desta maneira surgem os conceitos de potência aparente (potência total), dada em Volt-Ampère; de potência ativa, dada em Watts e potência reativa, dada também em Volt-Ampère, sendo que para cada tipo de potência há uma forma específica de cálculo.

Entretanto, tratando-se de motores trifásicos, os componentes de potência devem ser multiplicados por $\sqrt{3}$, pois a corrente, no caso de ligação em triângulo das bobinas, e a tensão, no caso de ligação em estrela, são multiplicadas por este valor (33, 45).

As Equações 3.12, 3.13 e 3.14 mostram respectivamente, a potência aparente, a ativa e a reativa, onde as tensões e a corrente são medidas em cada uma das linhas do circuito trifásico.

$$P_{ap3f} = V \cdot I \cdot \sqrt{3} \quad [\text{V.A}] \quad (3.12)$$

$$P_{at3f} = V \cdot I \cdot \sqrt{3} \cdot \cos \varphi \quad [\text{W}] \quad (3.13)$$

$$P_{rt3f} = V \cdot I \cdot \sqrt{3} \cdot \sin \varphi \quad [\text{V.A}] \quad (3.14)$$

O cálculo das potências para a usinagem decorre do produto das componentes da força de usinagem pelas respectivas componentes da velocidade de corte (33).

Desta forma, a potência de corte é o produto da força de corte com a velocidade de corte, conforme se pode visualizar na Equação 3.15.

$$P_c = \frac{F_c}{60} \cdot \frac{V_c}{10^3} \quad [\text{KW}] \quad (3.15)$$

onde: $F_c =$ Em N;

$V_c =$ Em m/min.

Para o cálculo da potência de avanço toma-se como tal, o produto da força de avanço pela velocidade de avanço (33), conforme ilustra a Equação 3.16.

$$P_f = \frac{F_f \cdot V_f}{60 \cdot 10^6} \quad [\text{KW}] \quad (3.16)$$

Onde: $F_f =$ Em N;

$V_f =$ Em mm/min.

Para o cálculo da potência efetiva de corte basta tomar-se o produto da força efetiva de corte pela velocidade efetiva de corte, logo será igual à soma das potências de corte e de avanço (33). As Equações 3.17 e 3.18 mostram o modo de obtenção da potência efetiva de corte.

$$P_e = \frac{F_e \cdot v_e}{60 \cdot 10^3} \quad [\text{KW}] \quad (3.17)$$

ou

$$P_e = P_c + P_f \quad [\text{KW}] \quad (3.18)$$

onde: $F_e =$ Em N;

$V_e =$ Em m/min.

A relação entre as potências de corte e de avanço para operação de torneamento resulta na Equação 3.19.

$$\frac{P_c}{P_f} = \frac{F_c}{F_f} \cdot \frac{\pi \cdot d \cdot n}{f \cdot n} = \frac{\pi \cdot F_c \cdot d}{F_f \cdot f} \quad (3.19)$$

onde: d = Diâmetro da peça em mm;

f = Avanço em mm/volta;

n = Rotações/min. (RPM).

No torneamento esta relação é de aproximadamente $F_c \cong 4,5 F_f$ (33).

3.6 Fluido de Corte

A aplicação de fluido de corte na usinagem tem a finalidade de conferir-lhe melhoria. Esta melhoria poderá ter caráter econômico ou caráter funcional. A categoria funcional refere-se a obtenção de peças mais precisas, pois com a aplicação do fluido de corte constata-se um melhor desempenho no mecanismo de formação do cavaco e uma maior facilidade de expulsão dos cavacos produzidos na região do corte. Entre estas melhorias pode-se destacar ainda, a redução do coeficiente de atrito entre a ferramenta e o cavaco, a refrigeração da ferramenta, refrigeração da peça que se está usinando, melhor acabamento superficial e refrigeração da máquina-ferramenta (33).

Na determinação da força de corte, quanto mais eficiente for a lubrificação do corte, menor a pressão específica de corte, pois haverá modificação nas condições de atrito entre cavaco-ferramenta. Já para velocidades de corte muito altas, há pouco efeito lubrificante na formação do cavaco. Para velocidades de corte maiores que 70 m/min. poderá haver um aumento na força de corte devido à saída rápida de calor da zona de formação do cavaco. Para velocidades de corte menores de 30 m/min. poderá contribuir para a diminuição da força de usinagem, em especial, os componentes de avanço e profundidade de corte.

Do lado econômico é compreendido pelo menor consumo de energia durante a usinagem, pelo aumento na vida da ferramenta, obtendo, assim, um menor custo da ferramenta por peça, bem como contribuindo para o impedimento da corrosão da peça em usinagem (45).

Os fluidos líquidos são os mais comuns e podem ser agrupados nas

categorias de classificação como óleos, emulsões e soluções.

A fim de satisfazerem eficientemente suas funções, os fluidos de corte devem possuir propriedades de serem antiespumantes, anticorrosivos, antioxidante, antidesgaste e antisolda, possuir boa umectação, capacidade de absorção de calor e transparência, ser inodoro, não podem provocar irritações na pele, deve ser compatível com o meio ambiente, possuir índice de viscosidade compatível com sua aplicação. A fim de satisfazerem estas propriedades, os fluidos de corte devem ser aditivados (45).

O controle dos fluidos de corte em operação é padronizado por normas técnicas compreendendo o monitoramento de suas propriedades e características.

A reciclagem ou descarte dos fluidos de corte é um aspecto relevante a ser considerado, pois as normas ambientais devem ser seguidas a risca para tal. Como a reciclagem, ainda é um processo oneroso, atualmente é mais frequente o descarte (45).

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para o desenvolvimento do trabalho, utilizou-se a infraestrutura disponível na PUCRS, sendo que nos laboratórios do IF Sul Rio-Grandense (campus Pelotas) foram realizadas as pesquisas de tratamento térmico, dureza, resistência ao impacto e usinabilidade. A empresa Hidro Jet Equipamentos Hidráulicos Ltda. forneceu os corpos de prova para realização dos experimentos, sendo estes retirados diretamente de sua linha de produção.

4.1 Materiais e Métodos

A presente pesquisa focalizou a usinabilidade, pelo método de pressão constante, em amostras de ferro fundido nodular austemperados em duas etapas porque, partindo-se da prerrogativa de que este processo poderia representar um ganho em termos de propriedades adquiridas, refletindo dessa forma em ganho econômico, fez-se inicialmente experimentos de austêmpera em etapa única, para 36 amostras, selecionando-se os melhores e os piores resultados em termos de usinabilidade.

Para estes resultados (o que apresentou a melhor e a pior usinabilidade) aplicou-se a austêmpera em duas etapas em 16 amostras, a fim de comprovação de que por intermédio deste método é possível economizar-se na adição de elementos de liga ao ferro fundido nodular, melhorando sua temperabilidade e mantendo ou melhorando sua usinabilidade (1, 2, 29, 30, 31).

O trabalho foi realizado com amostras de matriz ferrítica-perlítica, nas condições recozidas e posteriormente austemperadas, bem como com amostras não recozidas e posteriormente também austemperadas (Figura 4.1). Foram

utilizados ainda, três corpos de prova brutos de fundição e três somente recozidos a fim de ter-se dados comparativos com os que foram austemperados. Nestes corpos de prova foram igualmente realizados ensaios de usinabilidade, dureza, impacto e caracterização microestrutural.

Os ensaios de dureza, impacto e caracterização metalográfica foram realizados com a finalidade de analisar a relação destes com a usinabilidade dos ferros fundidos austemperados.

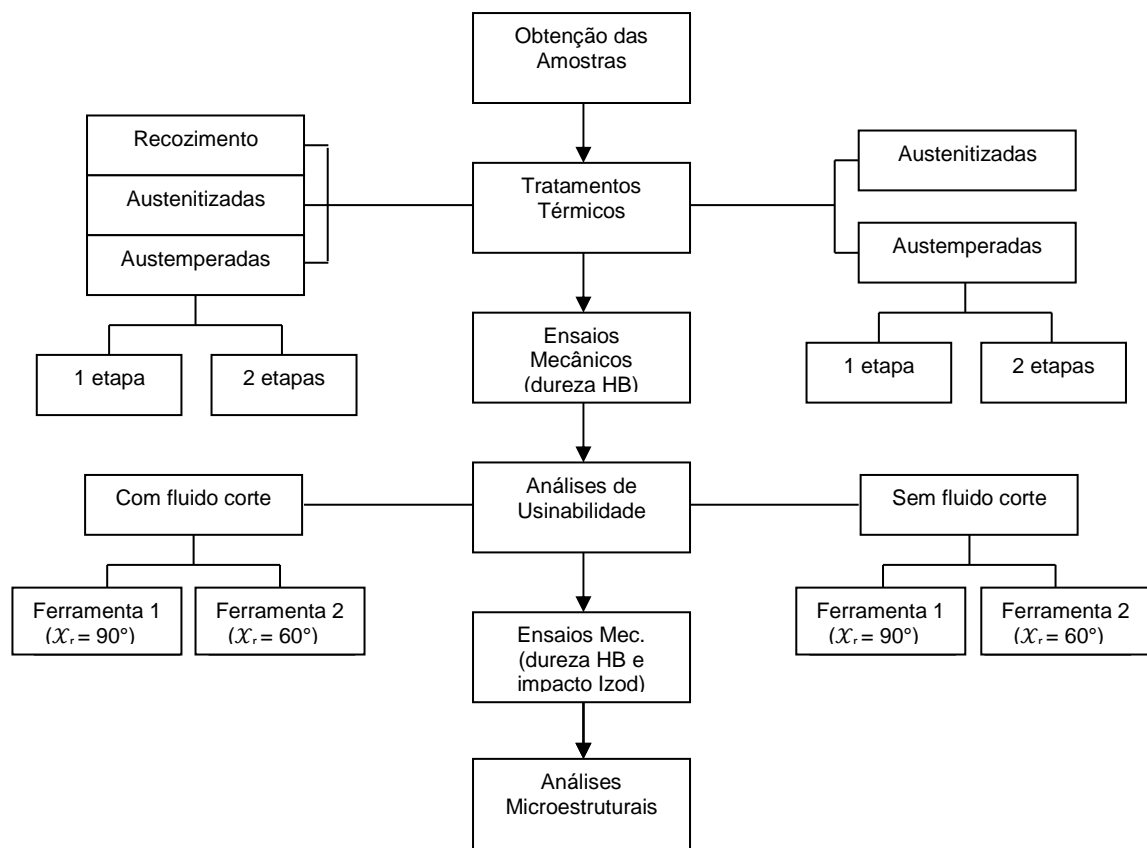


Figura 4.1. Fluxograma representativo das etapas do procedimento experimental.

As peças foram fundidas e vazadas por gravidade em moldes de areia. A Figura 4.2a ilustra as peças tal como recebidas da empresa de fundição. Estas peças foram fornecidas já com a composição química determinada através de Espectrômetro de Emissão Óptica (3,65wt% C; 2,78wt% Si; 0,26wt% Mn; 0,08wt% Cu; 0,041wt% Mg; Al 0,003wt%). A classificação do fundido foi: ASTM A536: 65-45-12 (47). A retirada do olhal foi feita antes da execução dos tratamentos

térmicos, sendo que após austemperados, foram usinadas até o diâmetro de 33,0 mm por 60,0 mm de comprimento (Figura 4.2b). Usinagem esta considerada como sendo uma fase de preparo, a qual consistiu em faceamento, execução de furo de centro e desbaste para melhor fixação na placa universal de três castanhas.

O corpo de prova depois de retirada a camada de óxido superficial (Fig. 4.2b), apresentou geometria cilíndrica com saliência (anel) com diâmetro de 34,0 mm. Este diâmetro, sendo um pouco maior que o diâmetro do corpo de prova, tem a finalidade de atuar como ancoradouro da peça, garantindo dessa forma, a rigidez do sistema (não permite o deslocamento da peça para o interior das castanhas devido a atuação da força de avanço, ocasionando dessa forma, o afrouxamento do ponto rotativo).

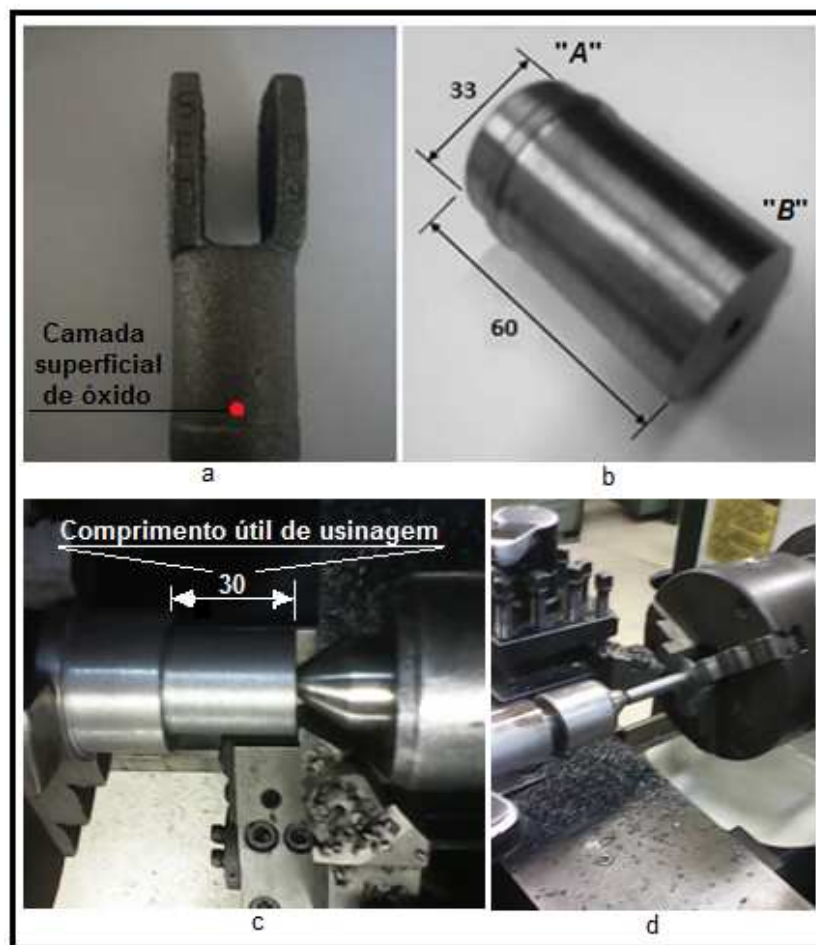


Figura 4.2. Peça no estado bruto de fusão (a), usinada para retirada da camada de óxido superficial (b), após os três primeiros passes (c) e após passe final para teste de impacto (d).

O diâmetro inicial (33,0 mm) foi escolhido em função de, após realizados três desbastes longitudinais com profundidades de corte de 1,0 mm, 1,5 mm e 2,0 mm, respectivamente, resultasse em um diâmetro de 24,0 mm, o qual segundo ASTM E10-07a (48), é o diâmetro mínimo para aplicação de teste de dureza Brinell, sem utilização de fator de correção de dureza.

Quanto ao forno utilizado para realizar o tratamento térmico de recozimento para decomposição de carbonetos, este é elétrico, de mufla, de uma câmara. Possui controlador de temperatura digital com escala até 1.200 °C e sistema de controle de tempo de aquecimento (rendimento) programável. A variação de temperatura do mesmo (histerese) é de 1°C.

Para austenitizar os corpos de prova e realizar os tratamentos térmicos de austêmpera, foram utilizados dois fornos elétricos de mufla dispostos frontalmente. A histerese do forno utilizado na austenitização é de 1°C e para a austêmpera é de 5 °C.

Para realizar-se o recozimento (29 corpos de prova), as peças foram colocadas na posição vertical, no interior do forno. Estes corpos de prova foram recozidos à temperatura de 972 °C durante o tempo de 90 min (Tabela 3.4). Destas 29 amostras, 18 dezoito foram austemperadas e três permaneceram somente recozidos, ficando o restante (8 peças) para eventual substituição de peças rejeitadas (Figura 4.3). Assim foi possível fazer um comparativo de usinabilidade e propriedades mecânicas entre recozidos e austemperados com somente recozidos.

Já entre os 21 corpos de prova que não passaram por recozimento prévio (brutos de fusão), três não foram austemperados, para também fazer-se um comparativo de usinabilidade e propriedades mecânica com os demais.

A finalidade de recozer-se metade dos corpos de prova para posteriormente austenitizá-los é para, na microestrutura, observar a ferritização da matriz, antes ferrítica-perlítica, podendo, dessa forma, fazer-se um comparativo na usinabilidade

e na variação das propriedades mecânicas de dureza e resistência ao impacto com os ferros fundidos nodulares austemperados que não passaram por recozimento prévio (brutos de fusão).



Figura 4.3. Interior do forno com as peças a serem recozidas.

A austenitização das peças (36 corpos de prova), para primeira fase da pesquisa, foi realizada em lotes individuais (uma peça por vez), na temperatura de 910 °C durante o tempo de 90 min. No interior deste forno, na posição vertical, estas peças foram aquecidas da temperatura ambiente até a temperatura de austenitização (910 °C durante 90 min). Para atingir tal temperatura, transcorreu o tempo de 30 min.

A austêmpera foi realizada, para o grupo de etapa única, nas temperaturas de 300 °C, 360 °C, e 420 °C nos tempos de 30 min, 60 min e 90 min, para cada uma destas temperaturas selecionadas. Isto deve-se ao fato de poder-se analisar a influência da temperatura e do tempo na transformação da ausferrita. A escolha dessas temperaturas dá-se devido à estabilização do eutético nestas temperaturas e os tempos escolhidos por encontrarem-se dentro dos limites para formação de uma matriz ausferrítica. Através da Figura 4.4 pode-se visualizar o diagrama TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) empregado para austêmpera em fase única.

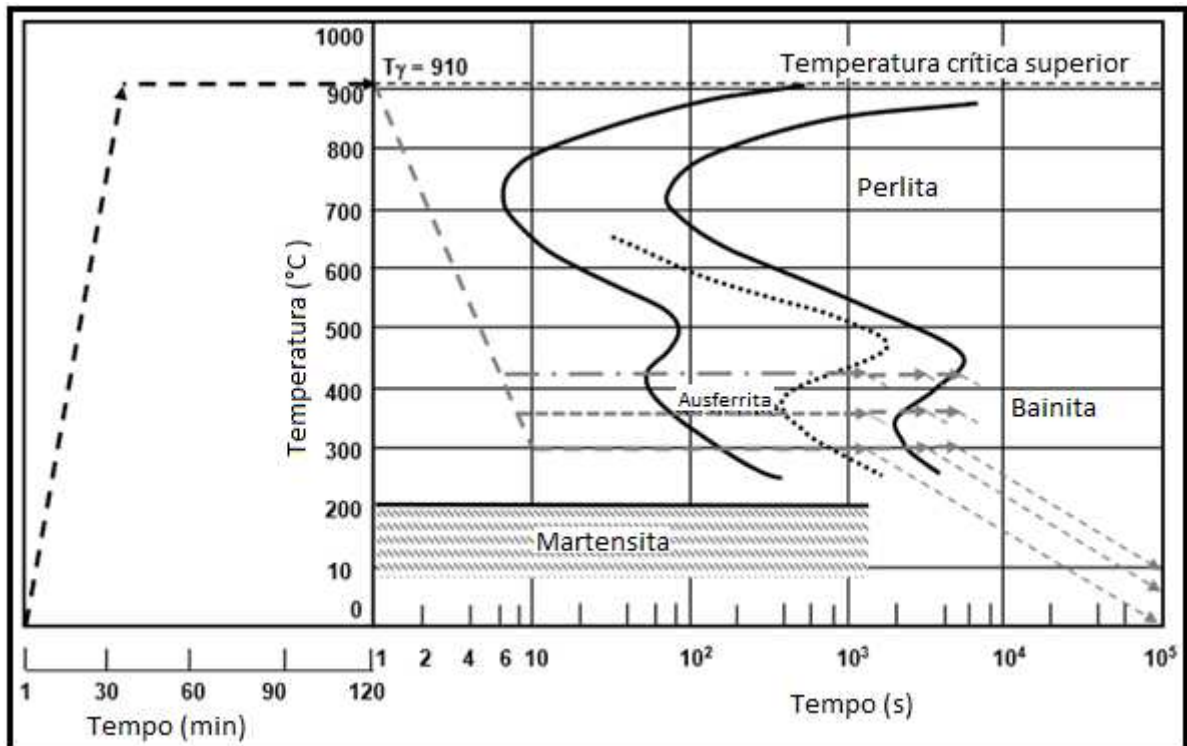


Figura 4.4. Representações esquemáticas dos ciclos térmicos durante os processos de austêmpera em única etapa.

Os tratamentos térmicos de austêmpera foram realizados em banhos de sais fundidos. A composição do banho de sais contou com 65% de nitrato de potássio e 35% de nitrato de sódio. A caixa utilizada para comportar tal banho de sais possui as dimensões de 100 x 100 x 250 (mm).

Já para o tratamento de austêmpera em duas etapas, foi utilizado um terceiro forno, o qual contém duas câmaras de aquecimento dispostas na posição vertical. Este forno operou na temperatura de 245 °C. Para tal procedimento foi utilizada a câmara de aquecimento superior. A caixa de sais para o primeiro choque térmico de austêmpera têm as dimensões de 100 x 120 x 300 (mm).

Na fase de preparação dos corpos de prova, quando da retirada da camada de óxido superficial de fundição, a usinagem teve a profundidade de corte total em torno de 1,0 mm, passando os mesmos do diâmetro inicial de 35,0 mm (bruto de fusão) para o diâmetro inicial de pesquisa de 33,0 mm. (Figura 4.2b). O

comprimento total dos mesmos, no estado bruto de fusão, situou-se em torno de 60,0 mm. O método de fixação das amostras para usiná-las, foi placa-ponto.

Para melhor compreensão, a Figura 4.5 apresenta o fluxograma da preparação dos corpos de prova austenitizados e austemperados utilizados na primeira fase, nos testes de usinabilidade.

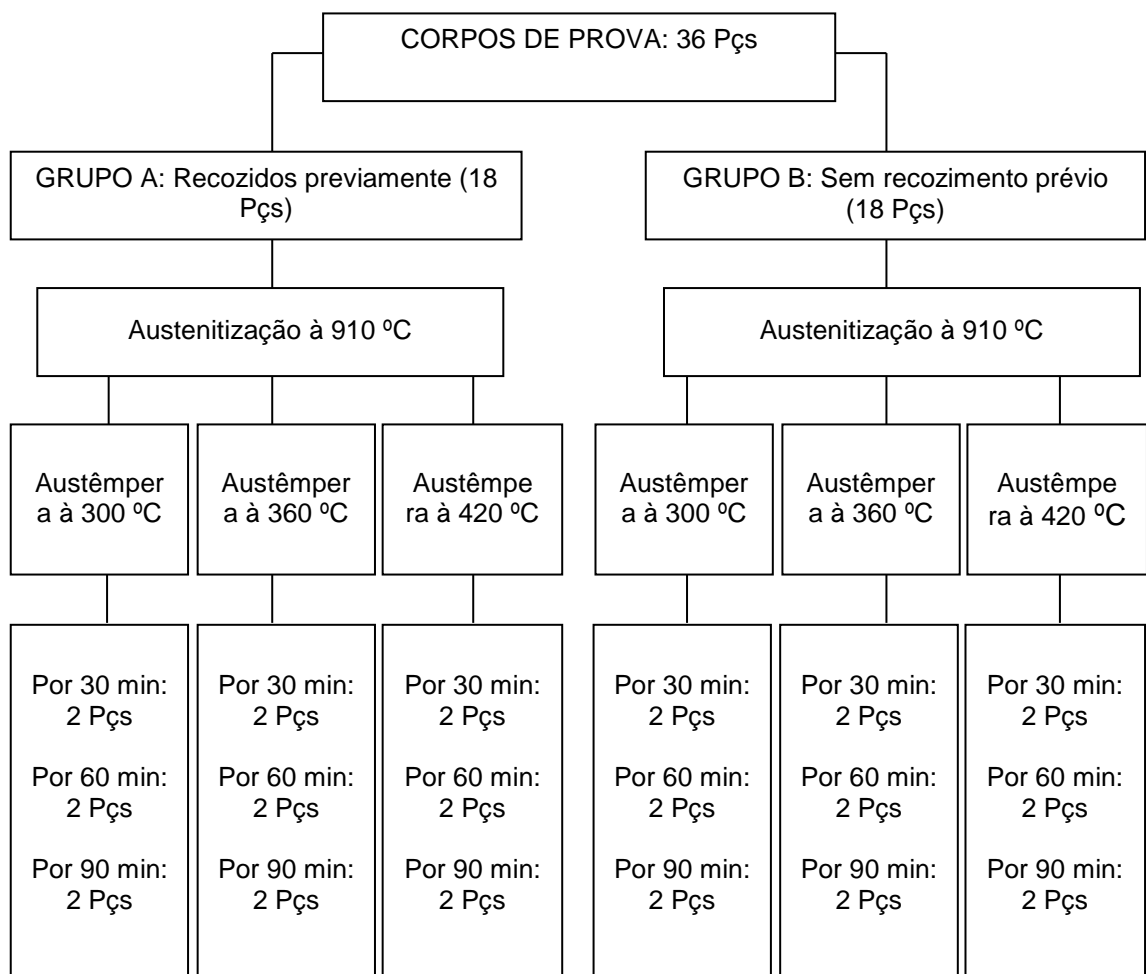


Figura 4.5. Fluxograma da preparação dos corpos de prova para usinagem (com austêmpera em fase única).

Em uma segunda etapa, foram austenitizados à mesma temperatura e tempo e após austemperados, mais 16 corpos de prova, pelo método de duas etapas. Para o primeiro choque térmico foi utilizada a temperatura de 245 °C e tempo de 5 min. Dentre o grupo dos 16 corpos de provas, oito foram austemperados na temperatura de 300 °C pelo tempo de 30 min [temperatura para

a qual o corpo de prova sem recozimento prévio apresentou melhor usinabilidade na primeira fase (IRM de 58)] (Tabela 5.1) e oito na temperatura de 300 °C e pelo tempo de 30 min [temperatura para a qual o corpo de prova recozido previamente apresentou pior usinabilidade na primeira fase (IRM 30)] (Tabela 5.1).

Para a austêmpera em duas etapas, a Figura 4.6 ilustra graficamente a realização desta técnica para as peças que apresentaram melhor e pior usinabilidade dentre os 16 corpos de prova (para temperatura e tempo que apresentaram melhor e pior resultado em usinabilidade dentre as 36 amostras).

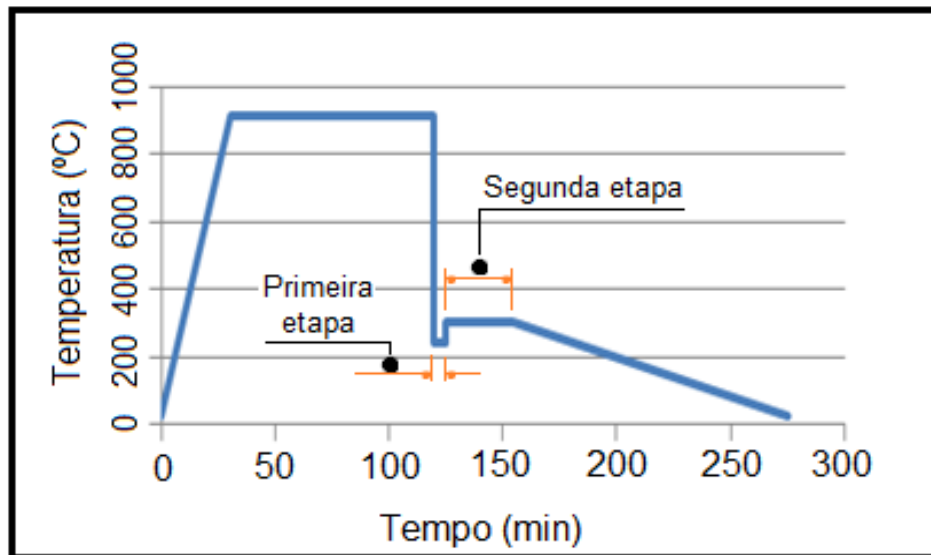


Figura 4.6. Processo de austêmpera em duas etapas.

Como dito, tal procedimento foi executado para o caso em que apresentou melhor usinabilidade entre os 36 corpos de prova austemperados em etapa única [IRM 58 (peças do grupo B: Bruto de fusão austemperado à 300 °C durante o tempo de 30 min)] (Tabela 5.1) e consistiu em: Aquecimento de 8 corpos de prova até a temperatura de 910 °C (30 min); Manutenção à esta temperatura por 90 min; Resfriamento em banho de sais fundidos à temperatura de 245 °C; Manutenção a esta temperatura por 5 min; Imediatamente transferência das peças para outro banho de sais à temperatura de 300 °C, Manutenção à esta temperatura por 30 min e, após resfriamento à temperatura ambiente.

Este mesmo procedimento foi repetido para mais oito corpos de prova, entretanto, para o caso em que apresentou pior usinabilidade entre os austemperados em etapa única [IRM 30 (peças do grupo A: Com recozimento prévio e austemperados à 300 °C durante 30 min)] (Tabela 5.1). Os resultados são visualizados na Tabela 5.3. A Figura 4.7 apresenta o fluxograma da preparação das peças utilizadas na segunda fase, nos testes de usinabilidade.

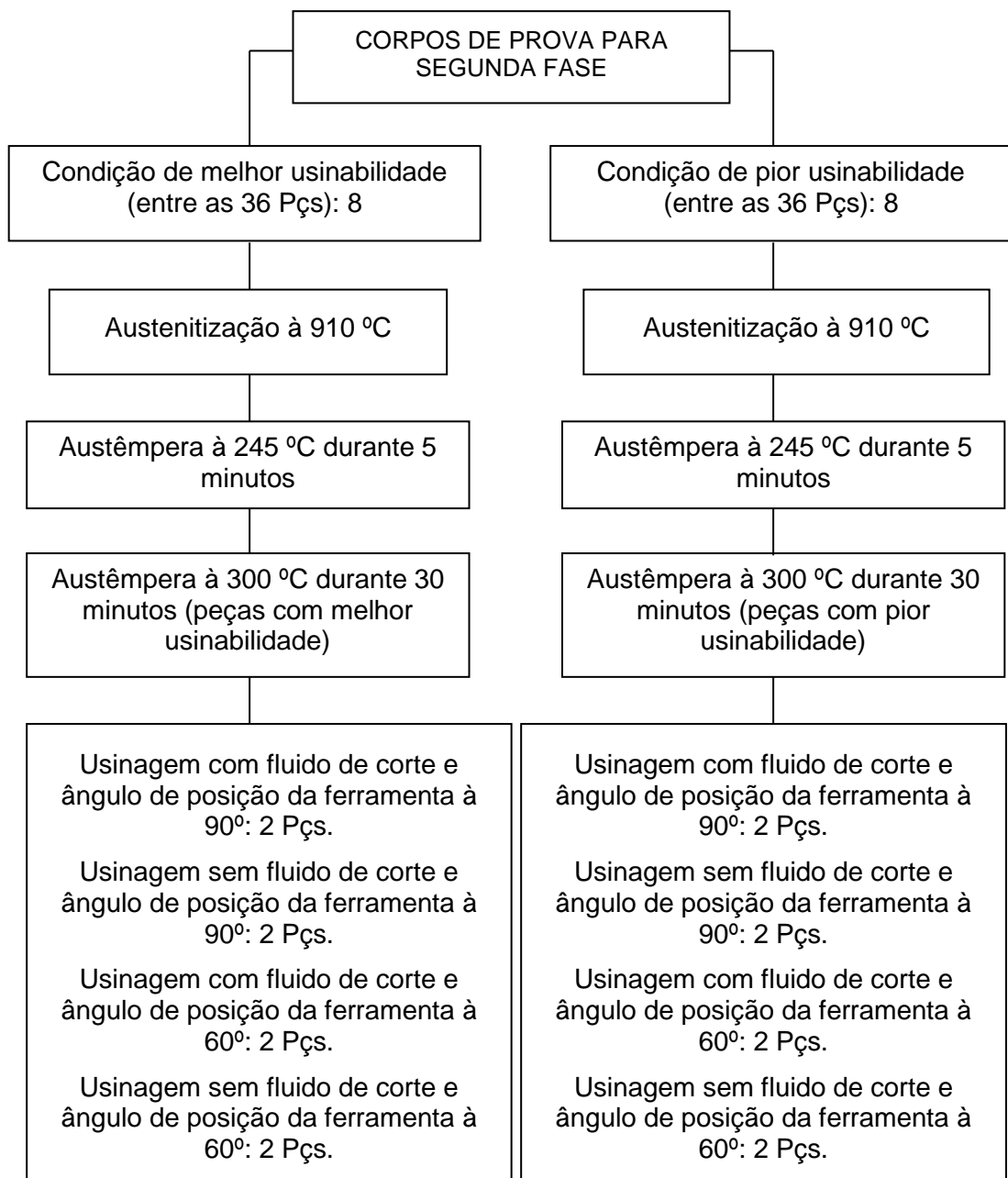


Figura 4.7. Fluxograma da preparação das amostras para usinagem (com austêmpera em duas etapas).

Dentre estes 16 corpos de prova (oito que apresentaram melhor e oito que apresentaram pior usinabilidade após austemperados em etapa única), oito foram usinados com ângulo de posição da ferramenta de corte de 60° com o uso de fluido de corte (quatro que apresentou melhor e quatro que apresentou pior usinabilidade na austêmpera em etapa única) e outros oito foram usinados com ângulo de posição da ferramenta de 90° e sem utilização de fluido de corte (quatro que apresentou melhor e quatro que apresentou pior usinabilidade na austêmpera em etapa única).

4.2 Análise Microestrutural

A caracterização microestrutural foi feita de acordo com a ASTM E3-01 (49). Para tal, foi utilizado um microscópio ótico Olympus, modelo PMG. A análise microestrutural foi feita em 24 corpos de prova, sendo um bruto de fusão, um somente recozido, 3 austemperados à 300 °C com recozimento prévio, 3 austemperados à 300 °C sem recozimento prévio, 3 austemperados à 360 °C com recozimento prévio, 3 austemperados à 360 °C sem recozimento prévio, 3 austemperados à 420 °C com recozimento prévio, 3 austemperados à 420 °C sem recozimento prévio e 4 austemperados em duas etapas, onde entre estes últimos dois foram austemperados sem recozimento prévio sendo que um destes apresentou menor IRM e o outro o maior IRM. Os outros dois escolhidos para austêmpera em duas etapas, passaram por recozimento prévio, sendo um deste o que obteve maior IRM e o outro o menor IRM.

Estes ensaios foram realizados com o intuito de estabelecer-se relações entre os microconstituintes presentes nos ferros fundidos nodulares austemperados e a usinabilidade, verificando, dessa forma o comportamento da usinabilidade em decorrência dos tipos de microconstituintes presentes.

Para melhor determinar-se os microconstituintes presentes nas amostras foram utilizadas como apoio, a título comparativo, amostras fotográficas contidas em Colpaert (2008), Toktas (2008), Olivera (2006), Chang (2006), Seker (2006), Olivera (2006), Yang (2004), Yang (2005), Seker (2006) e Kim (2008) .

Tal análise foi realizada no topo dos corpos de prova, após ensaio de impacto, em região limitada pela circunferência cujo diâmetro é de 11,4 mm. Para tal experimento, todos os 24 corpos de prova foram previamente preparados. Esta preparação constou de: lixamento (lixas com granometrias diferentes), polimento, análise da grafitação sem ataque químico (ampliação de 50x, 100x e 200x), ataque químico (com Nital à 2%), análise microestrutural (ampliação de 200x e 1000x) realizada em microscópio óptico marca Olympus PMG. Foi realizado, ainda, medição dos quatro maiores nódulos de grafita das amostras.

4.3 Usinagem

Para avaliação da usinabilidade foi usado teste à pressão constante baseado na força de avanço. Para a usinagem foi utilizado um torno mecânico universal de marca Romi, modelo Tormax 20, com 1200 mm entre pontos. Tal torno pode ser visualizado na Figura 4.8.



Figura 4.8. Torno mecânico universal.

Para tal experimento, a caixa de avanços do torno foi desligada, retirando-se a roda dentada motriz do trem de rodas que liga a caixa de avanços à caixa de velocidades.

A ferramenta de corte utilizada foi pastilha intercambiável de metal duro cuja especificação é TNMG 160404-CFT5115 TUNGALOY com raio da ponta de 0,4 mm e sem balanço da ferramenta (porta ferramenta com sistema rígido de fixação do inserto). O tipo de porta ferramenta utilizado foi o "MTJNR2525.M16" modificado para "MTJNR2025.M16". A Figura 4.9 ilustra este porta ferramenta com o respectivo inserto, bem como a ferramenta de corte em operação quando usinando com ângulo de posição de 90° e 60° respectivamente.

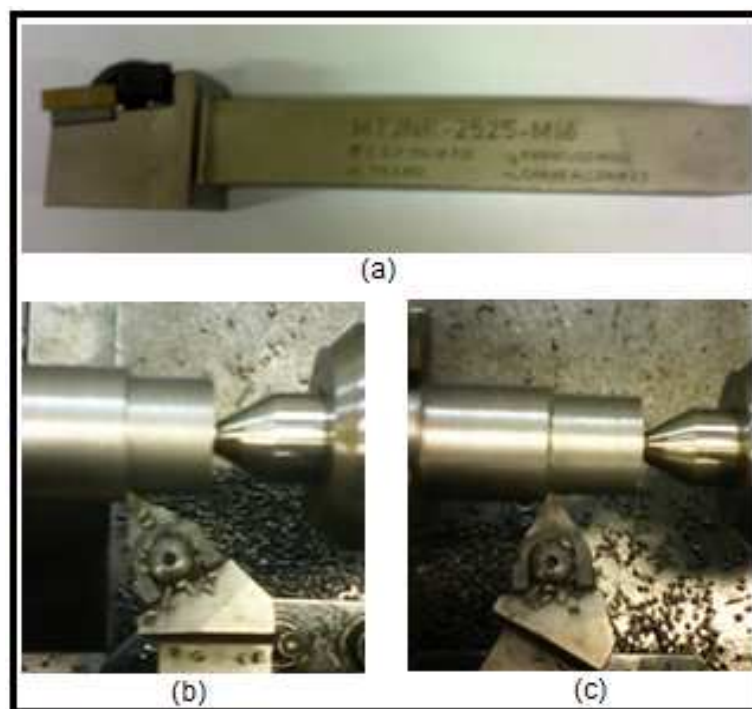


Figura 4.9. Porta ferramenta com inserto (a). Ferramenta de corte em operação de usinagem utilizando ângulo de posição de 90° (b) e 60° (c).

A ilustração da Figura 4.9 (b) e (c) refere-se a usinagem de ferro fundido nodular bruto de fusão.

Na usinagem com utilização de fluido de corte foi utilizada solução em água de 5% de óleo solúvel vegetal para usinagens (biodegradável) de nome "Bio-100-E", fabricado pela empresa Biolub Química Ltda. O movimento do carro longitudinal (saída do repouso) foi tarado com massas conhecidas, no total de 20,0 kg. A força de avanço escolhida (555 N) teve origem na massa pré

estabelecida (56,6 kg). Esta massa foi responsável pelo fornecimento da força de avanço ao carro longitudinal. Para tanto o torno mecânico passou por pequenas adaptações (Figura 4.10).



Figura 4.10. Adaptação inserida e tara do torno mecânico universal.

Como a força de avanço utilizada (555 N) e o comprimento considerado na usinagem (30,0 mm) são constantes, a usinabilidade pode ser conhecida de acordo com o avanço ou o tempo gasto para usinar este determinado comprimento, isto é, quanto menor o tempo gasto para esta usinagem, maior será o avanço e melhor a usinabilidade do material (36).

Através da relação $f_{(ensaiado)}/f_{(padrão)}$, tem-se um valor para cada tipo de material. O produto desse valor por 100 passa a expressar esta relação como sendo um índice de remoção de material (IRM) e, quanto maior este índice, maior a usinabilidade do material.

Para $f_{(padrão)}$ foi considerado o avanço médio obtido na usinagem dos corpos de prova somente recozido (sem tratamento), para as profundidades de corte de 1,5 mm e 2,0 mm.

Todos os corpos de prova foram usinados a partir do diâmetro inicial (já retirada a camada de óxido superficial) de 33,0 mm com profundidade de corte de 1,0 mm, 1,5 mm e 2,0 mm, nessa ordem. Com o diâmetro de 24,0 mm as peças foram retiradas do torno para nova verificação da dureza superficial (sentido

longitudinal) onde, posteriormente, retornaram para nova usinagem até o diâmetro de 22,5 mm (usinagem realizada com objetivo de novamente tornar as peças concêntricas), onde, a partir desse diâmetro foram novamente usinados com as mesmas profundidades de corte utilizadas anteriormente até o diâmetro de 13,5 mm.

A opção pela escolha de 1,5 mm e 2,0 mm como profundidades de corte para o estudo da usinabilidade é devido a estas serem as profundidades de corte que apresentaram valores mais expressivos em termos do tempo para usinar o comprimento estabelecido, ou seja, quando em uso da profundidade de corte de 1,0 mm, os tempos de usinagem foram menos expressivos (menores) para o comprimento de usinagem considerado, podendo dessa forma, interferir na precisão dos resultados.

Outro fator que levou a desprezar-se o primeiro passe (1,0 mm de profundidade de corte) é que devido a este ser o primeiro passe após fixação da peça na placa, o sistema apresenta excentricidade e, após o primeiro passe como referência, o sistema passa a apresentar concentricidade.

Portanto, para a pesquisa foram utilizados seis desbastes longitudinais em cada corpo de prova sendo, dessa forma, dois com profundidade de corte de 1,0 mm, dois com profundidade de corte de 1,5 mm e dois com 2,0 mm de profundidade de corte. Para chegar-se à usinabilidade foi considerada a média aritmética entre os avanços obtidos a partir da profundidade de corte de 1,5 mm e 2,0 mm, portanto, a média dos avanços obtidos em quatro passes para cada um dos corpos de prova. Os parâmetros considerados na pesquisa foram a velocidade de corte, força de corte, potência de corte, profundidade de corte, avanço, força de avanço e velocidade de avanço.

Os dados coletados antes do experimento (torno em vazio) foram a tensão, a corrente e a potências ativa (com caixa de velocidades acionada e caixa de avanços desligada). Durante o experimento, as tensões, as correntes em cada fase e a potência ativa foram coletadas através de um analisador de energia

Embrasul RE 6000. A Figura 4.11 ilustra tal instrumento, bem como sua instalação.



Figura 4.11. Tomada da tensão, correntes e potência ativa através de um analisador de forças.

No anexo V vê-se, a título de exemplo, a obtenção dos valores correspondentes à tensão, corrente e potência ativa fornecidos à cada 2 segundos pelo analisador de energia (dados referentes aos desbastes em uma amostra austemperada em duas etapas, a qual obteve IRM de 76). Dados estes obtidos a partir do diâmetro de 33,0 mm, utilizando-se profundidades de corte de 1,0 mm, 1,5 mm e 2,0 mm).

Como dito, no analisador de energia, fez-se a leitura dos valores para potência ativa em vazio e quando em operação de usinagem. O aparelho executou a leitura a cada 2,0 segundos de tempo transcorrido. De posse da velocidade de corte (anexo I), do comprimento a ser usinado de 30,0 mm e da massa para atuar como força de avanço em 56,6 kg, cronometrou-se o tempo de usinagem para cada passe e para cada corpo de prova. Desta forma, através da Equação 3.15, obteve-se o avanço, a velocidade de avanço, a potência de corte ativa, bem como a força de corte.

Com o corpo de prova preparado e fixado no torno, deu-se início à usinagem. Primeiramente foi registrada a tensão, a corrente e a potência ativa em vazio (no analisador de energia). A potência ativa de corte foi obtida através da diferença entre

as potências consumidas durante a usinagem e antes da usinagem (tomada em vazio). De posse desta potência, da velocidade de corte obtida a partir da Equação 3.5 e aplicando-se a Equação 3.15 obteve-se a força de corte. Conforme dito, a força de avanço foi obtida através das massas conhecidas e colocadas no prato para movimentar o carro longitudinal do torno (já subtraídas as necessárias para que o carro saia do estado de repouso). Como a geometria da ferramenta de corte utilizada permite um ângulo de posição de 90° e a mesma possui raio praticamente desprezível (raio de 0,4 mm), a força passiva é nula.

Já para o uso de uma ferramenta com ângulo de posição diferente de 90° (60°), esta força passiva não é nula e também não contribui para a potência de usinagem (age perpendicularmente ao plano de trabalho). Entretanto, seu conhecimento faz sentido, pois a mesma age provocando flexão na peça durante a usinagem, principalmente em peças finas. Para este cálculo foi utilizado a Equação 3.10, uma vez que se contou com ângulo de posição (χ_r) de 60° . Foi escolhido este ângulo por tratar-se de um ângulo médio entre a faixa de ângulos recomendados para utilização em operações normais de desbaste longitudinal (45° à 75°). Cabe salientar que para grande produtividade o ângulo de posição recomendado deve ser menor que 90° , uma vez que as forças de corte aumentam quanto mais próximo de 90° for o ângulo de posição da ferramenta de corte (50).

Através do experimento e com a velocidade de corte já obtida e, tendo-se por um lado a força de corte, a qual, conforme dito anteriormente foi deduzida da Equação 3.15 e por outro lado, com o avanço obtido a partir do comprimento usinado e tempo gasto para tal e as profundidades de corte (1,0 mm, 1,5 mm e 2,0 mm), tem-se as áreas de corte, logo, através da Equação 3.8 é possível obter-se a(s) pressão(ões) específica(s) de corte.

Após o último passe longitudinal (diâmetro de 13,5 mm), os corpos de prova foram reusinados deixando-os com 11,4 mm de diâmetro e comprimento de 55,0 mm, a fim de realizar-se ensaio de impacto Izod (sem entalhe) e posteriormente, em laboratórios da PUCRS, deram-se procedimentos para caracterizá-los metalograficamente.

4.4 Ensaios Mecânicos

4.4.1 Ensaios de Dureza

Os ensaios de dureza foram realizados a fim de servirem como um parâmetro comparativo do comportamento e relacionamento da usinabilidade frente a variação da dureza dos ferros fundidos nodulares austemperados.

Após os corpos de prova serem usinados até o diâmetro de 33,0 mm, estes foram submetidos à testes de dureza Brinell (48), utilizando penetrador de esfera de aço carbono temperado com 2,5 mm de diâmetro, carga de 1838,7 N (187,5 kgf) e tempo de aplicação de carga de 15 segundos. Em cada amostra foram realizadas no mínimo três medidas na superfície longitudinal [tomadas à aproximadamente 20 mm do lado “B” do corpo de prova (Figura 4.2b)] e três no topo (no raio de 8,0 mm).

Após a realização de três passes de desbaste longitudinal, com profundidades de corte de 1,0 mm, 1,5 mm e 2,0 mm, respectivamente (até atingir o raio da peça de 12,0 mm, foram realizados outros ensaios de dureza no sentido longitudinal dos corpos de prova (mínimo de três tomadas de medida em cada corpo de prova). O durômetro utilizado foi previamente aferido com blocos padrões específicos.

Já para o ensaio de microdureza Vickers [ASTM E384-99 (51)], foi utilizado a máquina da marca Shimadzu, modelo HMW-G21. A carga (força) aplicada foi de 25 gf (0,245 N) durante o tempo de 15 segundos. Para fins de comparação, os testes foram também realizados no material no estado bruto de fusão.

Na Tabela 5.1 encontram-se os resultados da relação entre a variação da dureza em função dos tempos e temperaturas de austêmpera e o comportamento da usinabilidade. O penetrador, a carga, o tempo de carga, nomenclaturas, bem como os resultados dos testes de dureza para a primeira etapa encontram-se no anexo II.

4.4.2 Ensaio de Impacto

Após os testes de usinabilidade nos corpos de prova, estes foram novamente usinados até o diâmetro de 11,4 mm, onde os mesmos foram submetidos à ensaios de impacto conforme ASTM E 23-02a (52), em uma máquina WPM série 429/16 (Figura 4.13). Para efeito de confirmação (repetibilidade), neste ensaio foram utilizados dois corpos de prova para cada situação (para cada temperatura e tempo de austêmpera) com exceção das amostras brutas de fusão e as somente recozidas, que foram utilizadas três amostras para cada caso. A Figura 4.12 ilustra esquematicamente a realização de tal ensaio.

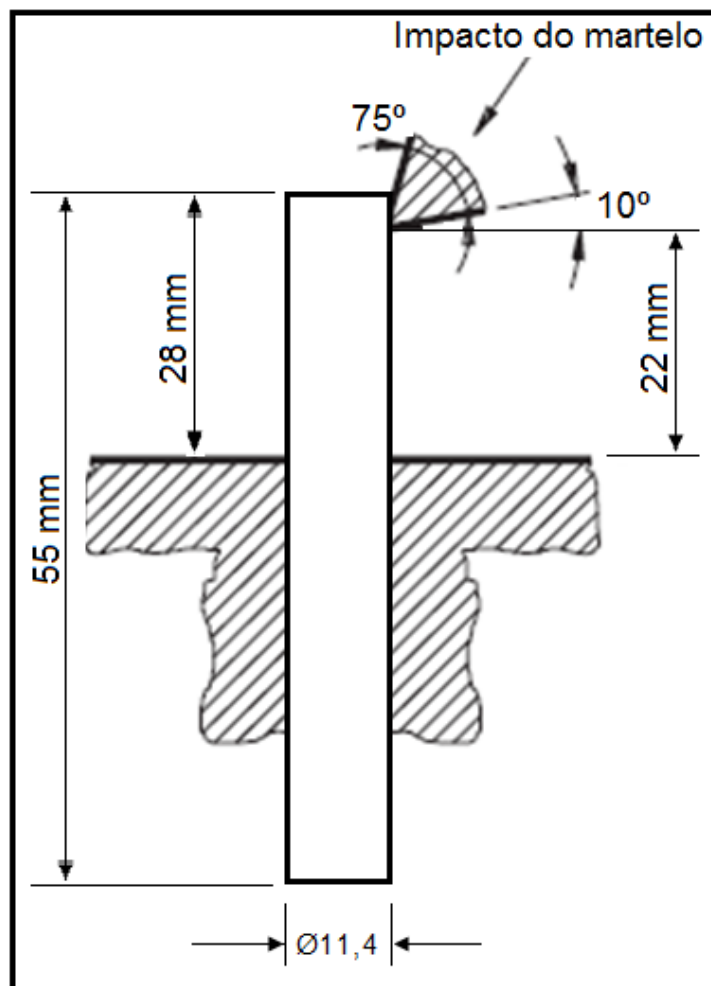


Figura 4.12. Representação esquemática da realização do ensaio IZOD.

O referido ensaio foi utilizado como uma ferramenta para análise comparativa entre a variação da tenacidade ao impacto entre os corpos de prova austemperados

em etapa única e em duas etapas correlacionando-se esta variação de tenacidade com a usinabilidade e a dureza.

A Figura 4.13 ilustra a máquina utilizada na realização do ensaio de impacto tanto para corpos de prova austemperado em etapa única como em duas etapas.

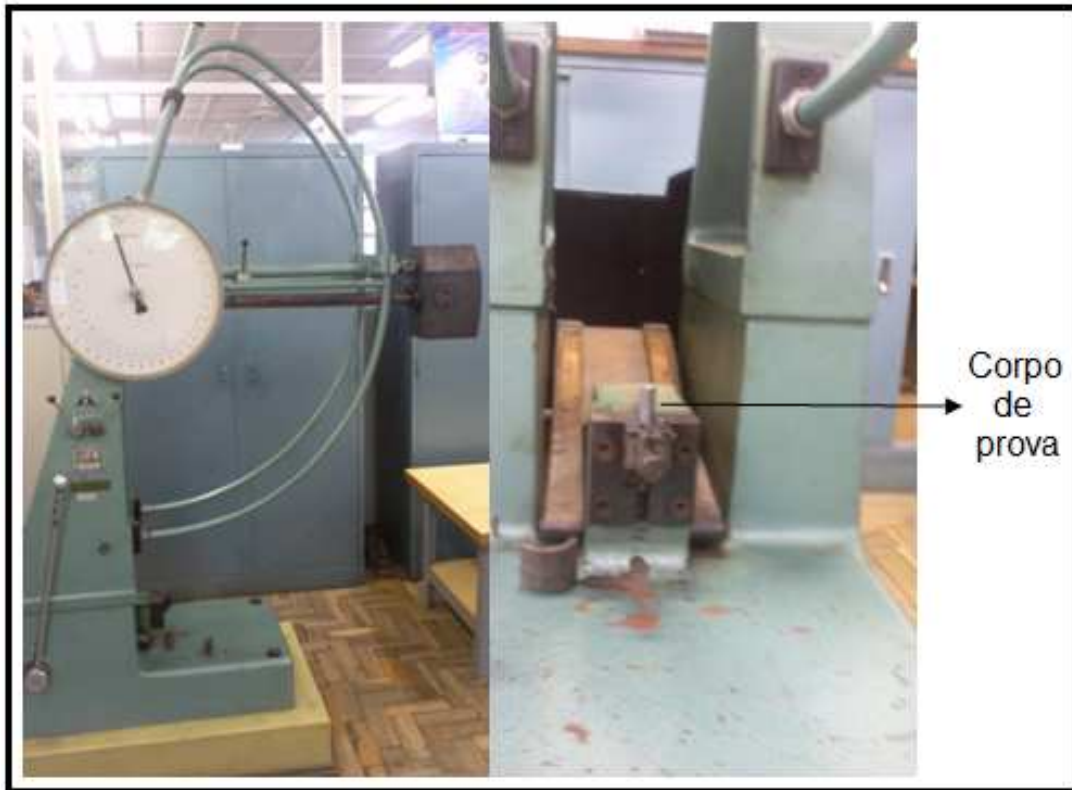


Figura 4.13. Máquina utilizada para medição da resistência ao impacto.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Caracterização Metalográfica

5.1.1 Bruto de Fusão

A Figura 5.1 ilustra os corpos de prova brutos de fusão que foram atacados quimicamente (Nital 2%). Vê-se que o ferro fundido apresenta uma microestrutura de matriz ferrítico-perlítica e nódulos de grafita.

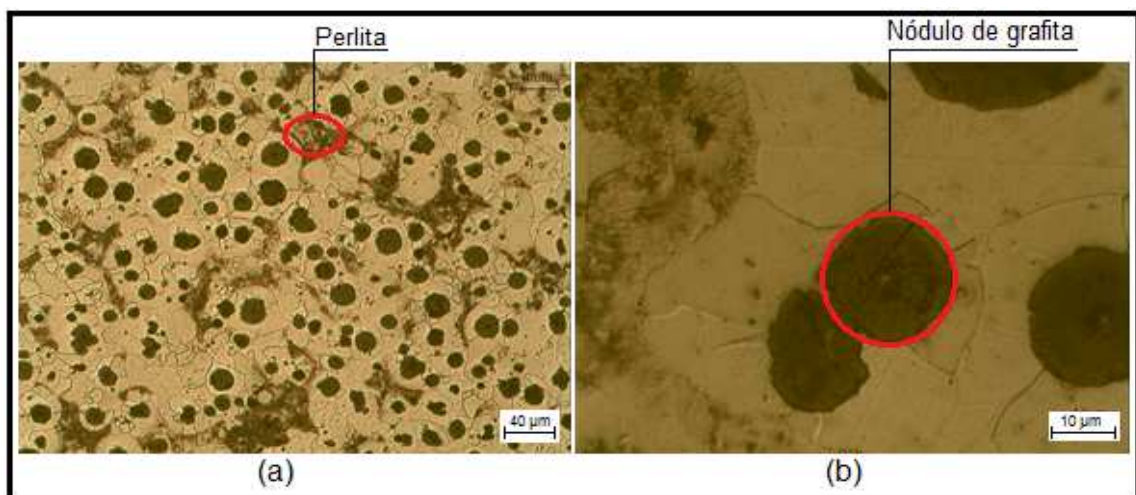


Figura 5.1. Corpo de prova br. de fusão, com ataque químico. Ampliação de 200 X (a) e 1000 X (b).

A Figura 5.2 ilustra os corpos de prova sem ataque químico, onde nitidamente vê-se que a nodularização não foi completa, pois os nódulos de grafita, em grande parte, apresentam-se irregulares.

A classificação de forma de grafita segundo a Norma ISO 945-1975 (53), predominantemente é do tipo VI, apresentando também algumas do tipo V. Pode ver-se ainda, a presença de pequenas inclusões de carbonetos e alguns nódulos de

grafita com morfologia irregular.



Figura 5.2. Corpo de prova bruto de fusão, sem ataque químico. Ampliação de 50 X (a), 100 X (b) e 200 X (c).

5.1.2 Recozido e Sem Tratamento

A Figura 5.3 ilustra os corpos de prova somente recozidos que foram atacados quimicamente (nital 2%). Vê-se que o corpo de prova apresenta uma matriz ferrítica com a presença de pequenas inclusões de carbonetos.

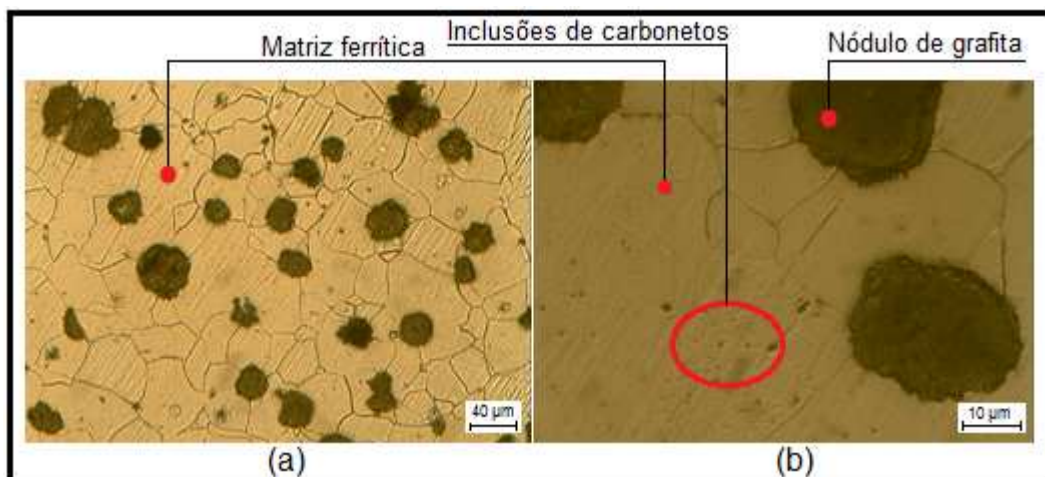


Figura 5.3. Microestrutura do corpo de prova somente recozido. Ampliação de 200x (a) e 1000x (b).

Conforme a Figura 5.1, o corpo de prova apresentou estrutura com matriz de natureza ferrítica-perlítica e, com o recozimento, esta matriz passa a ser essencialmente ferrítica (Fig. 5.3), confirmando a ocorrência da Ferritização (2).

Já a Figura 5.4 apresenta os corpos de prova antes de serem atacados quimicamente, onde nitidamente, à exemplo da Fig. 5.2, vê-se que a nodularização não foi completa. Aqui, novamente há presença de pequenas inclusões e alguns nódulos de grafita com morfologia irregular.

Conforme a Figura 5.4, vê-se também a presença de pequenas inclusões de carbonetos.

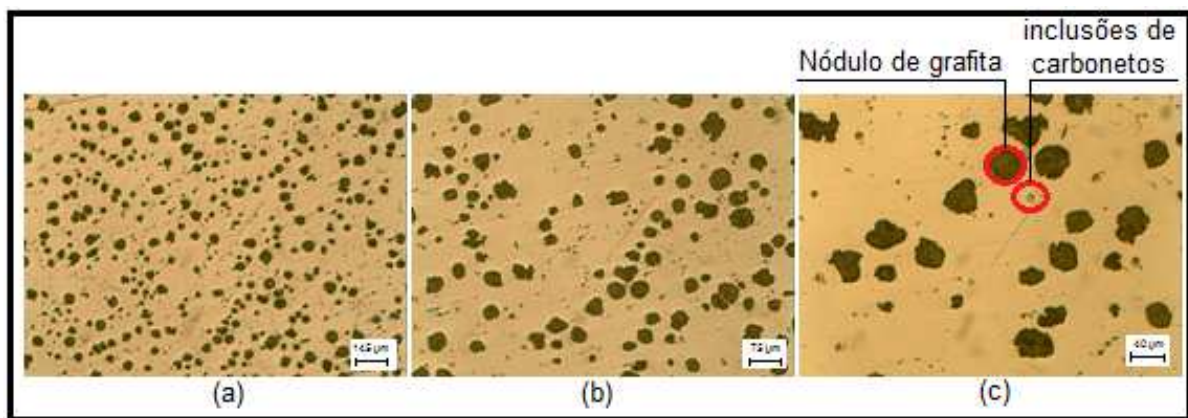


Figura 5.4. Corpo de prova somente recozido, sem ataque químico. Ampliação de 50 X (a), 100 X (b) e 200 X (c).

5.1.3 Sem Recozimento Prévio, Austemperado em Etapa Única ($T = 300^{\circ}\text{C}$, $t = 30 \text{ min}$ - melhor usinabilidade)

A Figura 5.5 apresenta a microestrutura do corpo de prova austemperado, onde se vê que o mesmo é constituído por uma matriz ausferrítica, com nódulos de grafita contornados por regiões de bainita e por austenita não transformada.

A formação desta matriz ausferrítica a partir de uma matriz que não passou por recozimento prévio ocorre devido ao motivo da difusão do carbono ser maior do que naqueles corpos de prova que passaram por recozimento prévio (sofreram ferritização), pois a própria matriz já estará enriquecida de carbono, gerando uma austenita de alto teor de carbono e, como conseqüência, a fração volumétrica de austenita não transformada estável após tratamento de austêmpera será maior (21).

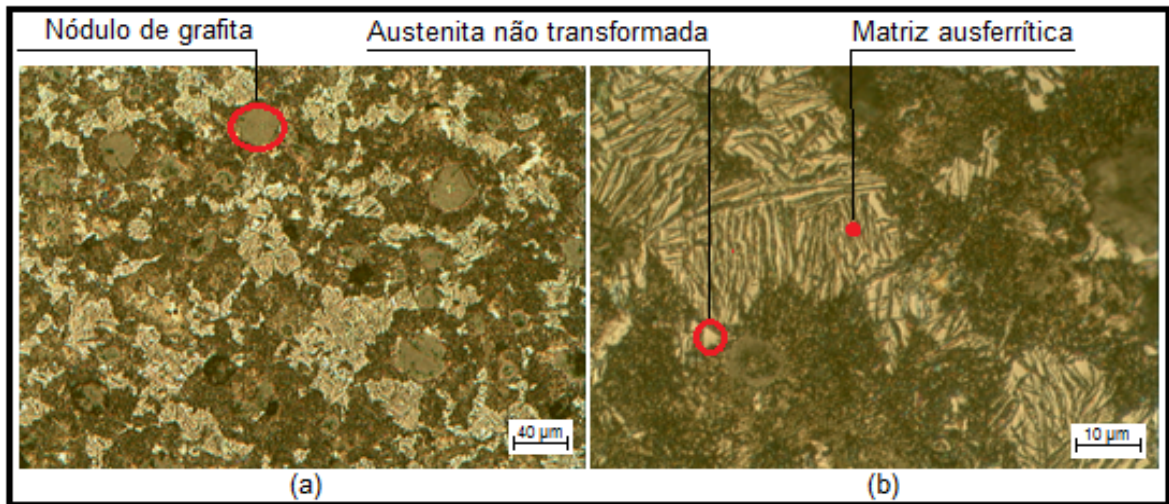


Figura 5.5. Microestrutura do corpo de prova s/ recozimento prévio e austemperado à 300°C durante 30 min. Ampliação de 200x (a) e 1000x (b).

5.1.4 Previamente Recozido, Austemperado em Etapa Única (T = 300 °C, t = 30 min - pior usinabilidade)

A Figura 5.6 ilustra a microestrutura do corpo de prova austemperado, composta de grafita, ausferrita formada na austêmpera e austenita não transformada (áreas brancas), logo, obteve-se matriz ausferrítica.

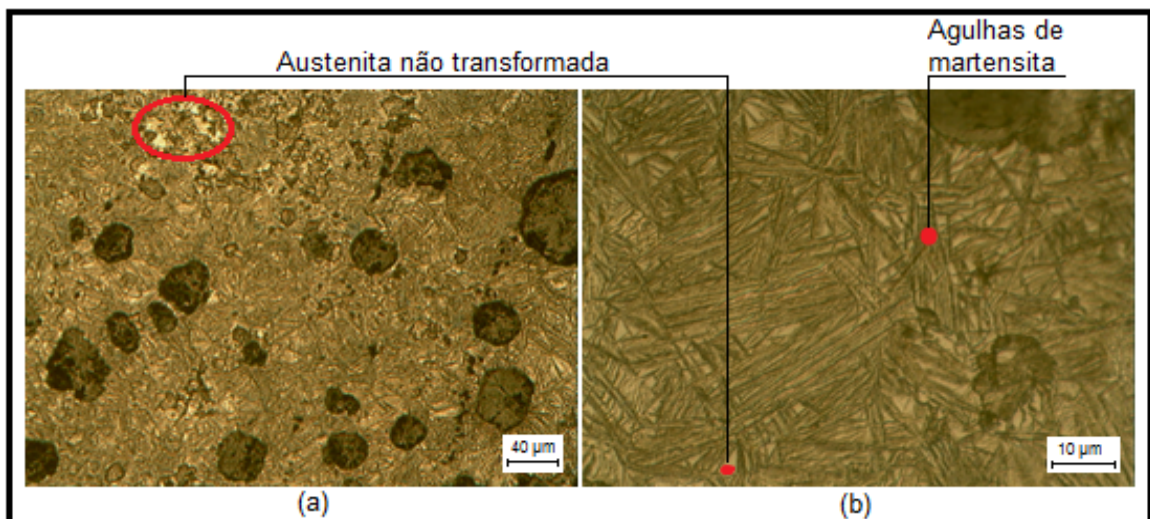


Figura 5.6. Microestrutura do corpo de prova recozido previamente e austemperado à 300°C durante 30 min. IRM 30. Ampliação de 200x (a) e 1000x (b).

5.1.5 Austemperado em Duas Etapas com Melhor Usinabilidade

A Figura 5.7 ilustra imagens da microestrutura dos corpos de prova austemperados, composta de grafita, ausferrita mais fina formada na austêmpera, bainita e austenita não transformada (áreas brancas), portanto, semelhante a microestrutura apresentada na Figura 5.6.

Estes corpos de prova foram os que apresentaram a maior usinabilidade entre todos os corpos de prova austemperados.

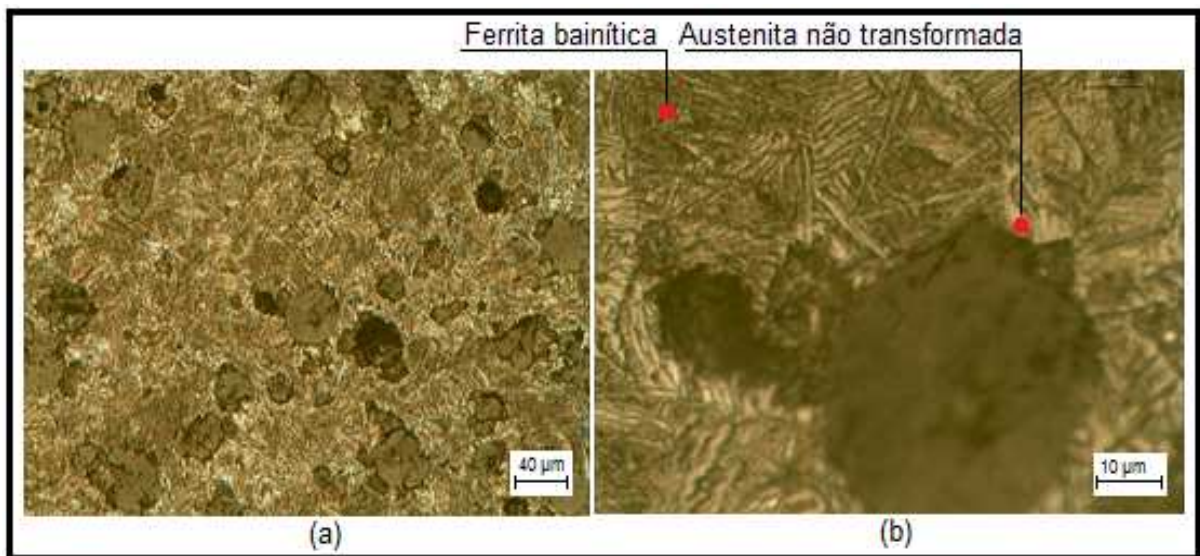


Figura 5.7. Microestrutura do corpo de prova com recozimento prévio, austemperado em duas etapas durante 30 min. IRM 76. Ampliação de 200x (a) e 1000x (b).

5.1.6 Austemperado em Duas Etapas e Pior Usinabilidade

A Figura 5.8 ilustra a microestrutura das amostras austemperadas, composta de grafita, ausferrita mais grossa, formada na austêmpera, e austenita não transformada (áreas brancas), também semelhante a microestrutura apresentada na Figura 5.6, entretanto apresentando maior quantidade de austenita não transformada que as anteriores.

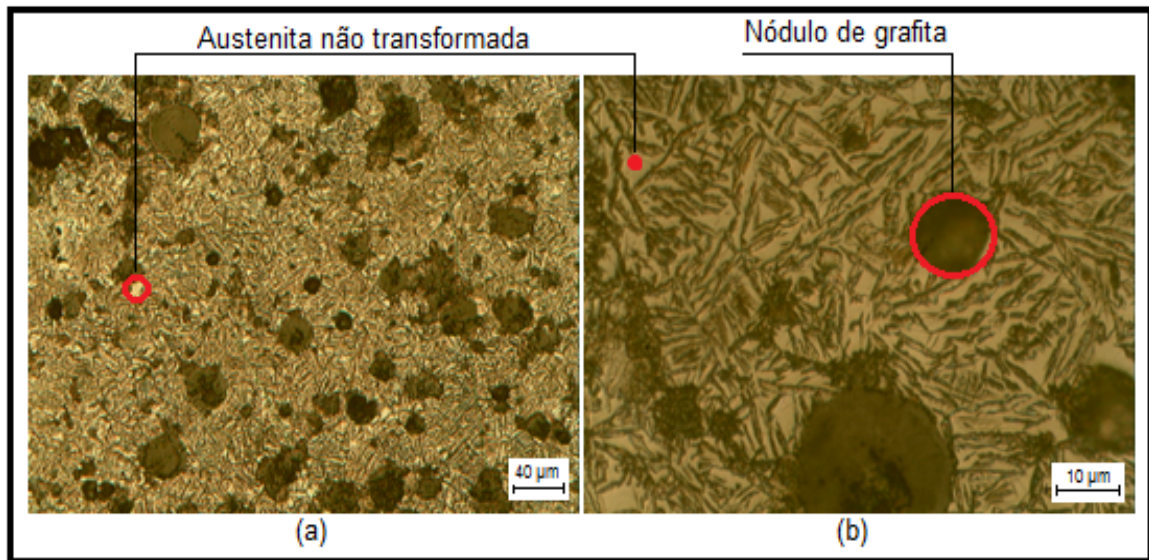


Figura 5.8. Microestrutura do corpo de prova sem recozimento prévio, austemperado em duas etapas durante 30 min. IRM 35. Ampliação de 200x (a) e 1000x (b).

5.1.7 Apresentação da Grafita nos Corpos de Prova

A Figura 5.9 ilustra micrografias antes do ataque químico, onde se pode ver a distribuição dos nódulos de grafita nos corpos de prova, bem como sua variação dimensional.

Para os corpos de prova que não foram recozidos previamente e que foram austemperados em 2 etapas (c) houve diminuição na ordem de 2,3% no diâmetro médio de quatro dos seus maiores nódulos de grafita da amostra, bem como o fato desta apresentar-se em maior número quando comparados com os austemperados em etapa única.

Já para os corpos de prova austemperados que sofreram recozimento prévio, o diâmetro médio dos quatro maiores nódulos de grafita da amostra foi maior 32% comparativamente com os também quatro maiores nódulos dos corpos de prova que foram recozidos previamente e não austemperados.

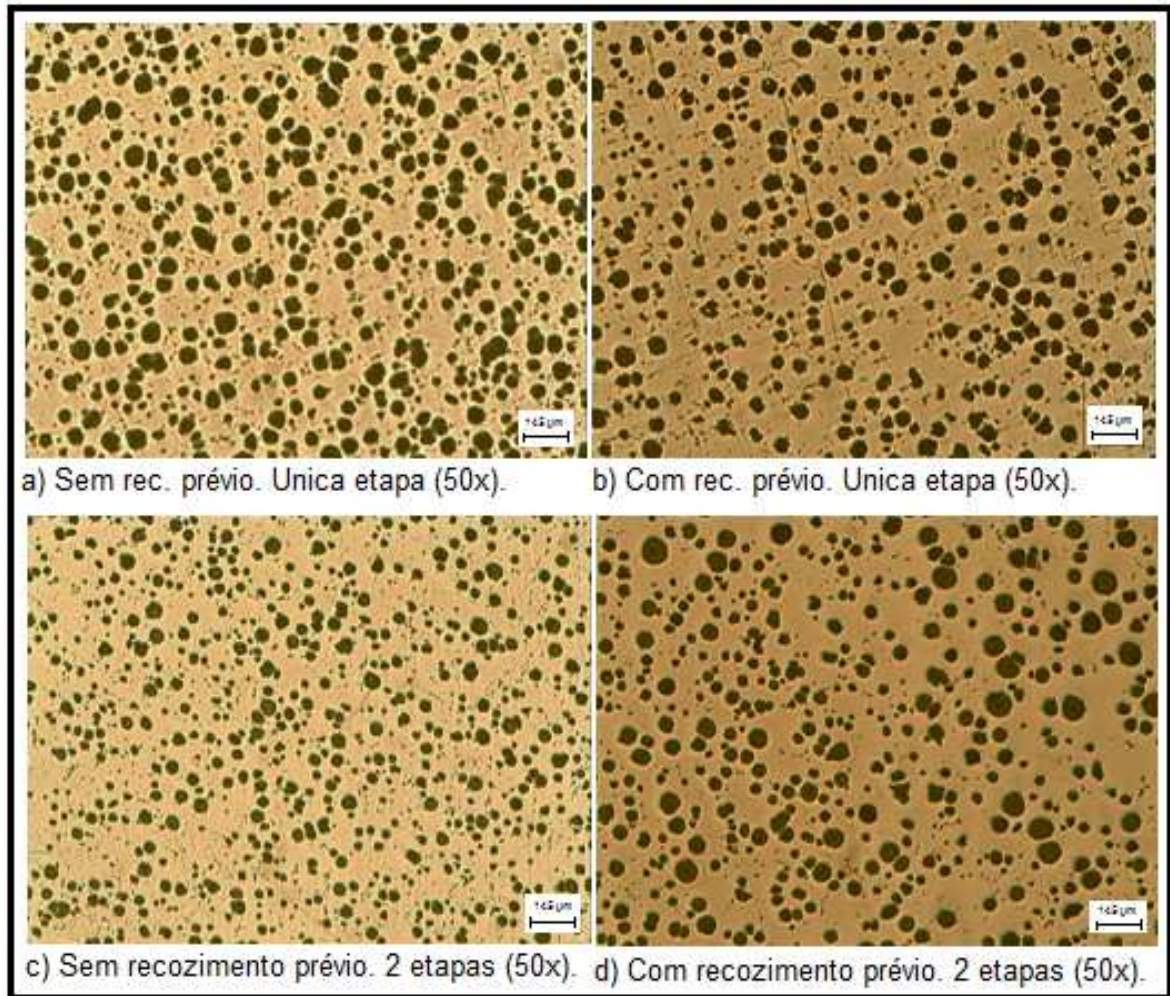


Figura 5.9. Corpos de prova sem ataque químico. Com recozimento prévio (b e d) e sem recozimento prévio (a e c). Austemperados em única etapa (a e b) e em duas etapas (c e d).

5.2 Análises de Usinabilidade

O corpo de prova somente recozido, cujo avanço foi escolhido como padrão, apresentou para o comprimento de desbaste escolhido, quando utilizada uma velocidade de corte de 32,0 m/min e profundidade de corte de 1,5 mm, avanço médio de 0,279 mm/rot. e tempo médio de 12,91 segundos. Para a profundidade de corte de 2,0 mm, com a velocidade de corte de 27,0 m/min e mesmo comprimento de usinagem, apresentou 0,201 mm/rot. de avanço médio e tempo médio de 17,87 segundos. Quando na usinagem utilizando velocidade de corte de 39,0 m/min, obteve-se 0,278 mm/rot. de avanço médio (16,19 s) e para a velocidade de corte de 35 m/min obteve-se 0,211 mm/rot. (21,32 s), para as respectivas profundidades de corte.

Já, o corpo de prova sem nenhum tratamento (bruto de fusão) e não austemperado apresentou avanço médio de 0,263 mm/rot. e tempo médio de 13,67 segundos para a velocidade de corte de 32,0 m/min. e profundidade de corte de 1,5 mm. Para a velocidade de corte de 27,0 m/min obteve-se 0,188 mm/rot. de avanço médio no tempo médio de 19,12 segundos para a profundidade de corte de 2,0 mm. Quando utilizando-se velocidade de corte de 39,0 m/min e profundidade de corte de 1,5 mm, obteve-se avanço médio de 0,301 mm/rot. (16,0 s) e para a velocidade de corte de 35,0 m/min e 2,0 mm de profundidade de corte, obteve-se o avanço de 0,204 mm/rot. (22,88 s).

Portanto, dessa forma justifica-se a escolha de $f_{(padrão)}$ obtido do corpo de prova somente recozido, pois o mesmo apresentou menor tempo médio para a usinagem do comprimento considerado (maior avanço), logo é este corpo de prova que apresentou a melhor usinabilidade dentre todos os demais ($f_{médio} = 0,242$ mm/rot.).

5.2.1 Austemperados em Etapa Única ($\chi_r = 90^\circ$)

A Figura 5.10 ilustra o gráfico do índice de remoção de material em função dos tempos de austêmpera nas temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C para os corpos de prova que passaram por recozimento prévio e para os que não foram recozidos, bem como para os corpos de prova recozidos e não austemperados.

Utilizando-se da Figura 5.10, ao analisarem-se as amostras em questão, nota-se que os corpos de prova sem nenhum tratamento (brutos de fusão) foram os que apresentaram IRM maior e, dentre os que passaram pelo tratamento de austêmpera, os que apresentaram maior IRM foram os austemperados à 300 °C durante o tempo de 30 min e que não passaram por recozimento prévio.

Cabe salientar que os corpos de prova austemperados à 420 °C durante os tempos de 30 min e 60 min, também sem recozimento prévio, apresentaram boa usinabilidade, assim como os austemperados à 360 °C .

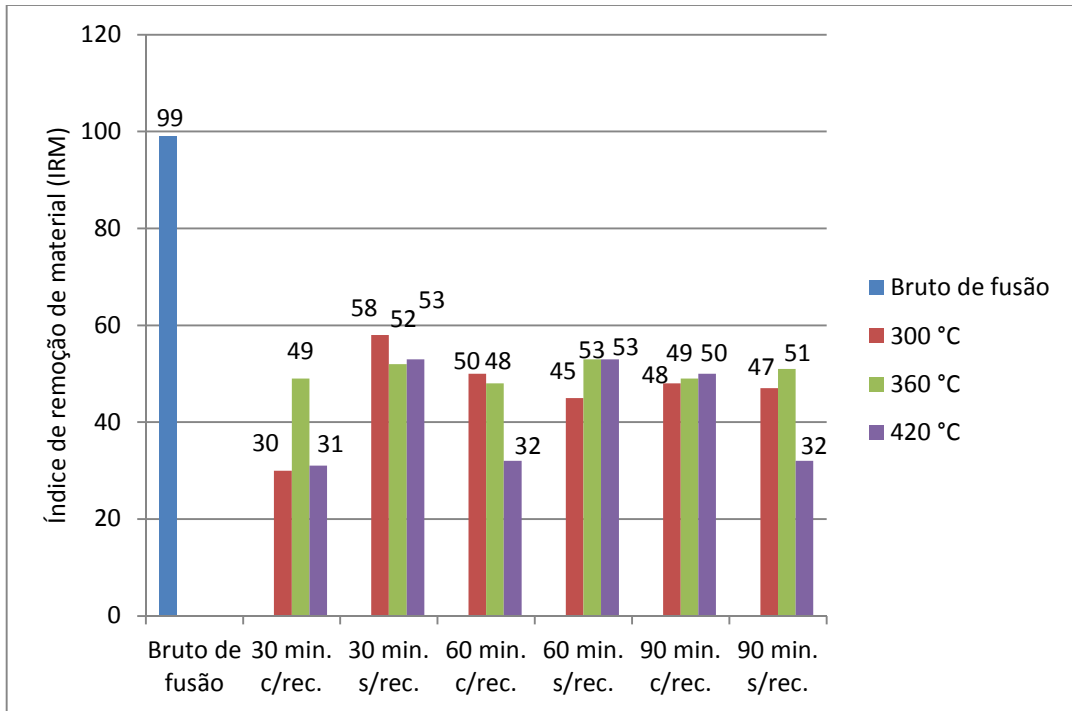


Figura 5.10. Índice de remoção de material na usinagem das peças em função dos tempos de austêmpera para as temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C.

Já àquelas amostras que apresentaram menor usinabilidade foram as austemperadas à temperatura de 300 °C, no tempo de 30 min e que passaram por recozimento prévio, seguidas pelas austemperadas à 420 °C durante 30 min e que também passaram por recozimento prévio. As peças austemperadas à 420 °C durante 60 min, também com recozimento prévio, bem como àquelas durante 90 min mas sem passarem por recozimento prévio, apresentaram os mais baixos IRM, havendo discreta variação entre IRM destes corpos de prova (Fig. 5.10).

5.2.1.1 Estudo Comportamental da Força de Corte

A Figura 5.11 ilustra o gráfico da força de corte em função dos tempos de austêmpera para corpos de prova austemperados em única etapa à temperatura de 300 °C para $\chi_r = 90^\circ$, quando usinados sem fluido de corte e utilizando-se velocidades de corte de 35,3 m/min ($pc = 1,0$ mm); 32,2 m/min ($pc = 1,5$ mm) e 27,5 m/min ($pc = 2,0$ mm). A ilustração da Figura 4.9 mostra a usinagem utilizando-se a ferramenta de corte posicionada no ângulo de posição de 90° (b) e 60° (c).

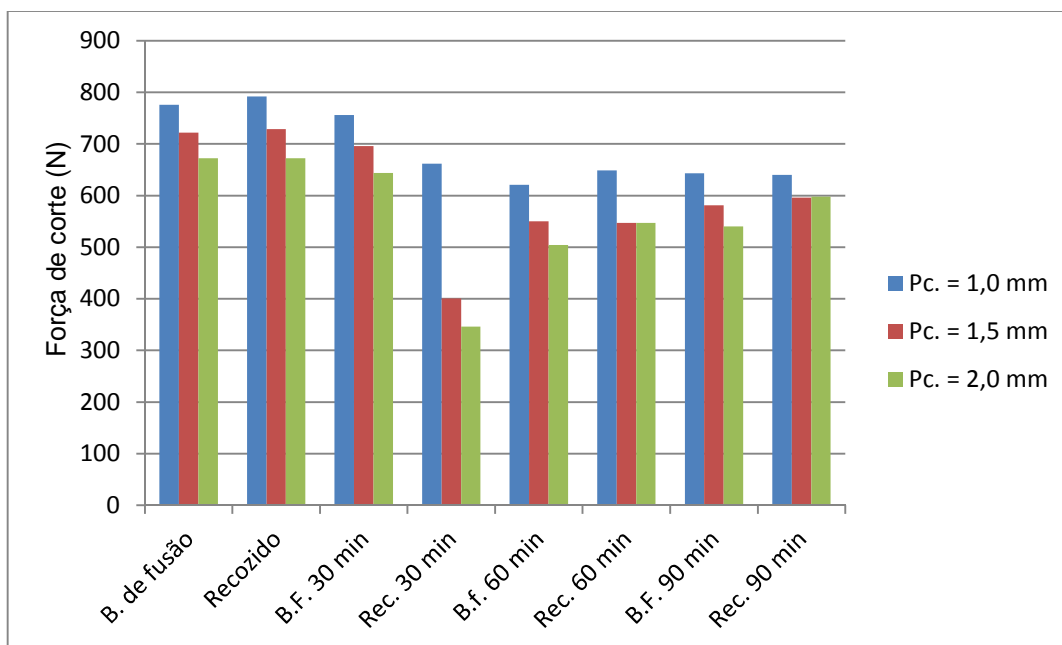


Figura 5.11. Força de corte na usinagem do ADI em função do tempo de austêmpera à temperatura de 300 °C.

As forças de corte referenciadas aqui foram obtidas através da Equação 3.15, onde, de posse da potência ativa obtida através do analisador de energia e da velocidade de corte utilizada, chegou-se aos valores das forças de corte.

Conforme a Figura 5.11, quando à força de corte constante, à medida que a profundidade de corte diminui, aumenta o avanço, mantendo dessa forma a área do cavaco constante. Como a velocidade de corte foi diminuindo (35,3 m/min para profundidade de corte de 1,0 mm, 32,2 m/min para profundidade de corte de 1,5 mm e 27,5 m/min para profundidade de corte de 2,0 mm), a força de corte também foi diminuindo e, a medida que a potência ativa de corte diminuiu, quando à mesma velocidade de corte, também diminuiu a força de corte.

Nota-se ainda que a menor força de corte ocorreu quando utilizou-se profundidade de corte de 2,0 mm (velocidade de corte de 27,5 m/min) em corpos de prova recozidos preliminarmente e austemperados durante o tempo de 30 min.

A Figura 5.12 ilustra o gráfico da variação da força de corte devido à mudança

da velocidade de corte na usinagem do ADI para corpos de prova austemperados em uma etapa à temperatura de 300 °C para $\chi_r = 90^\circ$, quando usinados sem fluido de corte e utilizando-se velocidade de corte de 32,2 m/min ($pc = 1,5$ mm) e 37,7 m/min ($pc = 1,5$ mm).

Ao analisar-se a variação da força de corte devida à mudança da velocidade de corte durante a usinagem do ADI à temperatura de 300 °C, vê-se que para todos os tempos utilizados na austêmpera, se recozidos previamente ou não, a força de corte aumenta com o aumento da velocidade de corte.

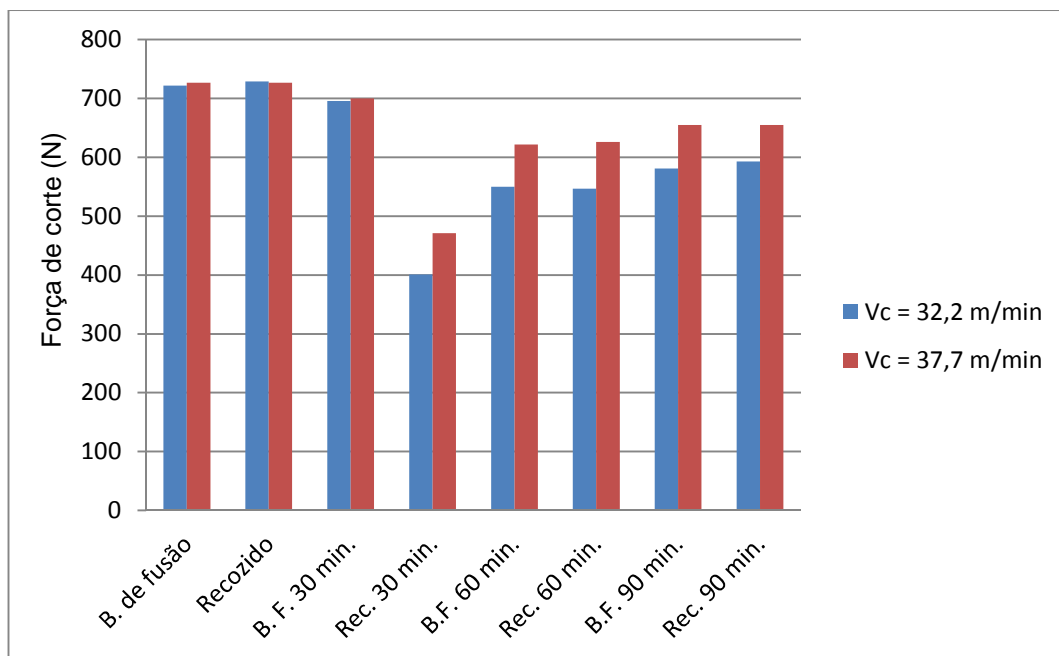


Figura 5.12. Variação da força de corte em função da mudança da velocidade de corte na usinagem do ADI para os tempos de austêmpera à temperatura de 300 °C.

A Figura 5.13 ilustra o gráfico da força de corte em função dos tempos de austêmpera para corpos de prova austemperados em uma etapa à temperatura de 360 °C para $\chi_r = 90^\circ$, quando usinados sem fluido de corte.

Comparando-se a Figura 5.13 com a Figura 5.12, nota-se que nos corpos de prova austemperados à 360 °C há maior uniformidade (menor variação) no que diz respeito ao uso das forças de corte durante a usinagem.

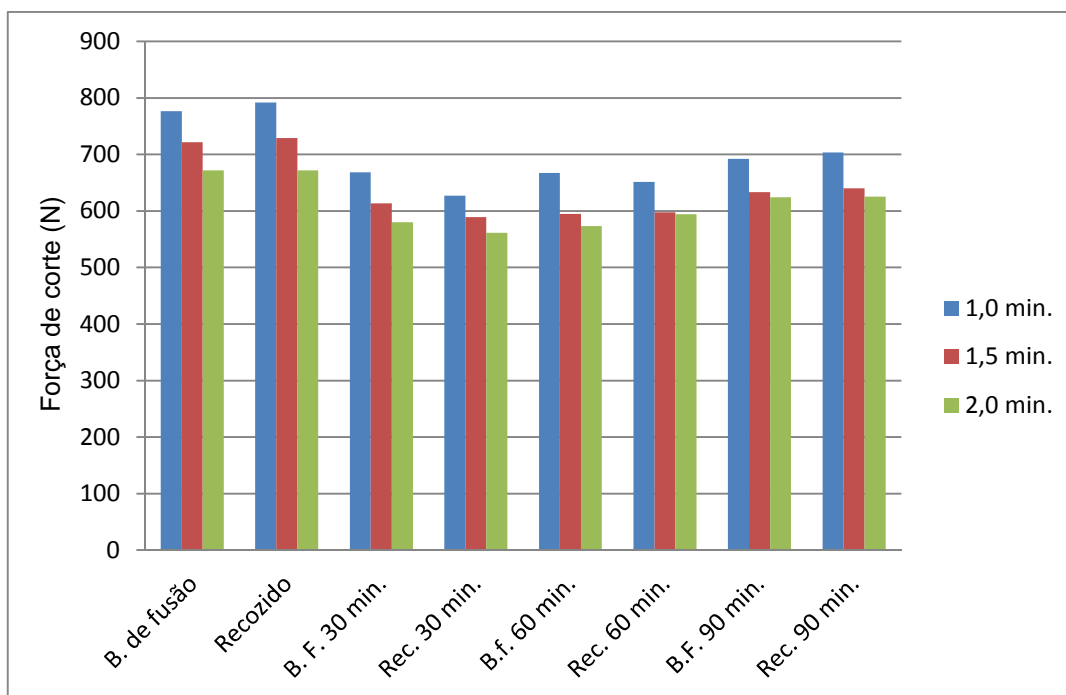


Figura 5.13. Força de corte na usinagem do ADI em função do tempo de austêmpera à temperatura de 360 °C.

A Figura 5.14 ilustra o gráfico da força de corte em função dos tempos de austêmpera para corpos de prova brutos de fusão, somente recozidos e para os austemperados em uma etapa à temperatura de 420 °C para $\chi_r = 90^\circ$, quando usinados sem fluido de corte.

Na Figura 5.14, a uniformidade no que diz respeito às forças de corte utilizadas durante a usinagem é maior quando se trata da usinagem dos corpos de prova austemperados à 420 °C do que nas demais temperaturas ensaiadas.

Quanto à variação na força de corte em função da profundidade de corte, vê-se que para a força de avanço constante, quanto maior a profundidade de corte, maior será a força de corte, entretanto há certa uniformidade na força de corte para as amostras austemperadas que foram usinadas nas profundidades de corte de 1,5 mm e 2,0 mm.

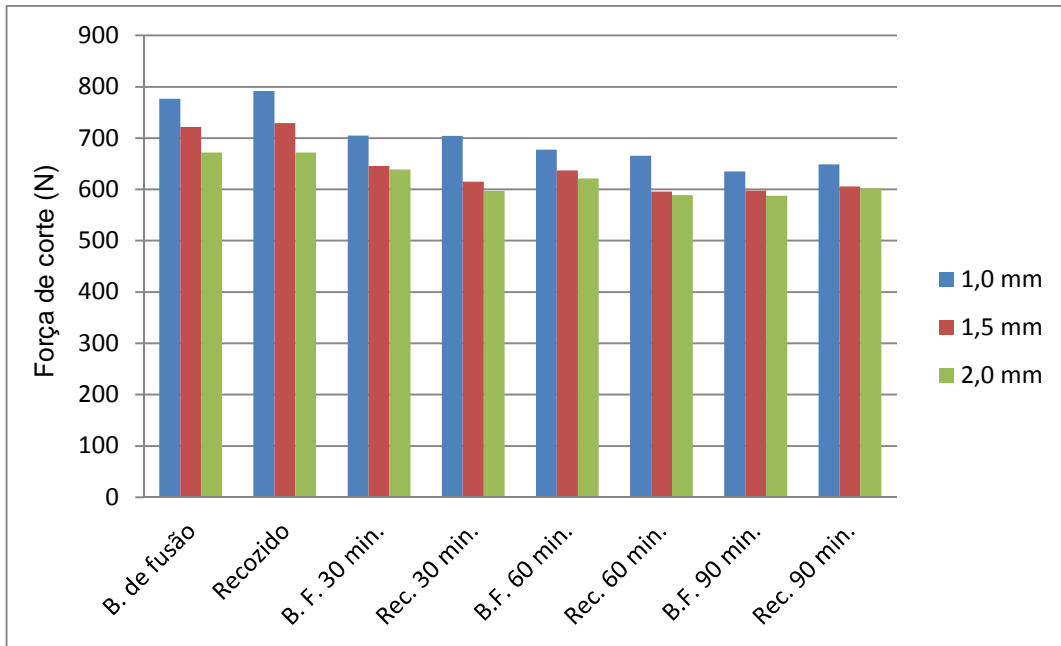


Figura 5.14. Força de corte na usinagem do ADI em função do tempo de austêmpera à temperatura de 420 °C.

5.2.1.2 Estudo Comportamental da Pressão Específica de Corte

A Figura 5.15 ilustra o gráfico da pressão específica de corte em função dos tempos de austêmpera para corpos de prova austemperados em uma etapa à temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C para $\chi_r = 90^\circ$, quando usinados sem fluido de corte.

As referidas pressões específicas de corte (Figura 5.15) foram obtidas aplicando-se a Equação 3.8, onde, para tal utilizou-se a área da seção de corte (obtida a partir do avanço e da profundidade de corte) e da força de corte extraída da Equação 3.15.

Nota-se através da Figura 5.15, que os corpos de prova que não foram austemperados, durante a usinagem, apresentaram baixa pressão específica de corte em comparação com os austemperados. Há certa homogeneidade no tocante à variações na pressão específica de corte nas demais peças.

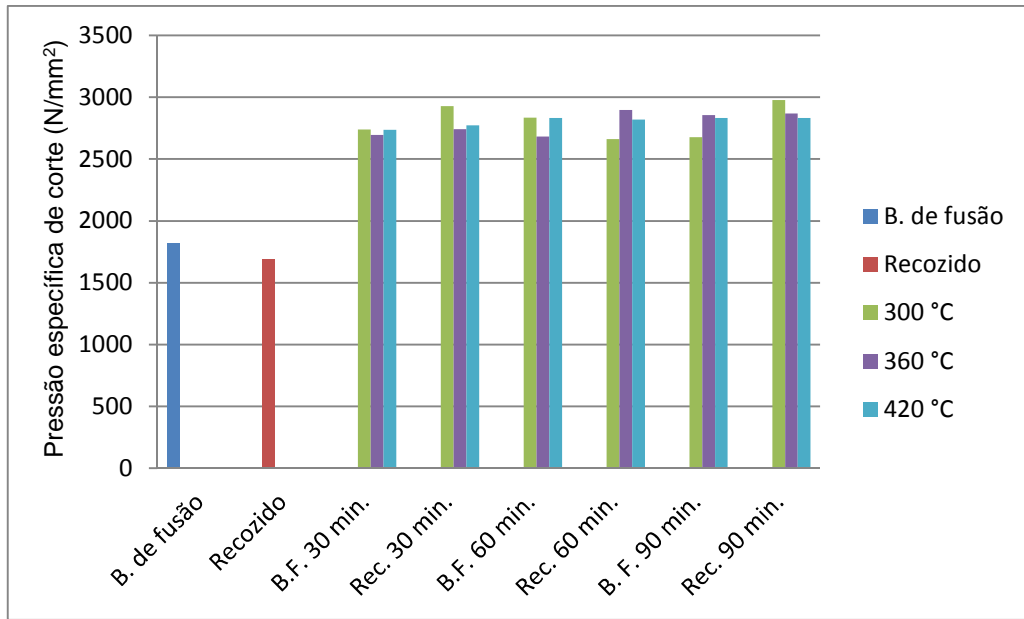


Figura 5.15. Pressão específica de corte na usinagem do ADI em função do tempo de austêmpera à temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C.

A Figura 5.16 ilustra a variação da pressão específica de corte mediante a variação da velocidade de corte para uma mesma profundidade de corte (1,5 mm) para o ADI austemperado à 300 °C nos tempos de 30 min, 60 min e 90 min que foram e que não foram recozidos previamente.

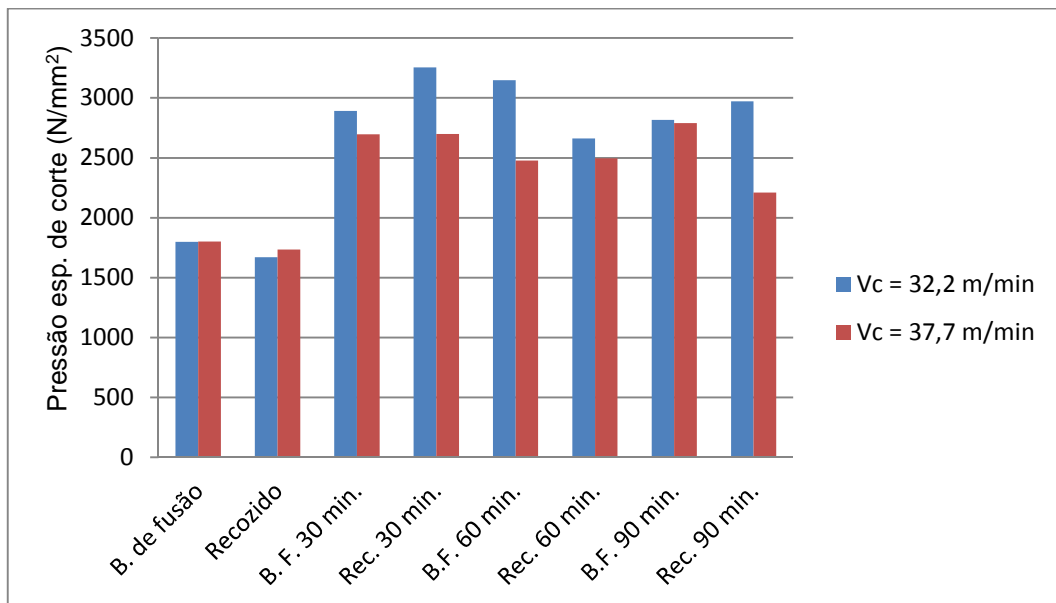


Figura 5.16. Variação da pressão específica de corte em função da mudança da velocidade de corte na usinagem do ADI para os tempos de austêmpera à temperatura de 300 °C.

Conforme a Figura 5.16, vê-se que quando aumenta-se a velocidade de corte a pressão específica de corte diminui. A afirmação é válida para todos os tempos aos quais os corpos de prova foram tratados, independente de haverem ou não sido recozidos antes de serem austemperados.

5.2.1.3 Usinabilidade e Dureza

Através da Tabela 5.1 podem-se ver quantitativamente os valores alcançados para o índice de remoção de material (IRM) na usinagem e para a dureza dos corpos de prova austemperados à temperatura de 300 °C, 360 °C e 420 °C.

Tabela 5.1. Índice de remoção de material e dureza Brinell para os corpos de prova austemperados à temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C nos tempos de 30 min, 60 min e 90 min.

C. P.	300°C		360°C		420°C	
	IRM	HB	IRM	HB	IRM	HB
R. 30 min	30	378	49	318	31	333
R. 60 min	50	320	48	324	32	345
R. 90 min	48	320	49	318	50	318
B.F. 30 min	58	318	52	335	53	339
B.F. 60 min	45	351	53	323	53	338
B.F. 90 min	47	349	51	319	32	352

Observando-se a Tabela 5.1 vê-se que o corpo de prova austemperado à 300 °C durante 30 min e que passou por recozimento prévio é o que apresenta menor usinabilidade e maior dureza entre os demais e o austemperado, também à 300 °C durante 30 min e que não passou por recozimento prévio (bruto de fusão) é o que apresenta maior usinabilidade entre os demais sendo, ainda, um dos que apresenta menor dureza.

Já para o grupo austemperado à 360 °C, àqueles que apresentaram maior dureza (B.F. 30 min e 60 min) são também os que apresentaram maior IRM.

Para o grupo austemperado à 420 °C, àquele que apresentou maior dureza

(B.F. 90 min) é também um dos quais apresentou menor usinabilidade.

Através da Figura 5.17 pode-se melhor visualizar graficamente o comportamento da dureza e do índice de remoção de material em função dos tempos de austêmpera para corpos de prova recozidos preliminarmente e não recozidos, austemperados em uma etapa, à temperatura de 300 °C, 360 °C e 420 °C. Ao confrontar-se usinabilidade e dureza, vê-se que onde ocorreu o maior IRM (58) para os materiais austemperados em etapa única, ocorreu a menor dureza (318 HB) e onde houve o menor IRM (30) registrou a maior dureza (378 HB).

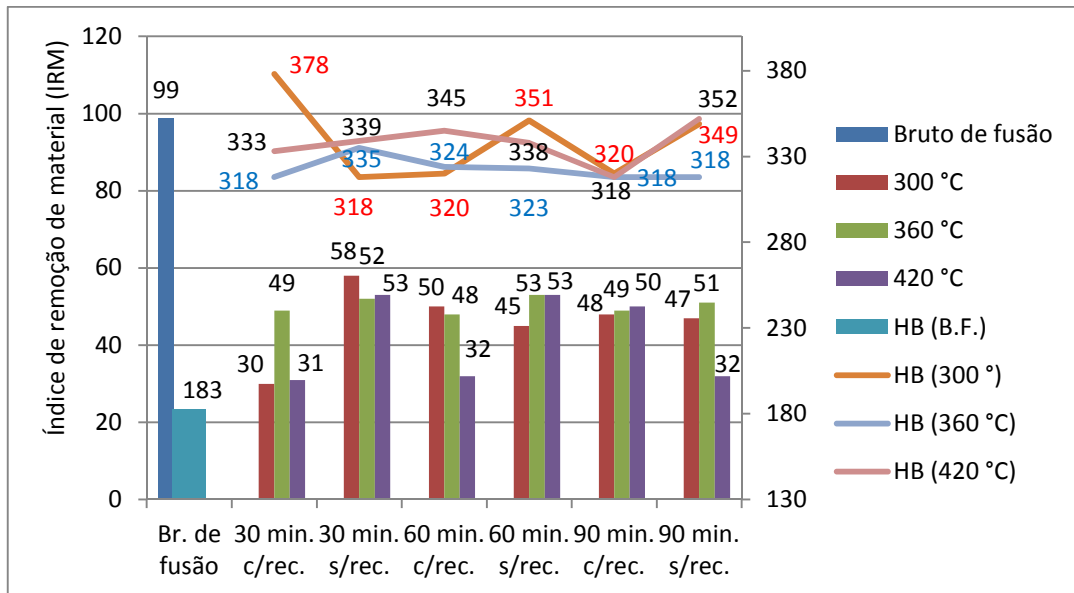


Figura 5.17. Índice de remoção de material na usinagem e dureza das peças em função dos tempos de austêmpera para as temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C.

5.2.2 Austemperados em Duas Etapas

5.2.2.1 Com e Sem Fluido de Corte

A Figura 5.18 ilustra o gráfico do IRM para todas as peças que foram austemperadas em duas etapas e que foram usinadas com e sem o uso de fluido de corte.

Utilizando-se da Figura 5.18, ao analisarem-se as amostras em questão, nota-

se que os corpos de prova sem nenhum tratamento (brutos de fusão) foram os que apresentaram IRM maior e, dentre os austemperados em duas etapas houve certo equilíbrio nos resultados do IRM para aqueles que passaram por recozimento prévio. Entretanto, os que não foram recozidos previamente e foram usinados sem a utilização do fluido de corte apresentaram menor valor para o IRM. Portanto, pode-se dizer que para a usinabilidade nas amostras com matriz ferrítica (austemperados com recozimento prévio), o uso do fluido de corte, aparentemente não representou melhoria na sua usinabilidade.

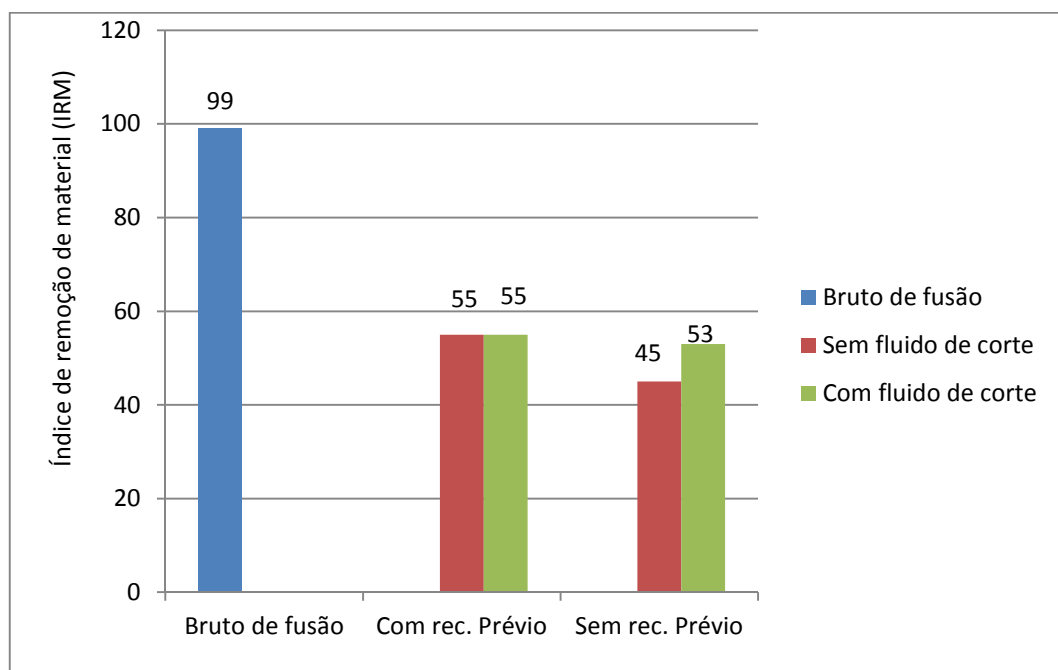


Figura 5.18. Índice de remoção de material na usinagem com e sem o uso de fluido de corte em peças brutas de fusão e em peças austemperadas por 30 min, à 300 °C.

5.2.2.2 Com Diferentes Ângulos de Posição

A Figura 5.19 ilustra o gráfico do IRM para todas as peças que foram austemperadas em duas etapas, usinadas com e sem recozimento prévio, com e sem o uso de fluido de corte, porém com diferentes ângulos de posição da ferramenta de corte.

Utilizando-se da Figura 5.19, ao analisarem-se as amostras em questão, notou-se que dentre os corpos de prova austemperados pertencentes ao grupo dos

que passaram por recozimento prévio, os que apresentaram maior IRM foram os que durante a usinagem foi utilizado fluido de corte e ângulo de posição da ferramenta de corte de 60°. Nota-se também os que apresentaram menor IRM (usinados sem fluido de corte e ângulo de posição de 90°, porém sem recozimento prévio).

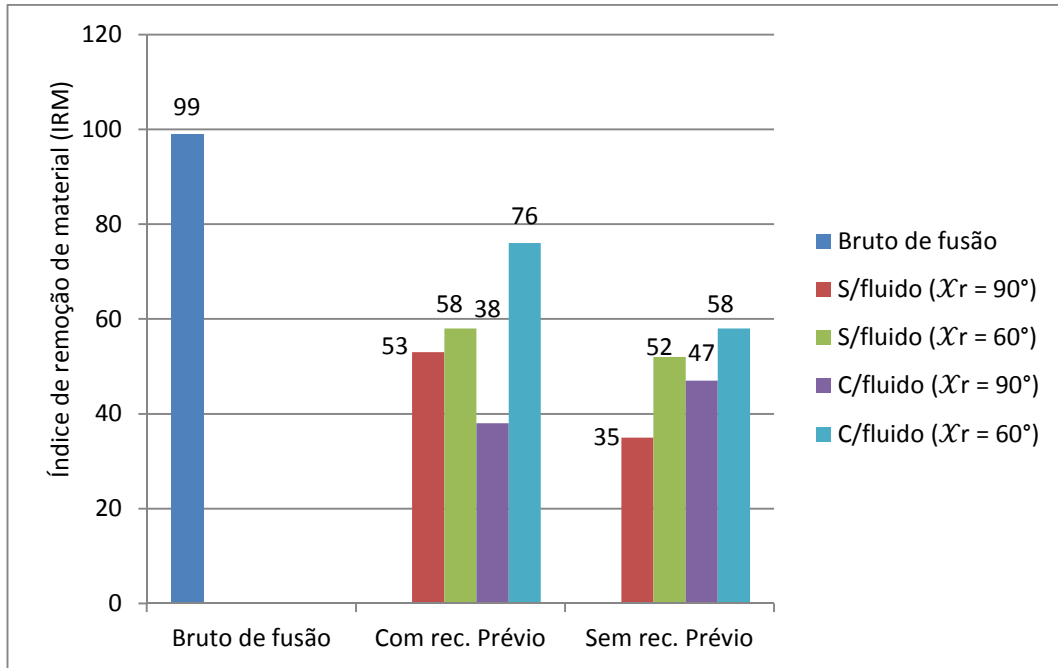


Figura 5.19. Índice de remoção de material na usinagem em diferentes ângulos de posição da ferramenta de corte para peças austemperadas com e sem recozimento prévio.

5.2.2.3 Com Modificação da Geometria da Ferramenta de Corte para Usinagem Com e Sem Fluido de Corte ($T = 300\text{ }^\circ\text{C}$, $t = 30\text{ min}$)

A Figura 5.20 ilustra o gráfico do índice de remoção de material para todas as peças que foram austemperadas em duas etapas e que foram usinadas com ângulos de posição da ferramenta de corte diferentes ($\chi_r = 90^\circ$ e $\chi_r = 60^\circ$).

Através da Figura 5.20, ao analisarem-se as amostras em questão, nota-se que os corpos de prova usinados com utilização de fluido de corte e ferramenta de corte com ângulo de posição de 60° foram os que apresentaram maior IRM. Já os que foram usinados utilizando-se ferramenta de corte com $\chi_r = 90^\circ$ apresentaram relativa equivalência entre os que usaram e não usaram fluido de corte na usinagem.

Na usinagem com força de avanço constante, quando considerarmos a variável "ângulo de posição da ferramenta de corte", sempre que utilizou-se o ângulo de posição de 60° o IRM foi maior, isto para qualquer condição de usinagem (amostras com ou sem recozimento prévio). Ocorre que para qualquer ângulo de posição diferente de 90° haverá decomposição de forças e, uma das componentes atuará no sentido axial e outra no sentido radial (com tendência a exercer uma flexão na amostra).

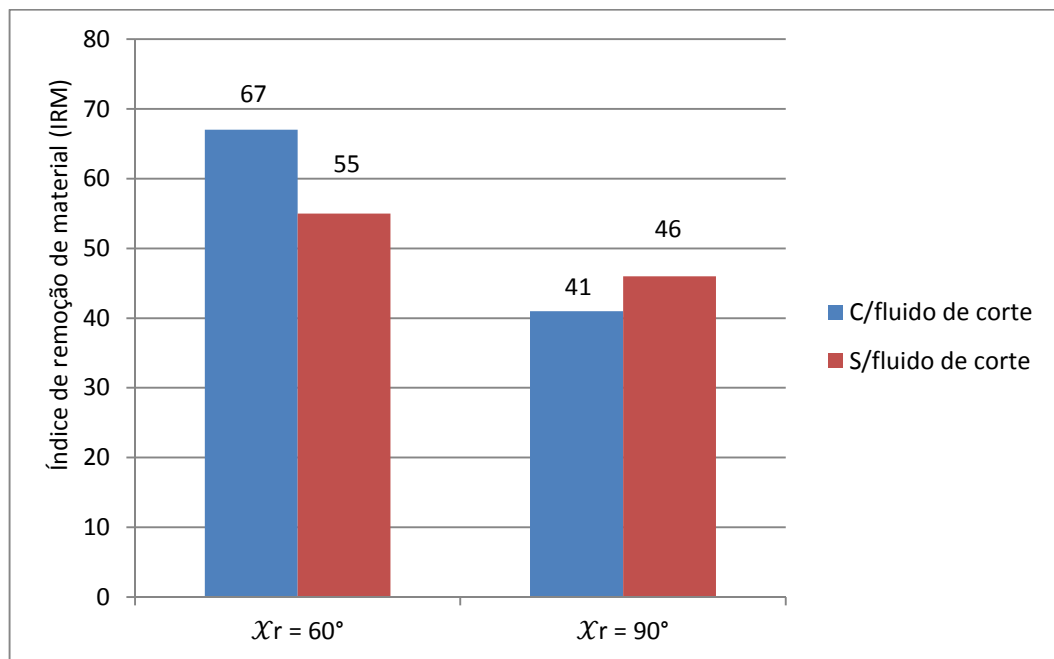


Figura 5.20. Índice de remoção de material na usinagem das peças com dois diferentes ângulos de posição da ferramenta de corte e que foram austemperadas por 30 min, à 300 °C.

5.2.2.4 Com Modificação da Geometria da Ferramenta de Corte para Peças que Foram e que não Foram Recozidas Préviamente (T = 300 °C, t = 30 min)

A Figura 5.21 ilustra o gráfico do índice de remoção de material para todas as peças que foram austemperadas em duas etapas (que foram e que não foram recozidas previamente) e que foram usinadas com ângulos de posição da ferramenta de corte diferentes ($\chi_r = 90^\circ$ e $\chi_r = 60^\circ$).

Utilizando-se da Figura 5.21, ao analisarem-se as amostras em questão, nota-

se que os corpos de prova usinados utilizando-se ferramenta de corte com ângulo de posição de 60° foram os que apresentaram maior IRM, com destaque para aqueles que foram recozidos antes de serem austemperados. Já os que foram usinados utilizando-se ferramenta de corte com $\chi_r = 90^\circ$ apresentaram relativa equivalência.

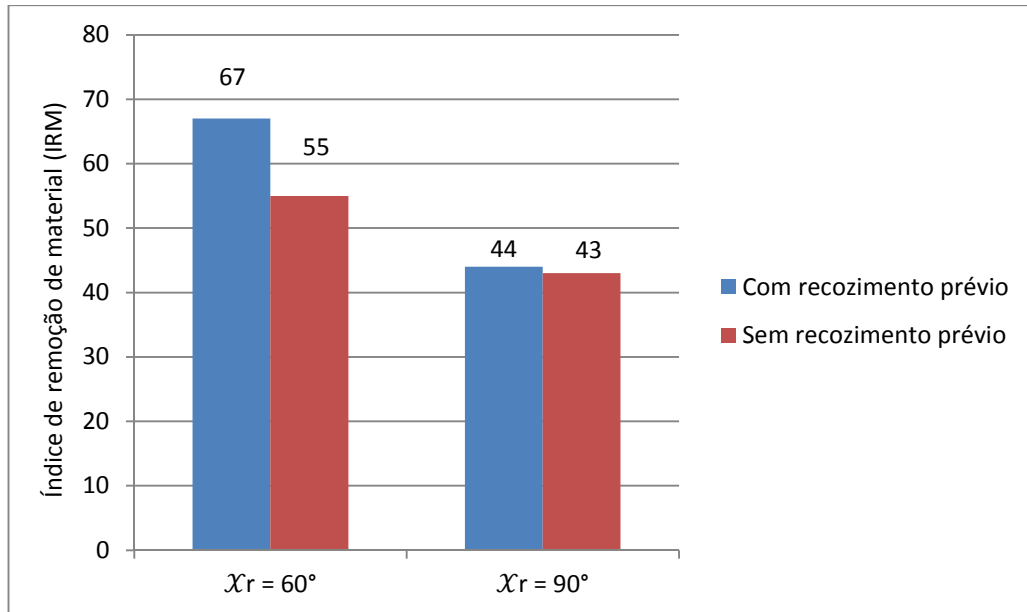


Figura 5.21. Índice de remoção de material na usinagem das peças com dois diferentes ângulos de posição da ferramenta de corte e que foram austemperadas por 30 min, à 300 °C.

5.2.2.5 Estudo Comportamental da Força de Corte

A Figura 5.22 ilustra o gráfico da força de corte média para os corpos de prova com recozimento prévio e sem recozimento prévio, austemperados em duas etapas para $\chi_r = 90^\circ$ e $\chi_r = 60^\circ$, quando usinados com fluido de corte e sem fluido de corte.

As forças de corte referenciadas aqui, à exemplo das referenciadas para austêmpera em etapa única, foram obtidas através da Equação 3.15, onde, de posse da potência ativa obtida através do analisador de energia e da velocidade de corte utilizada, chegou-se aos valores das forças de corte.

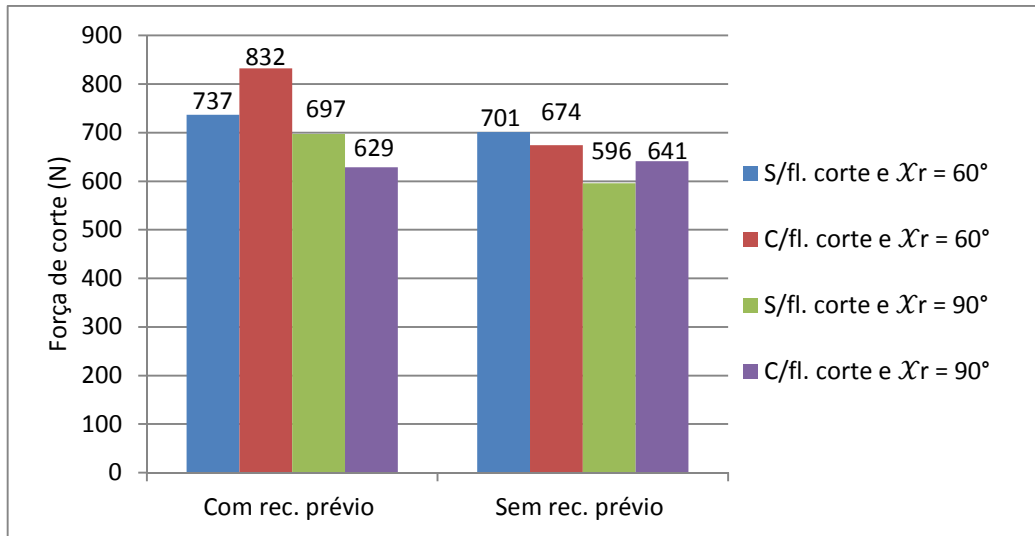


Figura 5.22. Força de corte média registrada nas amostras de ADI com e sem recozimento prévio.

De acordo com a Figura 5.22, pode-se ver que os corpos de prova que exigiram maior força de corte média durante a usinagem são aqueles que apresentaram melhor IRM.

Através da Tabela 5.2 podem-se ver quantitativamente os valores individuais e médios alcançados para a força de corte na usinagem do ADI quando usado profundidades de corte de 1,0 mm, 1,5 mm e 2,0 mm, bem como a média das durezas alcançadas.

Tabela 5.2. Forças de corte obtidas na usinagem do ADI austemperado em duas etapas (N).

f (mm)	V _c (m/min)	Com rec. prévio				Sem rec. prévio			
		$\chi_r = 90^\circ$ (s/fluido)	$\chi_r = 90^\circ$ (c/fluido)	$\chi_r = 60^\circ$ (s/fluido)	$\chi_r = 60^\circ$ (c/fluido)	$\chi_r = 90^\circ$ (s/fluido)	$\chi_r = 90^\circ$ (c/fluido)	$\chi_r = 60^\circ$ (s/fluido)	$\chi_r = 60^\circ$ (c/fluido)
1,0	41,5	818	716	892	987	798	727	1036	553
1,5	39,0	705	657	775	842	652	481	668	488
2,0	35,2	721	710	728	770	588	527	611	622
1,0	37,7	766	559	793	801	690	684	706	796
1,5	34,6	578	542	630	778	411	697	589	799
2,0	29,8	594	588	592	819	438	731	596	784
F _C média (N)		697	629	735	832	596	641	701	674
HBmédia		272	323	321	292	309	314	333	312

Conforme a Tabela 5.2 e a Figura 5.22, vê-se que as amostras que

apresentaram melhor usinabilidade são aquelas que estão situadas entre as que apresentaram menor dureza e maior força de corte (corpos de prova que passaram por recozimento preliminar e que foram usinados com o uso de fluido de corte e utilização de 60° para o ângulo de posição da ferramenta de corte).

5.2.2.6 Estudo Comportamental da Pressão Específica de Corte Média com Relação à Força de Corte Média e o IRM

A Tabela 5.3 ilustra os resultados referentes às pressões específica de corte, às forças de corte e aos IRM obtidos na usinagem dos corpos de prova austemperados em duas etapas com e sem recozimento prévio, à temperatura de 300 °C por 30 minutos.

Tabela 5.3. Pressão específica de corte média (N/mm²), força de corte média (N) e IRM obtidos na usinagem do ADI austemperado em duas etapas.

Corpo de prova		Pressão esp. de corte média	Força de corte média	IRM
Sem recozimento prévio	$\chi_r = 90^\circ$ S/fluido	3280	596	35
	$\chi_r = 60^\circ$ S/fluido	2712	701	52
	$\chi_r = 60^\circ$ C/fluido	2929	674	58
	$\chi_r = 90^\circ$ C/fluido	3234	641	47
Com recozimento prévio	$\chi_r = 90^\circ$ S/fluido	2871	697	53
	$\chi_r = 60^\circ$ S/fluido	2766	737	58
	$\chi_r = 60^\circ$ C/fluido	2526	832	76
	$\chi_r = 90^\circ$ C/fluido	4345	629	38

As referidas pressões específicas de corte foram obtidas aplicando-se a Equação 3.8, onde, para tal utilizou-se a área da seção de corte (obtida a partir do avanço e da profundidade de corte) e da força de corte extraída da Equação 3.15, onde, para obtenção desta usou-se resultados da potência ativa extraídos pelo analisador de energia e da velocidade de corte utilizada, chegando-se, dessa forma aos valores destas forças de corte. Portanto, foram obtidos da mesma maneira que para austêmpera em etapa única.

Através da Tabela 5.3 vê-se que para a mesma condição de tratamento, no desbaste ortogonal a pressão específica de corte assume maiores valores, logo, passando-se de desbaste ortogonal para outro ângulo de posição (60°), para a mesma condição de uso de fluido de corte, o avanço aumenta e, quanto maior o IRM, tem-se menor pressão específica de corte.

5.3 Ensaio de Dureza

5.3.1 Austemperados em Etapa Única

A Figura 5.23 ilustra graficamente os resultados dos testes de dureza [medida no raio de 16,5 mm e distante em torno de 20 mm do lado "B" (Figura 4.2b)] para os corpos de prova sem tratamento (bruto de fusão), somente recozidos e os austemperados à 300 °C.

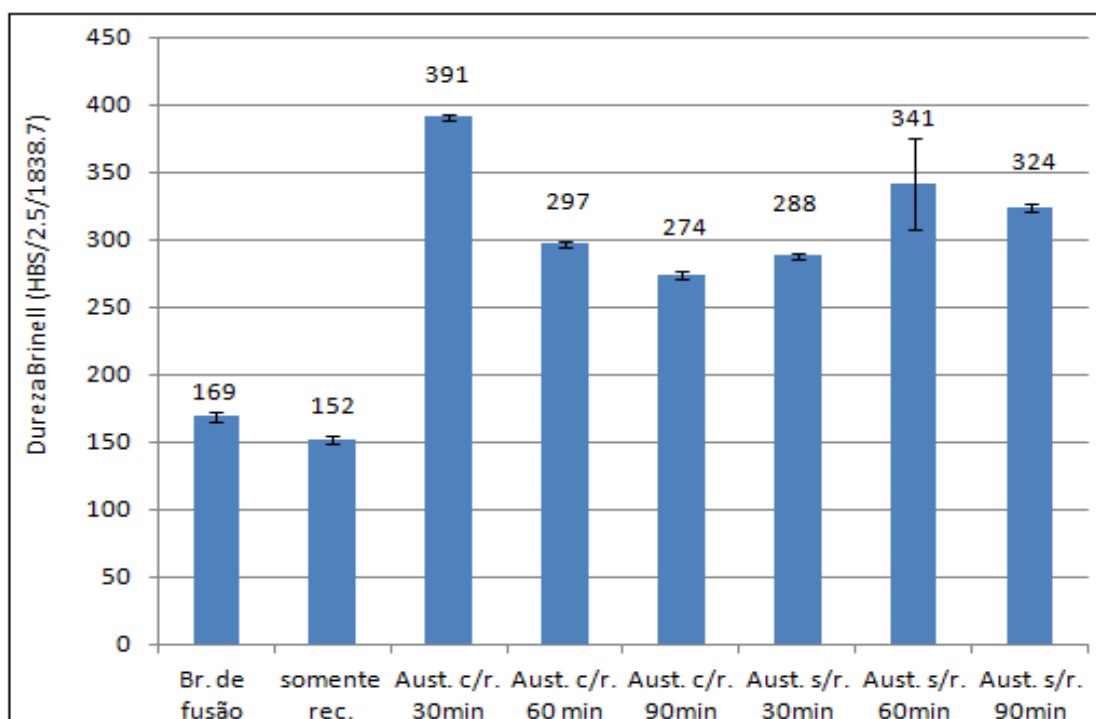


Figura 5.23. Comparativo da dureza Brinell média (tomada no raio de 16,5 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, com e sem recozimento prévio e, austemperados à 300 °C.

Conforme Figura 5.23, os corpos de prova austemperados à 300 °C, em única etapa durante o tempo de 30 min e que passaram por recozimento prévio foram os que apresentaram maior dureza (medida no raio de 16,5 mm). Em contrapartida, os que apresentaram menor dureza foram os austemperados durante o tempo de 90 min, também em etapa única e que passaram por recozimento prévio.

Neste gráfico pode-se também visualizar que o maior ganho quantitativo em termos de dureza com o tratamento de austêmpera nos corpos de prova que passaram por recozimento prévio foi de 157% para àqueles austemperados durante o tempo de 30 minutos e o menor ganho foi de 80% para os austemperados durante 90 minutos.

Já para os corpos de prova que não passaram por recozimento prévio (brutos de fusão), o maior ganho quantitativo em termos de dureza, com o tratamento de austêmpera, foi de 102%, ocorrido para os austemperados durante 60 minutos e o menor foi de 70% para os austemperados durante o tempo de 30 min.

Analisando a Figura 5.23 pode-se concluir que com o tempo mais curto de austêmpera (30 min), a dureza alcançada foi maior, pois a austenita não saturou-se no carbono, logo nem toda a austenita ficou estável, transformando parte em martensita (19).

Com o recozimento prévio os carbonetos dissolveram-se formando uma matriz ferrítica (ferritização) (2, 23) (Fig. 5.3). Dessa forma, no processo de austêmpera formou-se matriz ausferrítica, a qual confere às peças maior dureza devido à austenita não transformada (14) (Fig. 5.6). Como o tempo de austêmpera foi menor (30 min), a transformação não foi completa (menor saturação da austenita em carbono), onde no resfriamento parte da austenita formou martensita resultando em maior dureza, menor ductilidade e tenacidade (19). A medida que o tempo de austêmpera foi aumentando (60 min e 90 min), esta transformação foi mais completa (maior saturação da austenita em carbono) resultando em diminuição da dureza. A Figura 5.24 ilustra as microestrutura dos corpos de prova que foram recozidos

previamente e foram austemperados à 300 °C durante 60 minutos e 90 minutos respectivamente.

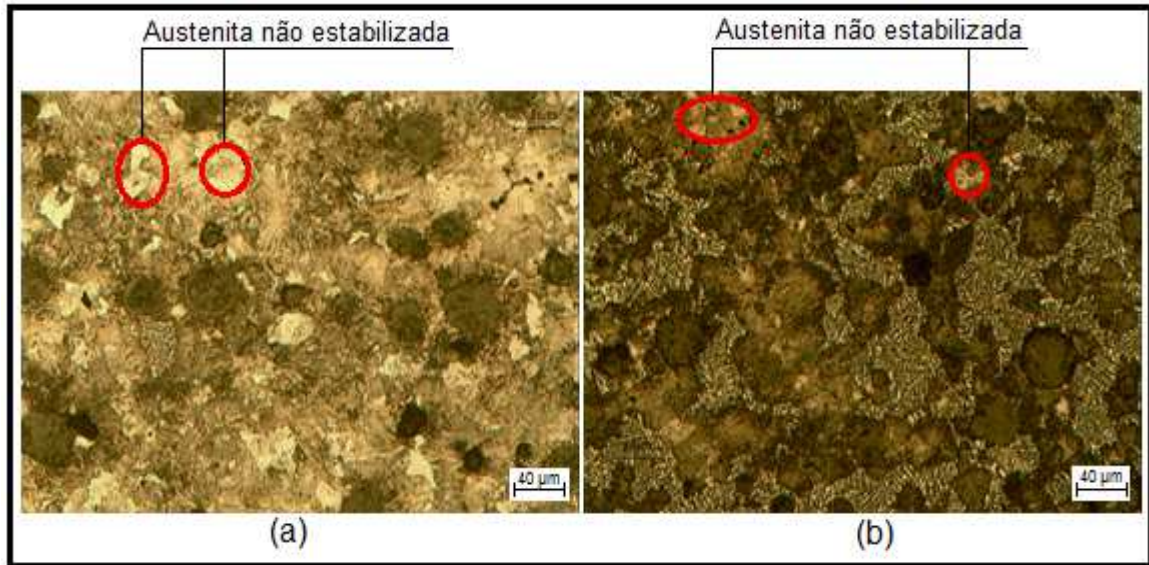


Figura 5.24. Microestrutura do corpo de prova com recozimento prévio e austemperado à 300 °C durante 60 min (a) e 90 min (b). Ampliação de 200 x.

Já nas amostras que não passaram por recozimento prévio constatou-se a presença de perlita na matriz (Fig. 5.1). Para estas amostras não austemperadas, a dureza foi maior e, para aquelas que passaram por recozimento, a dureza foi menor devido a ferritização da matriz imposta pelo recozimento (14).

Para os austemperados sem recozimento prévio, durante 30 minutos, a dureza, comparativamente as amostras que passaram por recozimento prévio, também austemperadas durante 30 minutos, foi menor devido a ferritização da perlita existente na matriz (2), pois à medida que aumenta o teor de perlita na matriz também aumenta a dureza do ferro fundido nodular (5, 14).

A Figura 5.25 ilustra graficamente os resultados dos testes de dureza [medida no raio de 16,5 mm e distante em torno de 20 mm do lado "B" (Figura 4.2b)] para os corpos de prova sem tratamento, somente recozidos e os que foram austemperados à 360 °C.

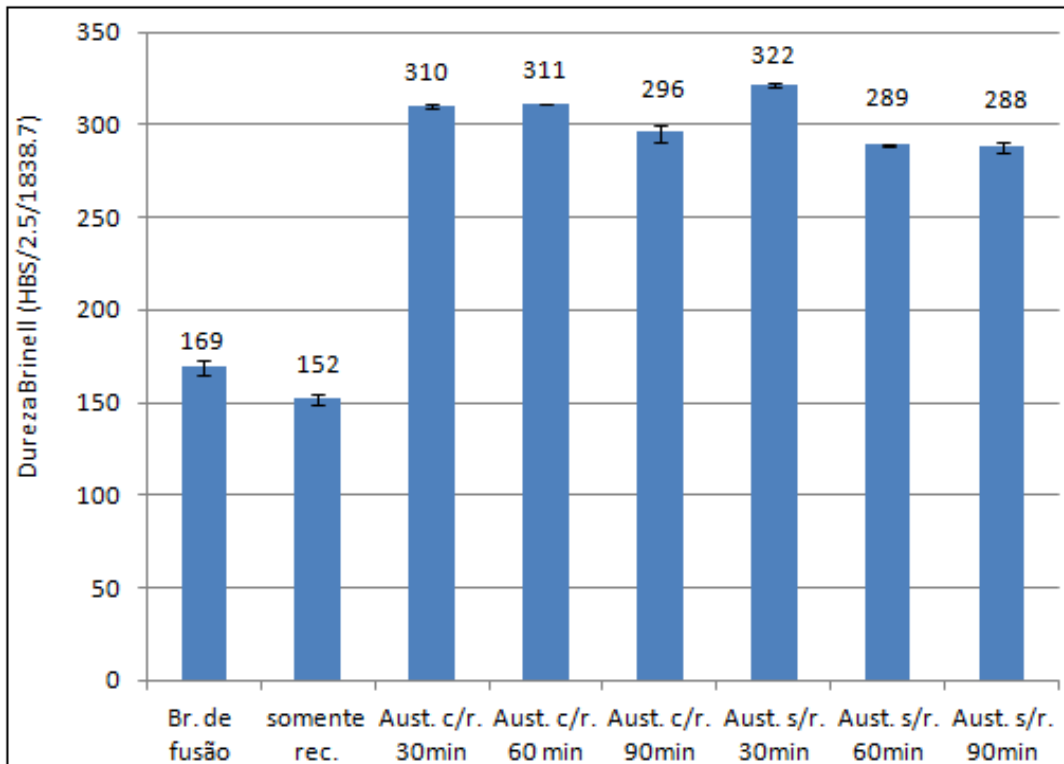


Figura 5.25. Comparativo da dureza Brinell média (tomado no raio de 16,5 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, com e sem recozimento prévio e, austemperados à 360 °C.

Dentre os corpos de prova austemperados à 360 °C, destaca-se com maior dureza alcançada àquele que não passou por recozimento prévio e foi austemperado durante o tempo de 30 min. Neste caso, fazendo-se uma comparação entre os austemperados, houve pouca diferença entre os resultados de ganho de dureza, sendo de 11,8% a maior diferença, ocorrida entre os corpos de prova que não foram recozidos previamente (austemperados durante 30 minutos e durante 90 minutos). Dentre os que passaram por recozimento prévio, a maior diferença foi de 5,1%, ocorrida entre os austemperados durante o tempo de 60 minutos (maior dureza) e 90 minutos (menor dureza).

Tratando-se de ganho com a austêmpera, em termos de dureza obtida, o maior ganho foi de 105% para os corpos de prova austemperados durante o tempo de 60 minutos e que passaram por recozimento prévio. O menor ganho foi de 70%, ocorrido com os corpos de prova austemperados durante o tempo de 90 minutos e que não passaram por recozimento prévio (brutos de fusão).

Para a temperatura de austêmpera de 360 °C, no transcorrer do tempo (tempos maiores de austêmpera), a austenita diminuiu formando estrutura mais estável, composta por ferrita e carbonetos (12). A dureza maior apresentada nos brutos de fusão austemperados durante 30 minutos deve-se ao aumento da austenita não transformada (26).

A Figura 5.26 apresenta os resultados dos testes de dureza [medida no raio de 16,5 mm e distante em torno de 20 mm do lado "B" (Figura 4.2b)] para os corpos de prova sem tratamento, somente recozidos e os austemperados à 420 °C.

Vê-se na Figura 5.26 que para os corpos de prova austemperados à 420 °C, também houve certa uniformidade quanto à dureza alcançada na superfície externa, tendo pouco destaque os que não passaram por recozimento prévio e foram austemperados por 30 min.

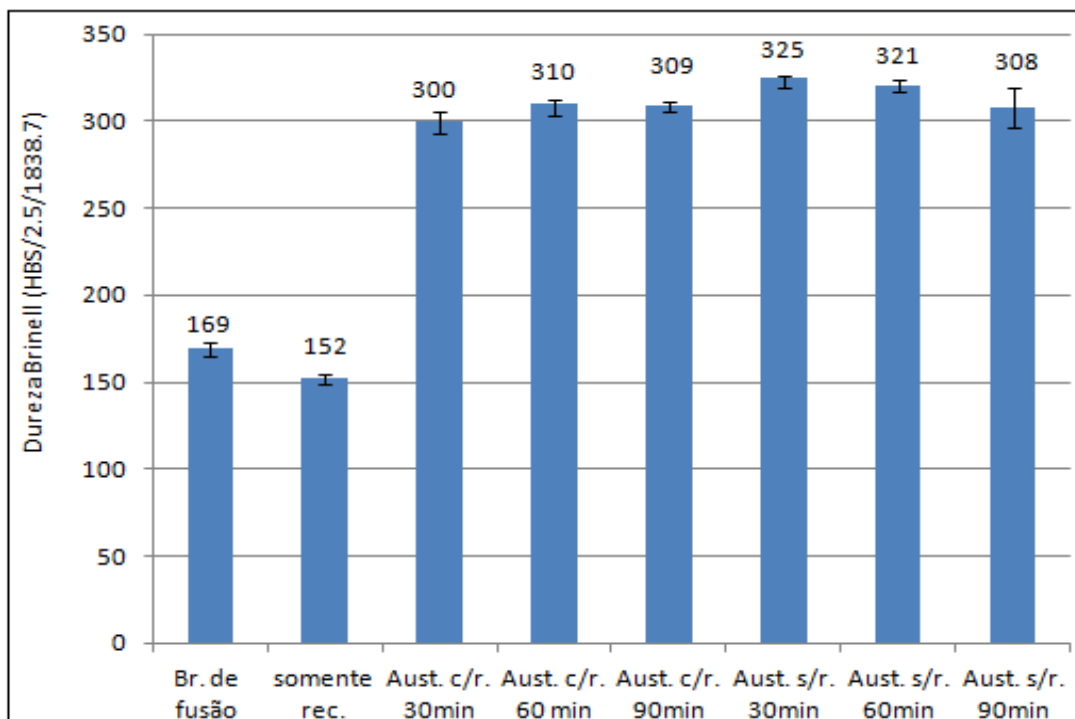


Figura 5.26. Comparativo da dureza Brinell média (tomados no raio de 16,5 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, com e sem recozimento prévio e, austemperados à 420 °C.

Quando aumenta a temperatura de austêmpera (no caso de 300 °C para 360 °C e 420 °C) a austenita tenderá a apresentar-se mais estável e haverá menor quantidade de ferrita acicular, logo haverá tendência de diminuição da dureza (22).

Para as temperaturas maiores de austêmpera, nota-se que para as amostras que não passaram por recozimento houve no transcorrer do tempo (para 60 minutos e 90 minutos) uma tendência à diminuição da dureza, isto porque com o aumento do tempo de austêmpera, a austenita gradativamente vai tendendo a desaparecer (saturando-se em carbono) (Fig. 4.4), resultando em uma estrutura mais estável, composta de ferrita mais carbonetos (há uma diminuição da energia livre da liga com participação de carbonetos dentro da austenita) (12).

A Figura 5.27 mostra graficamente a variação da dureza Brinell nos tempos de 30 minutos, 60 minutos, e 90 minutos para as temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C, tanto para corpos de prova recozidos e não recozidos preliminarmente [medida no raio de 16,5 mm e distante em torno de 20 mm do lado "B" (Figura 4.2b)].

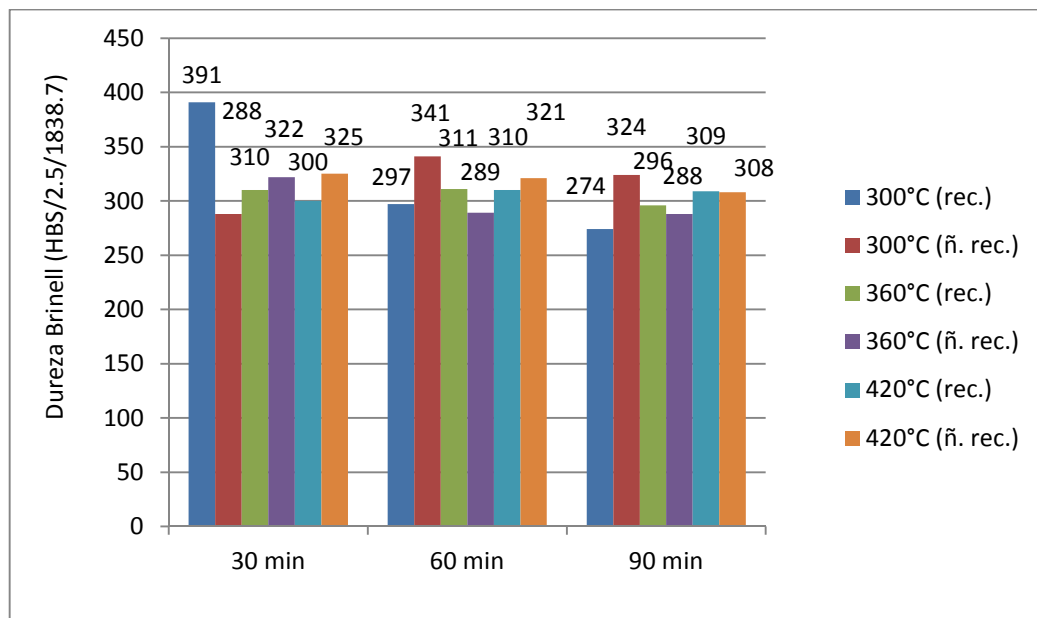


Figura 5.27. Comparativo da dureza Brinell média (tomados no raio de 16,5 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova com e sem recoz. prévio, austemperados à 300 °C, 360 °C e 420 °C nos tempos de 30 min, 60 min e 90 min.

Na Figura 5.27 tem-se uma visão geral dos resultados de dureza obtidos no

raio de 16,5 mm para todos os corpos de prova austemperados em etapa única, com destaque para os que foram recozidos preliminarmente e que foram austemperados à 300 °C durante o tempo de 30 minutos. Com o intuito de verificar-se a penetração da dureza, outro teste de dureza foi realizado na superfície das peças, somente para o sentido longitudinal e no diâmetro de 24,0 mm.

Conforme a Figura 5.27, vê-se que há superioridade em dureza nas amostras que foram recozidas previamente e foram austemperadas à 300 °C durante 30 minutos. Como já referenciado ao comentar a Figura 5.23, isto deve-se preliminarmente à ferritização da matriz e, com o tempo de austêmpera, a austenita não saturou-se em carbono, não estabilizando-se em sua totalidade, resultando assim, uma estrutura contendo também martensita (19).

A Figura 5.28 ilustra graficamente os resultados dos testes de dureza [medida no raio de 12,0 mm e distante em torno de 20 mm do lado "B" (Figura 4.2b)] para os corpos de prova sem tratamento, somente recozidos e os austemperados à 300 °C.

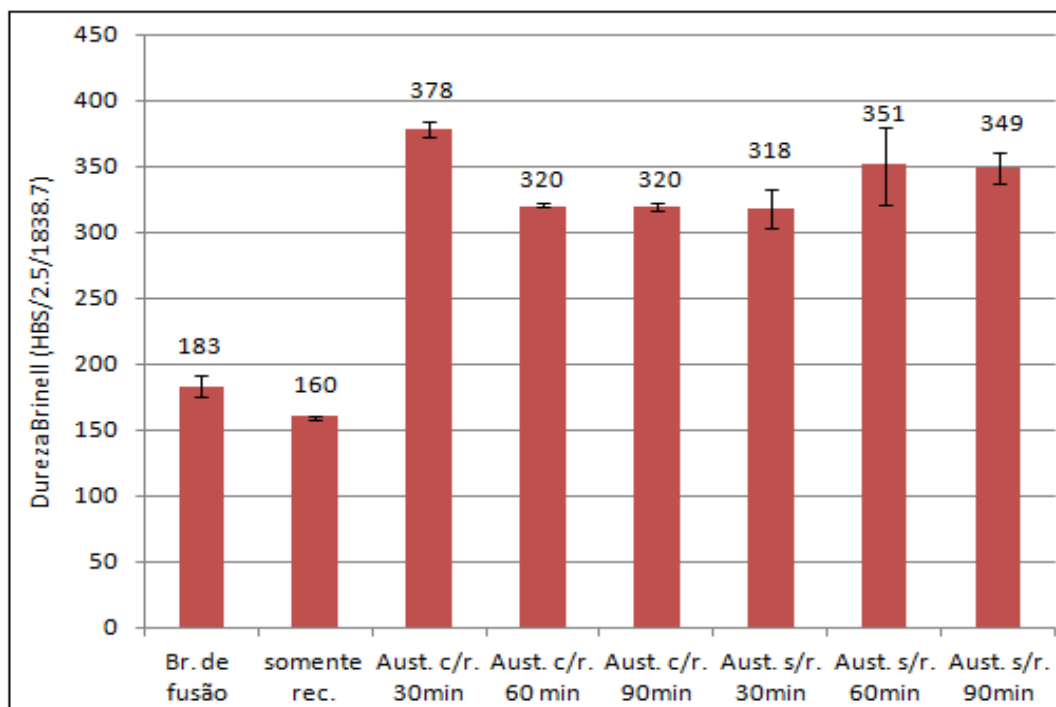


Figura 5.28. Comparativo da dureza Brinell média (tomado no raio de 12 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, com e sem recozimento prévio e, austemperados à 300 °C.

Na Figura 5.28 salienta-se o resultado em termos de dureza alcançada no raio de 12,0 mm, para os corpos de prova austemperados em única etapa, à 300 °C, pelo tempo de 30 min (378 HB). Já os que apresentaram menor valor no raio de 12,0 mm, entre os austemperados à 300 °C (318 HB), foram os que não passaram por recozimento prévio e foram austemperados durante 30 min.

A Figura 5.29 ilustra os resultados dos testes de dureza [medida no raio de 12,0 mm e distante em torno de 20 mm do lado "B" (Figura 4.2b)] para os corpos de prova sem tratamento (brutos de fusão), somente recozidos e os austemperados à 360 °C.

Na Figura 5.29 vê-se certa uniformidade em termos de dureza alcançada no raio de 12,0 mm para todos os corpos de prova.

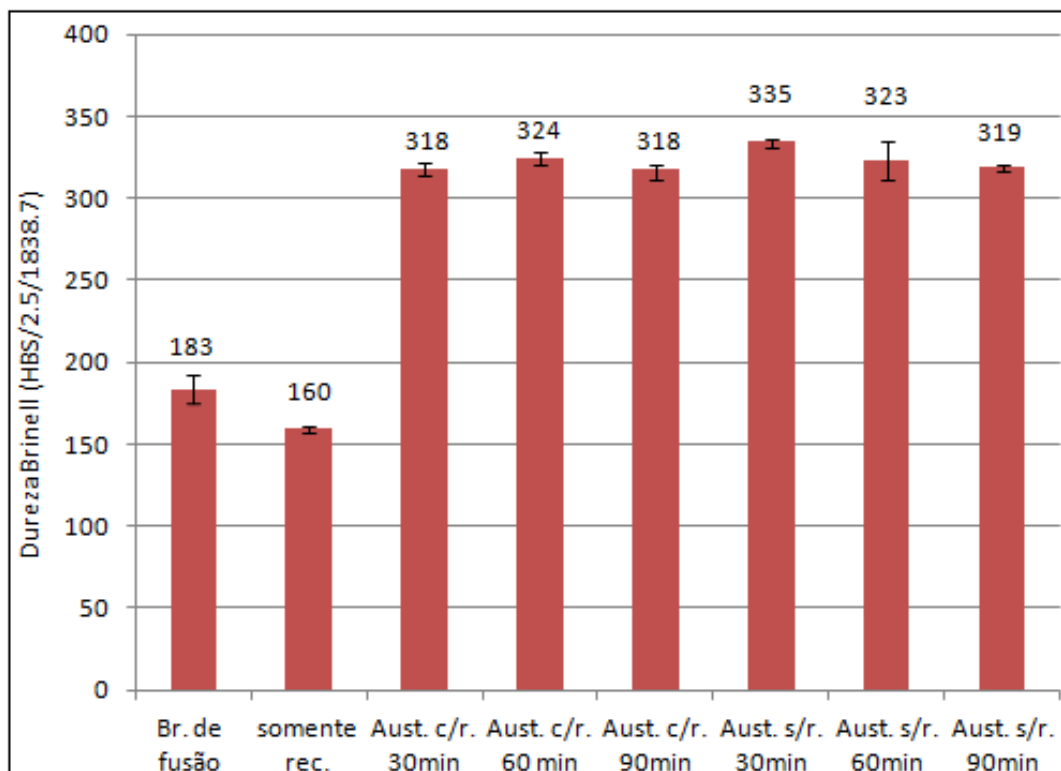


Figura 5.29. Comparativo da dureza Brinell média (tomada no raio de 12 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, com e sem recozimento prévio e, austemperados à 360 °C.

Entretanto, os austemperados durante 30 minutos e que não foram recozidos previamente apresentaram 5,3 % de aumento na dureza em relação aos austemperados que foram recozidos previamente durante 30 min e 90 min. Em relação aos austemperados durante 60 min, também recozidos previamente, apresentaram aumento de 3,4 %. Já em relação àqueles que também não passaram por recozimento prévio, estes austemperados durante 30 min, apresentaram 3,7 % de aumento na dureza em relação àqueles austemperados por 60 min e 5 % em relação aos austemperados durante 90 min.

A Figura 5.30 ilustra graficamente os resultados dos testes de dureza [medida no raio de 12,0 mm e distante em torno de 20 mm do lado "B" (Figura 4.2b)] para os corpos de prova sem tratamento (brutos de fusão), somente recozidos para os austemperados à 420 °C.

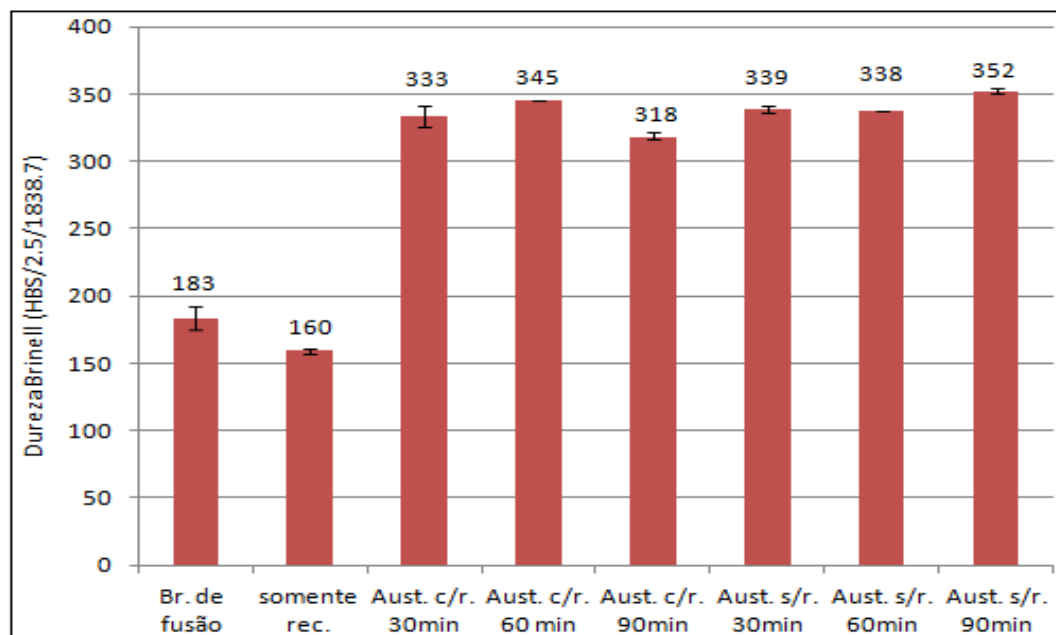


Figura 5.30. Comparativo da dureza Brinell média (tomadas no raio de 12 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, com e sem recozimento prévio e, austemperados à 420 °C.

Observa-se que há pouca variação (certa uniformidade) entre os resultados em termos de dureza no raio de 12,0 mm para os corpos de prova austemperados à 420 °C, mas vê-se também que há discreta diferença para os austemperados

durante 90 minutos e que passaram por recozimento prévio, pois estes apresentaram dureza de 318 HB contra uma média de 341 HB dos demais corpos de prova que foram austemperados à 420 °C.

Já a Figura 5.31 mostra graficamente a variação da dureza Brinell nos tempos de 30 min, 60 min e 90 min para as temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C, tanto para corpos de prova recozidos e não recozidos preliminarmente [medida no raio de 12,0 mm e distante em torno de 20 mm do lado "B" (Figura 4.2b)].

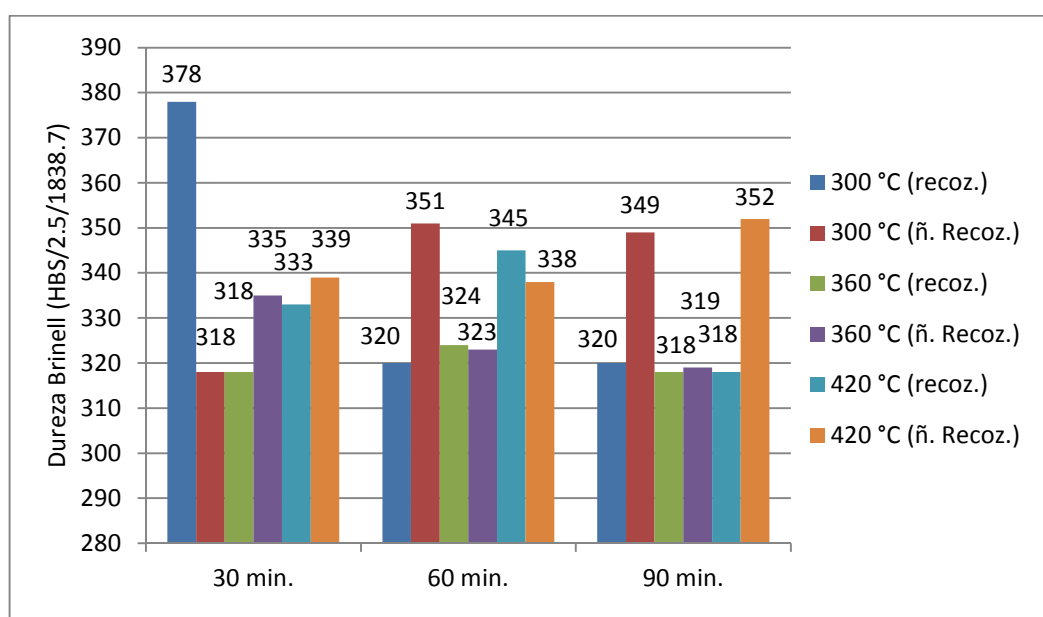


Figura 5.31. Comparativo da dureza Brinell média (tomadas no raio de 12 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova com e sem recozimento prévio, austemperados à 300 °C, 360 °C e 420 °C nos tempos de 30 min., 60 min. e 90 min.

A indicação da dureza obtida nos corpos de prova austemperados à 300 °C durante 30 min salienta-se das demais. Algumas outras se destacam das demais como as obtidas em austêmpera por 90 min para as temperaturas de 300 °C e 420 °C, em corpos de prova que não foram recozidos preliminarmente e as austemperadas durante o tempo de 60 min nas temperaturas de 300 °C (sem recozimento preliminar) e 420 °C (com recozimento preliminar).

A Figura 5.32 mostra graficamente a variação da dureza Brinell nos tempos de 30 min, 60 min, e 90 min para as temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C , tanto

para corpos de prova recozidos e não recozidos preliminarmente [medidas nos raios de 12,0 mm e de 16,5 mm, distante em torno de 20 mm do lado "B" (Figura 4.2b)].

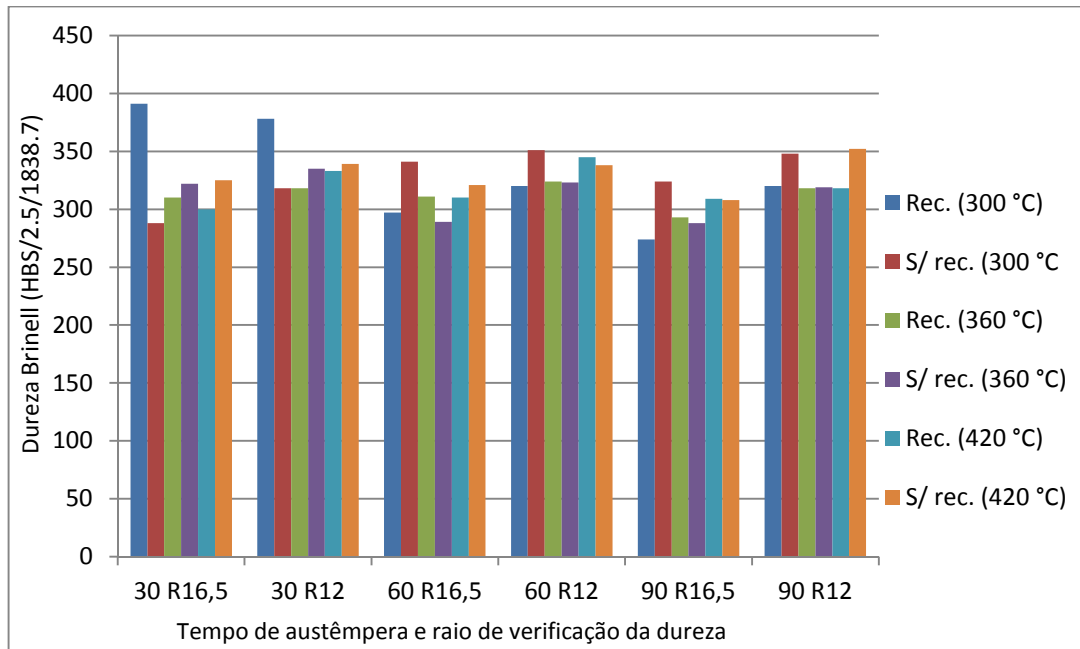


Figura 5.32. Variação da dureza Brinell nos tempos de 30 min, 60 min, e 90 min para as temperaturas de 300 °C, 360 °C e 420 °C , tanto para corpos de prova recozidos e não recozidos preliminarmente tomados nos raios de 12,0 mm e 16,5mm.

5.3.2 Austemperados em Duas Etapas

A verificação da dureza nas amostras austemperadas em duas etapas tem por objetivo estabelecer-se uma comparação com as durezas obtidas nas amostras austemperadas em etapa única, para assim poder-se verificar possível ganho em termos dessa propriedade.

A Figura 5.33 ilustra graficamente os resultados dos testes de dureza [medida no raio de 16,5 mm e distante em torno de 20 mm do lado "B" (Figura 4.2b)] para os corpos de prova sem tratamento, somente recozidos e os austemperados em duas etapas à 300 °C, durante o tempo de 30 min, com e sem recozimento prévio.

Através da Figura 5.33 vê-se que os corpos de prova sem recozimento prévio e austemperados em duas etapas apresentaram maior dureza média na superfície externa do que os que passaram por recozimento preliminar.

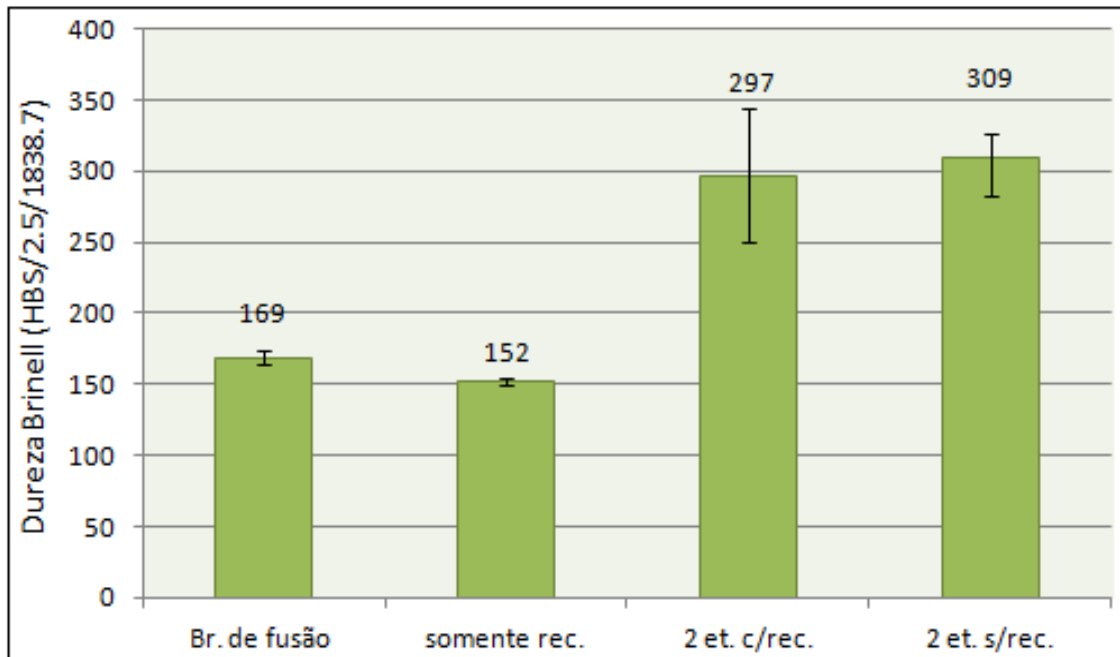


Figura 5.33. Comparativo da dureza Brinell média (tomada no raio de 16,5 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, austemperados em duas etapas à 300 °C durante 30 min com e sem recozimento prévio.

Na Figura 5.34 encontram-se ilustrados graficamente os resultados dos testes de dureza [medida no raio de 12,0 mm e distante em torno de 20 mm do lado "B" (Figura 4.2b)] para os corpos de prova sem tratamento (brutos de fusão), somente recozidos e os austemperados em duas etapas à 300 °C, durante o tempo de 30 min, com e sem recozimento prévio.

Através da Figura 5.34 pode-se ver que também para o raio de 12,0 mm, a dureza média nos corpos de prova austemperados que não passaram por recozimento prévio é maior do que nos corpos de prova que passaram por recozimento prévio.

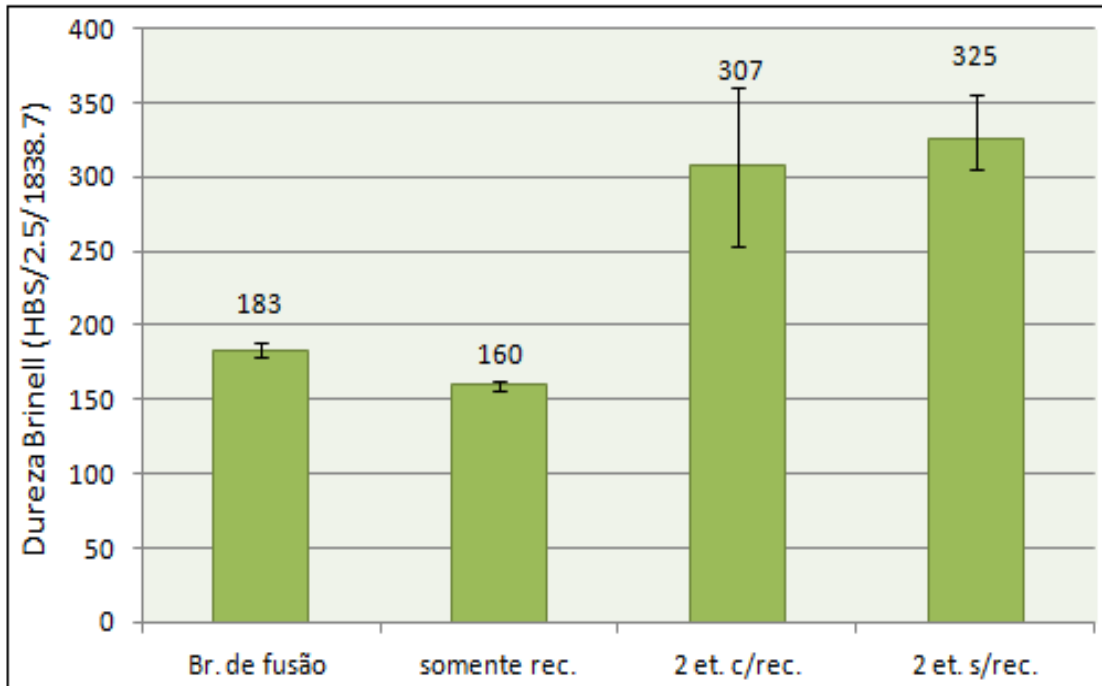


Figura 5.34. Comparativo da dureza Brinell média (medida no raio de 12 mm, sentido longitudinal) para corpos de prova sem tratamento, somente recozidos, austemperados em duas etapas à 300 °C durante 30 min, com e sem recozimento prévio.

5.3.3 Dureza dos Austemperados em Uma Etapa e Duas Etapas para os Raios de 12,0 mm e 16,5 mm

Através da Figura 5.35 é possível visualizar-se a dureza obtida nos corpos de prova austemperados em etapa única e compará-la com a obtida na austêmpera em duas etapas (Figuras 5.33 e 5.34) tanto para o raio de 12,0 mm como para 16,5 mm.

Na Figura 5.35 pode-se ver ainda, que os corpos de prova austemperados em etapa única e que foram recozidos antes de serem austemperados apresentaram maior dureza em relação aos demais (tanto para os austemperados em única etapa como os em duas etapas).

Observa-se que para os que não passaram por recozimento prévio a dureza no raio de 12,0 mm foi maior, bem como para os que foram recozidos previamente e austemperados em duas etapas, isto deve-se segundo Klocke et al, ao fato da peça apresentar austenita não transformada em sua matriz, podendo esta, durante a

usinagem sofrer transformação martensítica frente à ferramenta.

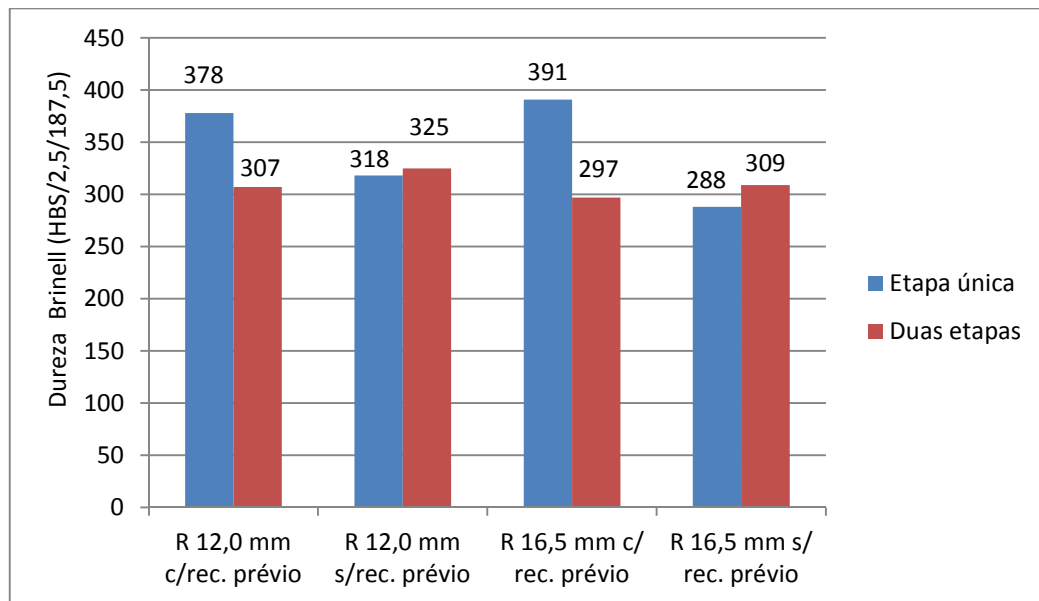


Figura 5.35. Comparativo de dureza Brinell média [medida no sentido longitudinal e distante em torno de 20 mm do lado "B" (Figura 4.2b)] obtida nos corpos de prova austemperados em etapa única e em duas etapas.

5.4 Microdureza Vickers da Ausferrita para Situações de Melhor e Pior Usinabilidade

Para obtenção da microdureza Vickers nos corpos de prova, foram realizadas no mínimo seis verificações. É através da Figura 5.36 que se pode visualizar o comportamento da microdureza da ausferrita presente nos corpos de prova quando austemperados em única etapa e em duas etapas, com e sem recozimento prévio.

De acordo com a Figura 5.36 constata-se que a dureza da ausferrita nos corpos de prova austemperados em única etapa aumentou 14,5% para os que foram recozidos preliminarmente (IRM 30) em relação aos que não foram recozidos preliminarmente (IRM 58).

Já entre os corpos de prova que foram austemperados em duas etapas, os que foram recozidos preliminarmente apresentaram aumento de 53% na dureza da ausferrita em relação aos que não foram recozidos preliminarmente. Entre os

que passaram por recozimento prévio, a dureza da ausferrita nos austemperados em duas etapas aumentou 25% em relação aos austemperados em única etapa. O aumento na dureza da ausferrita nos austemperados em duas etapas e que foram previamente recozidos foi maior 43% em relação aos austemperados em única etapa e que não passaram por recozimento prévio.

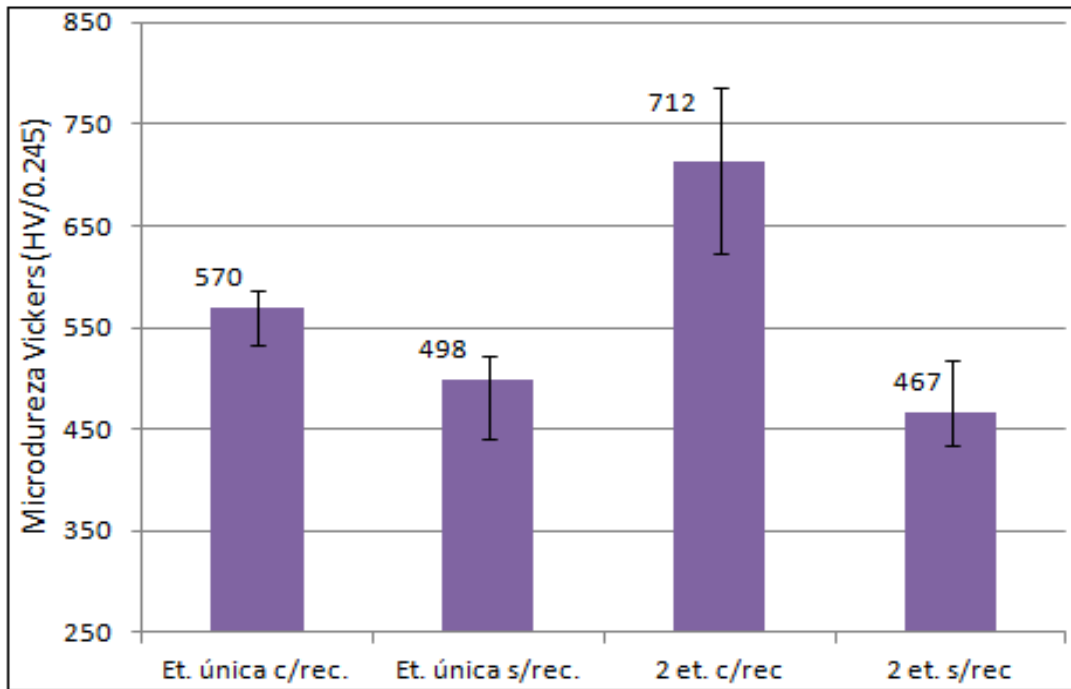


Figura 5.36. Microdureza Vickers dos corpo de prova austemperados em única etapa e em duas etapas.

Entretanto, a dureza da ausferrita para os austemperados em etapa única e que foram recozidos previamente foi 22,1% maior que os austemperados em duas etapas e que não foram recozidos previamente. Já os que foram austemperados em única etapa e não foram recozidos previamente apresentaram dureza da ausferrita 6,6% maior que os austemperados em duas etapas e que também não passaram por recozimento prévio.

5.5 Ensaio de Impacto

Austemperados em Etapa Única

A Figura 5.37 ilustra graficamente os resultados obtidos nos ensaios de

resistência ao impacto para os corpos de prova que foram austemperados em etapa única.

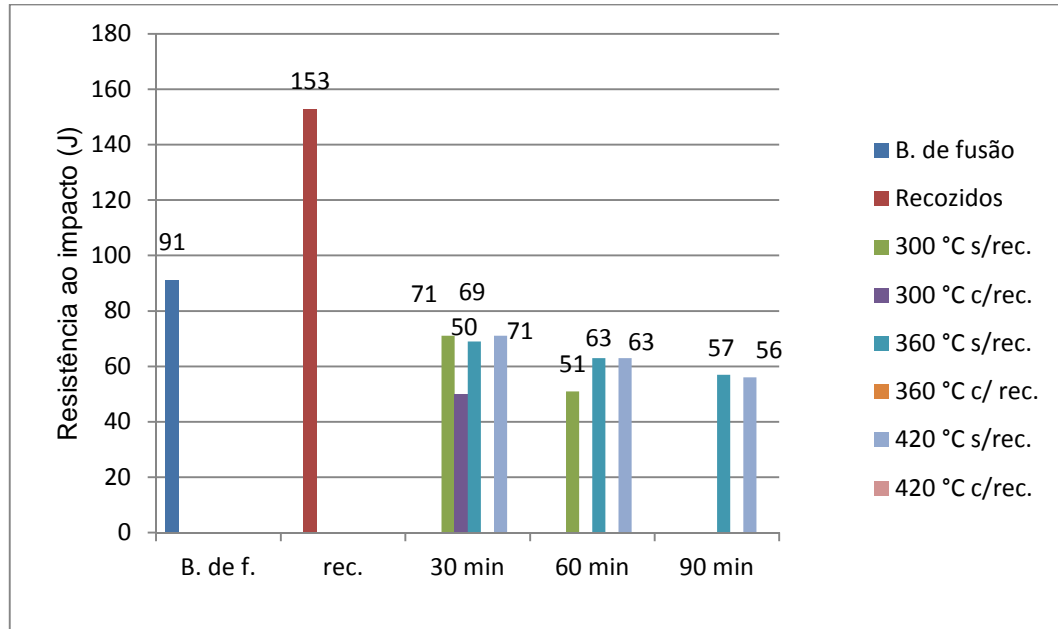


Figura 5.37. Resultados dos testes de resistência ao impacto (Izod) obtidos dos corpos de prova austemperados à 300 °C, 360 °C e 420 °C durante os tempos de 30 min, 60 min e 90 min quando na austêmpera em etapa única.

Conforme a Figura 5.37, entre os corpos de prova austemperados, àqueles em etapa única, à 300 °C durante o tempo de 30 min são os que absorveram maior quantidade de energia no teste de impacto, logo são aqueles que apresentaram maior ductilidade e, correspondem aos que apresentaram maior IRM (índice de remoção de material).

Já aqueles que apresentaram menor IRM, são justamente os que absorveram menor quantidade de energia no teste de impacto e corresponde àqueles que foram recozidos antes de serem austemperados à 300 °C durante o tempo de 30 min.

Austemperados em Duas Etapas

A Figura 5.38 ilustra graficamente os resultados obtidos nos ensaios de resistência ao impacto para os corpos de prova que foram austemperados em duas etapas.

Conforme a Figura 5.38, entre os corpos de prova austemperados em duas etapas, os que não passaram por recozimento prévio foram os que absorveram maior quantidade de energia no teste de impacto. Este fato refere-se à média de energia absorvida nos corpos de prova que tiveram condições de teste, isto é, excetuando-se os que apresentaram falhas internas, pois de acordo com a Figura 5.19, os corpos de prova que apresentaram maior IRM foram os austemperados em duas etapas e que passaram por recozimento preliminar, entretanto cabe salientar que neste caso há a inclusão de variáveis como o uso de fluido de corte e do ângulo de posição da ferramenta utilizado.

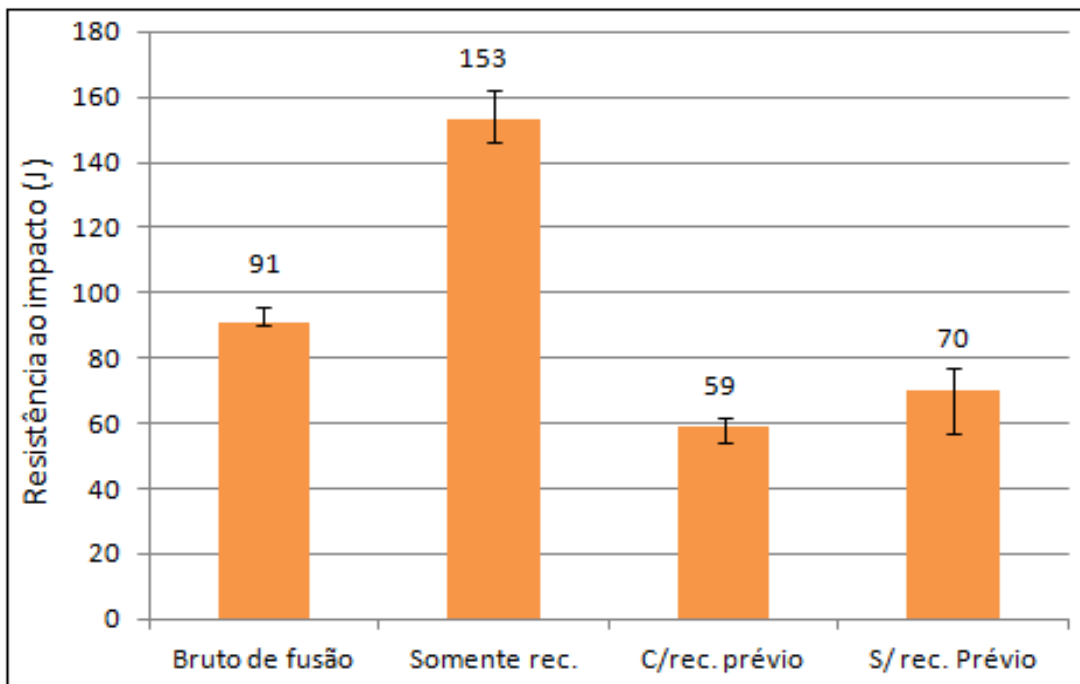


Figura 5.38. Resistência ao impacto média (Izod) dos corpos de prova austemperados em duas etapas, à 300 °C, durante 30 min.

No anexo IV encontram-se os resultados dos testes de impacto realizados nos corpos de prova, excetuando-se os que apresentaram falhas internas. Cabe ressaltar que houve alto índice de rejeito dos corpos de prova para este teste, pois certos casos apresentaram falhas internas que mascararam resultados.

5.6 Correlações entre IRM, Tratamentos Térmicos, Propriedades Mecânicas e Microestruturas

Através do quadro 5.1 é possível visualizar-se a correlação existente entre as propriedades mecânicas e a microestrutura obtida em função do tratamento térmico de austêmpera em etapa única e em duas etapas, bem como para os corpos de prova brutos de fusão e somente recozidos.

Quadro 5.1. Correlação entre as condições de tratamento térmico, as propriedades mecânicas analisadas e as microestruturas obtidas.

	Sem recoz. prévio	Com recoz. prévio	Aust. em única etapa		Aust. em duas etapas							
			300 °C, 30 min, c/rec. prévio	300 °C, 30 min, s/rec. prévio	300 °C, 30 min, c/rec. Prévio				300 °C, 30 min, s/rec. prévio			
					c/fl. X,60°	c/fl. X,90°	s/fl. X,60°	s/fl. X,90°	c/fl. X,60°	c/fl. X,90°	s/fl. X,60°	s/fl. X,90°
Dureza Brinell (média)	176	156	385	303	302	302	302	302	317	317	317	317
Resist. ao impacto (J)	91	153	50	71	59	59	59	59	70	70	70	70
IRM	99	100	30	58	76	38	58	53	58	47	52	35
Microestrutura	Mat.ferr.-perl.+grafita	Mat.ferr.+grafita	Grafita+ausferrita+aust.não transformada	Grafita+ausferrita + bain.+ aust.ñ.tranf.	Grafita + ausferrita fina + bainita + aust. não transformada				Grafita + ausferrita grossa + aust. não transformada (em maior quantidade)			

A obtenção de uma matriz ausferrítica nos ferros fundidos nodulares (através da austêmpera tanto em etapa única como em duas etapas) confere aos mesmos considerável melhora em suas propriedades mecânicas, porém diminui a usinabilidade e a resistência ao impacto dos mesmos, confirmando dessa forma, resultados obtidos por Toktas et al e Olivera et al. Feiste et al afirmam que a estrutura da matriz é a principal responsável pelas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular, comprovando também, resultados da pesquisa, onde comprovou-se que à medida em que a dureza aumentou, diminuiu a absorção de energia nos testes de impacto, a usinabilidade e a ductilidade.

Nas peças brutas de fusão e não austemperadas, a presença de perlita na matriz é a responsável pela menor dureza, menor usinabilidade e mais baixa absorção de energia ao impacto, quando comparadas com as peças que foram recozidas e também não austemperadas, concordando, dessa forma com Guessser.

A usinabilidade e a absorção de energia de impacto é maior para materiais recozidos previamente e não austemperados, pois segundo Guessser, Chiaverini e Costa houve transformação eutetóide estável, o que resultou uma matriz ferrítica (ferritização da matriz).

Para os austemperados, a energia de impacto depende da quantidade de ausferrita e de austenita não transformada, bem como do tamanho desta ausferrita, isto é, a fração de volume de austenita não transformada afeta a energia de impacto tanto para os austemperados em etapa única como em duas etapas. Com o aumento do teor de austenita não transformada (austemperados em duas etapas e que não passaram por recozimento prévio), a energia de impacto e a dureza aumentam, confirmando dessa forma, resultados obtidos por Yang et al.

De acordo com Yang et al, com a austêmpera em duas etapas obtém-se variações nos parâmetros microestruturais de ADI, especialmente partículas mais finas de ferrita e austenita, conferindo maior dureza, porém com diminuição da ductilidade (para processo de austêmpera à mesma temperatura).

A alta dureza, baixa usinabilidade e baixa absorção de energia no impacto nas peças austemperadas à 300 °C, durante 30 minutos e que passaram por recozimento prévio é devido, segundo Tartera et al e Carmo, a transformação da austenita não estabilizada em martensita.

Em peças com menor dureza, mais energia é absorvida durante o impacto e melhor é sua usinabilidade, pois a energia de impacto depende muito da quantidade de ausferrita e austenita não transformada. Para Olivera et al, a austenita não transformada aumenta na austêmpera até o tempo de 120 min, diminuindo a partir

desse tempo. Seguindo esta prerrogativa, as peças austemperadas à 420 °C, com o aumento no tempo de permanência nesta temperatura, a absorção de energia ao impacto e a usinabilidade diminuíram para os brutos de fusão, com discreto aumento na dureza. Já para a temperatura de 360 °C, nas mesmas condições, houve decréscimo na absorção de energia com desprezível variação na usinabilidade.

De acordo com Diniz et al, variáveis não intrínsecas, presentes na usinagem, tais como a presença de fluido de corte e mudança do ângulo de posição da ferramenta de corte devem ser levadas em consideração. Neste sentido, a troca do ângulo de posição da ferramenta de corte (de 90° para 60°) contribuíram para melhoria na usinabilidade do material (com força de avanço constante). No caso do uso do fluido de corte, este poderá impedir durante a usinagem, a transformação, frente a ferramenta, da austenita não transformada em martensita, contribuindo dessa forma, para não interferência nas propriedades mecânicas.

6 CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos, foram possíveis as seguintes conclusões:

- Foi verificado, através da presente pesquisa, que a situação de melhor usinabilidade ocorreu para as peças austemperadas à 300 °C durante 30 min, que foram previamente recozidas, quando usinadas com fluido de corte e ângulo de posição da ferramenta de corte de 60° e, quando austemperados em etapa única, a usinabilidade é maior para as amostras austemperadas à 300 °C por 30 minutos, brutos de fundição e menor para àquelas austemperadas também à 300 °C por 30 minutos e que foram recozidas previamente.

- A obtenção de uma matriz ferrítica (ferritização) possibilitou melhor usinabilidade para amostras não austemperadas. Para amostras austemperadas em etapa única, a usinabilidade e a absorção de energia no impacto são menores para peças recozidas preliminarmente e austemperadas durante o tempo de 30 minutos, isto deve-se à presença de martensita na matriz resultante. Comparativamente às austemperadas em etapa única, à 300 °C por 30 min, nas amostras austemperadas em duas etapas, devido a ferritização da matriz, a usinabilidade e a absorção de energia no impacto são maiores para os austemperados que foram recozidos previamente e, com referência à dureza para austemperados em duas etapas, que não passaram por recozimento prévio, esta é maior devido ao aumento no volume de austenita não transformada, porém há diminuição no tamanho desta austenita.

- A usinabilidade será maior quanto menor for a pressão específica de

corte e maior a força de corte, ou seja, para uma força de avanço constante, à medida que diminui a pressão específica de corte, aumenta a força de corte e a usinabilidade. O inverso também é válido. Este método de pressão constante é simples e possibilita determinar-se a usinabilidade de forma rápida e com bom grau de confiabilidade.

- Para testes de usinabilidade com força de avanço constante, um aumento na profundidade de corte acarreta em diminuição do avanço, entretanto, o volume de material removido na unidade de tempo permanece inalterado. Para uma mesma profundidade de corte, aumentando-se a velocidade de corte, a pressão específica de corte diminuirá. Quando a força de avanço não for constante, um aumento na profundidade de corte acarreta em maior consumo de energia (maior força de corte) e consequente piora no acabamento superficial da peça.

- Com a lubrificação do corte (utilização de fluido de corte) na usinagem, obtêm -se menor pressão específica de corte (melhoria das condições de atrito cavaco-ferramenta de corte, contribuindo dessa forma, para melhoria na usinabilidade e acabamento superficial das amostras) e maior força de corte (maior área de corte).

- Para força de avanço constante, com a mudança do ângulo de posição da ferramenta de corte de 90° para 60° , tem-se melhoria na usinabilidade dos ferros fundidos austemperados em duas etapas, bem como aumento na força de corte.

7 PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS

Como proposta para futuros trabalhos fica a indicação para um melhor aprofundamento no quesito referente à outras temperaturas de austenitização e/ou de austêmpera, bem como outros tempos de austêmpera.

Seria importante uma pesquisa referente à análise dos processos de fabricação das peças com ênfase no estudo da composição química e da metodologia de fundição (inoculação, condições de umidade da areia, etc.).

Outra proposta seria uma análise do ponto de vista econômico para a implantação da austêmpera em duas etapas.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] GUESSER, Wilson Luiz. **Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos**. São Paulo: Editora Blucher, 2009.

[2] CHIAVERINI, V.. **Aços e ferros fundidos - Características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7a. ed.. São Paulo: ABM, 1996. 599 p.

[3] ZIMBA, J., Simbi, D. J., Chandra, T., Navara, E.; **A Dilatometry Study of the Austenitization and Cooling Behavior of Ductile Iron Meant for the Production of Austempered Ductile Iron (ADI)**. *Materials and Manufacturing Processes* 2004, 19 (5), 907-920.

[4] ROULA A., G.A. KOSNIKOV G.A.. **Manganese distribution and effect on graphite shape in advanced cast irons**. v. 62, issue 23. Ag/ 2008. ps 3796 - 3999.

[5] FEISTE K. L.*, W. Reimche*, Fr.-W. Bach*, P. F. Marques**, J. M. A. Rebello**. Caracterização das propriedades mecânicas de ferro fundido nodular por análise harmônica dos sinais das correntes parasitas. **6ª Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos**. Hannover/Rio de Janeiro, Maio 2002.

[6] RIBEIRO, C. A. S, **Introdução às Variáveis de Elaboração de Ferros Fundidos Nodulares e Lamelares Não Ligados**. Departamento de Engenharia Metalúrgica da Faculdade de Engenharia do Porto, Porto, 1986.

[7] COSTA, José Diogo. **Ferro fundido com grafite esferoidal**. INII, Lisboa, 1972.

- [8] ABNT NBR 6916/1981. **Ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoidal** - Especificação.
- [9] ABNT NBR 8582/1984. **Peças em ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoidal classificadas conforme a dureza brinell.** - Especificação. 7 p.
- [10] COSTA, José Diogo. **Tratamento do ferro fundido no estado líquido.** INII, Lisboa, 1970.
- [11] CARMO, D.; Dias, J. F.. **Ferro fundido nodular austemperado – ADI.** 2001, Senai-DR. MG.
- [12] SIKORA, J. A.; DALLIO, H.A. e URIBURU, G. ADI in Argentina. **World Conference on Austempered Ductile Iron.** American Foundrymen's Society, inc, Chicago, v.1, p.75-89, 1991.
- [13] COLPAERT, Hubertus, **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns** / Hubertus Colpaert; revisão técnica André Luiz V. da Costa e Silva. - 4ª edição – São Paulo: Edgard Blucher, 2008.
- [14] TOKTAS, Gülcan; Alaaddin Toktas; Mustafa Tayanç. Influence of matrix structure on the fatigue properties of an alloyed ductile iron. **Materials and Design**, 29, pp 1600 - 1608, 2008.
- [15] OLIVERA, Eric; Rajnović, D.; Zec, S.; Sidjanin, L.; Jovanović, M. T.. Microstructure and Fracture of Alloyed Austempered Ductile Iron. **Materials Characterization** 2006, 57 (4-5), 211–217.
- [16] CHANG, L.C; I.C. Hsui; L.H. Chen; T.S. Lui. **Effects of heat treatment on the erosion behavior of austempered ductile irons.** *Wear*, 260, pp 783 -793, 2006.

- [17] FERNANDINO, D. O.; Massone, J. M.; Boeri, R. E.; Characterization of the Austemperability of Partially Austenitized Ductile Iron. **Journal of Materials Processing Technology** 2013, 23 (10), 1801-1809.
- [18] PUTATUNDA, S. K.; Pavan, K.; Gadicherla; Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as cast structure. **Materials Science and Engineering A** 1999, 268, 15-31.
- [19] TARTERA, J.; MARSAL, M. e SIMÓN, J.. Ferro fundido nodular austemperado (ADI), um novo material para o futuro. **Fundición**, nov/dez, Barcelona, p.29-37, 1985.
- [20] LUSSOLI, R. Junkes. **Efeito da adição de cobre e da seção da peça sobre as características microestruturais e mecânicas de ferro fundido nodular austemperado**. Dissertação de mestrado, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2003. Disponível em: <<https://repositorio.ufsc.br/bitstream/handle/123456789/84992/214337.pdf?sequence=1>>. Acesso em 03/03/2015.
- [21] MI, Y.. Effect of Cu, Mo, Si on the Content of Retained Austenite of Austempered Ductile Iron. Department of **materials Science & Engineering**, Zhejiang University, Hangzhou. China. Volume 32, nº 9, 1995, p 1313-1317.
- [22] VOIGT, R.; LEE, Y. H. e TU, C. Use of hardenability data to determine alloy requirements for austempered ductile iron. **World Conference on Austempered Ductile Iron**. American Foundrymen's Society, inc, Chicago, v.2, p.479 - 514, 1991.
- [23] BALZER, Marcos Estevam. **Determinação da “janela de processo” de austêmpera de um ADI sem adição de elementos de liga através de ensaios mecânicos e metalográficos**. Dissertação de mestrado. Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa

Catarina. Florianópolis, 2003. Disponível em:

< <http://repositorio.ufsc.br/xmlui/handle/123456789/84983> >. Acesso em 6/10/2012.

[24] PETRENEC, M; H. Tesarová; P. Beran; M. Smíd; P. Roupcová. Comparison of low cycle fatigue of ductile cast irons with different matrix alloyed with nickel. **Procedia Engineering**, 2, pp 2307 - 2316, 2010.

[25] DIAS, J. Felipe; Gabriel O. Ribeiro; Denilson J.Carmo; Jefferson J. Vilela. The effect of reducing the austempering time on the fatigue properties of austempered ductile iron. **Materials Science & Engineering A**, 556, pp 408 - 413, 2012.

[26] OLIVERA, Eric'; Milan Jovanovic'; Leosava Sidanin; Dragan Rajnovic'; Slavica Zec. The austempering study of alloyed ductile iron. **Materials and Design**, 27, pp 617 - 622, 2006.

[27] TAYANÇ, M; K. Aztekin; A. Bayram. The effect of matrix structure on the fatigue behavior of austempered ductile iron. **Materials and Design**, 28, pp 797 - 803, 2007.

[28] MACHADO, M. A. **Desenvolvimento dos Parâmetros de Tratamento Térmico de um Ferro Fundido Nodular Austemperado ASTM 987 Grau II**. Dissertação de mestrado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. Escola de Engenharia. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. P. Alegre, RS. 2007.

[29] YANG, Jianghuai; Susil K. Putatunda. Influence of a novel two-step austempering process on the strain-hardening behavior of austempered ductile cast iron (ADI). **Materials Science and Engineering A**, 382, pp 265 - 279, 2004.

[30] PUTATUNDA, S. K.; Comparison of the Mechanical Properties of Austempered Ductile Cast Iron (ADI) Processed by Conventional and Step-Down Austempering Process. **Materials and Manufacturing Processes**, 25 (8), 749-757, 2010.

- [31] YANG, Jianghuai; Susil K. Putatunda. Effect of microstructure on abrasion wear behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process. **Materials Science and Engineering A**, 406, pp 217 - 228, 2005.
- [32] DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C .; COPPINI, N. L.. **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**. 6 ed. São Paulo: Edit.Artliber. 2008.
- [33] FERRARESI, Dino. **Fundamentos da Usinagem dos Metais**. São Paulo: Blucher, 1970. 14^a reimpressão, 2011.
- [34] SANDVIK COROMANT. **Torneamento Geral**. Disponível em: <http://www.sandvik.coromant.com/pt-pt/knowledge/general_turning/getting_started/tool_life/Pages/default.aspx>. Acesso em: 13/10/2012.
- [35] TESSLER, M. B., Barbosa, C. A.. A usinabilidade dos aços inoxidáveis. **Metalurgia e Materiais** - ABM, V. 49, n 413, p32-41. Janeiro 1993.
- [36] DA SILVA, R. B. et al. Investigação da usinabilidade do ferro fundido nodular: Primeira parte. **15° POSMEC. FEMEC/UFU**, Uberlândia-MG, 2005.
- [37] BARBOSA, Patrícia A.; Guessser, Wilson L.; Gamarra, José R.; Machado, Álisson R.. Comparação da usinabilidade de ferro fundido austemperado e ferro fundido nodular perlítico pelo teste de pressão constante. **V Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**. ABCM. 14 a 17 de abril de 2009 - Belo Horizonte - Minas Gerais - Brasil.
- [38] STD. 1018.712, 1989, “**The Volvo Standard Machinability Test**”, The Volvo Laboratory for MFG Research, Trollhattan, Sweden, 20 pags.
- [39] SEKER, Ulvi; Ibrahim Ciftci; Hasan Hasirci. The effect of alloying elements on

surface roughness and cutting forces during machining of ductile iron. **Materials and Design**, 24, pp 47 - 51, 2003.

[40] KLOCKE, F.; C. Klöpper; D. Lung; C. Essig. Fundamental Wear Mechanisms when Machining Austempered Ductile Iron (ADI). **CIRP Annals Manufacturing Technology**, 56, 1, pp 73 - 76, 2007.

[41] AVISHAN, B.; S. Yazdani, D. Jalali Vahid. The influence of depth of cut on the machinability of an alloyed austempered ductile iron. **Materials Science and Engineering A** 523, pp 93 - 98, 2009.

[42] KIM, Yoon-Jun. Hocheol Shin; Hyounsoo Park; Jong Dae Lim. Investigation into mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI) in accordance with austempering temperature. **Materials Letters**, 62, pp 351 - 360, 2008.

[43] CAKIR, M. Cemal; Yahya Isik. Investigating the machinability of austempered ductile irons having different austempering temperatures and times. **Materials and Design**, 29, pp 937 - 942, 2008.

[44] STOETERAU, Rodrigo L. **Usinabilidade dos materiais e vida da ferramenta**. Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina. 2007. Disponível em: <http://www.Imp.ufsc.br/disciplinas/emc5240/Aula-07-08-U-2007-1-Usinabilidade_e_vida.pdf>. Acesso em: 15/08/2012.

[45] MACHADO, Álisson R. et all. **Teoria da usinagem dos materiais**. São Paulo: Editora Blucher, 1ª edição. 2009. 371pgs.

[46] BOEHS L.; FRIEDRICH D.; STEIDEL P.S.. Influência dos parâmetros de usinagem e da geometria da ferramenta sobre a rugosidade cinemática e de processo. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 2001, Uberlândia. **Anais eletrônicos**. UFU, Uberlândia.

[47] ASTM A536-84: **Standard Specification for Ductile Iron Castings**. *American*

Society for Testing and Materials 2009. ASTM International, USA.

- [48] ASTM E10-07a: **Standard Test Methods for Brinell Hardness of Metallic Materials.** *American Society for Testing and Materials* 2007. ASTM International, USA.
- [49] ASTM E3-01: **Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens.** *American Society for Testing and Materials* 2001. ASTM International, USA.
- [50] RODRIGUES, Alessandro Roger. **Estudo da geometria de arestas de corte aplicados em usinagem com altas velocidades de corte.** Tese. Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2005.
- [51] ASTM E384-99: **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials.** *American Society for Testing and Materials* 2000. ASTM International, USA.
- [52] ASTM E23 – 02a: **Standart Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials.** ASTM International, West Consholocken, PA (2002).
- [53] ISO 945-1975: **Cast iron - Designation of microstructure of graphite.** International Standards Organization 1975, 8p.

9 ANEXOS

ANEXO I

TABELA DE VELOCIDADE DE CORTE PARA DIFERENTES MATERIAIS EM FUNÇÃO DO TIPO MATERIAL DA FERRAMENTA DE USINAGEM COM O TIPO DE OPERAÇÃO DESEJADA.

MATERIAIS	FERRAMENTAS DE AÇO RÁPIDO			FERRAMENTAS DE METAL DURO	
	DESBASTE	ACABAMENTO	ROSCAR E RECARILHAR	DESBASTE	ACABAMENTO
AÇO 1020	25	30	10	200	300
AÇO 1045	20	25	8	120	160
AÇO DURO (1060)	15	20	6	40	60
FERRO FUNDIDO MALEÁVEL	20	25	8	70	85
FERRO FUNDIDO GRIS	15	20	8	65	95
FERRO FUNDIDO DURO	10	15	6	30	50
BRONZE	30	40	10-25	300	380
LATÃO E COBRE	40	50	10-25	350	400
ALUMÍNIO	60	90	15-35	500	700

ACJ USINAGEM LTDA.
Rua Pérola, 35, Xaxim, Curitiba - Paraná - Fone: (41) 3275 - 2952
acj@acjusinagem.com.br - www.acjusinagem.com.br

Fonte: http://www.acjusinagem.com.br/tabelas/vel_corte_torno.pdf

ANEXO II

EXPERIMENTOS DE DUREZA (PRIMEIRA ETAPA)

cp: Corpo de prova.

d_L: Diâmetro da calota tomada no sentido longitudinal do cp.

d_T: Diâmetro da calota tomada no sentido transversal do cp.

d_m: Diâmetro médio das calotas (entre d_T e d_L).

HB: dureza Brinell.

dt_r: Diâmetro da calota tomado no topo do cp, no sentido radial.

dt_t: Diâmetro da calota tomado no topo do cp, no sentido transversal ao raio.

dm_t: Diâmetro médio das calotas (tomados no topo do cp e entre dt_r e dt_t).

HB_t: Dureza Brinell tomada no topo do cp (no raio 8,0 mm).

HB

Penetrador: Esfera de aço temperado com diâmetro de 2,5 mm.

Carga: 187,5 Kgf.

Tempo de carga: 15 s.

- **OBTIDAS NO SENTIDO LONGITUDINAL (RAIO DE 16,5 mm) E NO TOPO (RAIO 8,0 mm) DOS CORPOS DE PROVA.**

Corpos de prova s/tratamento (bruto de fusão).

Cp	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB	dt _r (mm)	dt _t (mm)	dm _t (mm)	HB _t
1BF1	1,173	1,164	1,1685	164,71	1,125	1,152	1,1385	174,08
2BF2	1,154	1,130	1,142	172,95	1,110	1,114	1,112	182,99

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova s/tratamento (bruto de fusão): 169 HBS/2,5/187,5.

Corpos de prova somente recozidos.

Cp	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB	dt _r (mm)	dt _t (mm)	dm _t (mm)	HB _t
R1/3	1,228	1,218	1,223	149,41	1,193	1,220	1,2065	153,82
R2/4	1,203	1,200	1,2015	155,20	1,206	1,243	1,2245	149,02

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova somente recozidos: 152 HBS/2,5/187,5.

Corpos de prova **com** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 300 °C.

Cp	t (min.)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB	dt _r (mm)	dt _t (mm)	dm _t (mm)	HB _t
6	30	0,783	0,763	0,7728	390,00	0,763	0,780	0,7713	391,57
5	30	0,780	0,763	0,7715	391,30	0,760	0,766	0,7628	400,56
8/11	60	0,904	0,870	0,8870	293,56	0,900	0,900	0,9000	284,85
7/4	60	0,881	0,876	0,8785	299,47	0,920	0,919	0,9195	277,17
10/7	90	0,915	0,911	0,9130	276,51	0,905	0,924	0,9145	275,57
9/10	90	0,929	0,916	0,9225	270,63	0,896	0,911	0,9035	282,57

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova com recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 300 °C.

t(min.)	HB
30	391
60	297
90	274

Corpos de prova **sem** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 300 °C.

Cp	t (min)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB	dt _r (mm)	dt _t (mm)	dm _t (mm)	HB _t
12/12	30	0,899	0,884	0,8915	290,50	0,873	0,876	0,8745	302,31
11/2	30	0,900	0,900	0,9000	284,85	0,862	0,862	0,8620	311,44
13/1	60	0,799	0,777	0,7880	374,67	0,788	0,786	0,7870	375,65
14/3	60	0,876	0,861	0,8685	306,65	0,848	0,862	0,8550	316,73
16/20	90	0,853	0,830	0,8415	327,31	0,833	0,835	0,8340	333,39
15/17	90	0,889	0,876	0,8500	320,58	0,842	0,852	0,8470	322,94

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova sem recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 300 °C.

t(min.)	HB
30	288
60	341
90	324

Corpos de prova **com** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 360 °C.

Cp	t (min)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB	dt _r (mm)	dt _t (mm)	dm _t (mm)	HB _t
17/26	30	0,867	0,858	0,8625	311,06	0,896	0,918	0,9070	280,31
18/35	30	0,870	0,860	0,8650	309,21	0,901	0,906	0,9035	282,57
19/27	60	0,867	0,858	0,8625	311,06	0,901	0,904	0,9025	283,22
20/30	60	0,867	0,858	0,8625	311,06	0,889	0,907	0,8980	286,17
22/34	90	0,894	0,887	0,8905	291,18	0,860	0,877	0,8683	306,82
21/33	90	0,889	0,867	0,8775	300,19	0,826	0,859	0,8648	309,40

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova com recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 360 °C.

t(min.)	HB
30	310
60	311
90	296

Corpos de prova **sem** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 360 °C.

Cp	t (min)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB	dt _r (mm)	dt _t (mm)	dm _t (mm)	HB _t
24/36	30	0,858	0,836	0,8468	323,13	0,850	0,851	0,8505	320,19
23/18	30	0,853	0,844	0,8485	321,75	0,835	0,866	0,8505	320,19
25/21	60	0,900	0,885	0,8925	289,83	0,872	0,885	0,8785	299,47
26/25	60	0,900	0,890	0,8950	288,16	0,934	0,939	0,9365	262,29
28/29	90	0,899	0,883	0,8910	290,84	0,865	0,885	0,8750	301,95
27/28	90	0,901	0,898	0,8991	285,44	0,890	0,900	0,8950	288,16

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova sem recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 360 °C.

t(min.)	HB
30	322
60	289
90	288

Corpos de prova **com** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 420 °C.

Cp	t (min)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB	dt _r (mm)	dt _t (mm)	dm _t (mm)	HB _t
29/13	30	0,885	0,858	0,8713	304,65	0,872	0,881	0,8765	300,89
30/23	30	0,894	0,875	0,8843	295,46	0,873	0,877	0,8748	302,13
32/16	60	0,872	0,848	0,8600	312,94	0,878	0,880	0,8790	299,12
31/14	60	0,877	0,860	0,8685	306,64	0,872	0,880	0,8760	301,24
33/24	90	0,870	0,865	0,8675	307,37	0,884	0,884	0,8840	295,63
34/31	90	0,869	0,860	0,8643	309,77	0,863	0,877	0,8700	305,55

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova com recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 420 °C.

t(min.)	HB
30	300
60	310
90	309

Corpos de prova **sem** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 420 °C.

Cp	t (min)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB	dt _r (mm)	dt _t (mm)	dm _t (mm)	HB _t
35/32	30	0,848	0,838	0,8430	326,10	0,846	0,856	0,8510	319,81
36/9	30	0,859	0,832	0,8455	324,11	0,843	0,847	0,8450	324,51
37/8	60	0,857	0,848	0,8525	318,65	0,857	0,868	0,8625	311,07
38/22	60	0,855	0,838	0,8465	323,32	0,898	0,898	0,8980	286,17
39/19	90	0,889	0,877	0,8830	296,32	0,877	0,882	0,8795	298,77
40/15	90	0,856	0,848	0,8520	319,03	0,853	0,849	0,8510	319,81

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova sem recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 420 °C.

t(min.)	HB
30	325
60	321
90	308

- **OBTIDAS NO SENTIDO LONGITUDINAL (RAIO DE 12,0 mm) DOS CORPOS DE PROVA.**

Corpos de prova s/tratamento (bruto de fusão).

Cp	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB
1BF1	1,135	1,125	1,130	177
2BF2	1,101	1,089	1,095	189

Dureza Brinell média tomada no raio de 12,0 mm (sentido longitudinal) para corpos de prova s/tratamento (bruto de fusão): 183.

Corpos de prova somente recozidos.

Cp	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB
R1/3	1,191	1,180	1,186	160
R2/4	1,196	1,178	1,187	159

Dureza Brinell média tomada no raio de 12,0 mm (sentido longitudinal) para corpos de prova somente recozidos: 160

Peças **com** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à **300 °C**.

Cp	t (min.)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB
5	30	0,794	0,763	0,779	384
6	30	0,815	0,765	0,790	373
8/11	60	0,871	0,832	0,852	319
7/4	60	0,865	0,832	0,849	321
10/7	90	0,857	0,836	0,847	323
9/10	90	0,871	0,839	0,855	317

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova com recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 300 °C.

t _(min.)	HB
30	378
60	320
90	320

Corpos de prova **sem** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à **300 °C**.

Cp	t (min)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB
11/2	30	0,849	0,819	0,834	333
12/12	30	0,887	0,860	0,874	303
13/1	60	0,790	0,762	0,776	387
14/3	60	0,870	0,843	0,857	315
15/17	90	0,846	0,813	0,830	337
16/20	90	0,810	0,796	0,803	360

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova sem recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 300 °C.

t _(min.)	HB
30	318
60	351
90	349

Corpos de prova **com** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à **360 °C**.

Cp	t (min)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB
17/26	30	0,864	0,851	0,858	314
18/35	30	0,862	0,834	0,848	322
19/27	60	0,863	0,832	0,848	322
20/30	60	0,860	0,830	0,845	325
21/23	90	0,874	0,842	0,858	314
22/34	90	0,862	0,837	0,850	321

Dureza brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova com recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 360 °C.

t _(min.)	HB
30	318
60	324
90	318

Corpos de prova **sem** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 360 °C.

Cp	t (min)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB
23/18	30	0,854	0,817	0,836	332
24/36	30	0,845	0,815	0,830	337
25/21	60	0,879	0,844	0,862	311
26/25	60	0,843	0,821	0,832	335
27/28	90	0,862	0,840	0,851	320
28/29	90	0,867	0,840	0,854	317

Dureza brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova sem recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 360 °C.

t _(min.)	HB
30	335
60	323
90	319

Corpos de prova **com** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 420 °C.

Cp	t (min)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB
29/13	30	0,841	0,809	0,825	341
30/23	30	0,863	0,823	0,843	326
31/14	60	0,833	0,802	0,818	345
32/16	60	0,837	0,803	0,820	345
33/24	90	0,871	0,840	0,856	316
34/31	90	0,871	0,831	0,851	320

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova com recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 420 °C.

t _(min.)	HB
30	333
60	345
90	318

Corpos de prova **sem** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 420 °C.

Cp	t (min)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB
35/32	30	0,848	0,813	0,831	336
36/9	30	0,844	0,805	0,825	341
37/8	60	0,841	0,816	0,829	338
38/22	60	0,842	0,815	0,829	338
39/19	90	0,828	0,791	0,810	354
40/15	90	0,832	0,798	0,815	350

Dureza brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova sem recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 420 °C.

t _(min.)	HB
30	339
60	338
90	352

ANEXO III

EXPERIMENTOS DE DUREZA (SEGUNDA ETAPA)

cp: Corpo de prova.

d_L: Diâmetro da calota tomada no sentido longitudinal do cp.

d_T: Diâmetro da calota tomada no sentido transversal do cp.

d_m: Diâmetro médio das calotas (entre d_T e d_L).

HB: dureza Brinell.

dt_r: Diâmetro da calota tomado no topo do cp, no sentido radial.

dt_t: Diâmetro da calota tomado no topo do cp, no sentido transversal ao raio.

dm_t: Diâmetro médio das calotas (tomados no topo do cp e entre dt_r e dt_t).

HB_t: Dureza Brinell tomada no topo do cp (no raio 8,0 mm).

HB

Penetrador: Esfera de aço temperado com diâmetro de 2,5 mm.

Carga: 187,5 Kgf (1838,7 N).

Tempo de carga: 15 s.

- **OBTIDAS NO SENTIDO LONGITUDINAL (RAIO DE 16,5 mm) E NO TOPO (RAIO 8,0 mm) DOS CORPOS DE PROVA.**

Corpos de prova **com** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à **300 °C**.

Cp	t (min.)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB	dt _r (mm)	dt _t (mm)	dm _t (mm)	HB _t
9E ₂	30	0,969	0,949	0,959	250	0,952	0,991	0,972	243
10E ₂	30	0,999	0,890	0,905	282	0,883	0,891	0,887	294
11E ₂	30	0,901	0,877	0,889	292	0,867	0,875	0,871	305
12E ₂	30	0,846	0,822	0,834	333	0,756	0,772	0,764	399
13E ₂	30	0,900	0,883	0,892	290	0,841	0,851	0,846	324
14E ₂	30	0,901	0,879	0,890	292	0,791	0,807	0,799	364
15E ₂	30	0,900	0,875	0,888	293	0,838	851	845	325
16E ₂	30	0,836	0,806	0,821	344	0,801	829	815	350

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova com recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 300 °C: 297 HBS/2,5/187,5.

Dureza Brinell média (tomada no topo) para corpos de prova com recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 300 °C: 325 HBS/2,5/187,5

Corpos de prova **sem** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à **300 °C**.

Cp	t (min)	d _L (mm)	d _T (mm)	d _m (mm)	HB	dt _r (mm)	dt _t (mm)	dm _t (mm)	HB _t
1E ₂	30	0,887	0,864	0,876	301	0,920	0,936	0,928	267
2E ₂	30	0,915	0,890	0,903	283	0,921	0,938	0,930	266
3E ₂	30	0,833	0,800	0,842	327	0,771	0,793	0,782	381
4E ₂	30	0,864	0,844	0,854	318	0,777	0,799	0,788	375
5E ₂	30	0,866	0,844	0,855	317	0,855	0,862	0,859	314
6E ₂	30	0,868	0,849	0,859	314	0,848	0,866	0,857	315
7E ₂	30	0,892	0,868	0,880	298	0,899	0,917	0,908	280
8E ₂	30	0,871	0,847	0,859	314	0,849	0,860	0,855	317

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova sem recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 300 °C: 309 HBS/2,5/187,5.

Dureza Brinell média (tomada no topo) para corpos de prova com recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 300 °C: 314 HBS/2,5/187,5.

- **OBTIDAS NO SENTIDO LONGITUDINAL (RAIO DE 12,0 mm) DOS CORPOS DE PROVA.**

Peças **com** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à **300 °C**.

Cp	t (min.)	d_L(mm)	d_T(mm)	d_m(mm)	HB
9E ₂	30	0,963	0,943	0,953	253
10E ₂	30	0,889	0,856	0,873	303
11E ₂	30	0,889	0,860	0,875	302
12E ₂	30	0,820	0,792	0,806	358
13E ₂	30	0,914	0,894	0,904	282
14E ₂	30	0,889	0,855	0,872	304
15E ₂	30	0,904	0,865	0,885	295
16E ₂	30	0,815	0,789	0,802	361

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova **com** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 300 °C: 307 HBS/2,5/187,5.

Corpos de prova **sem** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à **300 °C**.

Cp	t (min)	d_L(mm)	d_T(mm)	d_m(mm)	HB
1E ₂	30	0,866	0,816	0,841	328
2E ₂	30	0,863	0,825	0,844	325
3E ₂	30	0,827	0,793	0,810	355
4E ₂	30	0,853	0,814	0,834	333
5E ₂	30	0,882	0,844	0,863	311
6E ₂	30	0,888	0,851	0,870	306
7E ₂	30	0,873	0,830	0,852	319
8E ₂	30	0,861	0,831	0,846	324

Dureza Brinell média (sentido longitudinal) para corpos de prova **sem** recozimento prévio, austenitizados à 910 °C e austemperados à 300 °C: 325 HBS/2,5/187,5.

ANEXO IV

**RESISTÊNCIA AO IMPACTO MÉDIA NOS CORPOS DE PROVA BRUTOS DE FUSÃO:
91,2 J**

RESISTÊNCIA AO IMPACTO NOS CORPOS DE PROVA SOMENTE RECOZIDOS: 153 J

**EXPERIMENTOS DE RESISTÊNCIA AO IMPACTO NOS CORPOS DE PROVA
AUSTEMPERADOS EM ETAPA ÚNICA**

a) Austemperados à 300 °C

C.prova	Energia absorvida (J)	Média E.absorv. (J)	Trat. prévio e t.austêmpera	HB (raio 16,5 mm)	HB (raio 12,0 mm)
1	73,5	71,1	B. F. (30 min.)	288	318
2	68,6				
3	47,1	50,0	Rec. (30 min.)	391	378
4	53,0				
5	57,9	51,5	B. F. (60 min.)	341	351
6	43,1				
7	-	-	Rec. (60 min.)	297	320
8	-				
9	-	-	B. F. (90 min.)	324	349
10	-				
11	-	-	Rec. (90 min.)	274	320
12	-				

- : Resultado mascarado devido à falhas internas no(s) corpo(s) de prova.

b) Austemperados à 360 °C

C.prova	Energia absorvida (J)	Média E.absorv. (J)	Trat. prévio e t.austêmpera	HB (raio 16,5 mm)	HB (raio 12,0 mm)
13	83,4	68,6	B. F. (30 min.)	322	335
14	54,0				
15	-	-	Rec. (30 min.)	310	318
16	-				
17	64,7	62,8	B. F. (60 min.)	289	323
18	60,8				
19	-	-	Rec. (60 min.)	311	324
20	-				
21	58,8	56,9	B. F. (90 min.)	288	319
22	54,9				
23	-	-	Rec. (90 min.)	296	318
24	-				

- : Resultado mascarado devido à falhas internas no(s) corpo(s) de prova.

c) Austemperados à 420 °C

C.prova	Energia absorvida (J)	Média E.absorv. (J)	Trat. prévio e t.austêmpera	HB (raio 16,5 mm)	HB (raio 12,0 mm)
25	70,6	70,6	B. F. (30 min.)	325	339
26	70,6				
27	-	-	Rec. (30 min.)	300	333
28	-				
29	60,8	62,8	B. F. (60 min.)	321	338
30	64,7				
31	-	-	Rec. (60 min.)	310	345
32	-				
33	58,8	56,4	B. F. (90 min.)	308	352
34	54,0				
35	44,1	49,0	Rec. (90 min.)	309	318
36	54,0				

- : Resultado mascarado devido à falhas internas no(s) corpo(s) de prova.

EXPERIMENTOS DE RESISTÊNCIA AO IMPACTO NOS CORPOS DE PROVA AUSTEMPERADOS EM DUAS ETAPAS

a) Brutos de fusão (sem recozimento prévio)

C.prova	Energia absorvida (J)	Média E.absorv. (J)	Com/Sem Trat. prévio	HB (raio 16,5 mm)	HB (raio 12,0 mm)
2E1	70,6	68,6	Sem	292	327
2E2	65,7				
2E3	75,5	-	Sem	323	344
2E4	-				
2E5	-	-	Sem	316	309
2E6	65,9				
2E7	71,6	71,6	Sem	306	322
2E8	71,6				

- : Resultado mascarado devido à falhas internas no(s) corpo(s) de prova.

b) Que foram previamente recozidos

C.prova	Energia absorvida (J)	Média E.absorv. (J)	Com/Sem Trat. prévio	HB (raio 16,5 mm)	HB (raio 12,0 mm)
2E9	66,7	63,9	Com	266	278
2E10	61,0				
2E11	64,7	62,3	Com	313	330
2E12	59,8				
2E13	66,7	64,0	Com	291	293
2E14	61,2				
2E15	61,8	-	Com	319	328
2E16	-				

- : Resultado mascarado devido à falhas internas no(s) corpo(s) de prova.

ANEXO V

DADOS COLETADOS NO ANALISADOR DE ENERGIA

EMBRASUL RE6000/B/H N.S:96000203 V.S.2,00 ANL 2,5 (2 segundos)

PARA A CORRETA VISUALIZAÇƆO, ABRIR O ARQUIVO COMO ARQUIVO TEXTO CSV/CSV

DATA	HORA	Ua	Ub	Uc	Ia	Ib	Ic	Pa	Pb	Pc	P3f	<u>Legenda</u>
4/11/2013	16:19:44	217,32	225,79	215,8	0	0	0	0	0	0	0	
14/11/2013	16:19:46	217,37	225,86	215,86	0	0	0	0	0	0	0	MD
14/11/2013	16:19:48	217,31	225,82	215,78	0,248	0,232	0,242	37,563	40,078	25,639	103,281	
14/11/2013	16:19:50	216,79	225,29	215,35	4,544	4,723	4,321	470,875	441,578	411,293	1323,746	TP (PE)
14/11/2013	16:19:52	217,14	225,63	215,66	3,557	3,758	3,313	247,93	200,956	173,619	622,505	TP
14/11/2013	16:19:54	217,08	225,57	215,63	3,725	3,914	3,443	333,961	289,585	253,163	876,709	TP+TA
14/11/2013	16:19:56	217,06	225,55	215,59	3,826	4,006	3,517	394,474	351,482	308,6	1054,556	TA

14/11/2013	16:19:58	217,08	225,55	215,61	3,841	4,02	3,53	398,558	355,431	311,291	1065,28	
14/11/2013	16:20:00	217,15	225,62	215,64	3,811	3,989	3,499	384,815	339,299	297,282	1021,397	
14/11/2013	16:20:02	217,1	225,56	215,6	3,799	3,977	3,491	377,741	331,909	291,279	1000,93	
14/11/2013	16:20:04	217	225,47	215,49	3,81	3,99	3,497	386,928	340,958	299,167	1027,053	
14/11/2013	16:20:06	217,06	225,54	215,56	3,803	3,984	3,494	383,022	336,058	295,994	1015,075	
14/11/2013	16:20:08	217,15	225,65	215,68	3,592	3,792	3,342	268,321	219,906	191,013	679,239	TA+TP
14/11/2013	16:20:10	217,18	225,68	215,67	3,184	3,369	2,968	221,972	176,393	151,706	550,071	TP+MD
14/11/2013	16:20:24	217,8	226,24	216,14	0	0	0	0	0	0	0	MD
14/11/2013	16:20:26	217,86	226,24	216,1	0	0	0	0	0	0	0	
14/11/2013	16:20:28	217,22	225,59	215,47	3,109	3,173	2,972	406,553	405,857	443,781	1256,191	TP(PE)
14/11/2013	16:20:30	217,48	225,88	215,78	3,584	3,774	3,302	248,644	193,511	168,864	611,019	TP
14/11/2013	16:20:32	217,5	225,85	215,78	3,6	3,78	3,31	253,692	198,061	174,987	626,74	TP
14/11/2013	16:20:34	217,39	225,78	215,68	3,798	3,963	3,449	370,716	316,747	281,187	968,649	TP+TA
14/11/2013	16:20:36	217,39	225,75	215,66	3,803	3,965	3,454	372,03	317,76	283,058	972,848	TA
14/11/2013	16:20:38	217,53	225,93	215,82	3,832	3,998	3,48	381,777	327,886	290,658	1000,321	
14/11/2013	16:20:40	217,54	225,94	215,81	3,828	3,993	3,473	383,894	329,295	293,058	1006,247	
14/11/2013	16:20:42	217,48	225,85	215,75	3,831	3,991	3,476	383,256	328,098	293,229	1004,583	
14/11/2013	16:20:44	217,48	225,95	215,81	3,779	3,963	3,448	363,261	310,718	273,833	947,812	
14/11/2013	16:20:46	217,54	225,98	215,82	3,743	3,927	3,412	347,686	292,85	258,469	899,004	
14/11/2013	16:20:48	217,24	225,67	215,5	3,757	3,937	3,418	355,034	300,3	264,432	919,766	
14/11/2013	16:20:50	217,21	225,59	215,45	3,778	3,947	3,43	366,817	310,751	276,383	953,951	

14/11/2013	16:20:52	217,16	225,49	215,34	3,795	3,954	3,431	370,855	312,947	280,017	963,819	
14/11/2013	16:20:54	217,05	225,36	215,23	3,784	3,942	3,422	366,307	308,264	276,194	950,765	
14/11/2013	16:20:56	217,15	225,49	215,33	3,725	3,893	3,381	337,304	279,151	248,986	865,442	TA+TP
14/11/2013	16:20:58	217,08	225,48	215,29	3,565	3,76	3,272	245,323	185,669	164,132	595,124	TP+MD
14/11/2013	16:21:00	217,25	225,66	215,44	2,328	2,459	2,138	160,831	122,632	107,783	391,246	TP+MD
14/11/2013	16:21:02	217,43	225,87	215,62	0	0	0	0	0	0	0	MD
14/11/2013	16:21:14	217,31	225,84	215,44	0	0	0	0	0	0	0	
14/11/2013	16:21:16	216,79	225,31	215,01	2,139	2,151	2,09	319,962	372,689	359,946	1052,598	TP(PE)
14/11/2013	16:21:18	216,95	225,44	215,18	3,559	3,77	3,267	250,168	191,229	164,5	605,898	TP
14/11/2013	16:21:20	216,94	225,28	214,96	3,571	3,759	3,244	251	186,302	164,57	601,872	TP
14/11/2013	16:21:22	216,96	225,31	215,02	3,57	3,76	3,249	249,404	185,529	164,171	599,104	TP
14/11/2013	16:21:24	216,9	225,26	214,99	3,704	3,877	3,344	322,966	260,253	231,494	814,713	TP+TA
14/11/2013	16:21:26	216,88	225,25	214,96	3,752	3,921	3,374	355,602	292,341	260,374	908,316	TA
14/11/2013	16:21:28	216,88	225,22	214,96	3,773	3,939	3,392	364,138	300,741	268,325	933,204	
14/11/2013	16:21:30	216,94	225,23	214,99	3,78	3,937	3,394	364,095	299,715	268,521	932,33	
14/11/2013	16:21:32	217,12	225,43	215,17	3,788	3,947	3,403	369,28	305,192	273,119	947,591	
14/11/2013	16:21:34	217,41	225,74	215,46	3,757	3,922	3,38	348,778	282,427	253,433	884,638	
14/11/2013	16:21:36	217,43	225,75	215,52	3,78	3,943	3,408	359,986	296,414	265,152	921,551	
14/11/2013	16:21:38	217,42	225,75	215,5	3,767	3,93	3,396	352,179	288,339	257,607	898,125	
14/11/2013	16:21:40	217,42	225,77	215,51	3,732	3,903	3,371	337,547	274,928	244,099	856,574	
14/11/2013	16:21:42	217,35	225,73	215,59	3,704	3,882	3,377	326,051	269,019	237,343	832,414	

14/11/2013	16:21:44	217,34	225,72	215,56	3,729	3,905	3,394	338,773	282,06	248,748	869,58	
14/11/2013	16:21:46	217,36	225,72	215,55	3,747	3,917	3,403	345,326	288,231	254,53	888,087	
14/11/2013	16:21:48	217,35	225,71	215,53	3,76	3,928	3,41	353,046	295,234	260,91	909,19	
14/11/2013	16:21:50	217,43	225,8	215,63	3,758	3,927	3,411	352,171	295,277	261,107	908,555	
14/11/2013	16:21:52	217,44	225,81	215,66	3,741	3,913	3,402	342,459	286,285	252,384	881,128	
14/11/2013	16:21:54	217,5	225,86	215,73	3,639	3,817	3,332	282,559	225,872	199,83	708,261	TA+TP
14/11/2013	16:21:56	217,49	225,87	215,76	3,576	3,764	3,293	244,989	188,739	165,546	599,274	TP+MD
14/11/2013	16:21:58	217,46	225,8	215,7	2,735	2,878	2,523	196,268	154,665	137,141	488,074	TP+MD
14/11/2013	16:22:00	216,87	225,13	215,11	0	0	0	0	0	0	0	MD

LEGENDA:

Ua: Tensão na fase "A".

Ub: Tensão na fase "B".

Uc: Tensão na fase "C".

Ia: Corrente na fase "A".

Ib: Corrente na fase "B".

Ic: Corrente na fase "C".

Pa: Potência ativa na fase "A".

Pb: Potência ativa na fase "B".

Pc: Potência ativa na fase “C”.

P3f: Potência ativa nas três fases.

MD: Máquina desligada.

PE: Pico de energia (no ato de ligar a máquina).

TA: Tempo ativo (tempo em que a ferramenta encontra-se em corte).

TP: Tempo passivo (tempo em que a ferramenta não está em corte, porém a máquina está ligada).