

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS E ENGENHARIA
DE MATERIAIS**

**ESTUDO DO EFEITO DAS TEMPERATURAS DE AUSTENITIZAÇÃO E
DE REVENIDO NA RESISTÊNCIA E TENACIDADE DO AÇO SAE 15B30.**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE
SANTA CATARINA PARA A OBTENÇÃO
DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS E ENGENHARIA DE
MATERIAIS**

ITAMAR PRETI

FLORIANÓPOLIS, NOVEMBRO DE 2008.

**ESTUDO DO EFEITO DAS TEMPERATURAS DE
AUSTENITIZAÇÃO E DE REVENIDO NA RESISTÊNCIA E
TENACIDADE DO AÇO SAE 15B30.**

ITAMAR PRETI

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO
DE
MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**ESPECIALIDADE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS E
APROVADA EM SUA FORMA FINAL
PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

PEDRO AMEDEO NANNETTI BERNARDINI – ORIENTADOR

CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA – COORDENADOR DO PROGRAMA

BANCA EXAMINADORA

CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA – PRESIDENTE

ANA MARIA MALISKA

HAZIM ALI AL-QURESHI

SUMÁRIO

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	xi
RESUMO	xii
ABSTRACT	xiii
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1. Etapas de Fabricação	3
2.2. Características do aço SAE 15B30.....	4
2.2.1. Composição química.	4
2.2.2. Propriedades mecânicas.....	5
2.3. Tratamento térmico de têmpera.....	6
2.3.1. Tratamento térmico de revenido.....	7
2.3.1.1. Primeiro estágio do revenido – Segregação de carbono e formação de carbonetos metaestáveis	8
2.3.1.2. Segundo e Terceiro Estágios – Transformação da austenita retida e precipitação de cementita.....	9
2.3.1.3. Quarto Estágio – Precipitação de Carbonetos de liga.	10
2.3.1.4. Influência do revenido na dureza e tenacidade.....	10
2.4. Tipo de Fragilidade em aço baixa liga.....	12
2.4.1. Fragilidade ao revenido.	12
2.4.2. Fragilidade à têmpera.	14
2.4.3. Fragilidade da martensita revenida.....	16
2.5. Variáveis que influenciam na fragilidade da martensita revenida	21
2.5.1. Efeito da composição química.	21
2.5.1.1. Efeito do Carbono.	21
2.5.1.2. Efeito do boro	23
2.5.1.3. Efeito do fósforo.	25
2.5.2. Efeito do ciclo térmico.....	27
2.5.2.1. Efeito da temperatura de austenitização.....	27
2.5.2.2. Efeito da temperatura de revenido.	29

3.	METODOLOGIA EXPERIMENTAL.....	30
3.1.	Estratégia experimental	30
3.2.	Procedimento experimental.....	32
3.2.1.	Equipamentos utilizados nos ciclos térmicos dos experimentos.....	32
3.2.1.1.	Aquecimento para austenitização.....	32
3.2.1.2.	Meio de resfriamento para têmpera.....	32
3.2.1.3.	Temperatura para o revenido.	32
3.2.2.	Corpos de prova.....	33
3.2.3.	Ensaio de tração.	34
3.2.4.	Ensaio Charpy.	35
3.2.5.	Ensaio de dureza.....	35
3.2.6.	Análises metalográficas.	35
3.2.6.1.	Microscopia óptica.....	35
3.2.6.2.	Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	36
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.	37
4.1.	Relação entre as microestruturas e propriedades mecânicas	37
4.1.1.	Influência da temperatura de austenitização na microestrutura	37
4.1.2.	Influência da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas.	40
4.1.3.	Influência da temperatura de revenido na microestrutura	44
4.1.4.	Influência da temperatura de revenido nas propriedades mecânicas	44
4.2.	Influência das variáveis de processamento.....	46
4.2.1.	Influência da temperatura de austenitização no perfil de dureza	46
4.2.2.	Influência da temperatura de austenitização na dureza a 13mm de profundidade...47	
4.2.3.	Influência da temperatura de austenitização na tenacidade	48
4.2.4.	Influência da temperatura de austenitização no limite de escoamento e resistência49	
4.2.5.	Influência da temperatura de austenitização no alongamento	50
4.2.6.	Influência da temperatura de austenitização na redução de área	51
4.2.7.	Influência da temperatura de revenido na dureza 13 mm de profundidade.....	52
4.2.8.	Influência da temperatura de revenido na tenacidade	53
4.2.9.	Influência da temperatura de revenido no limite de escoamento e de resistência ...55	
4.2.10.	Influência da temperatura de revenido no alongamento.....	56
4.2.11.	Influência da temperatura de revenido na redução de área.....	57

4.2.12. Influência do Tempo de Revenido na Tenacidade e dureza	58
4.2.13. Influência da Temperatura de ensaio na tenacidade.....	60
4.2.14. Influência do desempenho e do resfriamento após revenido na tenacidade	61
4.3. Relação entre propriedades	62
5. CONCLUSÕES.....	66
6. SUGESTÕES	67
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	68
APÊNDICE	75

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Foto do segmento e o esquema da montagem.....	1
Figura 2 - Esquema das etapas de fabricação do segmento.	3
Figura 3 - Curva da temperabilidade Jominy do aço SAE 15B30.....	6
Figura 4 - Diagrama CCT do aço SAE 15B30.	7
Figura 5 – Variação da dureza no revenido da martensita em ligas Fe-C [Apud 6].....	11
Figura 6 - Representação esquemática do efeito da fragilidade de revenido sobre a energia absorvida em um ensaio Charpy.	13
Figura 7 – Esquema do mecanismo da fragilidade a têmpera [21].....	15
Figura 8 - Relação da concentração crítica de carbono e fósforo nos modos de fratura. Valores adaptados [18].....	16
Figura 9 - Energia Absorvida em ensaio Charpy em função da temperatura de revenido para aço SAE 4340, com dois teores de P. Valores adaptados [26].	17
Figura 10 - Modo de Fratura: (a) Intergranular, (b) Transgranular.	18
Figura 11 - Desenho esquemático das características da microestrutura da martensita revenida em baixas temperaturas [22].....	20
Figura 12 – Variação do percentual de fratura intergranular com a concentração de carbono na matriz em Fe-0,17%P recozido a 600°C [16].	21
Figura 13 - variação da concentração intergranular de fósforo e carbono com a concentração de carbono na matriz em liga Fé-0,17%P, recozido a 600°C [16].....	22
Figura 14 - Perfil da concentração de boro, carbono e fósforo em contorno de grão [46].	24
Figura 15 – Mudança da concentração de Fe e C com o aumento da temperatura de austenitização [49].	25
Figura 16 – Variação da concentração de P em contorno de grão em função da temperatura de envelhecimento para as ligas Fe-C-P e Fe-Cr-C-P [16].....	26
Figura 17 - Efeito to tamanho de grão sobre a temperatura de transição [54].	28
Figura 18 - Efeito da temperatura de revenido na dureza e tenacidade aço SAE 15B30, valores adaptados.	29
Figura 19 – Esquema do fluxo do procedimento experimental.....	31
Figura 20 - Desenho dos corpos de prova (Ensaio de Tração e ensaio de impacto Charpy)	33

Figura 21 - Posição da retirada dos corpos de prova nas amostras.	34
Figura 22 - Microestrutura das amostras austenitizadas a 800 (a), 840 (b), 880 (c) e 920 °C (d) revenidas a 300 °C por tempo de duas horas.	38
Figura 23 – Micrografia revelando os contornos de grãos austeníticos para as temperaturas de austenitização de 800 (a), 840 (b), 880 (c) e 920 °C (d) e revenido a 300 °C por duas horas.	40
Figura 24 - Resultados do efeito da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas e dureza na amostra revenida a 300 °C.	41
Figura 25 - Superfície da fratura dos corpos de prova Charpy austenitizados a 800 (a), 840 (b), 880 (c) e 920 °C (d) revenidos a 300 °C por tempo de 2 horas.....	42
Figura 26 – Superfície da fratura dos corpos de prova Charpy austenitizados a 800 (a), 840 (b), 880 (c) e 920 °C (d) revenidos 2h a 450 °C.	43
Figura 27 – Microestrutura das amostras austenitizadas a 880°C e revenidas a 300 °C (a) e 400 °C (b) por tempo de 2 horas.....	44
Figura 28 – Efeito da temperatura de revenido nas propriedades mecânicas e na dureza da amostra austenitizada a 880 °C.	45
Figura 29 – Efeito a temperatura de austenitização no gradiente de dureza das amostras para as diversas temperaturas de revenido.	46
Figura 30 – Efeito da temperatura de austenitização na dureza de núcleo (13 mm de profundidade) para diversas temperaturas de revenido.....	48
Figura 31 – Influência da temperatura de austenitização na tenacidade para diversas temperaturas de revenido em corpos de prova entalhado no sentido TL e TE.....	49
Figura 32 – Influência da temperatura de austenitização no limite de escoamento e limite de resistência com diversas temperaturas de revenido.	50
Figura 33 - Influência da temperatura de austenitização no alongamento com diversas temperaturas de revenido.....	51
Figura 34 - Influência da temperatura de austenitização no alongamento com diversas temperaturas de revenido.....	52
Figura 35 – Influência da temperatura de revenido na dureza para diversas temperaturas de austenitização.....	53
Figura 36 – Influência da temperatura de revenido na tenacidade para diversas temperaturas de austenitização – Posição do entalhe TL e TE.....	54

Figura 37 – Valores comparativos entre dados de tenacidade e dureza da referência 1 com valores da condição experimental a 880 °C.....	55
Figura 38 - Influência da temperatura de revenido no limite de escoamento e resistência para diversas temperaturas de austenitização.....	56
Figura 39 – Influência da temperatura de revenido no alongamento com diversas temperaturas de austenitização.....	57
Figura 40 – Influência da temperatura de revenido na redução de área com diversas temperaturas de austenitização.	58
Figura 41 – Influência do tempo de revenido na tenacidade, para temperatura de austenitização de 880 °C.....	59
Figura 42 - Influência do tempo de revenido na dureza para as temperaturas de revenido de 250, 300 e 350 °C. Temperatura de austenitização de 880 °C.....	60
Figura 43 – Influência da temperatura de ensaio na tenacidade para amostras revenidas á 300 °C. Entalhe TL	61
Figura 44 – Influência da temperatura de ensaio na tenacidade das amostras com e sem desempenho, sendo uma resfriada em água e outra ao ar após revenido.	62
Figura 45 – Relação entre dureza e tenacidade para diversas temperaturas de austenitização.....	63
Figura 46 - Relação entre dureza e tenacidade para aço SAE 4140.	64
Figura 47 - Relação entre limite de escoamento e energia Charpy.	65

LISTA DE TABELAS

Tabela I - Composição química do aço SAE 15B30	5
Tabela II - Propriedades mecânicas do aço SAE 15B30 sem tratamento térmico.	5
Tabela III - Propriedades mecânicas do aço SAE 15B30 com tratamento térmico.....	5
Tabela IV - Composição química do aço SAE 15B30.	30
Tabela VI - Variação da dureza ao longo da seção transversal das amostras austenitizadas á 800°C, e revenidas em varias temperaturas.	76
Tabela VII - Variação da dureza ao longo da seção transversal das amostras austenitizadas á 840°C, e revenidas em varias temperaturas	76
Tabela VIII - Variação da dureza ao longo da seção transversal das amostras austenitizadas á 880°C, e revenidas em varias temperaturas	77
Tabela IX - Variação da dureza ao longo da seção transversal das amostras austenitizadas á 920°C, e revenidas em varias temperaturas.	77
Tabela X – Variação da dureza de núcleo (13 mm da superfície) em função das temperaturas de austenitização em diversas temperaturas de e revenido.	78
Tabela XI – Variação da energia absorvida em função das temperaturas de austenitização com diversas temperaturas de revenido, e posição do entalhe na direção transversal a laminação. (TL).....	78
Tabela XII – Variação da energia absorvida em função das temperaturas de austenitização com diversas temperaturas de revenido, e posição do entalhe na direção transversal a espessura (TE).....	79
Tabela XIII - Variação do limite de resistência ao escoamento em função das temperaturas de austenitização com diversas temperaturas de revenido.	79
Tabela XIV - Variação do limite de resistência em função das temperaturas de austenitização com diversas temperaturas de revenido.	80
Tabela XV - Variação do percentual de alongamento em função das temperaturas de austenitização com diversas temperaturas de revenido.	80
Tabela XVI - Variação do percentual de redução de área em função das temperaturas de austenitização com diversas temperaturas de revenido.	81

Tabela XVII - Variação da dureza de núcleo (13 mm) em função das temperaturas de revenido para várias temperaturas de austenitização.....	81
Tabela XVIII – Variação da energia absorvida em função das temperaturas de austenitização para varias temperaturas de revenido, e posição do entalhe na direção transversal a laminação (TL).....	82
Tabela XIX – Variação da energia absorvida em função das temperaturas de austenitização para varias temperaturas de revenido, e posição do entalhe na direção transversal a espessura (TE).....	82
Tabela XX - Variação do limite de resistência escoamento em função das temperaturas de austenitização para varias temperaturas de revenido.....	83
Tabela XXI - Variação do limite de resistência em função das temperaturas de austenitização para varias temperaturas de revenido	83
Tabela XXII - Variação do percentual de alongamento em função das temperaturas de austenitização para varias temperaturas de revenido.....	84
Tabela XXIII - Variação do percentual de redução de área em função das temperaturas de austenitização de temperaturas de revenido.....	84
Tabela XXIV – Variação da energia absorvida em função do tempo de revenido, para amostras austenitizadas á 880°C e revenidas em varias temperaturas. Entalhe na posição TL (Valores em Joules)	85
Tabela XXV - Variação da dureza (HRc) em função do tempo de revenido, para amostras austenitizadas á 880°C e revenidas em varias temperaturas.	85
Tabela XXVI – Variação da energia absorvida (Joules) em função da temperatura de ensaio na tenacidade, para diversas temperaturas de austenitização em amostras revenidas á 300°C. Entalhe transversal á laminação (TL).....	86
Tabela XXVII - Variação da energia absorvida (Joules) em função da temperatura de ensaio na tenacidade, para diversas temperaturas de austenitização em amostras revenidas á 300°C. Entalhe transversal á espessura (TE).....	86
Tabela XXVIII - Variação da energia absorvida (Joules) em função do desempenho e do resfriamento após revenido á 300°C, em amostras austenitizadas a 840°C ensaiadas em varias temperaturas. Entalhe na direção transversal a laminação (TL) e transversal a espessura (TE).....	87
Tabela XXIX – Relação da dureza a tencaidade em aço 4140.....	87

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

SAE – Society of Automotive Engineers.

AG - Espectroscopia Eletrônica Auger.

TL - Transversal a Laminação. Posição do entalhe em “V” nos corpos de prova Charpy

TE – Transversal a Espessura. Posição do entalhe em “V” nos corpos de prova Charpy

LE – Limite de Escoamento.

LR – Limite de Resistência.

A – Alongamento.

CCT – Transformação em Resfriamento Contínuo.

FR – Fragilidade ao Revenido.

RBT – Revenido em Baixa Temperatura.

Ac1 – Temperatura de início de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) em aquecimento.

Ac3 – Temperatura final de transformação de fase ($\alpha \rightarrow \gamma$) em aquecimento.

P – Fósforo

B – Boro

C - Carbono

γ – Austenita

CG – Contorno de Grão austenítico

Cv – Energia Charpy com entalhe em “V”

ESTUDO DO EFEITO DAS TEMPERATURAS DE AUSTENITIZAÇÃO E DE REVENIDO NA RESISTÊNCIA E TENACIDADE DO AÇO SAE 15B30.

RESUMO

Neste trabalho estudou-se o efeito da temperatura de austenitização e da temperatura de revenido, bem como o efeito do desempenho (deformação a frio após revenido) e do resfriamento após revenido, na tenacidade e resistência do aço SAE 15B30, visando caracterizar condições de ocorrência do fenômeno de fragilidade da martensita revenida. Este tipo de fragilidade é observado em aços de baixa liga de alta resistência quando temperados e revenidos em temperaturas entre 250 e 400°C por curto tempo (2 horas) [3, 4, 6]. Os diferentes ciclos de tratamento térmico utilizados incluíram temperaturas de austenitização entre 800 e 920°C e temperatura de revenido entre 200 e 450°C, com variação do tempo de revenido de 2 a 72 horas. A melhor relação de tenacidade e dureza foi alcançada com temperatura de austenitização de 880°C e temperatura de revenido de 200 e 250°C por tempo de revenido de 2 e 24 horas. O resultado consistiu na identificação das condições de tratamento térmico que permitem a obtenção da dureza especificada com nível de tenacidade dos produtos fabricados com este material.

Palavras chaves: SAE 15B30 – Fragilidade da martensita revenida - Tenacidade.

**STUDY OF TEMPERATURE EFFECT OF AUSTENITIZING AND
TEMPERING IN THE STRENGTH AND TOUGHNESS OF STEEL SAE
15B30**

ABSTRACT

In this work it was studied the effect of temperature of austenitizing and the temperature of tempering, as well as straightening the effect of performance (cold deformation after tempering) and the cooling after tempering, in the strength and toughness of steel SAE 15B30, having in mind to characterize conditions of phenomenon of tempered martensite embrittlement. This type of embrittlement is seen in steels of low alloy high strength when tempered at temperatures between 250 and 400 °C for short time (2 hours) [3, 4, 6]. The different cycles of heat temperature used included austenitizing temperatures of between 800 and 920 °C and tempering temperatures of between 200 and 450 °C with variation of tempering from time 2 to 72 hours. The best relation of toughness and hardness was achieved with the temperature of austenitizing of 880 °C and tempering temperature of 200 and 250 °C for time of tempering of 2 to 24 hours. The result was the identification of conditions of heat treatment that enable the achievement of specified hardness with level of toughness of products manufactured with this material.

Key-words: SAE 15B30 – Tempered martensite embrittlement - Toughness

1. INTRODUÇÃO.

O componente denominado “segmento de desgaste”, ilustrado na figura 1, é utilizado em conchas de tratores carregadeiras e é fabricado por conformação a quente seguido de tratamento térmico de têmpera, revenido e desempeno (deformação a frio).

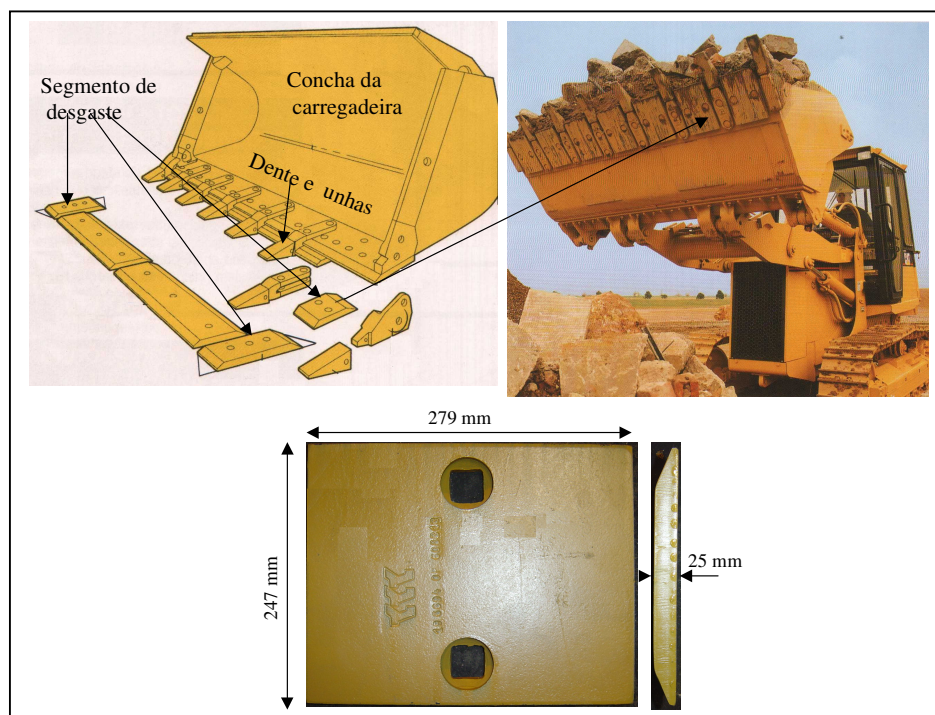


Figura 1 - Foto do segmento e o esquema da montagem.

As condições de serviço de tal componente exigem resistência ao desgaste (devido abrasão com o solo) e tenacidade (devida ocorrência de impactos durante serviço).

O mercado solicita que este componente seja feito de aço baixa liga SAE 15B30 com dureza na faixa de 43 a 52 HRc após a etapa de têmpera e revenido. Esta faixa de dureza é obtida quando se revine em temperaturas abaixo de 350 °C por período de 2 horas.

Por outro lado, o fenômeno de fragilidade da martensita revenida tende a ocorrer quando se revine em temperaturas entre 280 a 400 °C [1, 2, 4] possibilitando que este componente apresente fratura frágil após algumas horas em serviço.

Assim, o requisito de dureza exige revenido em baixa temperatura, a qual possibilita fragilização do material.

O presente trabalho teve por objetivo investigar a possibilidade de obtenção da faixa dureza desejada (43 a 52 HRc) (pelo mercado) sem que ocorra fragilização do material após as etapas de tratamento térmico de têmpera, revenido e desempenho.

A metodologia experimental utilizada baseou-se nas condições de processo tipicamente empregadas na indústria, utilizando-se inclusive dos equipamentos industriais em todas as etapas de experimentos.

Os resultados dos experimentos foram analisados através das propriedades mecânicas (dureza, resistência e tenacidade) e análises metalográficas, de forma comparativa entre os diferentes ciclos térmicos utilizados no experimento.

Este trabalho foi realizado com o apoio da METISA – Metalúrgica Timboense S.A., utilizando-se de suas instalações industriais, sendo que os custos da preparação das amostras e os ensaios de laboratórios foram custeados pela mesma.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

Esta revisão apresenta inicialmente a seqüência de fabricação do segmento de desgaste, seguido das características do aço SAE 15B30 encontrada na literatura e posteriormente uma abordagem dos mecanismos de fragilidade em aço baixa liga temperados e revenidos, relacionando-os com os fenômenos da fragilidade ao revenido, da fragilidade á têmpera e da fragilidade da martensita revenida.

2.1. Etapas de Fabricação

O atual processo de fabricação empregado na METISA envolve as etapas ilustradas na figura 2.

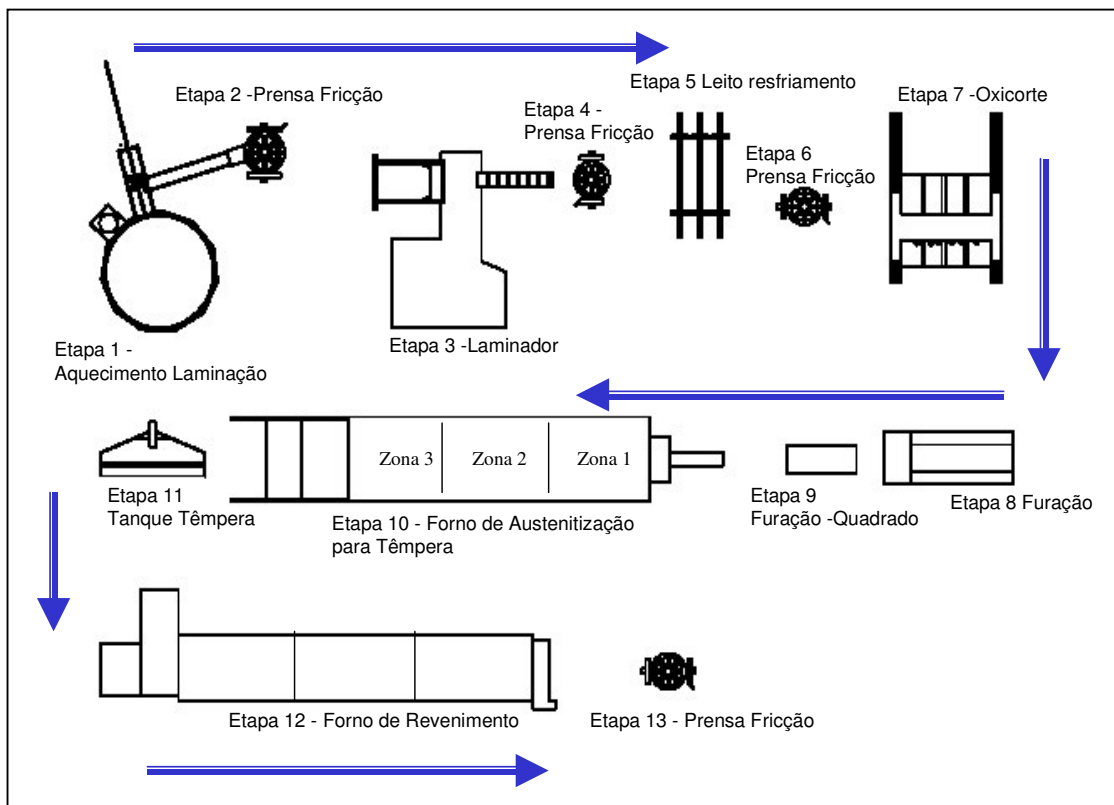


Figura 2 - Esquema das etapas de fabricação do segmento.

A figura 2 ilustra que o metal (Lingote com dimensões de 120x120x600mm) é inicialmente aquecido a 1240 °C (etapa 1), seguido de pré-conformação em prensa de fricção (etapa 2), seguido de laminação (etapa 3) com vários passes, resultando em uma chapa com dimensões de 25x310x1500mm para 6 unidades do segmento, seguido de desempenho a quente em prensa de fricção (etapa 4) e empilhado uma sobre a outro com resfriamento ao ar (etapa 5).

Após o resfriamento, novamente as chapas são endireitadas em prensa de fricção (etapa 6), seguida de corte por oxicorte (etapa 7), seguido de furação com diâmetro de 44,5mm (etapa 8) e furação do quadrado de 28 mm (etapa 9).

Na etapa 10 a peça é aquecida em forno contínuo para austenitização nas temperaturas de 650°C (zona 1) 820°C (zona 2) e 840°C (zona 3), com tempo total de aquecimento de 120 minutos, seguido de resfriamento em solução de polímero á 4% em água com tempo de 3 minutos á temperatura de 35°C com agitação (etapa 11).

Na etapa 12 as peças são revenidas em forno contínuo na temperatura de 300°C por tempo de 120 minutos, seguido de desempenho (etapa 13) quando necessário e empilhadas em plataforma com resfriamento ao ar após o revenido. A dureza alcançada no final deste tratamento é de 45 A 47 HRc, dentro da faixa especificada pelo mercado (43 a 52 HRc).

2.2. Características do aço SAE 15B30.

2.2.1. Composição química.

A composição química do aço SAE 15B30 é mostrada na tabela I e as características notadas na composição química são:

- a) Contém percentual de carbono relativamente baixo assegurando a conformabilidade e boa tenacidade do aço como temperado [1].
- b) A adição de boro aumenta a temperabilidade permitindo que aços com baixa composição química, podem ser temperados [1, 2].

O Titânio é também adicionado para assegurar que o boro não reage com o nitrogênio reduzindo a temperabilidade. A adição de titânio e alumínio previne o crescimento de grão austenítico, mantendo boa tenacidade [1].

Tabela I - Composição química do aço SAE 15B30

Elementos	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Ti	B
Faixa	0,27	1,15	0,15	Máx	Máx	Máx	Máx	Máx	Máx	0,010	0,0005
Especificada	0,35	1,50	0,35	0,03	0,025	0,20	0,06	0,30	0,25	0,06	0,003

2.2.2. Propriedades mecânicas.

A tabela II mostra as propriedades mecânicas do aço SAE 15B30 sem tratamento térmico, e a tabela III com dois diferentes ciclos tratamento térmico [2].

Tabela II - Propriedades mecânicas do aço SAE 15B30 sem tratamento térmico.

Propriedades Mecânicas	Indicativo
Resistência Escoamento (MPa)	320 – 400
Resistência Tração (MPa)	560 – 640
Alongamento (% em 200 mm)	16 – 28
Dureza (HB)	160 – 200

Tabela III - Propriedades mecânicas do aço SAE 15B30 com tratamento térmico.

Propriedades Mecânicas	Temperado em óleo e revenido a 200°C	Temperado em água e revenido a 450°C
Resistência Escoamento (MPa)	1000 – 1200	1000 - 1100
Resistência a Tração (MPa)	1500 – 1700	1100 – 1200
Alongamento (% em 200 mm)	7 – 11	5 – 8
Dureza (HRC)	46 – 50	42 – 46
Energia (Joules)	10 – 20	25 – 35

2.3. Tratamento térmico de têmpera

A temperatura de austenitização do aço SAE 15B30 é realizada entre 870°C a 930°C, utilizando tempo de patamar (“encharque”) de 1 hora para cada 25 mm de espessura do componente, sendo que temperaturas acima de 950°C resultam no aumento do tamanho de grão austenítico causando perda de tenacidade do aço [1, 2].

O aço 15B30 pode ser temperado em água ou óleo dependendo da espessura e forma do componente, atingindo dureza próxima a 54 HRC quando resfriado em água e 46 a 50 HRC quando resfriado em óleo [1, 2]. A curva de temperabilidade Jominy é mostrada na figura 3 [2].

A figura 4 mostra o diagrama CCT do aço SAE 15B30 mostrando as linhas de transformações Ac1 e Ac3, a qual corresponde às temperaturas de 802°C para linha Ac3 e 720°C para linha Ac1. As intersecções das curvas de resfriamento com as linhas de cinética de transformações mostram as temperaturas de início e final das transformações das fases de acordo com a taxa de resfriamento e a dureza indicando no final do resfriamento.

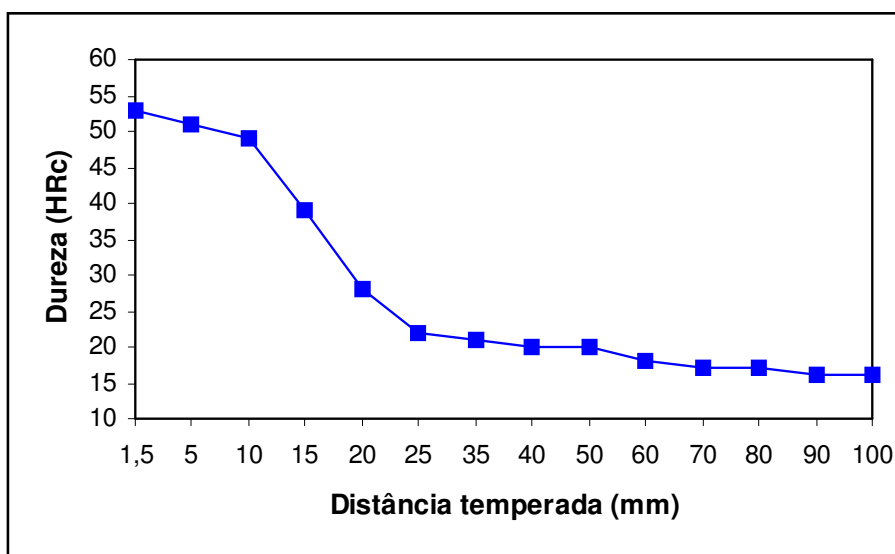


Figura 3 - Curva da temperabilidade Jominy do aço SAE 15B30.

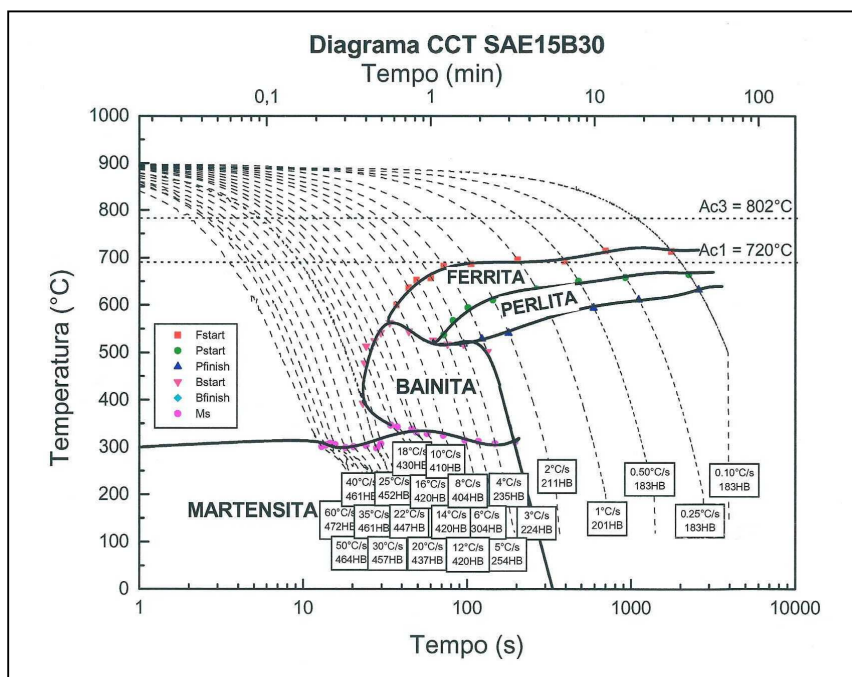


Figura 4 - Diagrama CCT do aço SAE 15B30.

2.3.1. Tratamento térmico de revenido.

Novikov [3] define revenido como sendo um processo de tratamento térmico do aço temperado em martensita, objetivando o aumento da ductilidade. As principais reações que ocorrem durante o revenido da martensita são: A segregação de carbono para os defeitos da rede e precipitação de carbonetos metaestáveis, transformação da austenita retida, recuperação e recristalização da martensita [4, 5]. Estas reações ocorrem pelo processo de difusão do soluto na matriz, e muitas vezes elas se sobrepõem sendo influenciadas pela adição dos elementos de liga [5].

Normalmente, os fenômenos que ocorrem durante o revenido da martensita podem ser classificados em quatro estágios do revenido [3, 5].

2.3.1.1. Primeiro estágio do revenido – Segregação de carbono e formação de carbonetos metaestáveis.

A segregação de carbono é a primeira modificação estrutural que ocorre nos aços carbono [3]. Nos aços com elevada temperatura M_i , a decomposição parcial da martensita com a precipitação de carbonetos intermediários, ocorrerem já durante o resfriamento da têmpera no intervalo de transformação martensítica [5, 6], este processo é chamado de auto-revenido da martensita [3, 5]. Em temperaturas próximas a ambiente, os átomos de carbono podem difundir para as discordâncias, contornos de maclas e paredes das células das martensita em ripas, formando um agrupamento de solutos [4, Apud 6].

Durante o revenido entre 100 e 200°C, estes aglomerado de soluto precipitam-se em carbonetos metaestáveis do tipo: $\eta - Fe_2C$ (Carbonetos Eta), $\epsilon - Fe_{2,2}$ a $Fe_{2,4}C$ (Carboneto Épsilon) e mesmo em Fe_3C (Cementita) [3, Apud 6], que crescem linearmente com o aumento da concentração de carbono no aço.

Reed Hill [4] comenta que em aços com menos de 0,2% carbono, todo o carbono esteja associado com a discordância e os contornos da ripas de martensita durante a têmpera, e que para aços acima de 0,2% de carbono, uma quantidade de átomos não consegue difundir para as discordâncias, permanecendo nos interstícios dos retículos. Esta fração aumenta com o aumento do teor de carbono, e com o aumento de martensita maclada, a qual possui menor densidade de discordâncias para os átomos de carbono migrarem.

Com a precipitação destes carbonetos, há uma redução da energia de deformação gerada pela distorção da rede cristalina causada pelos átomos intersticiais [Apud 6].

Sendo assim, neste primeiro estágio do revenido, a martensita decompõe em duas fases, uma em martensita de baixo carbono e outra em carbonetos intermediários. Desta forma os precipitados que se precipitam em baixas temperaturas, seu tamanho é muito pequeno, e os lugares preferenciais para sua nucleação são os contornos das ripas de martensita e/ou discordâncias [3].

2.3.1.2. Segundo e Terceiro Estágios – Transformação da austenita retida e precipitação de cementita.

Com o aumento da concentração de carbono nos aços, a temperatura M_i é reduzida, aumentando a quantidade de austenita retida entre as ripas de martensita na temperatura ambiente [5]. Durante o segundo estágio, em baixa temperatura entre 200 e 300°C [3], a austenita retida transforma-se em uma mistura de ferrita e cementita [4, 5]. Nos aços baixo carbono e baixa liga, este efeito não é tão significativo, devido à baixa porcentagem de austenita retida formada [Apud 6]. Nos aços alta liga esta reação poderá ocorrer até temperaturas de 550°C [4].

Concorrente com a decomposição da austenita retida, os carbonetos de transição são substituídos pela precipitação de cementita (Fe_3C) de estrutura ortorrômbica, na faixa de revenido entre 250 a 400°C [3, 5]. Este fenômeno é chamado de terceiro estágio do revenido.

A cementita que precipita em baixas temperaturas, tem a forma de finas plaquetas ou agulhas em contornos das ripas de martensita [3,4,5]. E quando crescem com o aumento da temperatura de revenido, promovem o empilhamento de discordâncias entre as ripas de martensita enfraquecendo esta região reduzindo a tenacidade dos aços [3]. Esta fragilidade está associada aos modos de fratura intragranular em aço médio carbono, quando são revenidos a 350°C, conhecida como fragilidade da martensita revenida [5, 22].

Com o aumento da temperatura de revenido, acima de 350°C, a cementita gradualmente esferoidiza, reduzindo a energia de superfície [3, 5], resultando numa significativa queda na dureza e resistência do aço. Por outro lado, há um aumento de ductilidade e tenacidade [5, 7]. A adição de elementos de liga retarda o crescimento e o coalescimento da cementita pela redução do coeficiente de difusão do carbono (Apud 6).

Acima de 400°C, ocorre recuperação da estrutura martensítica pela eliminação de defeitos pontuais, aniquilação e rearranjo de discordância, poligonização (formação de contorno de subgrãos) e crescimento dos subgrãos [3, 4]. Estes fenômenos também reduzem a dureza e resistência, com aumento na ductilidade e tenacidade [6, 7].

2.3.1.3. Quarto Estágio – Precipitação de Carbonetos de liga.

O quarto estágio do revenido, ocorre em temperaturas entre 500°C a 700°C, resultando na substituição das partículas grosseiras de cementita por uma fina precipitação de carbonetos ligados mais estáveis na matriz, tais como V_4C_3 , Mo_2C , NbC [5], resultando no aumento da dureza. Este fenômeno denominado de endurecimento secundário é característico dos aços alta liga com adições de elementos fortes formadores de carbonetos [5]. Os elementos formadores de carbonetos adicionados ao aço, podem formar diversos carbonetos, sendo que a concentração destes elementos de liga é o que determina quais carbonetos serão formados [Apud 6].

A maioria dos elementos de ligas como Cr, Mo, W, V, Nb, aumentam a resistência ao amolecimento a quente do aço [3], o que significa que para um determinado tempo a uma dada temperatura, um aço ligado, reduz muito pouco a dureza em relação a um aço carbono, com a mesma concentração de carbono. Isto é devido à baixa mobilidade dos elementos substitucionais nestas baixas temperaturas de revenido [4, 5].

2.3.1.4. Influência do revenido na dureza e tenacidade

As mudanças microestruturais que ocorrem durante o revenido afetam diretamente as propriedades mecânicas dos aços [8, 4]. Esta variação é em função do tempo e da temperatura de revenido. A figura 5 mostra a variação da dureza em função da temperatura de revenido da martensita para ligas Fe-C e as reações que ocorrem durante o revenido [3].

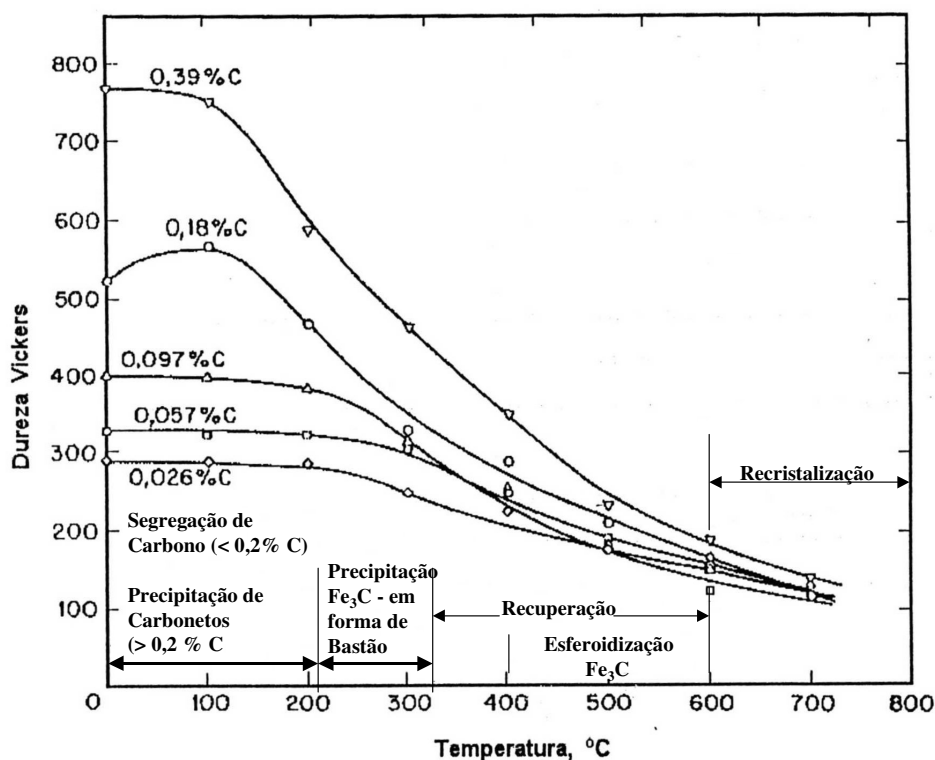


Figura 5 – Variação da dureza no revenido da martensita em ligas Fe-C [Apud 6]

Nestes aços temperados, há um progressivo amolecimento com o aumento da temperatura entre 200 e 700°C. Temperaturas abaixo de 200°C, a queda de dureza é muito insignificante, podendo até mesmo, haver aumento de dureza causado pela precipitação de carbonetos metaestáveis dispersos na matriz [8, 4].

Uma queda acentuada da dureza ocorre na faixa 280 a 400°C, causada pela precipitação e crescimento de cementita, que está associada à redução do teor de carbono de solução sólida [4]. Este crescimento diminui a quantidade de precipitados na matriz (Fe_3C), aumentando a área sem barreira que impede o movimento das discordâncias [4, 7]. A recuperação e a recristalização da matriz também diminuem a dureza e resistência com o aumento da tenacidade e ductilidade [3, 4, 5].

Assim sendo, quanto maior a temperatura e o tempo de revenido, menor serão a dureza e a resistência dos aços, e maior a ductilidade e tenacidade [7].

2.4. Tipo de Fragilidade em aço baixa liga.

Muitos estudos foram feitos sobre a fragilidade em aços baixa liga (< 5% de elemento de liga) temperados e revenidos, resultando em diferentes tipos de falhas [10 - 13]. Em meados de 1959, Steven e Balajiva [10] compararam um aço comercial com um de maior pureza, observaram que a presença de impureza como P (Fósforo), Sb (Antimônio) e Sn (Estanho) eram fundamentais para o aparecimento da fragilidade.

Mais tarde, em 1970, com a possibilidade de analisar a composição química em contorno de grão, com espectroscopia eletrônica Auger, tornou-se evidente a influência destes elementos em contorno de grão no aumento da fragilidade dos aços, causando fratura intergranular [11].

A fragilidade destes aços de alta resistência baixa liga temperados e revenidos poderá geralmente ocorrer de três formas:

- 1- Fragilidade ao revenido.
- 2- Fragilidade à têmpera.
- 3- Fragilidade da martensita revenida.

2.4.1. Fragilidade ao revenido.

A fragilidade ao revenido é conhecida a mais de um século, como “temper embrittlement” ou “reversible temper embrittlement” e ainda não é totalmente compreendido [10]. Sua principal causa é caracterizada pelo aumento da temperatura de transição dúctil frágil, como exemplificado no esquema da figura 6.

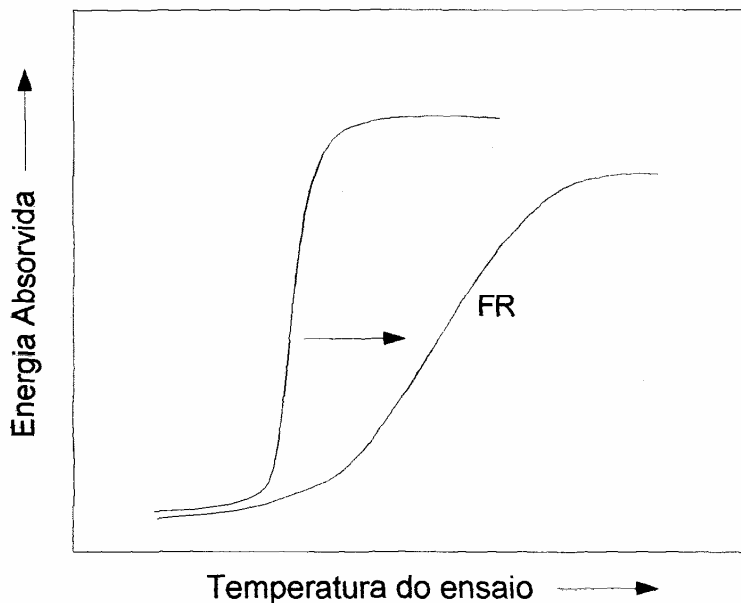


Figura 6 - Representação esquemática do efeito da fragilidade de revenido sobre a energia absorvida em um ensaio Charpy.

A fragilidade ao revenido é normalmente associada com a fratura intergranular e segregação de impurezas ao longo dos contornos de grãos austeníticos prévios, em aços temperados e revenidos que tenham sido aquecidos ou resfriados lentamente dentro de uma faixa de temperatura crítica (300°C a 600°C) [11]. Esta fragilidade é considerada reversível, pois se aquecer o aço fragilizado acima de 600°C e resfria-lo rapidamente, como em água, é possível reverter à fragilidade [9, 14].

Balajiva et al. [15] em 1956, foram os primeiros a relatar a influência de impurezas na fragilidade ao revenido. Eles compararam um aço de qualidade comercial 3% Ni com um de altíssima pureza de igual composição nominal, produzido em laboratório, e verificaram que a fragilidade ocorria somente no aço de qualidade comercial.

Steven e Balajiva [10], também observaram a influência das impurezas na fragilidade durante o revenido. Eles utilizaram um aço de altíssima pureza, com adições controladas de impurezas, verificando a influência individual de cada elemento residual presente no aço. Concluíram que as impurezas com maior poder de fragilização foram o Sb (antimônio), P (fósforo), Sn (Estanho) e As (Arsênio). Estes resultados foram confirmados em outros trabalhos

[16,17], indicando que, um aumento da concentração de impurezas em contorno de grão ou um tempo maior na temperatura de fragilidade, acarreta no aumento da fragilidade.

O grau de fragilidade ao revenido não depende somente da concentração de impurezas em contorno de grão, mas também da composição total do aço [11]. Alguns elementos de liga podem diminuir ou aumentar a segregação de impurezas para o contorno de grão, pelo processo de co-segregação [16], sendo que o cromo, níquel e manganês contribuem para o aumento da fragilidade, por impulsionar a segregação de impurezas para contorno de grão, enquanto que o molibdênio em concentrações entre 0,2 a 0,3% retarda a segregação [16, 17].

Assim sendo, a fragilidade ao revenido é caracterizada por apresentar uma diminuição na tenacidade, aumento na temperatura de transição dúctil frágil, aumento na quantidade de fratura intergranular, causada pela segregação de impurezas (P, Sn, Sb e As) para contorno de grão e interface carbonetos/matriz. A intensidade da fragilidade dependerá da concentração de impurezas nos contornos de grão, influenciada pela composição total do aço e do ciclo do tratamento térmico.

2.4.2. Fragilidade à têmpera.

A fragilidade à têmpera, ou “quench embrittlement”, é associada à segregação de fósforo e a formação de cementita em contornos de grãos austeníticos durante as etapas de austenitização e/ou têmpera, em aços com mais de 0,5% carbono [18, 22].

A segregação de fósforo em contorno de grão intensifica a precipitação de cementita em contorno de grão austenítico, enfraquecendo esta região levando a fratura intergranular [19, 20].

A estrutura de fósforo/cementita em contorno de grão da austenita primária dos aços de alto carbono é idênticas àquelas responsáveis pela fratura intergranular da fragilidade da martensita revenida dos aços médio carbono, com o mesmo teor de fósforo [Apud 22].

Dessa forma, nos aços médio carbono, o revenido acima de 200°C é requerido para produzir cementita e fragilidade intergranular. Já nos aços de alto carbono, a cementita é formada durante a austenitização e/ou têmpera, sendo esta a condição para a fratura intergranular nos aços como temperado [22]. O revenido destes aços em baixa temperatura produz somente carbonetos de transição e não cementita [22,18].

Matlock e Krauss [21] propuseram um mecanismo para explicar o fenômeno de fragilidade à têmpera mostrada no esquema da figura 7. Durante as etapas de austenitização, o fósforo segrega para os contornos de grãos austenítico, favorecendo a precipitação de cementita nestas regiões [9].

Quando o fósforo está presente em contorno de grão austenítico, ele é rejeitado pela cementita, favorecendo o aumento da concentração de carbono em contorno de grão austenítico [21], e durante a têmpera, poderá precipitar em cementita, resultando em uma estrutura martensítica com contornos de grão fragilizados, já na condição temperada [21, 22].

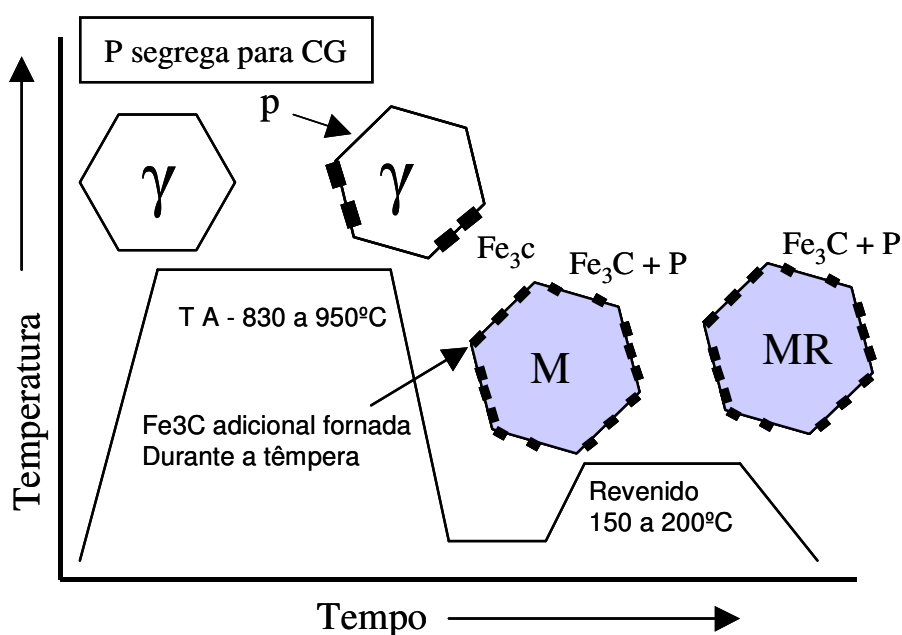


Figura 7 – Esquema do mecanismo da fragilidade a têmpera [21].

Hyde [18], em seu estudo com aço baixa liga, mostrou que uma concentração de carbono e fósforo deve estar presente na liga para que ocorra a fragilidade à têmpera e fratura intergranular. A figura 8 apresenta esta relação, a qual mostra o limite entre os modos de fratura intergranular e transgranular em função da concentração de fósforo e carbono presente na liga. É notado que, mesmo para baixas concentrações de fósforo em aço com 0,55% de carbono poderá ocorrer fratura intergranular.

Outros estudos [14, 22, 23, 24, 8], em aços baixa liga, mostraram que a fratura intergranular poderá ser controlada pela adição de certos elementos de liga como boro, titânio e molibdênio, os quais dificultam a segregação de fósforo para contorno de grão.

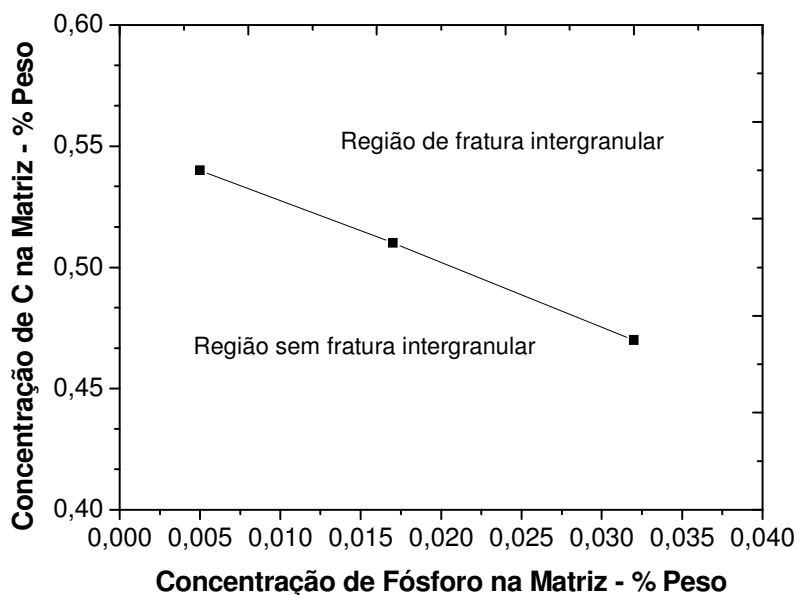


Figura 8 - Relação da concentração crítica de carbono e fósforo nos modos de fratura. Valores adaptados [18].

2.4.3. Fragilidade da martensita revenida.

A fragilidade da martensita revenida, ou “Tempered martensite embrittlement” também conhecida como fragilização à 350°C, é um problema frequentemente encontrado em aços baixa liga de alta resistência com nível de qualidade comercial, caracterizando-se pela redução da tenacidade em aços revenidos por um período de 1 a 2 horas a uma temperatura entre 250 a 400°C [10, 11, 14].

A presença dessa fragilidade é ilustrada na figura 9, através da energia absorvida no ensaio Charpy em temperatura ambiente, em função da temperatura de revenido. A diminuição da tenacidade é evidenciada pela depressão nas curvas, pela comparação dos valores obtidos de um aço 4340 temperado e revenido com diferentes teores de fósforos, indicando um mínimo de energia entre 250°C a 400°C, caracterizando o grau de fragilidade [25, 26].

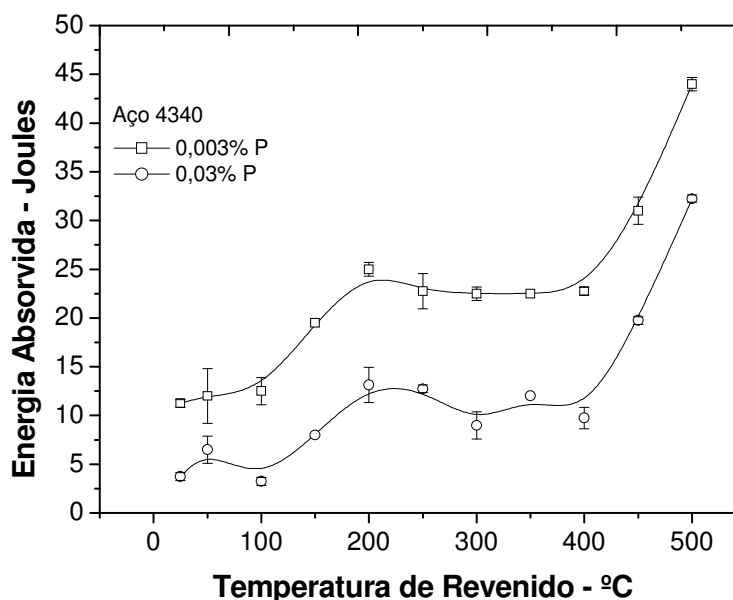


Figura 9 - Energia Absorvida em ensaio Charpy em função da temperatura de revenido para aço SAE 4340, com dois teores de P. Valores adaptados [26].

A fragilidade da martensita revenida pode resultar tanto em fratura intergranular quanto transgranular figura 10.

O modo de fratura intergranular tem sido associado à combinação de impurezas (P, As, Sb e Sn) segregada para contorno de grão austenítico durante as etapas de austenitização e têmpera, e o início da precipitação de cementita (Fe_3C) ao longo dos contornos de grãos austeníticos durante o revenido [11]. Esta segregação tem maior intensidade durante a austenitização, visto que as condições cinéticas normalmente observadas no revenido em baixas temperaturas não são favoráveis para tal processo [27].

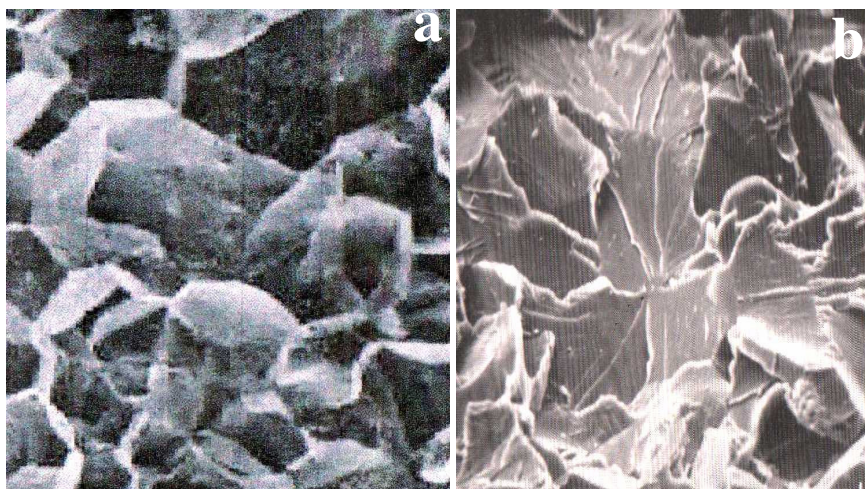


Figura 10 - Modo de Fratura: (a) Intergranular, (b) Transgranular.

Briant e Banerji [11] propuseram que estas impurezas quando segregadas para o contorno de grão austenítico reduzem a resistência coesiva dos contornos. Dessa forma, quando o aço é revenido dentro da faixa de temperatura crítica (250-400°C), ocorre a precipitação de cementita nos contornos de grão austeníticos sob a forma de finas placas. Estes precipitados atuam como barreira para o movimento das discordâncias, as quais promovem a ocorrência de empilhamento de discordância pelo seu crescimento, facilitando que a trinca inicie por um esforço externo nos carbonetos que atingiram um tamanho crítico, e se propaga nos contornos de grãos enfraquecidos previamente pelas impurezas [12].

Nas interfaces carboneto/matriz, quando enfraquecidas pelas impurezas, proporcionam um caminho mais fácil para a propagação da trinca, do que os contornos de grão isentos de precipitados [14]. Dessa forma, os contornos de grão fragilizados podem agir como sítios preferenciais para a iniciação e propagação de trinca intergranular.

A combinação de segregação de impureza e formação de cementita em contorno de grão resulta em fratura intergranular.

Caso a segregação não ocorra, a formação de cementita nos contornos não é suficiente para causar fratura intergranular resultando em fratura transgranular.

No caso da fratura transgranular, Horn e Ritchie [12], trabalhando com aço SAE 300M, não observaram fratura intergranular na faixa da fragilidade da martensita revenida deste aço. Eles atribuíram a fragilidade, com o modo de fratura transgranular figura 10b, causada pela precipitação de cementita, ajudada pela decomposição térmica de filmes de austenita retida entre as ripas de martensita durante o revenido.

A austenita remanescente torna-se instável mecanicamente devido à redução do carbono pela precipitação, transformando-se em martensita não revenida induzida por um carregamento externo, proporcionando um caminho de fácil propagação de trinca [9].

Esta teoria foi confirmada pôr Thomas [28], sugerindo que a fratura ocorre pela decomposição da austenita retida entre as ripas de martensita, formando um fino filme de carboneto, os quais proporcionam um caminho preferencial para a propagação da fratura. Dessa forma, a propagação da trinca através dos pacotes de martensita é dita como clivagem, onde a fratura inicia á partir de trincas geradas por um esforço externo, cortando os carbonetos que atingiram um tamanho mínimo crítico, com o resultado do revenido na faixa de fragilidade da martensita revenida [29].

Este modelo foi contestado por Peters *et al.* [9]. Eles associaram a fratura transgranular, não com a decomposição da austenita retida intra e inter ripas de martensita, mas com o crescimento de carbonetos intra e inter ripas de martensita, gerando uma energia de deformação considerável.

Krauss [22] apresentou um diagrama esquemático para esclarecer os mecanismos de fratura observados em aços martensíticos temperados e revenidos a baixas temperaturas, como uma função do teor de carbono e temperatura de revenido, mostrado na figura 11. Observa-se que, temperaturas de revenido acima de 220°C, resultam no início da transformação da austenita retida e a substituição de carbonetos metaestáveis por precipitados maiores de cementita, resultando na diminuição da resistência e o aparecimento da fragilidade da martensita revenida.

Nos aços com porcentagem de carbono menor que 0,5% e revenidos a baixas temperaturas, normalmente falham por mecanismo de fratura dúctil (Dimples). Entre as temperaturas de 150 a 200°C, os carbonetos metaestáveis na matriz martensítica e a austenita retida são estáveis [22, 30]. Por outro lado, aços de alto carbono revenidos a baixas temperaturas apresentam fratura intergranular, devido à formação de cementita e segregação de P em contorno de grão austenítico primário já durante as etapas de austenitização e têmpera [22].

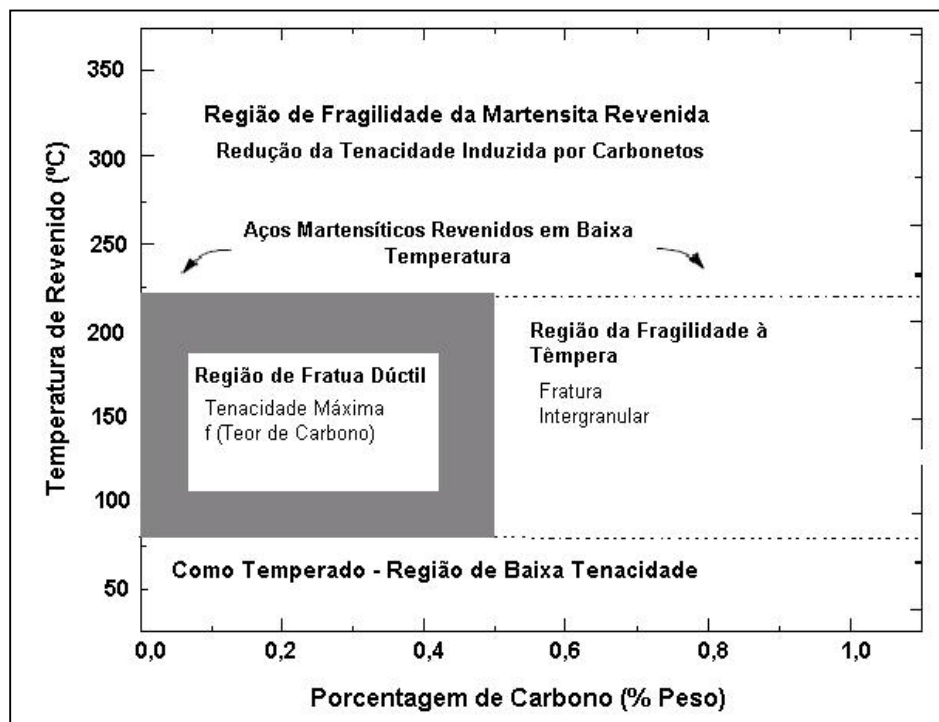


Figura 11 - Desenho esquemático das características da microestrutura da martensita revenida em baixas temperaturas [22].

Portando, parece consenso geral que a fragilidade da martensita revenida está associada com segregação de impurezas e a precipitação de cementita para os contornos de grão austeníticos prévios e a precipitação inter e intra as ripas de martensita, resultando em ambos os modos de fratura transgranular e intergranular.

Este é o mecanismo de fragilização que possivelmente ocorre no contexto do presente trabalho.

2.5. Variáveis que influenciam na fragilidade da martensita revenida

2.5.1. Efeito da composição química.

2.5.1.1. Efeito do Carbono.

O carbono é o elemento de liga que mais tem efeito no aumento da resistência dos aços, podendo estar presente em solução sólida intersticial ou na forma combinada formando um composto. Quando presente em solução sólida aumenta a coesão dos contornos de grão, aumentando a tenacidade [16, 31], mas quando presente na forma de composto (carbonetos) nos contornos de grão, o carbono propicia a fratura intergranular [32 - 34].

Foram propostas três hipóteses para explicar os efeitos do carbono em solução na fratura intergranular em aço de baixo carbono.

Na primeira, Eehart e Grabke [16] estudaram com auxílio de espectroscopia eletrônica de Auger, a segregação de carbono e fósforo em equilíbrio para contorno de grão em ligas de Fe-C-P. Notaram que, um aumento do teor de carbono na liga, resulta no aumento da concentração de carbono e uma diminuição na concentração de fósforo em contorno de grão, o que também altera o modo de fratura conforme mostrado na figura 12.

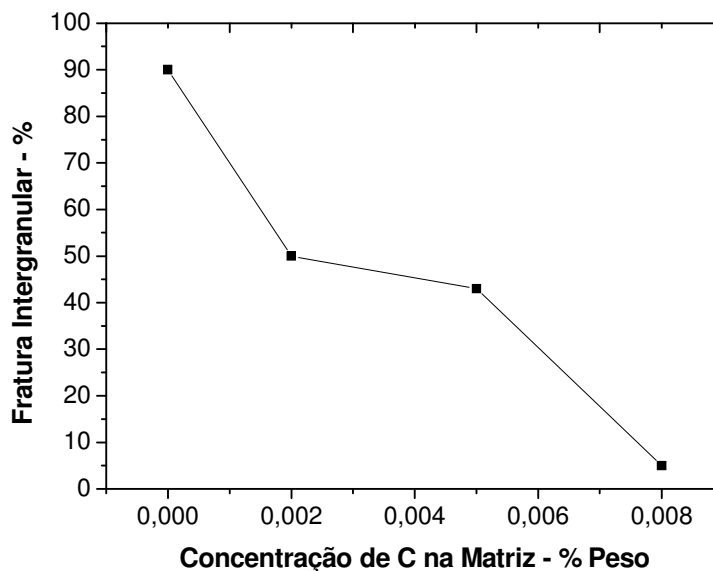


Figura 12 – Variação do percentual de fratura intergranular com a concentração de carbono na matriz em Fe-0,17%P recozido a 600°C [16].

A figura 13 mostra que, aumentando a concentração de carbono na matriz, há uma redução da concentração de fósforo em contorno de grão. Este fenômeno pode ser relacionado ao modelo de competição de sítios em contorno de grão, entre os átomos de carbono e fósforo para a mesma posição [35]. Dessa forma, os átomos de carbono segregam primeiro para contorno de grão austeníticos, não deixando espaços para átomos de fósforo, resultando no aumento da tenacidade pela diminuição da concentração de fósforo e aumento da coesão dos contornos de grão [36].

Uma segunda hipótese baseia-se nas interações químicas, onde os átomos de carbono seriam responsáveis por uma alteração nas ligações atômicas ao redor dos átomos de fósforo, reduzindo o efeito enfraquecedor do fósforo nos contornos de grão [16].

A terceira hipótese propõe que o carbono aumenta a coesão dos contornos de grãos por si próprios, mesmo com ou sem a presença de fósforo em contorno de grão austenítico [16].

Suzuki *et al.* [13], acreditam que a redução da fratura intergranular em aços Fe-P-C, se deve á terceira hipótese, as quais observaram uma maior quantidade de fósforo segregado em um contorno onde uma maior quantidade de carbono estava presente.

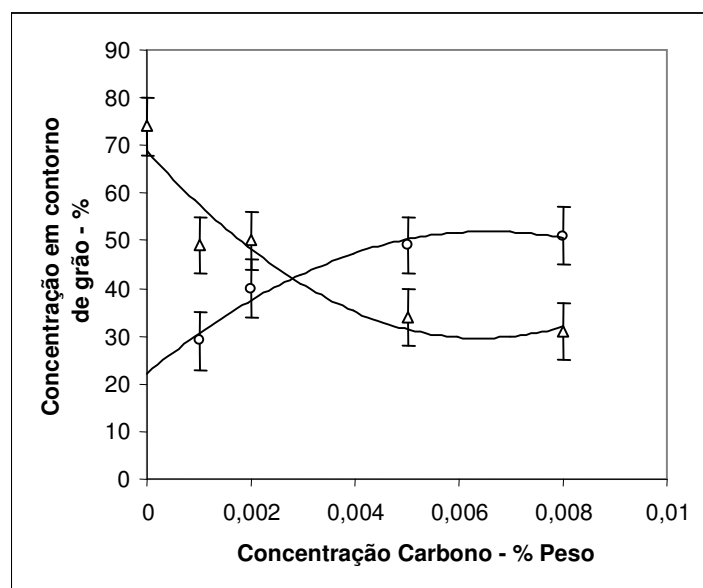


Figura 13 - variação da concentração intergranular de fósforo e carbono com a concentração de carbono na matriz em liga Fé-0,17%P, recozido a 600°C [16].

2.5.1.2. Efeito do boro

A principal característica do boro como elemento de liga, é o aumento da temperabilidade dos aços, causado pela migração de átomos de boro (Boro Livre) para contorno de grão austeníticos, a qual retarda a nucleação de ferrita nesta região [37 - 39].

Seu efeito é dependente de como o boro se encontra no aço. Quando, presente na forma de precipitado na matriz ou em contorno de grão austenítico, não apresenta nenhum efeito na temperabilidade [40], podendo causar fragilização do aço [41]. Sendo assim, o aço deve ser desoxidado através da adição de silício, alumínio e outros desoxidantes antes da adição do boro, as quais impedem que o boro forma óxidos muito estáveis, e também uma adequada proteção do boro contra o nitrogênio através de uma baixa concentração deste elemento no aço e, ou adição fortes formadores de nitretos (Ti, Zr, Al) [41, 42].

Mega *et al*, [39] estudaram aços com baixíssima percentagem de carbono, mostraram que uma a adição de boro acima de 10 ppm, melhora a tenacidade destes aços e reduz a fratura intergranular. Este mesmo efeito foi encontrado por Liu, Nagoya, Abiko e Kimura [43], os quais propuseram dois mecanismos para explicar este efeito. O primeiro é pelo aumento da coesão intergranular do ferro pelo efeito intrínseco da segregação do boro. E o segundo, é pela diminuição da segregação de fósforo causada pela segregação de boro para contorno de grão.

Buscado entender o efeito do boro no aumento da coesão dos contornos de grão, Hashimoto *et al* [42] estudaram os efeitos da segregação de fósforo e boro nas ligações em contorno de grão. Mostraram que as ligações dos átomos de ferro em contorno de grão formam ligações fracas com seus vizinhos, e que as resistências dos contornos de grão em ferro puro são fortes. Dessa forma, concluíram que a segregação de fósforo para estas regiões formam novas ligações, o que conduz a uma redução das forças de ligação entre Fe-Fe com Fe₉P.

Por outro lado, a segregação de átomos de boro em contorno de grão forma ligações com o ferro, sem enfraquecer as ligações Fe-Fe [42].

Schwartzbart e Sheehan [44] estudaram os efeitos do boro na tenacidade dos aços 2345 e 8120 temperados e revenidos, notaram que adições de boro, induziram a um pequeno aumento da susceptibilidade na fragilidade ao revenido destes dois aços. Este mesmo efeito foi observado por Llewellyn e Cook [45].

Lescano *et al* [25], trabalhando com aço AISI 15B41, não observou nenhum efeito do boro no controle da fragilidade ao revenido deste aço.

Inove e Namba [46], trabalhando com aços médio carbono, observaram uma redução na quantidade de fratura intergranular com a diminuição do fósforo e aumento do boro na liga. Este mesmo efeito foi encontrado por Seto, *et al* [47], conforme mostrado na figura 14. Eles associaram este efeito com o modelo de competição de sítios, o qual átomos de boro segregam mais rapidamente para os contornos de grão austeníticos do que os átomos de fósforo, não sobrando espaço para átomos de fósforo se alojar.

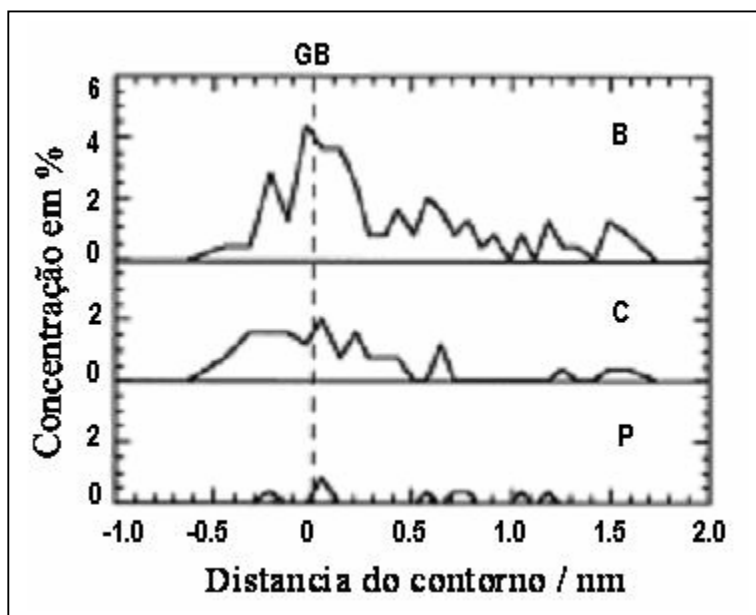


Figura 14 - Perfil da concentração de boro, carbono e fósforo em contorno de grão [46].

2.5.1.3. Efeito do fósforo.

O fósforo é um elemento fragilizante do ferro, por segregar para os contornos de grãos austeníticos, reduzindo a coesão destes contornos [48]. A concentração de fósforo em contorno de grão é dependente da composição química e do ciclo de tratamento térmico [16].

Abe *et al* [49], estudaram o comportamento da segregação do fósforo e do carbono na região austenítica do aço JIS S40C, com diferentes teores de fósforo e carbono. Mostraram que, a quantidade de fósforo e carbono em contorno de grão, aumenta linearmente com o aumento da concentração da matriz, e diminui com o aumento da temperatura de austenitização conforme mostrado na figura 15.

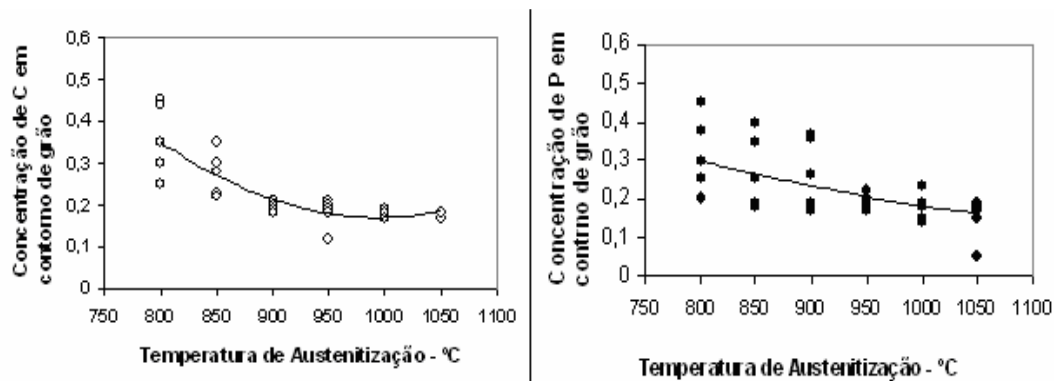


Figura 15 – Mudança da concentração de Fe e C com o aumento da temperatura de austenitização [49].

Erhart and Grabke [16], verificaram em ligas Fe-C-P que o fósforo, na presença do carbono não segrega para contorno de grão e não apresenta fratura intergranular. Já em ligas Fe-Cr-C-P, houve um aumento do teor de fósforo em contorno de grão e ocorrência de fratura intergranular, conforme mostra a figura 16. Isto se deve à afinidade do cromo com o carbono, precipitando carbonetos mais estáveis ((Fe,Cr)₃C) do que a cementita (Fe₃C), a qual diminui a concentração de carbono em solução, reduzindo a ação do carbono em impedir a segregação intergranular de fósforo, resultando no aumento da fratura intergranular [48].

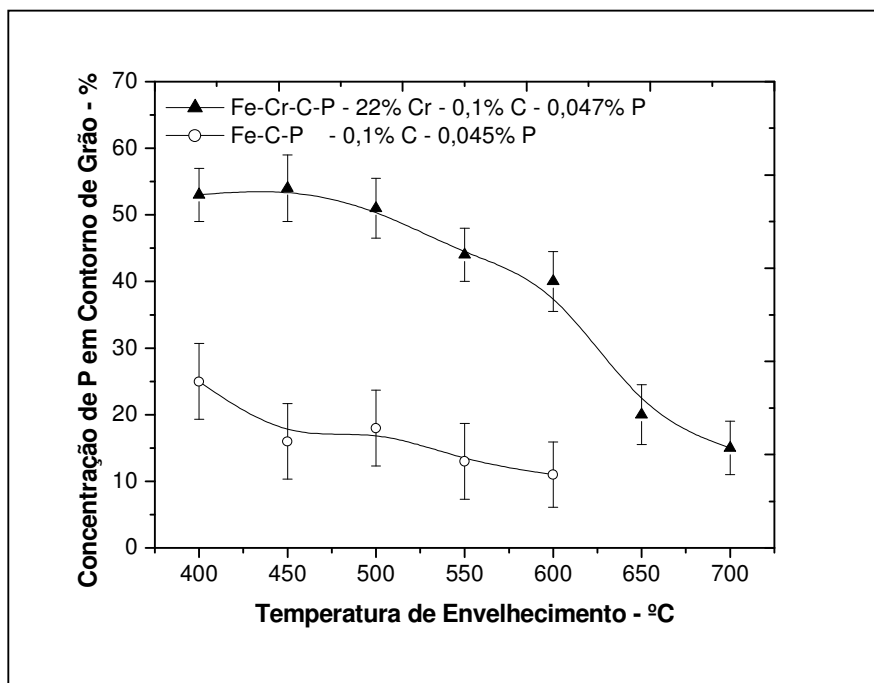


Figura 16 – Variação da concentração de P em contorno de grão em função da temperatura de envelhecimento para as ligas Fe-C-P e Fe-Cr-C-P [16].

Li Li *et al*, [50], estudaram o efeito do molibdênio na segregação do fósforo para contorno de grão dos aços 2.25Cr1Mo e 12Cr1MoV. Eles observaram que o Molibdênio dissolvido na matriz interage com o fósforo, formado clusters na matriz, impedindo a difusão de fósforo para contorno de grão, reduzindo a susceptibilidade á fragilidade ao revenido. Por outro lado, também observaram um aumento da concentração de fósforo e molibdênio em contorno de grão, sugerindo um mecanismo de co-segregação do fósforo e molibdênio para contorno de grão. Este resultado foi confirmado por outros autores [51, 52], sugerindo que o molibdênio por si só aumentaria a coesão dos contornos de grão austeníticos reduzido á fragilidade.

2.5.2. Efeito do ciclo térmico.

2.5.2.1. Efeito da temperatura de austenitização

A temperabilidade dos aços aumenta com o aumento da temperatura de austenitização, devido a maior dissolução dos elementos de ligas na austenita e aumento do tamanho de grão austenítico [3].

Para o aço SAE 15B30, temperaturas de austenitização acima de 950°C, resultam no aumento do tamanho de grão austenítico causando perda de tenacidade do aço [2].

A diminuição do tamanho de grão austenítico permite um aumento tanto do limite de escoamento como na tenacidade dos aços [32], tendo uma influência marcante na concentração de impurezas nos contornos de grão, causado pela alteração área superficial dos contornos por unidade de volume [53]. Dessa forma, se um aço tiver uma quantidade suficiente de impurezas para segregar para contorno de grão, o aço com menor tamanho de grão austenítico, terá uma concentração de impurezas menor nos contornos devido diluir mais as impurezas em função da maior área total de contorno [53].

Capus [54] estudou a influência do tamanho de grão austenítico e de impureza na temperatura de transição em um aço 3%Ni-Cr sem impurezas e com adições de P e Sn. Na figura 17, o aço sem impureza, apresenta um sensível aumento na temperatura de transição de menos 84 para menos 64 °C com o aumento do tamanho de grão austenítico prévio de ASTM 7 para 0.

Nos aços com adição de impurezas, a temperatura de transição é mais sensível com o aumento do tamanho de grão. No aço com Sn a temperatura de transição passou de menos 6 para 120°C. O aço com adição de P apresentou o mesmo efeito, ou seja, aumento da temperatura de transição com aumento do tamanho de grão.

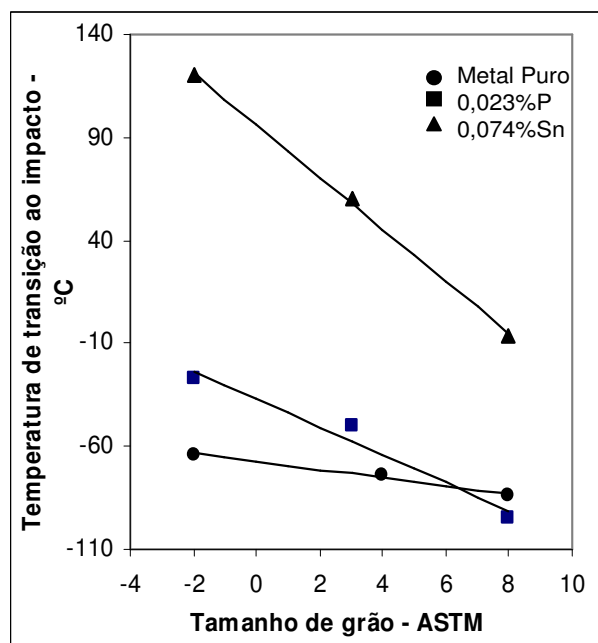


Figura 17 - Efeito do tamanho de grão sobre a temperatura de transição [54].

Reguly [32] mostrou que para concentrações de fósforo acima de 0,031 % em peso, o efeito do tamanho de grão austenítico no aço SAE 5160, não foi efetivo para a redução da fragilidade deste aço. Neste nível de impureza o teor de fósforo é mais importante que o tamanho de grão no controle da energia absorvida deste aço.

Khan *et al* [53], propuseram que o efeito nocivo do fósforo sobre a tenacidade em aço Cr-Mo pode ser insignificante, mesmo após longo tempo na faixa da temperatura de fragilização se o aço apresentar tamanho de grão austenítico 10 ASTM ou menor.

2.5.2.2. Efeito da temperatura de revenido.

A temperatura de revenido tem influência na fragilidade da martensita revenida, por precipitar cementita nos contornos das ripas de martensita em temperaturas entre 250 a 400°C como visto no capítulo 2.4.3. A figura 18 mostra tal aspecto para um aço SAE 15B30, sendo que a faixa de dureza especificada (43 a 52 HRC) encontra-se na região de baixa tenacidade.

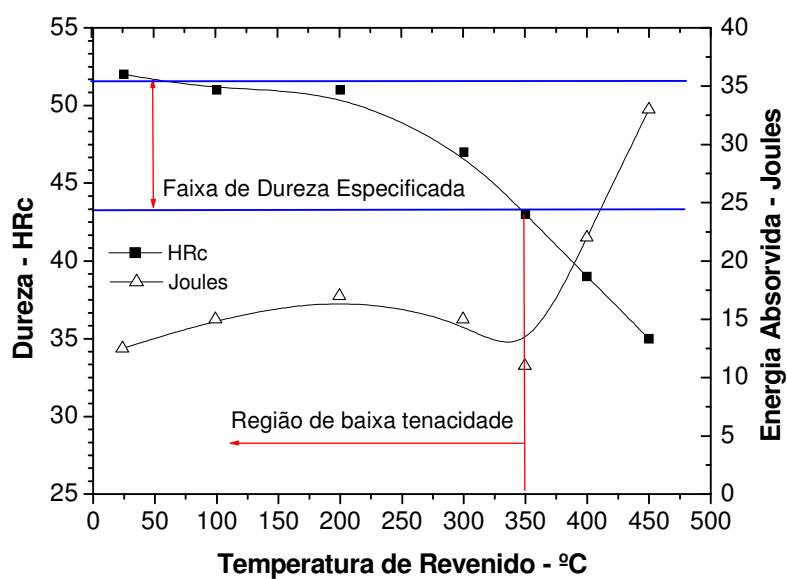


Figura 18 - Efeito da temperatura de revenido na dureza e tenacidade aço SAE 15B30, valores adaptados.

3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL.

3.1. Estratégia experimental

Os experimentos utilizados no presente trabalho foram realizados com os equipamentos e condições de processo tipicamente utilizados na indústria METISA.

Diante do objetivo de se obter a dureza desejada (43 a 52 HRC) sem fragilização do aço SAE 15B30 após tratamento térmico, utilizou-se da seguinte estratégia:

a) Caracterizou-se a influência da “temperatura de austenitização” nas propriedades mecânicas (dureza, limite de escoamento, limite de resistência, alongamento, redução de área e tenacidade), microestrutura e morfologia da fratura nos corpos de prova do ensaio Charpy.

b) Caracterizou-se a influência da “temperatura de revenido” nas propriedades (dureza, limite de escoamento, limite de resistência, alongamento, redução de área e tenacidade), microestrutura e morfologia da fratura nos corpos de prova do ensaio Charpy.

c) Caracterizou-se a influência do “tempo de revenido” nas propriedades dureza, e tenacidade.

d) Caracterizou-se a influência do “desempeno e meio de resfriamento” após revenido na tenacidade.

A composição química do aço SAE 15B30 utilizado para os experimentos é apresentada na tabela IV.

Tabela IV - Composição química do aço SAE 15B30.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Ti	B
0,32	1,27	0,24	0,023	0,014	0,17	0,004	0,04	0,20	0,031	0,0044

A figura 19 apresenta o fluxograma utilizado nos experimentos, com os respectivos valores de temperatura de austenitização, temperatura de revenido, tempo de revenido e meio de resfriamento após revenido.

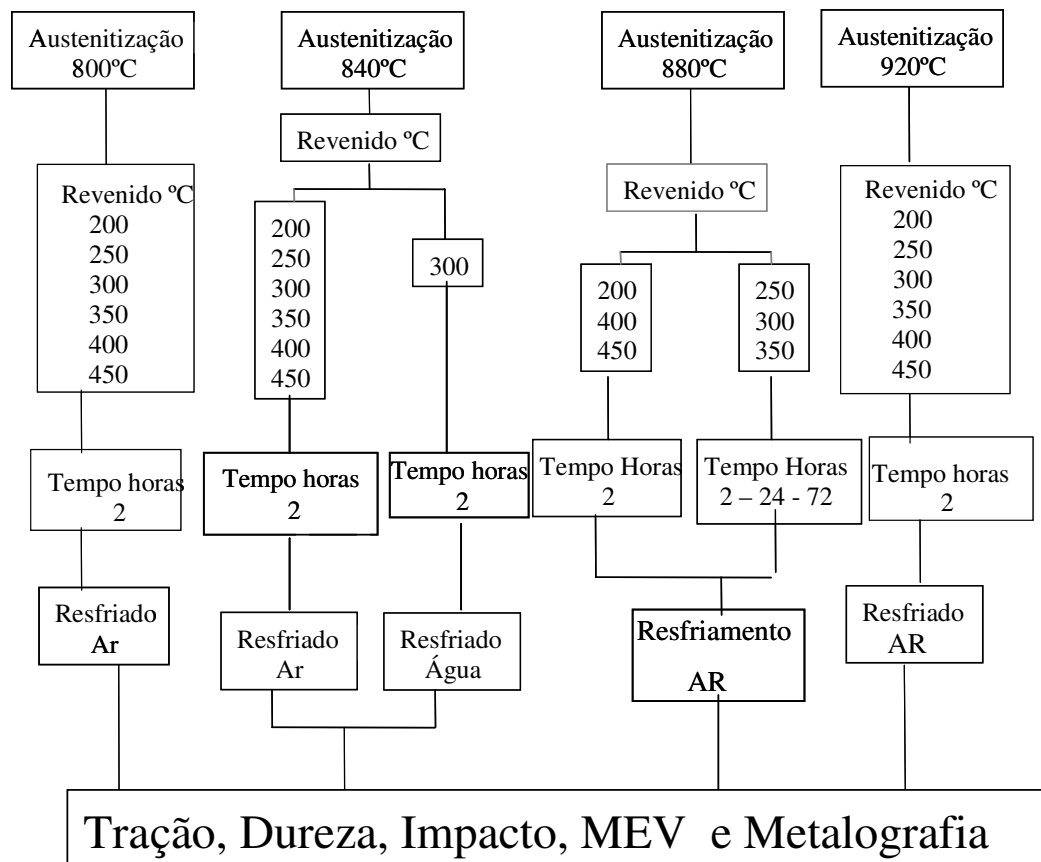


Figura 19 – Esquema do fluxo do procedimento experimental

Portanto, foram utilizados:

- Quatro temperaturas de austenitização com tempo de aquecimento de 120 minutos, sendo que 60 minutos corresponde o tempo de solubilização da composição química na austenita.
- Seis temperaturas de revenido com tempo de 2 horas.
- Três diferentes tempos de revenido para cada temperatura de revenido de 250, 300 e 350°C na condição de austenitização de 880°C.
- Dois meios de resfriamento com e sem desempenho após revenido a 300°C na condição de austenitização de 840°C.

Tais experimentos resultaram em um total de 35 condições experimentais distintas.

3.2. Procedimento experimental.

A seguir são apresentados detalhes do procedimento experimental utilizado.

3.2.1. Equipamentos utilizados nos ciclos térmicos dos experimentos.

3.2.1.1. Aquecimento para austenitização.

As amostras foram aquecidas para austenitização em fornos contínuos normais de processo tipo empurrador (Aichelin) que possuem três zonas de aquecimento progressivas controladas individualmente. A fonte energética para o aquecimento foi óleo BPF sem atmosfera controlada. As amostras foram colocadas sobre grelhas movidas por sistema hidráulico.

As temperaturas de austenitização utilizadas neste estudo foram de 800, 840, 880 e 920°C, com tempo total de aquecimento de 120 minutos. (dentre os quais, 60 min são de patamar).

3.2.1.2. Meio de resfriamento para têmpera.

As amostras foram temperadas em tanque normal de processo, com capacidade de 8.000 litros de solução de polímero a 4% diluída em água e sistema de agitação por bombas. Possui sistema de troca de calor para controle da temperatura do banho. O tempo de resfriamento das amostras no banho foi de 3 minutos, sendo que o tempo de retirada das amostras do forno até o banho não ultrapassou 5 segundos.

3.2.1.3. Temperatura para o revenido.

O revenido das amostras foi realizado em dois tipos de fornos. As amostras nas condições de revenido a 200, 250, 300, 350, 400 e 450°C com tempo de 120 minutos, foram revenidas em forno contínuo de esteira, que possui três zonas de aquecimento controladas individualmente com aquecimento a óleo OC4.

As amostras com tempo de revenido de 24 e 72 horas, na condição de revenido de 250, 300 e 350°C austenitizadas a 880°C, foram revenidas em forno tipo poço com aquecimento elétrico e circulação de ar. As temperaturas foram acompanhadas com um pirômetro móvel de monitoramento de temperatura, inserido o termopar dentro do forno próximo às amostras. A temperatura variou $\pm 5^\circ\text{C}$.

3.2.2. Corpos de prova.

A figura 20 mostra os desenhos dos corpos de provas utilizadas nos ensaios. Os corpos de prova para os ensaios de impacto, foram confeccionados nas medidas padronizadas segundo a norma ASTM E-23, com entalhe tipo A – entalhe em V a 45° com raio de 0,25 mm, sendo que, manteve-se padronizado o centro das amostras. Para cada condição experimental foram preparados três corpos de prova. Sendo que três para o entalhe em “V” no sentido transversal à laminação TL e três para o entalhe em “V” no sentido transversal à espessura TE.

Os corpos de prova para ensaio de tração foram usinados segundo a norma ASTM A 370/1997, sendo dois corpos de prova para cada condição experimental.

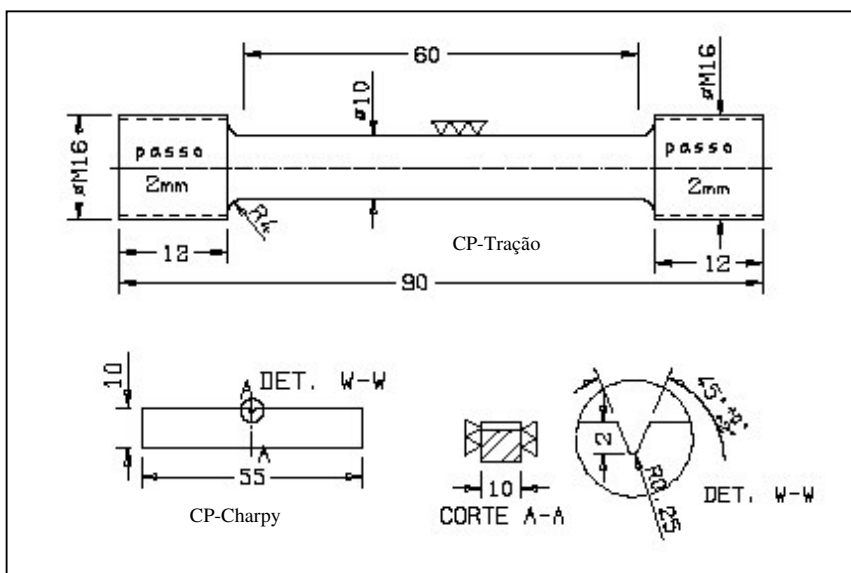


Figura 20 - Desenho dos corpos de prova (Ensaio de Tração e ensaio de impacto Charpy)

As etapas de retirada dos corpos de prova das amostras requererão cuidado especial, mantendo padronizado o local de retirada para não haver interferência na análise dos resultados. Portanto todos os corpos de prova foram retirados do centro das amostras conforme mostrado na figura 21.

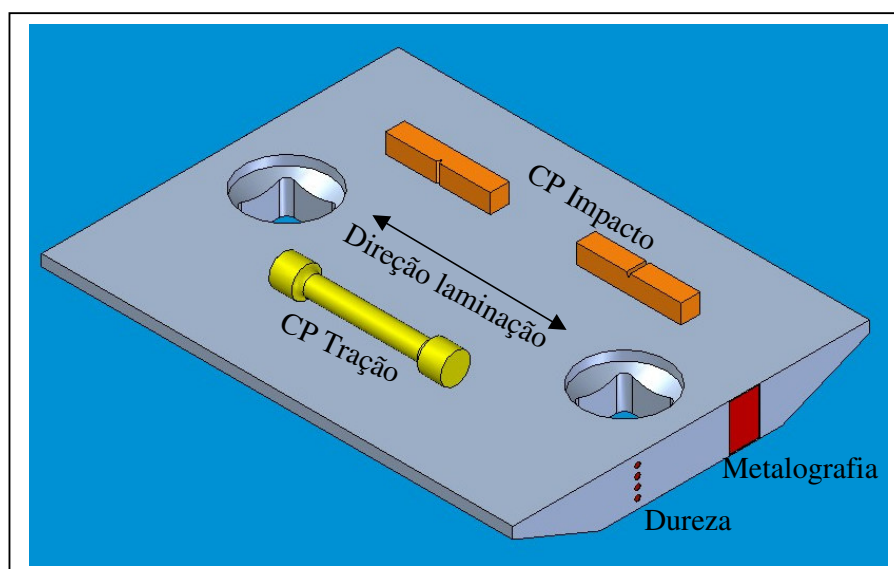


Figura 21 - Posição da retirada dos corpos de prova nas amostras.

3.2.3. Ensaio de tração.

Os ensaios de tração foram realizados a temperatura ambiente, segundo a norma ASTM A – 370, em máquina universal de ensaios, modelo Wolpert com capacidade máxima 20.000 kgf. As dimensões dos corpos de prova são mostradas na figura 20, sendo que a medida para cálculo do alongamento foi de 50 mm. Foram ensaiados dois corpos de prova para cada amostra, sendo obtidos valores médios de limite de resistência, limite de escoamento, alongamento e redução de área em percentual para expressar a ductilidade do aço SAE 15B30.

3.2.4. Ensaio Charpy.

Os corpos de prova Charpy foram ensaiados para determinação da tenacidade do aço em estudo. Foi utilizado uma máquina modelo Wolpert PW 30/15 Kg com pêndulo de 30 kg, em conformidade a norma ASTM E-23 em várias temperaturas.

Corpos de prova, nas condições de austenitização de 800, 840, 880 e 920°C revenidos nas temperaturas de 200, 250, 300, 350, 400 e 450°C por tempo de 120 minutos, foram ensaiados a temperatura ambiente. Na condição de austenitização a 840°C revenido a 300°C (uma amostra desempenada e resfriada ao ar após o revenido e outra sem desempenho e resfriada em água após o revenido) foram ensaiados nas temperaturas de - 40, - 20, 0, + 20, + 40 e + 60°C. Os corpos de prova na condição de austenitização de 880°C e revenidas em 250, 300 e 350°C com tempos de 2 a 72 horas, foram ensaiados em temperatura ambiente.

3.2.5. Ensaio de dureza.

Os ensaios de dureza foram realizados pelo método Rockwell-C (HRC), cone de diamante 120° e carga de 150 Kgf, em durômetro de bancada, modelo DT 310 marca Mitutoyo.

Para cada condição experimental, foi realizado o perfil de dureza na direção transversal das amostras, conforme desenho da figura 21. Foram medidas três impressões de dureza para cada distância de 1, 4, 7, 10 e 13 milímetros da superfície.

3.2.6. Análises metalográficas.

3.2.6.1. Microscopia óptica

Para análise da microestrutura através de microscopia óptica, as amostras foram preparadas seguindo técnicas usuais de metalografia. A microestrutura foi revelada utilizando-se ataque químico com solução de Nital 2% (2% ácido Nítrico em álcool etílico).

Para revelação do tamanho de grão austenítico prévio as amostras foram imersas numa solução química composta de 200ml de H₂O destilada, 4g de FeCl₃ (Cloreto Férrico) e 4g de ácido pícrico e agente molhante (detergente neutro) pôr um período de 10 minutos.

3.2.6.2. Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Um microscópio eletrônico de varredura foi utilizado na caracterização da superfície de fratura dos corpos de prova dos ensaios Charpy, ensaiados a temperatura ambiente.

As condições de experimento dos corpos de prova Charpy foram 800, 840, 880 e 920 °C revenidos a 300 e 450 °C e a dos corpos de prova do ensaio de tração nas condições de austenitização de 880 °C revenidos a 300 e 450 °C são apresentados.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.

Esta seção apresenta os resultados encontrados das propriedades mecânicas (limite de escoamento, limite de resistência, alongamento, redução de área e tenacidade) e dureza, no estudo da influência da temperatura de austenitização, da temperatura e tempo de revenido, do desempenho e meio de resfriamento após revenido e conseqüente modificações microestruturais, no fenômeno de fragilidade da martensita revenida do aço SAE 15B30.

Inicialmente apresentar-se-á (item 4.1) a influência da temperatura de austenitização e de revenido na microestrutura e nas propriedades mecânicas, visando estabelecer correlação entre processamento (temperatura de austenitização e de revenido), microestrutura e propriedades resultantes.

Posteriormente (item 4.2), apresentar-se-á a influência das variáveis de processamento nas propriedades resultantes visando mapear sob quais condições se maximiza a tenacidade sem que a dureza fique fora da faixa de 43 a 52 HRc.

Por último (item 4.3), apresentar-se-á a otimização dos resultados verificando a relação entre propriedades resultantes.

4.1. Relação entre as microestruturas e propriedades mecânicas

4.1.1. Influência da temperatura de austenitização na microestrutura

A figura 22 mostra a microestrutura característica do material austenitizado nas quatro temperaturas utilizadas no experimento e revenidas a 300 °C por tempo de duas horas.

Observa-se que nas temperaturas de austenitização de 800 e 840 °C há presença de ferrita e martensita (fig. 22a e 22b), enquanto nas temperaturas de austenitização de 880 e 920 °C há presença apenas de martensita no material (fig. 22c e 22d).

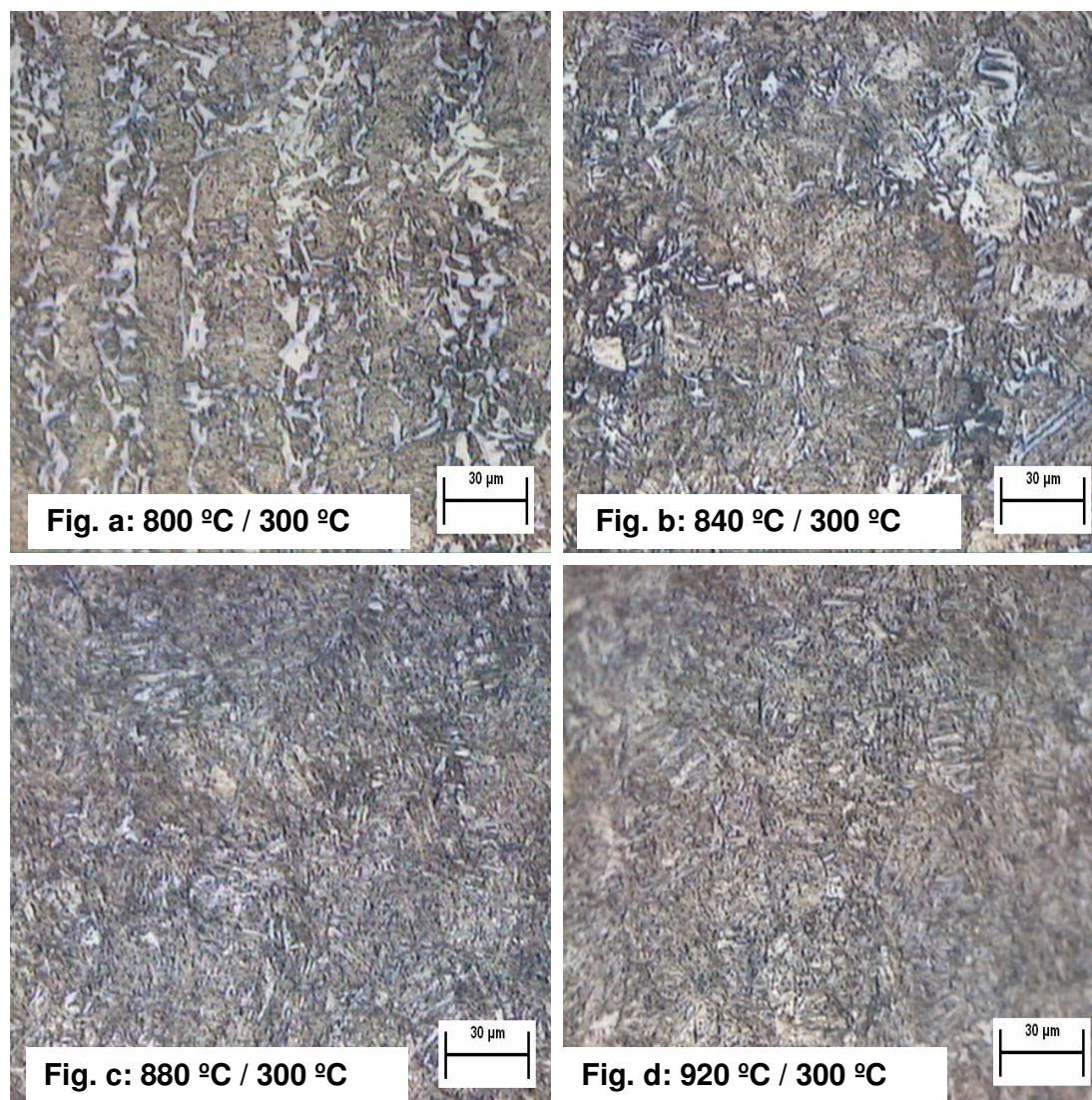


Figura 22 - Microestrutura das amostras austenitizadas a 800 (a), 840 (b), 880 (c) e 920 °C (d) revenidas a 300 °C por tempo de duas horas.

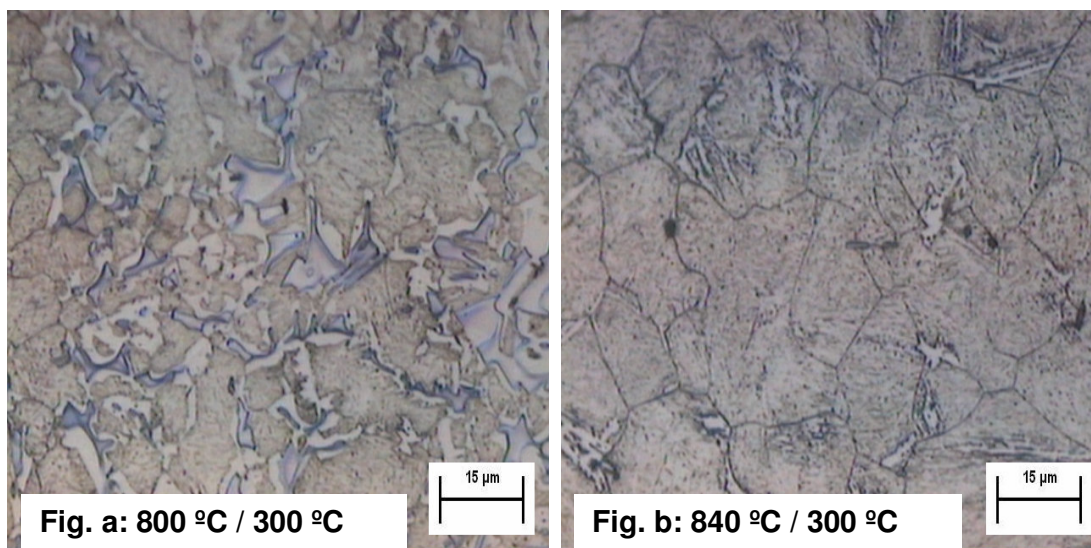
A presença de ferrita na amostra austenitizada a 800 °C (Fig. 22a) resulta da baixa temperatura de austenitização, pois neste aço a temperatura A_{c3} é de 802 °C. Isto é consistente com o fato da ferrita se encontrar alinhada (sentido vertical), sem a completa dissolução na austenita, pois resulta do processo de conformação anterior de laminação.

Por outro lado, por este mesmo critério (A_{c3} igual a $802\text{ }^{\circ}\text{C}$), não deveria haver ferrita quando da austenitização a $840\text{ }^{\circ}\text{C}$ (fig. 22b).

Aqui, possivelmente a presença de ferrita resultou da menor velocidade de resfriamento (da têmpera subsequente) que ocorre no centro da amostra (espessura de 25 mm), resultando em transformação de parte da austenita em ferrita. Este aspecto é consistente com o fato da ferrita (fig. 22b) ser equiaxial e, portanto, não alinhada (fig. 22a).

O aumento da temperatura de austenitização ($880\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $920\text{ }^{\circ}\text{C}$) permitiu completa eliminação da ferrita, conforme se constata nas Fig. 22c e 22d.

Para melhor discriminar diferenças microestruturais entre as matrizes obtidas anteriormente, realizou-se ataque das amostras para revelar contorno de grão (cloreto férrico com ácido pícrico, conforme item 3.2.6), resultando nas micrografias apresentadas abaixo.



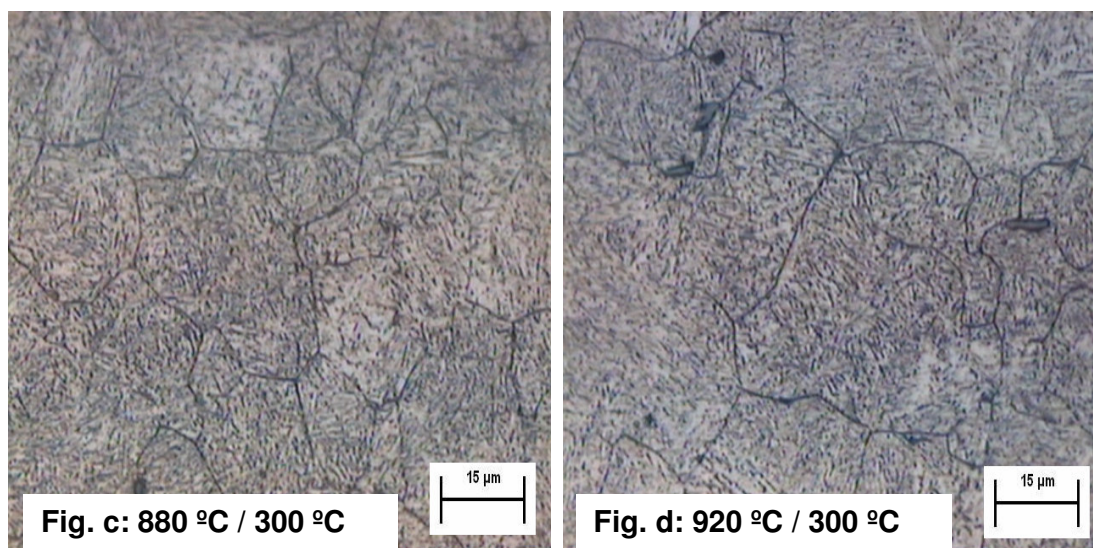


Figura 23 – Micrografia revelando os contornos de grãos austeníticos para as temperaturas de austenitização de 800 (a), 840 (b), 880 (c) e 920 °C (d) e revenido a 300 °C por duas horas.

Observa-se que, foi possível revelar o contorno de grão austenítico mediante o ataque utilizado (Fig. 23a a 23d).

Também se constata que a temperatura de austenitização de 920 °C resultou em maior tamanho de grão austenítico (Fig. 23d) do que aquela austenitizada a 880 °C (Fig. 23c).

4.1.2. Influência da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas.

Os resultados de ensaio de tração, Charpy, dureza e respectivos desvios padrão em função da temperatura de austenitização (amostras revenidos a 300 °C) estão apresentados no gráfico abaixo, cujos dados estão no apêndice.

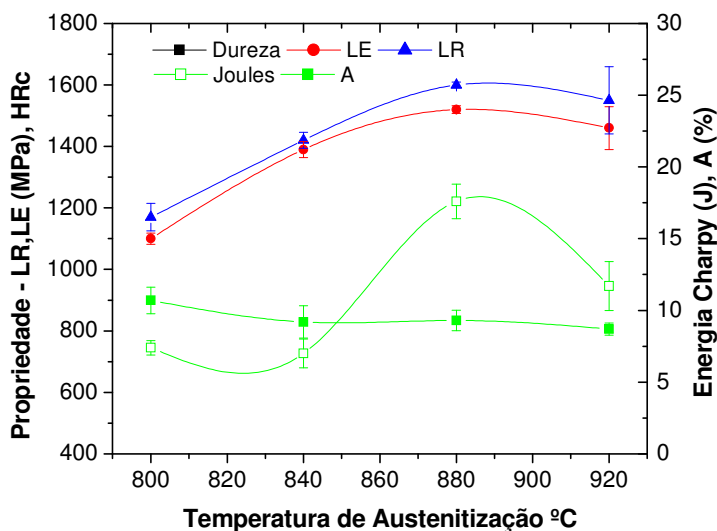


Figura 24 - Resultados do efeito da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas e dureza na amostra revenida a 300 °C.

Constata-se que o aumento da temperatura de austenitização até 880 °C tende a elevar a dureza, limite de escoamento e limite de resistência, havendo uma posterior queda para temperatura de 920 °C.

Este fenômeno está associado ao aumento da quantidade de martensita na matriz (redução de ferrita, conforme fig.22a). Acima de 880 °C ocorre aumento do tamanho de grão austenítico, o que justifica a redução do limite de escoamento, limite de resistência, tenacidade e do alongamento (fig. 23d).

É especialmente relevante, para a finalidade deste trabalho, constatar a existência de um máximo de tenacidade situado em 880 °C. No item anterior, constatou-se que nesta temperatura obteve-se matriz 100% martensítica e de menor tamanho de grão, o que converge com a presença deste máximo de tenacidade nesta temperatura (fig.24).

A figura 25 mostra a superfície de fratura dos corpos de prova Charpy austenitizados a 800, 840, 880 e 920 °C revenidos a 300 °C por tempo de duas horas.

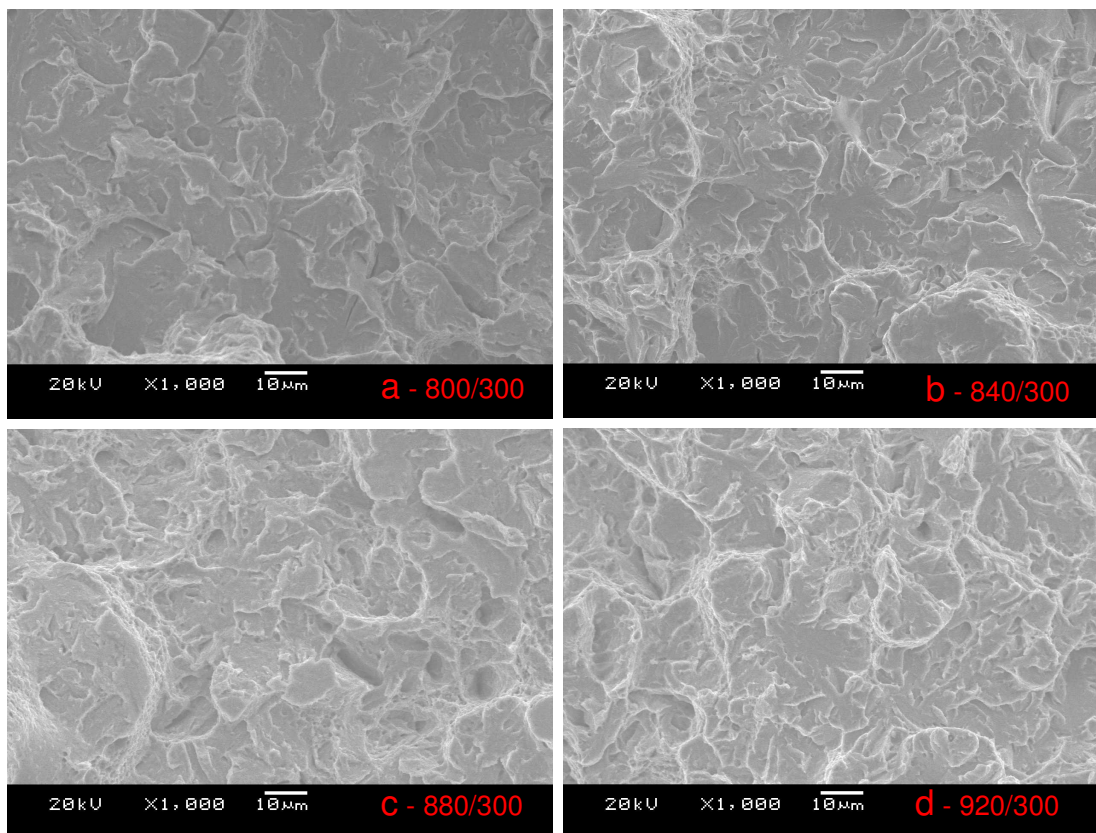


Figura 25 - Superfície da fratura dos corpos de prova Charpy austenitizados a 800 (a), 840 (b), 880 (c) e 920 °C (d) revenidos a 300 °C por tempo de 2 horas.

Observa-se que o micromecanismo de fratura é predominantemente transgranular (Clivagem) para todas as temperaturas de austenitização nas amostras revenidas a 300 °C.

Não se constatou diferenças topográficas significativas que pudessem explicar o máximo de tenacidade obtido a 880 °C (fig. 24).

A literatura indica que o revenimento a 300 °C induz fenômeno de fragilidade denominado de fragilidade da martensita revenida (item 2.4.3), podendo resultar em fratura intergranular ou também transgranular.

No presente caso (fig. 25) não se constatou presença de fratura intergranular.

A figura 26 mostra a superfície de fratura dos corpos de prova Charpy austenitizados a 800, 840, 880 e 920 °C revenidos a 450 °C por tempo de duas horas.

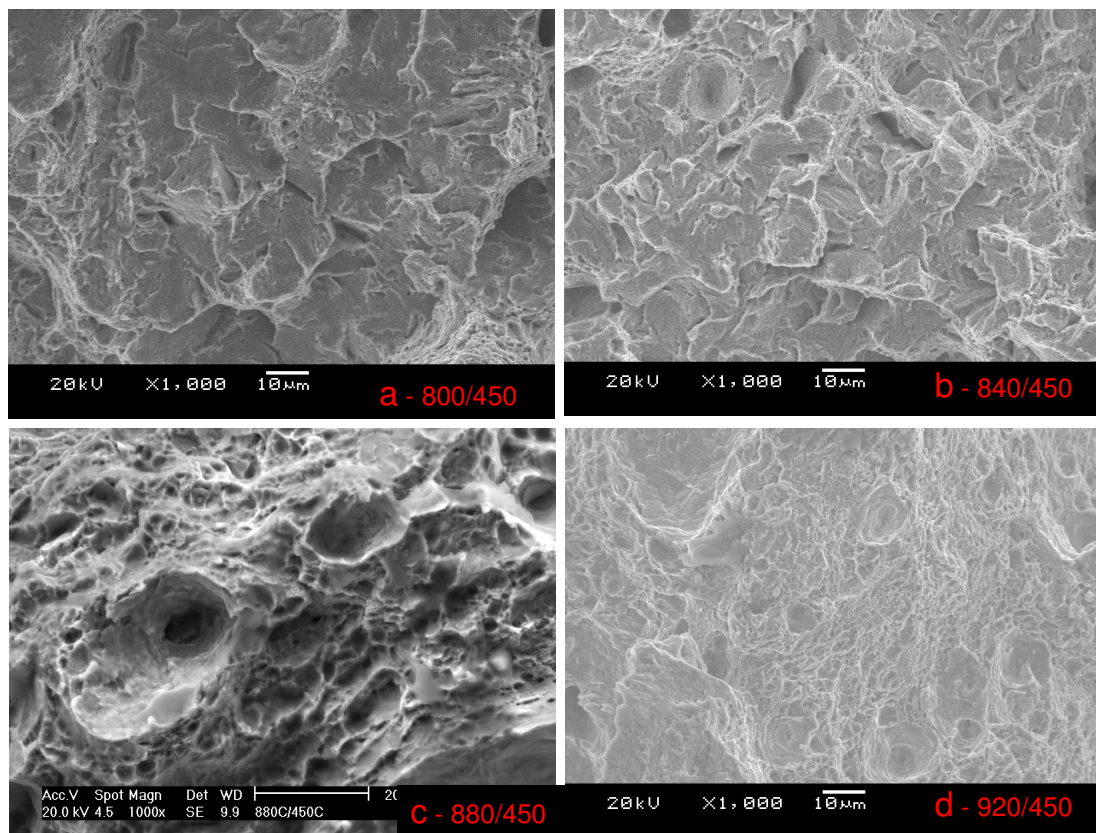


Figura 26 – Superfície da fratura dos corpos de prova Charpy austenitizados a 800 (a), 840 (b), 880 (c) e 920 °C (d) revenidos 2h a 450 °C.

Observa-se que aumentando a temperatura de austenitização o micromecanismo de fratura passou de quase-clivagem (Fig. 26a e 26b) para fratura por alvéolos (fig. 26c e 26d) e esta mudança de micromecanismo não foi constatada no caso do revenimento a 300 °C (fig. 25).

Aqui, pode-se inferir que a mudança de micromecanismo de fratura ocorre pelo fato de que nas temperaturas mais baixas de austenitização (800 e 840 °C) há a presença de ferrita e martensita de mais alto carbono (fig. 22a e 22b), enquanto nas temperaturas mais altas de austenitização (880 e 920 °C) as amostras apresentam matriz martensítica no centro do material. (fig. 22c e 22d).

4.1.3. Influência da temperatura de revenido na microestrutura

As figuras 27a e 27b mostram a influência da temperatura de revenido na microestrutura da amostra austenitizada a 880 °C.

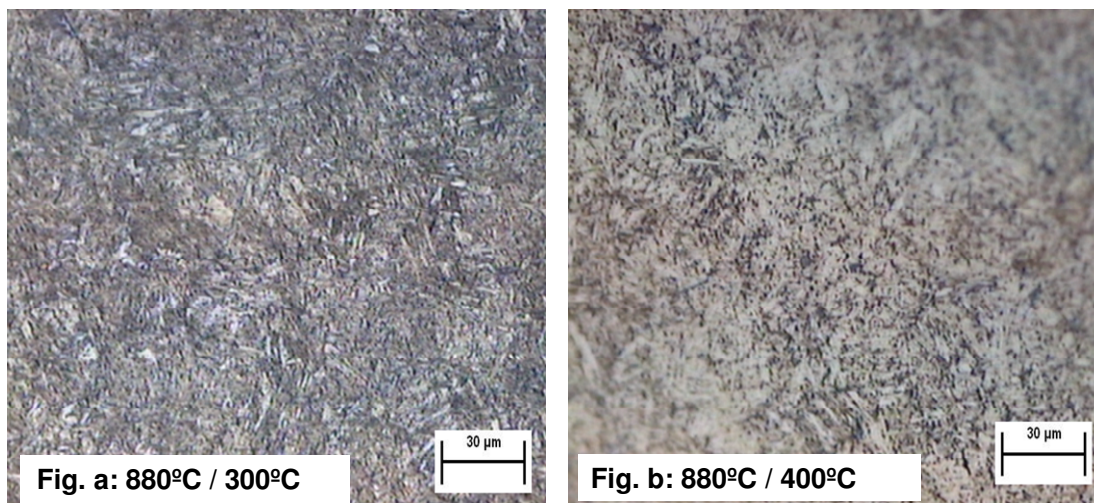


Figura 27 – Microestrutura das amostras austenitizadas a 880°C e revenidas a 300 °C (a) e 400 °C (b) por tempo de 2 horas.

Constata-se maior grau de precipitação de carbonetos e maior grau de decomposição de martensita na amostra revenida a 400 °C (fig. 28b) do que na amostra revenida a 300 °C (fig. 27a). Tal aspecto está de acordo com a literatura (item 2.3.1)

4.1.4. Influência da temperatura de revenido nas propriedades mecânicas

Os resultados de ensaio de tração, Charpy, dureza e respectivos desvios padrão em função da temperatura de revenido (austenitização a 880 °C) estão apresentados no gráfico abaixo, cujos dados estão no apêndice.

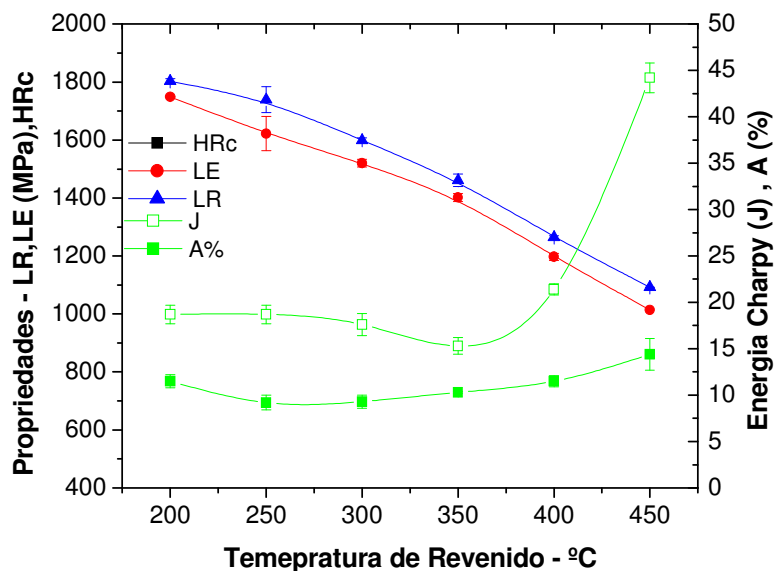


Figura 28 – Efeito da temperatura de revenido nas propriedades mecânicas e na dureza da amostra austenitizada a 880 °C.

Observa-se que o aumento da temperatura de revenido tende a uma queda progressiva na dureza, limite de resistência, limite de escoamento e aumento do alongamento. Este resultado está associado à recuperação da matriz martensítica e ao coalescimento da cementita (fig. 27b). Este coalescimento reduz a quantidade de precipitado na matriz (tornando-os maiores) e aumenta a área sem barreira para o movimento das discordâncias [3, 5].

Também é observada uma perda de tenacidade na amostra revenida a 350 °C por tempo de 2 horas. Esta queda de tenacidade indica que houve a ocorrência da fragilidade da martensita revenida (item 2.4.3), a qual está relacionada à precipitação de cementita, muitas vezes associada com a segregação de impurezas durante a austenitização [14]. Para as amostras revenidas acima de 400 °C observou-se um aumento acentuado da tenacidade que está relacionado aos mecanismos de recuperação da matriz e o coalescimento da cementita [5].

4.2. Influência das variáveis de processamento

4.2.1. Influência da temperatura de austenitização no perfil de dureza

O ensaio de dureza foi realizado em todas as amostras em escala “Rockwell C” ao longo da seção transversal conforme figura 21 e estão apresentados nas tabelas VI a IX do apêndice.

A figura 29 mostra o efeito da temperatura de austenitização no gradiente de dureza da superfície a 13 mm de profundidade das amostras, para diversas temperaturas de revenido com tempo de duas horas. Para cada ponto de dureza apresentado nos gráficos, foi feito uma média de três medidas.

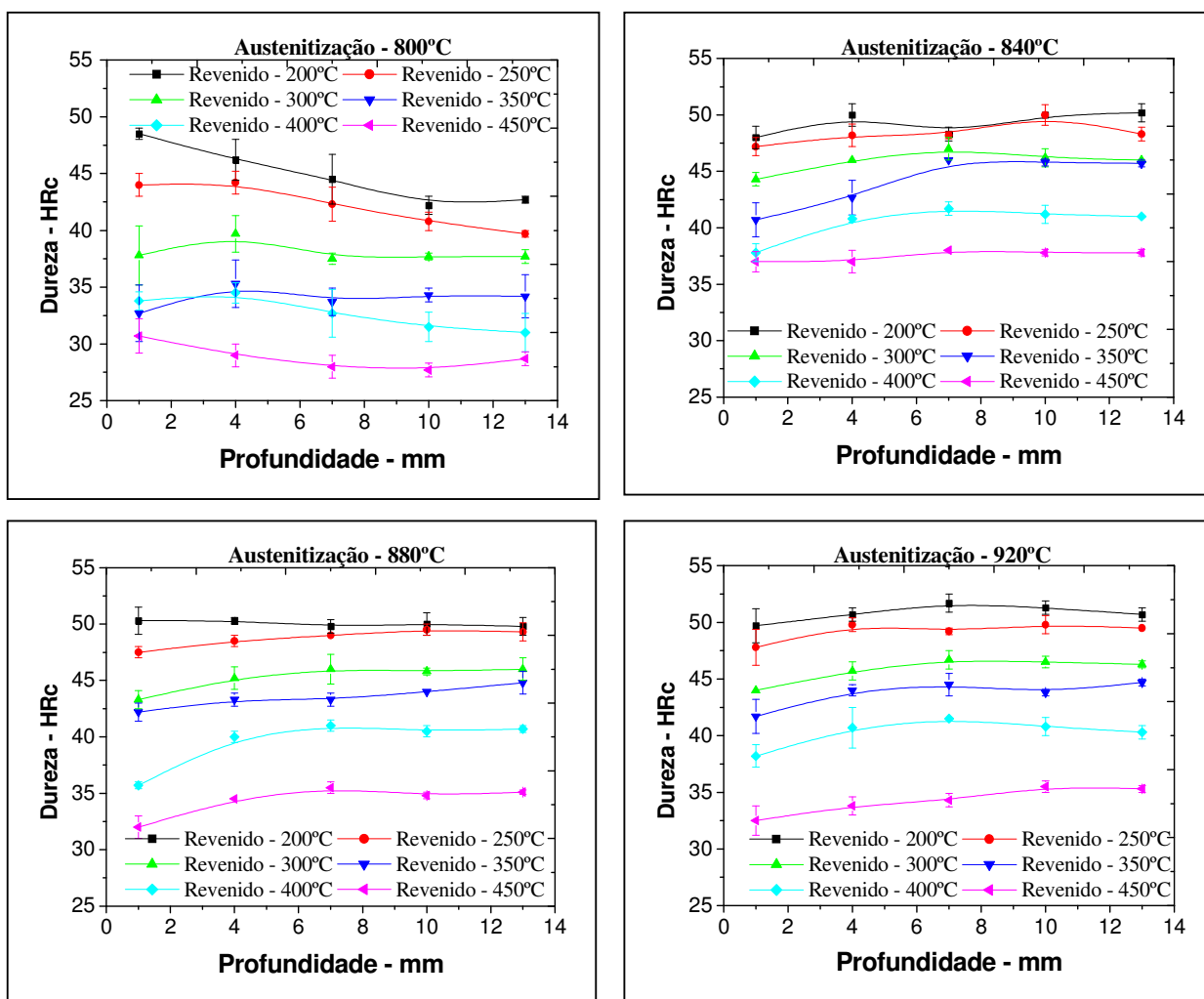


Figura 29 – Efeito a temperatura de austenitização no gradiente de dureza das amostras para as diversas temperaturas de revenido.

As amostras austenitizadas a 800 °C e revenidas nas temperaturas de 200 °C a 350 °C apresentaram um gradiente de dureza da superfície para o centro das amostras. Este resultado foi associado á formação de grande quantidade de ferrita (fig. 22a), causado pela baixa temperatura de austenitização.

No mesmo gráfico, as amostras revenidas em temperatura de 450 °C apresentaram homogeneidade de dureza da superfície para o centro, indicando que houve uma maior recuperação da martensita e coalescimento da cementita (fig. 27b).

As amostras austenitizadas nas temperaturas de 840 °C a 920 °C apresentam homogeneidade no gradiente de dureza da superfície ao centro das amostras para todas as temperaturas de revenido. Este resultado foi associado a maior quantidade de martensita formada na têmpera (fig. 22b a 22d).

4.2.2. Influência da temperatura de austenitização na dureza a 13mm de profundidade

A figura 30 mostra a influência das temperaturas de austenitização na dureza de núcleo para diversas temperaturas de revenido, cujos dados estão na tabela X do apêndice. Como é de se esperar, a dureza aumenta com o aumento da temperatura de austenitização de 800 para 840 °C, permanecendo constante até 920°C.

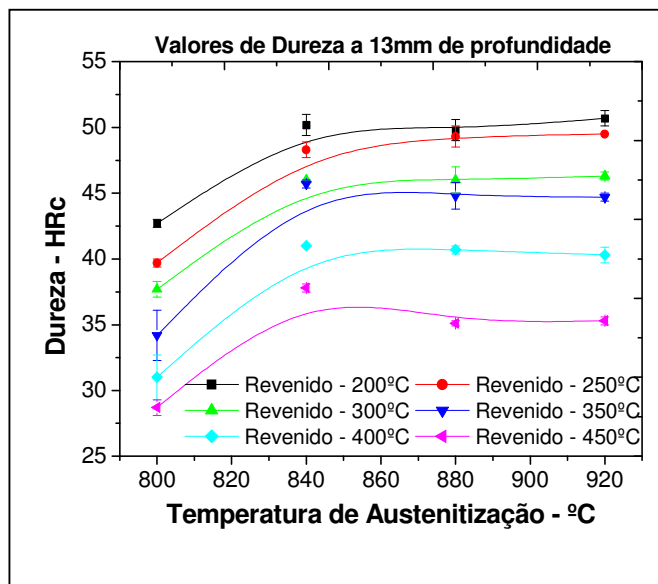


Figura 30 – Efeito da temperatura de austenitização na dureza de núcleo (13 mm de profundidade) para diversas temperaturas de revenido.

4.2.3. Influência da temperatura de austenitização na tenacidade

A figura 31 mostra o efeito da temperatura de austenitização na tenacidade, para as diversas temperaturas de revenido em corpos de provas Charpy rompidos a temperatura ambiente, com entalhe no sentido transversal à laminação (TL) e no sentido transversal à espessura (TE), cujos dados estão nas tabelas XI e XII do apêndice.

Ente as condições da posição do entalhe (TL e TE), não foi observado grandes variações de energia absorvida. Mas, são evidentes em ambos os gráficos uma tendência na aumento de tenacidade com o aumento da temperatura de austenitização até 880°C, com uma pequena redução nas amostras austenitizadas á 920°C revenidas até 400°C. Esta redução de tenacidade pode estar relacionada ao aumento do tamanho de grão austenítico, conforme visto na figura 23.

Para a amostra revenida á 450°C, se observa um aumento de tenacidade com o aumento da temperatura de austenitização para ambas as condições de entalhe. Este aumento de tenacidade foi relacionado ao maior amolecimento da matriz, causado pela recuperação da martensita, eliminação de defeitos e coalescimento da cementita que são intensificados com o aumento da temperatura de revenido [5-7].

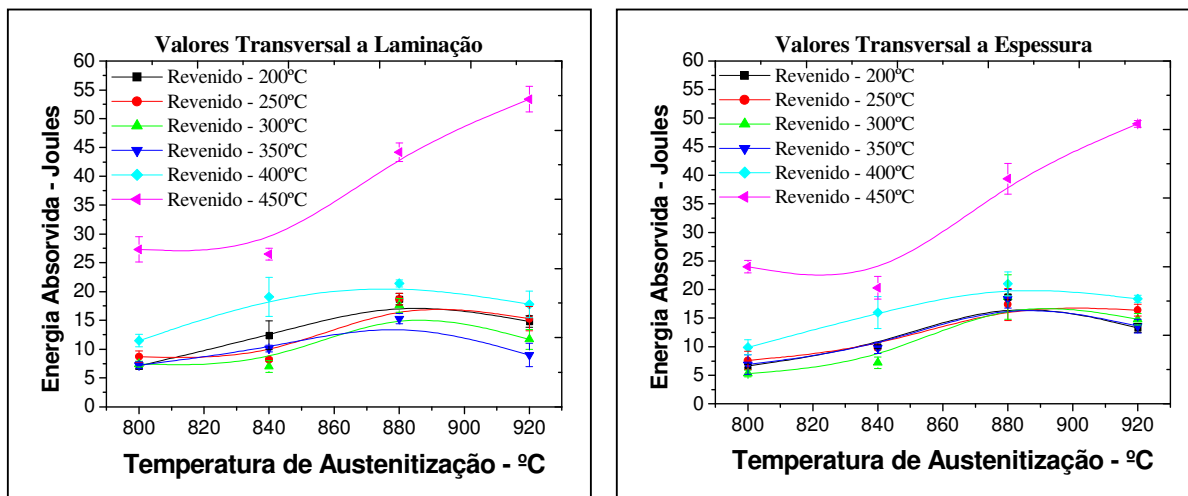


Figura 31 – Influência da temperatura de austenitização na tenacidade para diversas temperaturas de revenido em corpos de prova entalhado no sentido TL e TE.

4.2.4. Influência da temperatura de austenitização no limite de escoamento e resistência

A figura 32 mostra os valores do limite de escoamento de resistência em função da temperatura de austenitização para as diversas temperaturas de revenido, cujos dados estão nas tabelas XIII e XIV do apêndice.

Observa-se que o aumento da temperatura de austenitização até 880 °C tende a elevar o limite de escoamento e limite de resistência, havendo uma posterior queda para temperatura de 920 °C. Este fenômeno está associado ao aumento da quantidade de martensita na matriz (redução de ferrita, conforme fig.22a e fig. 22b). Acima de 880 °C ocorre aumento do tamanho de grão austenítico, o que justifica a redução do limite de escoamento e resistência.

Na temperatura de austenitização de 800 °C, onde apresentou menores valores de limite de escoamento e resistência, foi observada grande quantidade de ferrita formada em uma matriz martensita (fig. 22a).

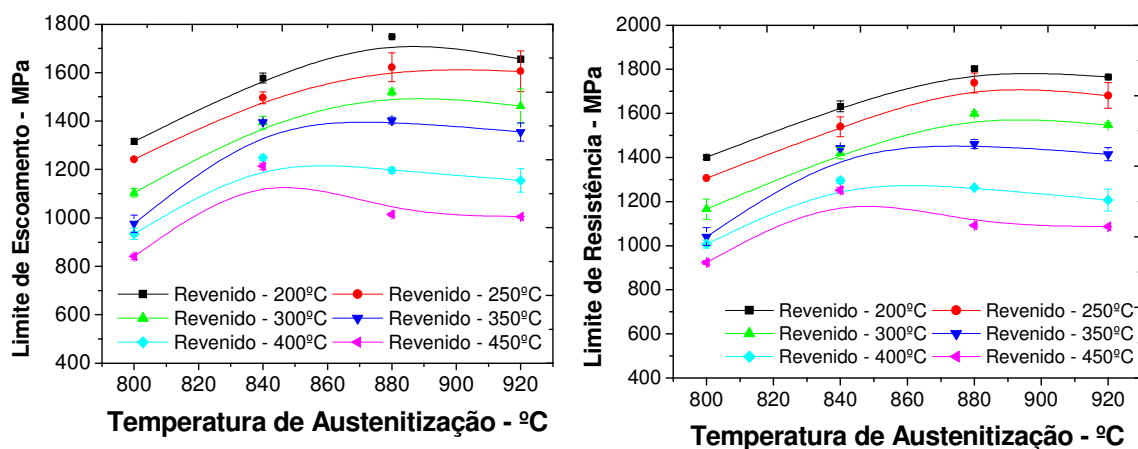


Figura 32 – Influência da temperatura de austenitização no limite de escoamento e limite de resistência com diversas temperaturas de revenido.

4.2.5. Influência da temperatura de austenitização no alongamento

A figura 33 mostra a influência da temperatura de austenitização no percentual de alongamento, para as diversas temperaturas de revenido, cujos dados estão na tabela XV do apêndice.

Constata-se que não há uma mudança significativa no alongamento percentual com o aumento da temperatura de austenitização, mas apenas com o aumento da temperatura de revenido.

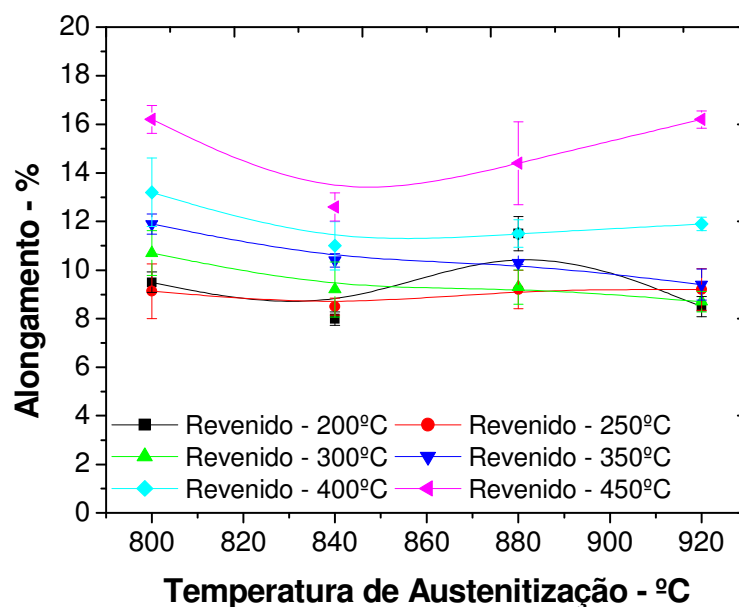


Figura 33 - Influência da temperatura de austenitização no alongamento com diversas temperaturas de revenido.

4.2.6. Influência da temperatura de austenitização na redução de área

A figura 34 mostra a influência da temperatura de austenitização na redução de área para diversas temperaturas de revenido, cujos dados estão na tabela XVI do apêndice.

Observa-se que o aumento da temperatura de austenitização de 800 °C á 920 °C tende a aumentar a redução de área, com suave queda na amostra austenitizada a 920°C e revenida a 200 °C. Esta redução pode estar relacionada à maior dureza e ao maior tamanho de grão observado nesta condição (fig. 23d e 30)

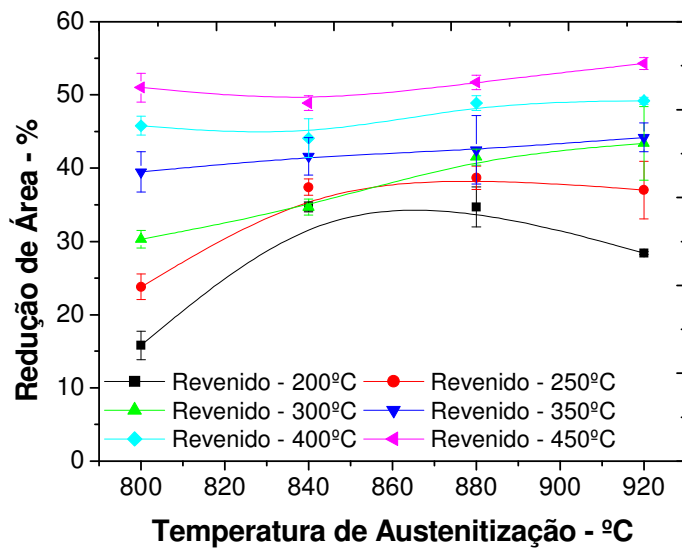


Figura 34 - Influência da temperatura de austenitização no alongamento com diversas temperaturas de revenido.

4.2.7. Influência da temperatura de revenido na dureza 13 mm de profundidade

A figura 35 mostra a influência da temperatura de revenido na dureza de núcleo para várias temperaturas de austenitização, cujos dados estão na tabela XVII do apêndice.

Observa-se um comportamento clássico da dureza com o aumento da temperatura de revenido, a saber: com o aumento da temperatura de revenido a dureza diminui progressivamente para todas as temperaturas de austenitização. Este comportamento é causado pelos mecanismos de recuperação e coalescimento da cementita (mencionado no item 2.3.1.4) [3, 4].

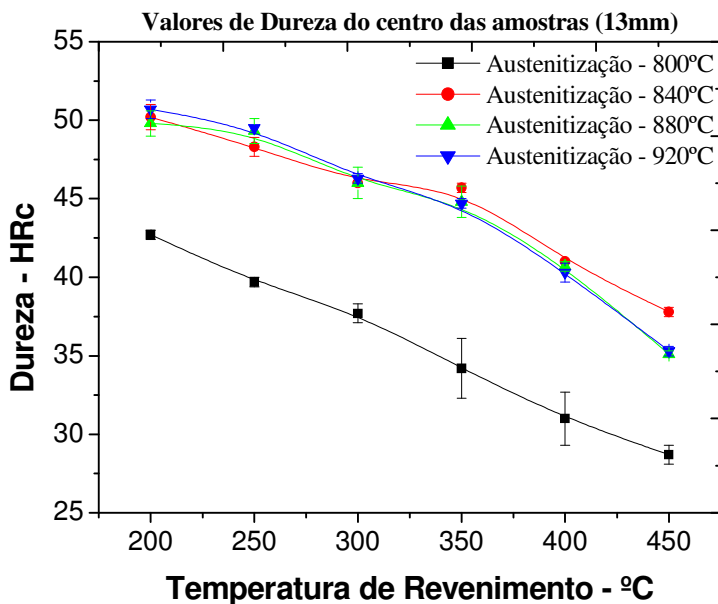


Figura 35 – Influência da temperatura de revenido na dureza para diversas temperaturas de austenitização.

4.2.8. Influência da temperatura de revenido na tenacidade

A figura 36 mostra os valores de tenacidade em função das temperaturas de revenido com tempo de duas horas, para as diversas temperaturas de austenitização e posição do entalhe “V” no sentido TL e TE, cujos dados estão nas tabelas XVIII e XIX do apêndice.

Constata-se que entre a condição da posição do entalhe (TL e TE) não houve mudança significativa na tenacidade. Mas, se observa em ambos os gráficos à redução de tenacidade nas amostras revenidas entre 300 a 400 °C, para todas as temperaturas de austenitização.

Este fenômeno foi associado com a fragilidade da martensita revenida causado pela precipitação fina de cementita em contorno das ripas de martensita, que impedem o movimento das discordâncias [9, 12, 28, 24, 30]. Estes precipitados, quando crescem, formam um emaranhado de discordâncias em contornos das ripas de martensita e contornos de precipitados aumentando a tensão em sua volta, facilitando o surgimento de trincas nessa região com baixa taxa de deformação, resultando no micromecanismo de fratura por clivagem (fig. 26) [28, 24].

As amostras revenidas acima de 400 °C, a tenacidade aumenta significativamente para todas as temperaturas de austenitização, chegando a 53 Joules nas amostras revenida a 450 °C e austenitizada a 920 °C. Este resultado foi associado aos mecanismos de recuperação da martensita e coalescimento da cementita [5, 7].

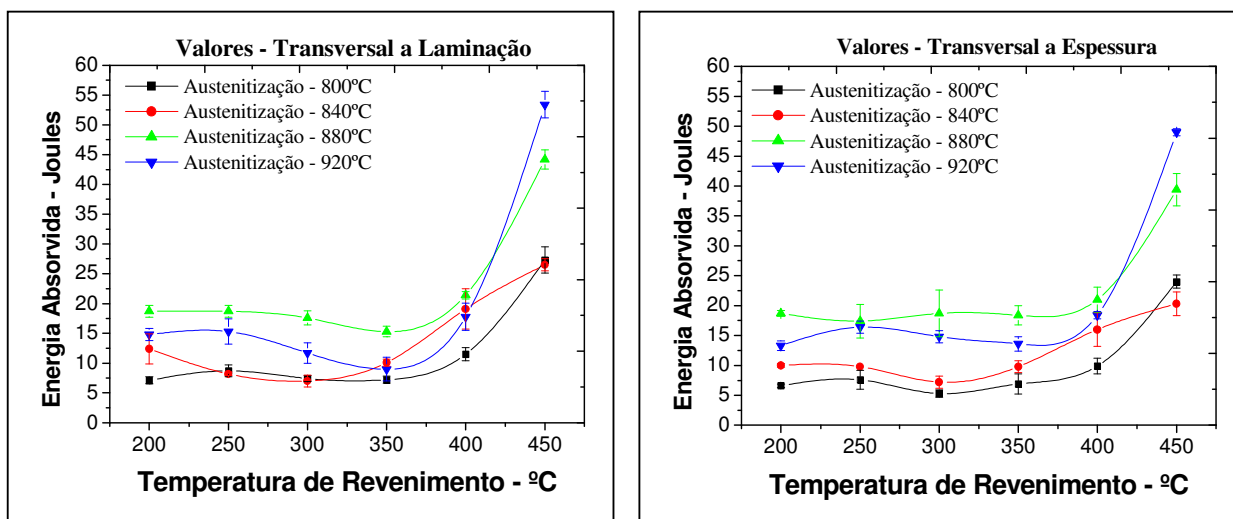


Figura 36 – Influência da temperatura de revenido na tenacidade para diversas temperaturas de austenitização – Posição do entalhe TL e TE.

A figura 37 apresenta valores comparativos de tenacidade e dureza entre os dados da literatura (Referência 1) e os dados da condição experimental 880 °C.

Observa-se que os dados apresentados neste trabalho, apresentam a mesma tendência na redução de energia absorvida na faixa de revenido entre 300 a 400 °C.

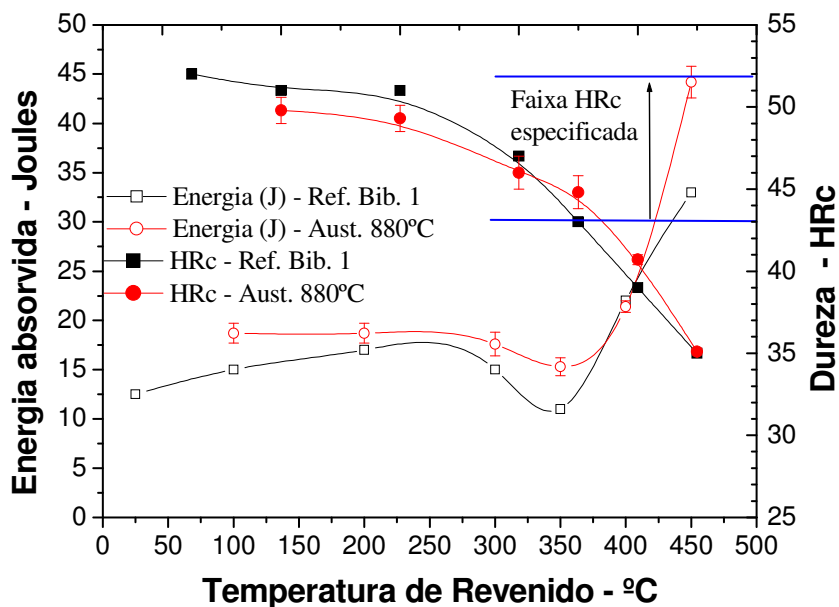


Figura 37 – Valores comparativos entre dados de tenacidade e dureza da referência 1 com valores da condição experimental a 880 °C.

4.2.9. Influência da temperatura de revenido no limite de escoamento e de resistência

A figura 38 mostra os resultados do limite de escoamento e de resistência em função da temperatura de revenido, para as diversas temperaturas de austenitização, cujos dados estão nas tabelas XX e XXI do apêndice.

Observa-se uma tendência similar a da figura 35, redução do limite de escoamento e resistência com o aumento da temperatura de revenido para todas as condições de austenitização. Este comportamento está relacionado aos mesmos fenômenos que ocorre com a dureza.

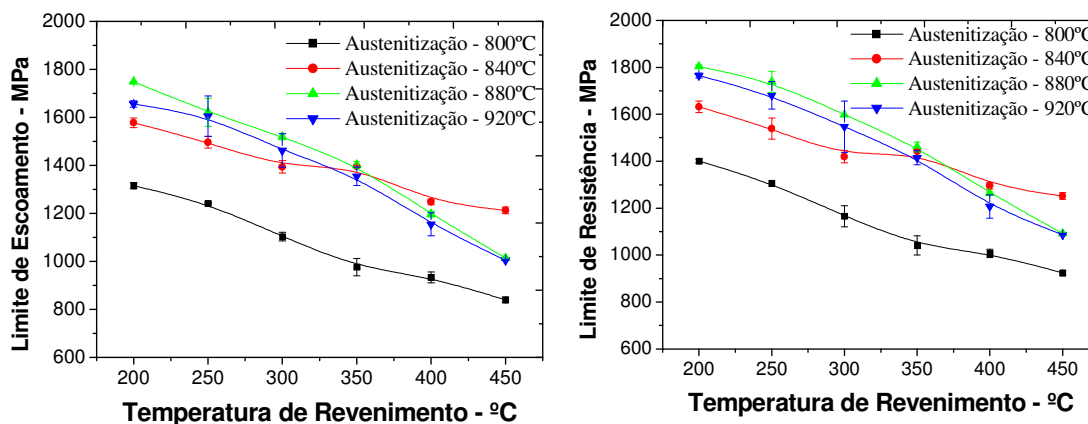


Figura 38 - Influência da temperatura de revenido no limite de escoamento e resistência para diversas temperaturas de austenitização.

4.2.10. Influência da temperatura de revenido no alongamento

A figura 39 mostra os valores de alongamento percentual em função da temperatura de revenido para as diversas temperaturas de austenitização, cujos dados estão na tabela XXII do apêndice.

Observa-se que o aumento da temperatura de revenido tende a um aumento do alongamento. Este resultado está associado à recuperação da matriz martensítica e ao coalescimento da cementita (fig. 27b). Este coalescimento reduz a quantidade de precipitado na matriz (tornando-os maiores) e aumenta a área sem barreira para o movimento das discordâncias [3, 5].

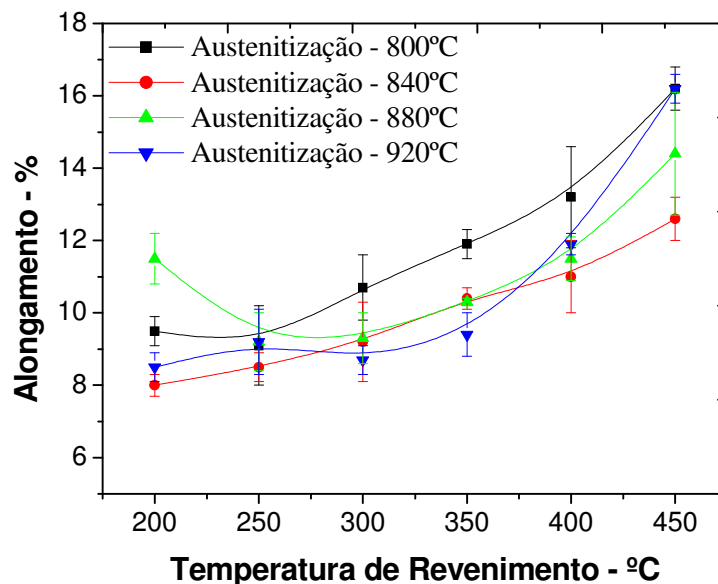


Figura 39 – Influência da temperatura de revenimento no alongamento com diversas temperaturas de austenitização.

4.2.11. Influência da temperatura de revenimento na redução de área

A figura 40 mostra a influência da temperatura de revenimento na redução de área para as diversas temperaturas de austenitização, cujos dados estão na tabela XXIII do apêndice.

Observa-se um comportamento similar ao do alongamento (fig. 39), aumento da redução de área com o aumento da temperatura de revenimento para todas as temperaturas de austenitização.

Constata-se nas amostras austenitizadas a 800 °C apresentam valores de redução de área menores em baixas temperaturas de revenimento, quando comparadas às amostras austenitizadas em temperaturas maiores e revenidas em baixas temperaturas. Este menor valor na redução de área pode estar associado à microestrutura mista de martensita e ferrita, as quais possuem propriedades diferentes quando comparado à microestrutura martensítica revenida [7].

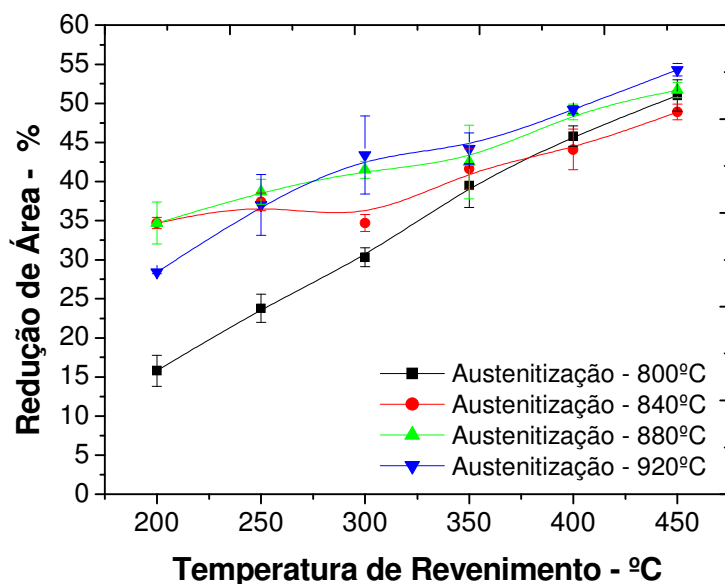


Figura 40 – Influência da temperatura de revenido na redução de área com diversas temperaturas de austenitização.

4.2.12. Influência do Tempo de Revenido na Tenacidade e dureza

A figura 41 mostra a influência do tempo de revenido na tenacidade das amostras austenitizadas a 880 °C, revenidas nas temperaturas de 250, 300 e 350 °C com entalhe em “V” no sentido transversal à laminação, cujos dados estão na tabela XXIV do apêndice.

Constata-se que, com o aumento do tempo de revenido de 2 para 72 horas, houve uma mudança significativa de energia absorvida entre as temperaturas de revenido estudadas.

As amostras revenidas a 250 °C com tempo de 24 horas apresentam um aumento da energia absorvida de 23 Joules quando comparada com tempo de 2 horas, tendo uma posterior redução para 8 Joules com tempo de 72 horas. Este resultado pode estar associado com a maior quantidade de filme de cementita em contorno das ripas de martensita formados durante o longo tempo de revenido em baixa temperatura.

Nas temperaturas de revenido de 300 e 350 °C verificou-se uma tendência à diminuição da energia absorvida com o aumento do tempo de revenido de 2 horas para 72 horas. Este

resultado, também foi associado a maior quantidade de carbono difundido da matriz martensítica devido o longo tempo, e precipitando-se em um volume maior de cementita quando comparada com temperaturas menores de revenido com o mesmo tempo.

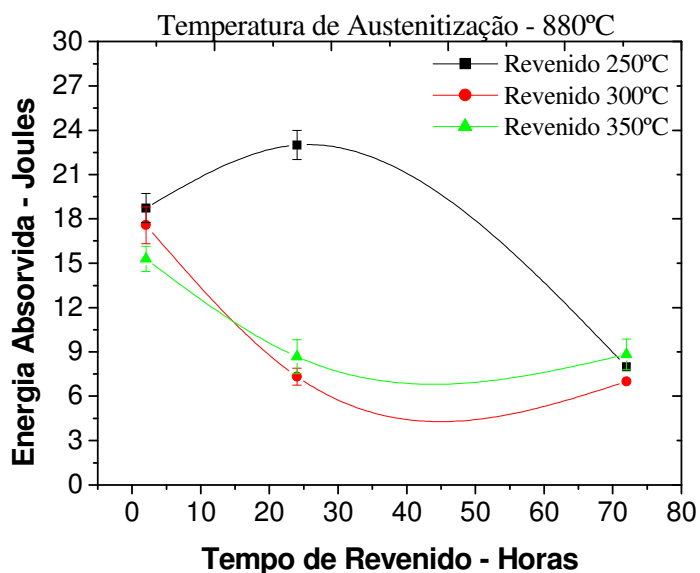


Figura 41 – Influência do tempo de revenido na tenacidade, para temperatura de austenitização de 880 °C.

A figura 42 mostra a influência do tempo de revenido na dureza em amostras austenitizadas a 880 °C e revenidas nas temperaturas de 250, 300 e 350 °C, cujos dados estão na tabela XXV do apêndice.

Observa-se que nas temperaturas de 250 e 300 °C não houve uma mudança significativa na dureza com o aumento do tempo de 2 para 72 horas. Uma suave redução é observada na condição de 350 °C de 45 para 42 HRc. Este resultado mostra que o tempo de revenido em baixas temperaturas pouco afeta a dureza.

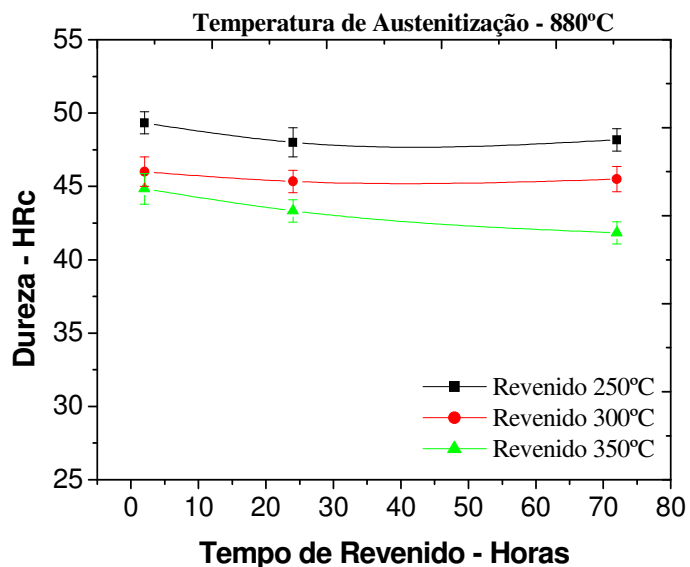


Figura 42 - Influência do tempo de revenido na dureza para as temperaturas de revenido de 250, 300 e 350 °C. Temperatura de austenitização de 880 °C.

4.2.13. Influência da Temperatura de ensaio na tenacidade

Para fins de completude e posterior referencia, foram realizados ensaio Charpy em diferentes temperaturas de ensaio, cujos dados estão nas tabelas XXVI e XXVII do apêndice.

A figura 43 mostra a influência da temperatura de ensaio na tenacidade, para as diversas temperaturas de austenitização e posição do entalhe (TL e TE), para amostras revenidas á 300 °C por duas horas, resfriadas ao ar após o revenido.

Observam-se valores de energia absorvida similar em ambos os gráficos para a mesma temperatura de austenitização. Com o aumento da temperatura de ensaio, a energia absorvida aumenta em todas as condições experimentais de austenitização.

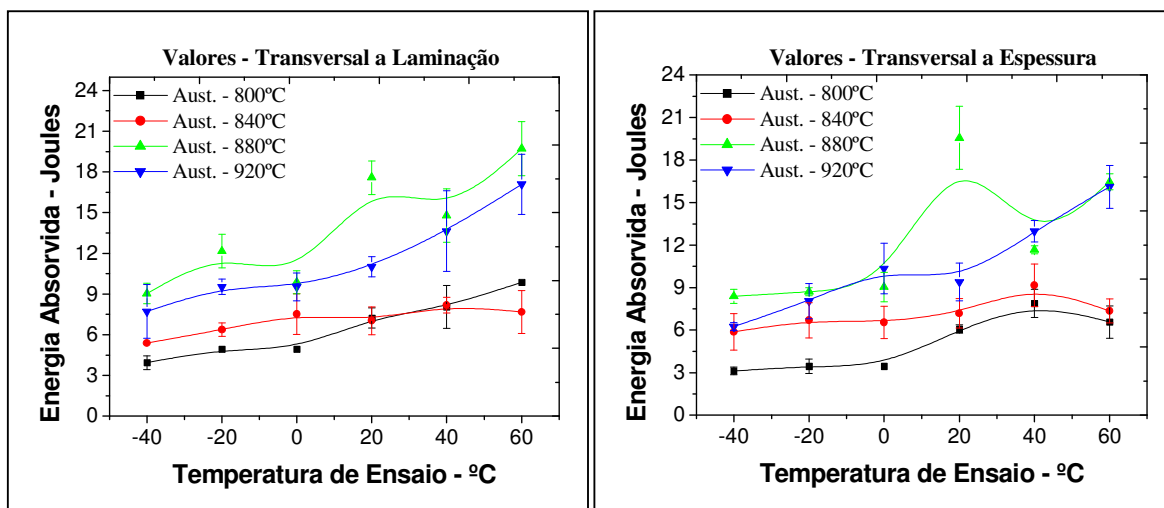


Figura 43 – Influência da temperatura de ensaio na tenacidade para amostras revenidas á 300 °C. Entalhe TL

4.2.14. Influência do desempenho e do resfriamento após revenido na tenacidade

A figura 44 mostra os valores de energia absorvida em função da temperatura de ensaio e posição do entalhe TL e TE, nas amostras austenitizadas a 840 °C e revenidas á 300 °C por duas horas. Sendo que uma amostra foi resfriada em água após revenido sem desempenho e outra com desempenho e resfriamento ao ar após revenido, cujos dados estão na tabela XXVIII do apêndice.

Constata-se que as amostras na condição com desempenho e resfriada ao ar após revenido, apresentam valores de tenacidade maiores em relação às amostras sem desempenho e resfriadas em água após revenido.

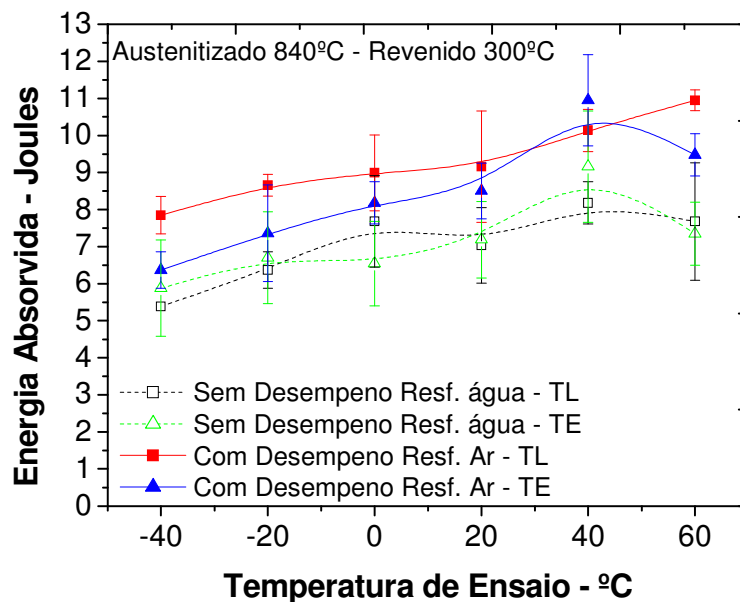


Figura 44 – Influência da temperatura de ensaio na tenacidade das amostras com e sem desempenho, sendo uma resfriada em água e outra ao ar após revenido.

4.3. Relação entre propriedades

A partir dos resultados anteriores, estabeleceu-se a relação entre dureza e tenacidade obtidos nos diferentes ensaios, ilustrados na figura 45. Os diferentes valores de dureza e tenacidade de uma mesma temperatura de austenitização (mesma curva da fig.45) resultam de diferentes temperaturas de revenimento.

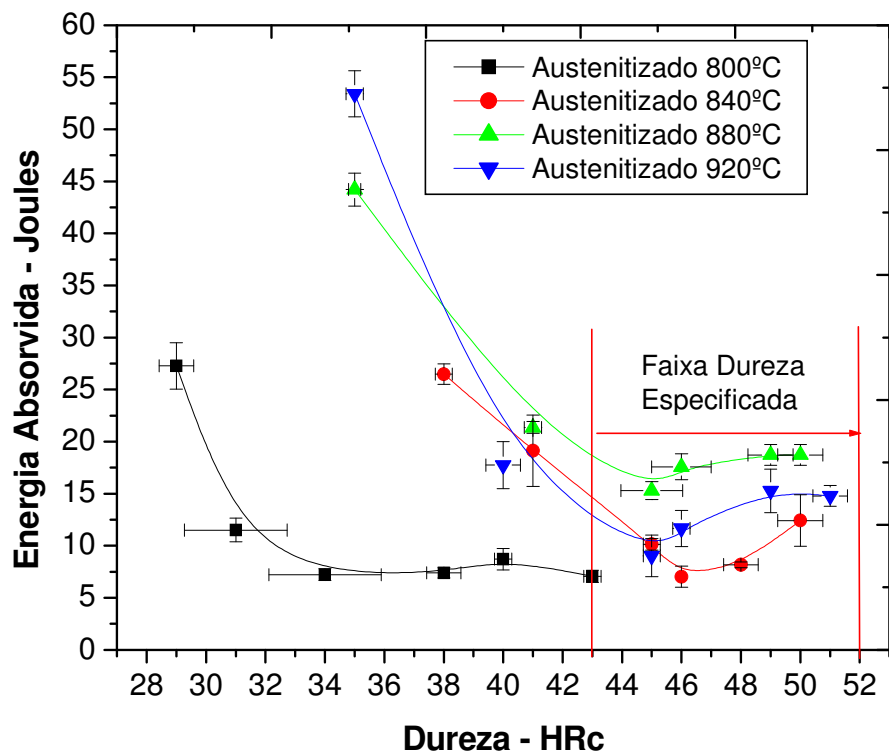


Figura 45 – Relação entre dureza e tenacidade para diversas temperaturas de austenitização.

A figura 45 mostra uma tendência geral de redução de tenacidade com aumento da dureza até a faixa de 44 a 46 HRC. Acima desta dureza, há uma tendência de aumento moderado de tenacidade.

Os valores mínimos de tenacidade tendem a ocorrer na faixa de 44 a 46 HRC, que é a faixa de dureza resultante de revenimento realizados na temperatura em que ocorre fragilização da martensita revenida (300 a 400 °C).

Em dissertação de mestrado anterior, Bueno [57] estudou a fragilidade ao revenido de aço 4140 resultante de diferentes temperaturas de revenido. Adaptando-se os dados daquela dissertação, obtem-se o gráfico da figura 46, e os dados estão na tabela XXIX do apêndice.

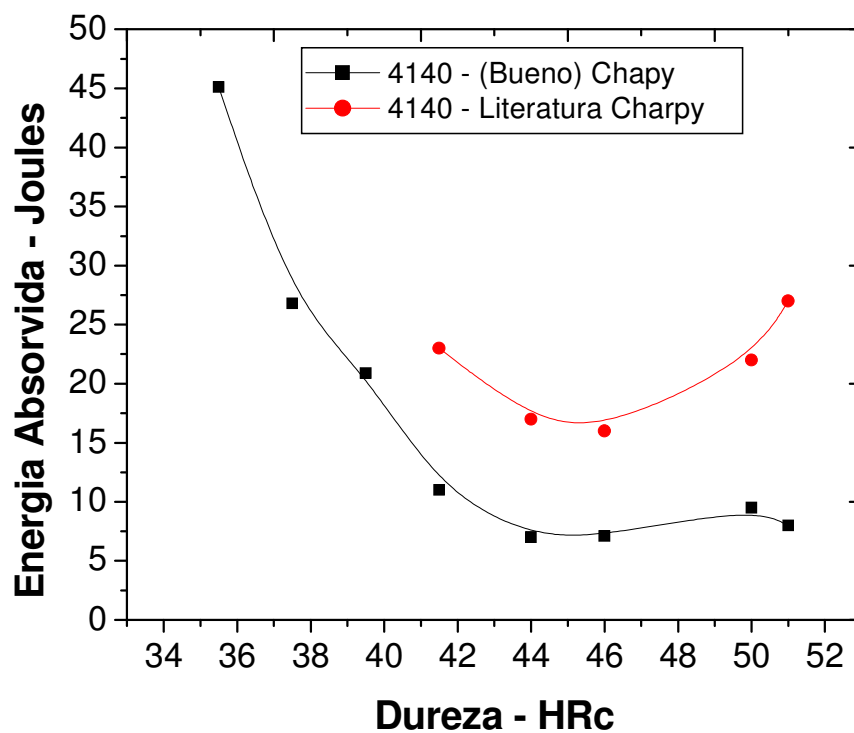


Figura 46 - Relação entre dureza e tenacidade para aço SAE 4140.

Novamente se constata que ocorre fragilização na faixa de dureza de 44 a 46 HRc, mesma faixa de dureza do presente trabalho. Um aspecto observado da figura 45 e 46 consistem no fato de se identificar uma faixa de dureza na qual ocorre fragilização, aspecto que não é documentado na literatura.

Finalmente, uma vez que o Limite de escoamento é fundamental como critério de projeto de componentes estruturais, apresenta-se na figura 47 a relação entre tenacidade e limite de escoamento obtidos nos experimentos do presente trabalho.

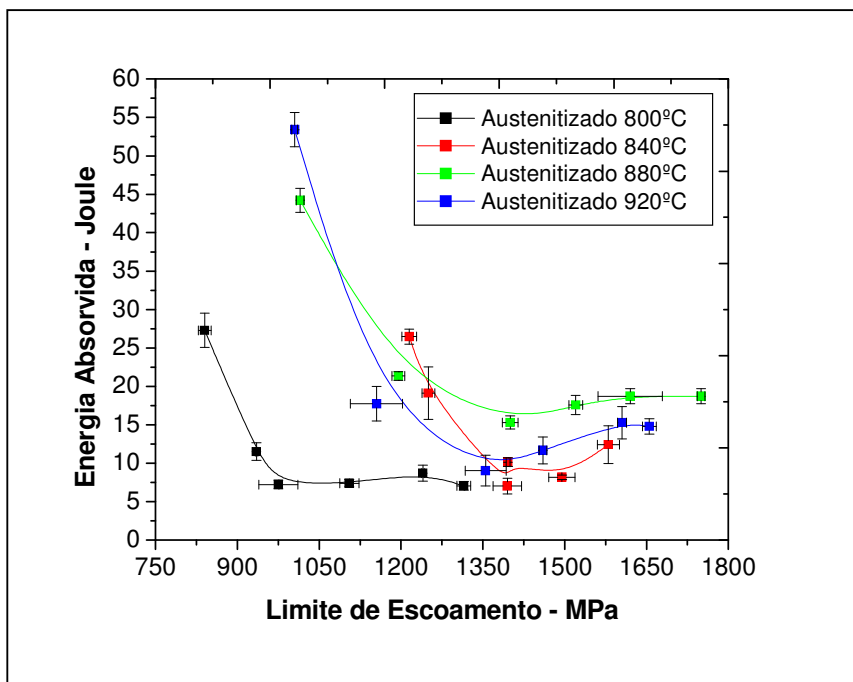


Figura 47 - Relação entre limite de escoamento e energia Charpy.

Esta figura indica que tratamentos que resultem em limite de escoamento acima de 1300 MPa devem ser evitados pois resultam em baixa tenacidade.

5. CONCLUSÕES

Diante do objetivo de se investigar a possibilidade de obtenção de dureza na faixa de 43 a 52 HRC sem ocorrência de fragilização no material após o tratamento térmico de têmpera e revenido, as seguintes conclusões foram obtidas quanto ao estudo do efeito de diferentes variáveis de processamento na resistência e tenacidade do aço SAE 15B30.

1. Quanto à temperatura de austenitização:

A avaliação das temperaturas de austenitização mostrou um valor maior de tenacidade situado em 880°C, sendo que para temperaturas inferiores há queda de tenacidade devido a presença de ferrita. Para temperaturas acima de 880°C há queda de tenacidade devido ao crescimento de grão austenítico.

Adicionalmente, em temperaturas de austenitização iguais ou acima de 840 °C obtem-se perfil de dureza homogêneo (constante) da periferia até o centro da amostra (12,7 mm espessura), enquanto que para temperaturas abaixo de 840 °C há queda de dureza da periferia para o centro da amostra.

2. Quanto à temperatura de revenido:

Há uma faixa de temperatura de revenido (300 a 400 °C) que resulta em fragilização do material.

3. Quanto ao desempenho:

Constatou-se que o desempenho não prejudica a tenacidade do material.

4. Quanto à obtenção da faixa de dureza desejada sem fragilização.

Diante de todas as variáveis estudadas, constata-se que este aço não permite obter tenacidade elevadas para a faixa de dureza de 43 a 52 HRC. Sendo que tratamentos que resultem em limite de escoamento acima de 1300 MPa, também resultam em baixa tenacidade.

6. SUGESTÕES

1. Estudo da adição de elemento de liga (molibdênio) no controle da fragilidade da martensita revenida do aço SAE 15B30.
2. Estudo da temperatura final de laminação nas propriedades mecânicas dos segmentos de desgaste fabricado em aço SAE 15B30 após reaquecimento para têmpera convencional.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] – RESTREPO, H.S.; **Propriedades Mecânicas del Acero 15B30**. Revista Universidad EAFIT, no 124, Dez. 2001, p 67-75
- [2] – MORGAM, P.; **Properties of HXK 15B30 XLECIL TM for Agricultural Components**. Metallurgical Technology Product Development, Set. 1999.
- [3] – NOVIKOV, I.; **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais**, Editora UFRJ, p 439 – 457, 1994.
- [4] – REED-HILL. R. E.; **Princípios de Metalurgia Física**, 2ª ed., p 620 – 633, 1982.
- [5] – KRAUS. G.; **Tempering and Structural Change in Ferrous Martensitic Structures - Phase Transformations in Ferrous Alloys**. Metallurgical Society of AIME, pp 102 – 123.
- [6] – OLIVEIRA. C.A. S.; **Tempera Direta de Aços Baixa Liga: Aspectos Cinéticos, Microestruturais e de Propriedades Mecânicas**. 1944, 245f. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Rio de Janeiro.
- [7] – MARDER. A. R. and GOLDSTEIN. J.I.; **Phase Transformations in Ferrous Alloys Structure-Property Relationships in Ferrous transformation Products**. AIME, 1984, pp 11-41.
- [8] – WANG. S.Y., WANG. C.Y. and ZHAO. D.L.; **Effect of Double Boron Impurities on the α -Iron Grain Boundary Cohesion**. Journal of Alloy and Compounds, n 368, p 308-311, 2004.
- [9] – PETERS. J.A., BEE. J.V., KOLK. B. and GARRETT. G.G.; **On the Mechanisms of Tempered Martensite Embrittlement**. Acta Metallurgica, v. 37, n 2, 1989, p. 675-686.

- [10] – ESTEVEN. W., BALAJIVA. K.; **The Influence of Minor Elements on the Isothermal Embrittlement of Steels.** JISI, 193, Oct. 1959, pp. 141-147.
- [11] – BRIANT. C.L. and BONERJI. S.K.; **Embrittlement of Engineering Alloys: Intergranular Fracture in Ferrous Alloys in Non-Aggressive Environments.** Materials Science and Technology, 1983, p. 21-58.
- [12] – HORN. R.M. and RITCHIE. R. O.; **Mecanisms of Tempered Martensite Embrittlement in Low Alloy Steels.** Metallurgical Transactions A, Vol. 9A , Aug. 1978, p. 1039-1053.
- [13] – ZIA-EBRAHIMI. F. and KRAUSS. G.; **Mecanisms of Tempered Martensite Embrittlement im Medium-Carbon Steels.** Acta Metallurgica, Vol. 23, No. 10, 1984, pp 1767-177.
- [14] – MEcMAHON. C.J. Jr.; **Mechanisms of Intergranular Fracture in Alloy Steels”, Materials Charecterizations.** N. 26, 1991, pp. 269-287.
- [15] – BALAJIVA. K., COOK. R. M. and WORM. D.K.; **Effects of Trace Elements on Embrittlement of Steels.** Nature, 178, Ago. 1956, p 433.
- [16] – ERHART. H. and GRABKE. H.J.; **Equilibrium Segregation of Phosphorus at Grain Boundary of Fe-P, Fe-C-P, Fe-Cr-P, and Fe-Cr-C-P Alloys.** Metals Science, Vol. 15, Sept. 1981, p. 401-408.
- [17] – BRIANT. C.L.; **The Effect od Nickel, Chromium, and manganese on Phosphorus Segregation in Low Alloy Steels.** Scripta Metallurgica, Vol. 15, 1981, pp. 1013-1018.
- [18] – HYDE. R.S.; **Quench Embrittlement and Intergranular Oxidation Embrittlement, Effects on Bending Fatigue Initiation of Gas-Carburized Steel.** Ph.D. Thisis, Colorado School of Mines, Aug. 1994.

- [19] – ABE. T., TSUKADA. K., TAGAWA. H. and KOZASU. I.; **Grain Boundary segregation behaviour of phosphorus and carbon under equilibrium and non-equilibrium conditions in austenitic region of steels.** ISIJ International, Vol. 30 (1990), No. 6, pp 444-450.
- [20] – CLAYTON. J. Q. and KNOTT. J. F.; **Phosphorus Segregation in Austenite in Ni-Cr and Ni-Cr-Mn Steel.** Metal Science, 1982, pp. 145-152
- [21] – MATLOCK. D.K. and KRAUSS. G.; **Quench Embrittlement in Martensite Steel.** 117th Meeting of JIM, Honolulu, 1995.
- [22] – KRAUSS. G.; **Heat Treated Martensitic Steel: Microstructural Systems for Advanced Manufacture.** , ISIJ International, Vol. 35, No. 4, 1995, pp. 349-359.
- [23] – SETO. K., LARSON. D.J., WARREN. P.J. and SMITH. G.D.W.; **Grain Boundary Segregation In Boron Added Interstitial Free Steels Studied By 3-Dimensional Atom Probe.** Scripta Materialia, Vol. 40, No. 9, pp. 1029–1034, 1999.
- [24] – SHEN. D.D., SONG. S.H., YUAN. Z.X. and WENG. L.Q.; **Effect of Solute Grain Boundary Segregation and Hardness on the Ductile-to-Brittle Transition for a Cr-Mo Low-Alloy Steel.** Materials Science and Engineering, A 394, pp 53-59, 2005.
- [25] – LESCANO. D., MANCINI. R.i, and LANZILLOTTO. C.; **Evaluation of tempered Martensite Embrittlement en AISI 15B41 Steel.** Journal of Materials Science letters n. 14, 1995 – p 1241-1242.
- [26] – METERKOWSKI. J.P. and KRAUSS. G.; **Tempered Martensite Embrittlement in SAE 4340 Steel.** Metalurgical Transactions A, Vol. 10^A, Nov. 1979, pp. 1643-1651.
- [27] – TINGDONG. X. and BUYUAN. C.; **Kinetics of non-equilibrium grain-boundary segregation.** Pergamon, Process in Materials Science, 49, 2004, pp 109-208.

- [28] – THOMAS. G.; **Retained Austenite and Tempered Martensite Embrittlement**” Metallurgical Transactions A, Vol. 9^A, March 1978, pp. 439-450.
- [29] – SARIKAYA. M., JHINGAN. A.K. and THOMAS. G.; **Retained Austenite and Tempered Martensite Embrittlement in Medium Carbon Steels.** Metallurgical Transactions A, Vol. 14^A, 1983, pp. 1121-1133.
- [30] – KRAUSS. G.; **Martensite in Steel: Strength and Structure.** Materials Science and Engineering, A273-275, pp 40-57, 1999.
- [31] – SUZUKI. S., OBATA. M., ABIKO. K., and KIMURA. H.; **Effect of Carbon on the Grain Boundary Segregation of Phosphorus in α -Iron.** Scripta Metallurgica, Vol. 17, 1983, pp. 1325-1328.
- [32] – REGULY. A., STROHAECKER. T.R., KRAUSS. G. and MATLOCK. D.K.; **Quench Embrittlement of Hardened 5160 Steel as a function of Austenitizing Temperature.** Metallurgical and Materials Transactions” , Vol. 35A, Jan. 2004, pp. 153-162.
- [33] – ANDO. T. and KRAUSS. G.; **The Effect of Phosphorus Content on Grain Boundary Cementite Formation in AISI 52100 Steel.** Met. Trans. A., Vol. 12^A, 1981, pp. 1283-1290.
- [34] – SHEN. F.S. and KRAUSS. G.; **The effect of Phosphorus Content and Proeutectoid Carbide Distribution on the Fracture Behavior of 52100 Steel.** J. of Heat Treating, Vol. 2, no. 3, 1982, pp. 238-249.
- [35] – SUZUKI. S., OBATA. M., ABIKO. K., and KIMURA. H.; **Role of Carbon in Preventing the Intergranular Fracture in Iron-Phosphorus Alloys,** Transactions ISIJ, Vol. 25, 1985, pp. 62-68.

- [36] - YU-QING. W. and McMahon. C.J.Jr.; **Interaction of Phosphorus, Carbon, Manganese and Chromium in intergranular Embrittlement of iron.** Materials Science and technology, Vol. 3, March 1987, pp. 207-216
- [37] – LLEWELLYN. D.T., COOK. W.T.; **Metallurgy of Boron-Treated Low-Alloy Steels.** Metals Technology, Dec. 1974, pp. 517-529.
- [38] – TAYLOR. K.A.; **Grain Boundary Segregation and Precipitation of Boron in 0.2 Percent Carbon Steels.** Metallurgical Transactions A, Vol. 23^A, Jan. 1992, pp. 107-119.
- [39] – MEGA. T., SHIMOMURA. J. and YASUHARA. E.; **Grain Boundary Segregation of Phosphorus and Boron in Extra-Low Carbon Steels.** Materials Transactions, JIM, Vol. 36, No. 10, 1995, pp. 1206-1213.
- [40] – LESLIE. W.C.; **The Physical Metallurgy of Steels.** Techbooks, India. 1991.
- [41] - BANERJI, S.K. and MORRAL. J. E.; **Boron in Steel.** Conference Proceeds, the Metallurgical Society of AIME, 1980.
- [42] – HASHIMOTO. M., ISHIDA. YAMAMOTO. Y. R. and DOYAMA. M.; **Atomistic Studies of Grain Boundary Segregation in Fe-P and Fe-B Alloys-III. Vibrational States of Atoms at the grain Boundaries.** Metallurgica, Vol. 32, N, 1, pp. 21-27.
- [43] – LIU. C. M., NAGOYA. T., ABIKO. K. and KIMURA. H.; **Effect of boron on the Grain Boundary Segregation of Phosphorus and Intergranular Fracture in High-Purity Fe-0.2 Pct P-B Alloy.** Metallurgical Transactions A, Vol. 23A, Jan. 1992, pp. 263-269
- [44] - SCHWARTZBART, H. and SHEEHAN, J. P.; **Effect of boron on the impact properties of quenched and tempered steels,** Synopsium on Metallic Materials at Low Temperatures, pp 332-344.

- [45] – Llewellyn. D.T. and COOK. W.T.; **Metallurgi of boron-treated low-alloy steels.** Metals Society, May 1974 pp 517-529.
- [46] – INOUE. T. and NAMBA. Y.; **The Effects of phosphorus Segregation at grain Boundaries and boron Additions on the Impact Toughness of Medium Carbon Tempered Martensite Steels With 150Kgf/mm² Strength Level**, Tetsu-to-Hagané, 77, 12, 1991, pp. 2155-2162.
- [47] – SETO. K., LARSON. D.J., WARREN. P.J. and SMITH. G.D.W. ; **Grain Boundary Segregation In Boron Added Interstitial Free Steels Studied By 3-Dimensional Atom Probe**”, Scripta Materialia, Vol. 40, No. 9, pp. 1029–1034, 1999.
- [48] - YU-QING. W. and MCMAHON. C.J. Jr.; **Interaction of Phosphorus, Carbon, Manganese and Chromium in intergranular Embrittlement of iron**” , Materials Science and technology, Vol. 3, March 1987, pp. 207-216.
- [49] – ABE. T., TSUKADA. K., TAGAWA. H. and KOZASU. I.; **Grain Boundary Segregation Behaviour Of Phosphorus And Carbon Under equilibrium Ad Non-equilibrium Conditions In Austenitic Region Of Steels.** ISIJ International, Vol. 30 (1990), No. 6, pp 444-450.
- [50] - LI LI , ER-BAO LIU, QUING-FEN LI and ZHEN LI.; **Non-equilibrium grain boundary cosegregation of Mo and P.** Applied Surface Science, 225, 2006, pp 3989-3992.
- [51] – WU. J., SONG. S.H., WENG. L.Q., XI. T. H. and YUAN. Z. X.; **An Auger electron spectroscopy study of phosphorus and molibdenum grain boudarry segregation in a 2.25Cr1Mo steel.** Materials Characterization, 2007.
- [52] – SHEN. D. D., SONG. S. H., YUAN. Z. X. and WENG. L. Q.; **Effect of solute grain boundary segregation and hardness on the ductile-to-brittle transition for a Cr-Mo low alloy steel.** Materials Science and Engineering, A 394, 2005, pp 53-59.

- [53] – KHAN. S.A. and ISLAM. M.A.; **Influence of Austenite Grain Size on the Degree of Temper Embrittlement in Cr-Mo Steel**. Journal of Materials Engineering and Performance, V. 16, , February 2007, pp 80-85.
- [54] – CAPUS. J.M.; **Austenite Grain Size and Temper Brittleness**”, JISI, Nov. 1962, pp. 922-927.
- [55] – BUENO Eleandro; **Estudo da fragilidade ao revenido de aço SAE 4140**, Dissertação (Mestrado)

APÊNDICE

È apresentado neste apêndice, às tabelas com os valores dos resultados experimental.

Os valores de ensaio de dureza (Rockwell C) é apresentado uma média de 3 impressões com desvio padrão.

Os valores de ensaio Charpy é uma média de 3 corpos de prova com desvio padrão para cada condição experimental

Os valores de propriedade mecânicas (LE, LR, A, e RA) é resultante de 2 corpos de prova com desvio padrão.

Tabela V - Variação da dureza ao longo da seção transversal das amostras austenitizadas á 800°C, e revenidas em várias temperaturas.

Distância da superfície mm	Rev. Média 200°C	Desvio Padrão 200°C	Rev. Média 250°C	Desvio Padrão 250°C	Rev. Média 300°C	Desvio Padrão 300°C	Rev. Média 350°C	Desvio Padrão 350°C	Rev. Média 400°C	Desvio Padrão 400°C	Rev. Média 450°C	Desvio Padrão 450°C
1	48,5	0,5	44,0	1,0	37,8	2,6	32,7	2,5	33,8	0,8	30,7	1,5
4	46,2	1,8	44,2	1,0	39,7	1,6	35,3	2,1	34,5	0,9	29,0	1,0
7	44,5	2,2	42,3	1,5	37,5	0,5	33,7	1,2	32,7	2,1	28,0	1,0
10	42,2	0,8	40,8	0,8	37,7	0,3	34,3	0,6	31,5	1,3	27,7	0,6
13 (centro)	42,7	0,3	39,7	0,3	37,7	0,6	34,2	1,9	31,0	1,7	28,7	0,6

Tabela VI - Variação da dureza ao longo da seção transversal das amostras austenitizadas á 840°C, e revenidas em várias temperaturas.

Distância da superfície mm	Rev. Média 200°C	Desvio Padrão 200°C	Rev. Média 250°C	Desvio Padrão 250°C	Rev. Média 300°C	Desvio Padrão 300°C	Rev. Média 350°C	Desvio Padrão 350°C	Rev. Média 400°C	Desvio Padrão 400°C	Rev. Média 450°C	Desvio Padrão 450°C
1	48,0	1,0	47,2	0,8	44,3	0,6	40,7	1,5	37,8	0,8	37,0	0,9
4	50,0	1,0	48,2	1,0	46,0	0,0	42,7	1,5	40,8	0,3	37,0	1,0
7	48,3	0,6	48,2	0,3	47,0	1,0	46,0	0,0	41,7	0,6	38,0	0,0
10	50,0	0,0	50,0	0,9	46,2	0,8	45,8	0,3	41,2	0,8	37,8	0,3
13 (centro)	50,2	0,8	48,3	0,6	46,0	0,0	45,7	0,3	41,0	0,0	37,8	0,3

Tabela VII - Variação da dureza ao longo da seção transversal das amostras austenitizadas á 880°C, e revenidas em várias temperaturas.

Distância da superfície mm	Rev. Média 200°C	Desvio Padrão 200°C	Rev. Média 250°C	Desvio Padrão 250°C	Rev. Média 300°C	Desvio Padrão 300°C	Rev. Média 350°C	Desvio Padrão 350°C	Rev. Média 400°C	Desvio Padrão 400°C	Rev. Média 450°C	Desvio Padrão 450°C
1	50,3	1,2	47,5	0,5	43,3	0,8	42,2	0,8	35,7	0,3	32,0	1,0
4	50,3	0,3	48,5	0,5	45,2	1,0	43,3	0,6	40,0	0,5	34,5	0,0
7	49,8	0,6	49,0	0,0	46,0	1,3	43,3	0,6	41,0	0,5	35,5	0,5
10	50,0	1,0	49,5	0,5	45,8	0,3	44,0	0,0	40,5	0,5	34,8	0,3
13 (centro)	49,8	0,8	49,3	0,8	46,0	1,0	44,8	1,0	40,7	0,3	35,1	0,2

Tabela VIII - Variação da dureza ao longo da seção transversal das amostras austenitizadas á 920°C, e revenidas em várias temperaturas.

Distância da superfície mm	Rev. Média 200°C	Desvio Padrão 200°C	Rev. Média 250°C	Desvio Padrão 250°C	Rev. Média 300°C	Desvio Padrão 300°C	Rev. Média 350°C	Desvio Padrão 350°C	Rev. Média 400°C	Desvio Padrão 400°C	Rev. Média 450°C	Desvio Padrão 450°C
1	49,7	1,5	47,8	1,6	44,0	0,0	41,7	1,5	38,2	1,0	32,5	1,3
4	50,7	0,6	49,8	0,6	45,7	0,8	44,0	0,5	40,7	1,8	33,8	0,8
7	51,7	0,8	49,2	0,3	46,7	0,8	44,5	1,0	41,5	0,0	34,3	0,6
10	51,3	0,6	49,8	0,8	46,5	0,5	43,8	0,3	40,8	0,8	35,5	0,5
13 (centro)	50,7	0,6	49,5	0,0	46,3	0,3	44,7	0,3	40,3	0,6	35,3	0,3

Tabela IX – Variação da dureza de núcleo (13 mm da superfície) em função das temperaturas de austenitização e de revenido.

Temperatura de austenitização °C	Rev. Média 200°C	Desvio Padrão 200°C	Rev. Média 250°C	Desvio Padrão 250°C	Rev. Média 300°C	Desvio Padrão 300°C	Rev. Média 350°C	Desvio Padrão 350°C	Rev. Média 400°C	Desvio Padrão 400°C	Rev. Média 450°C	Desvio Padrão 450°C
800	42,7	0,3	39,7	0,3	37,7	0,6	34,2	1,9	31,0	1,7	28,7	0,6
840	50,2	0,8	48,3	0,6	46,0	0,0	45,7	0,3	41,0	0,0	37,8	0,3
880	49,8	0,8	49,3	0,8	46,0	1,0	44,8	1,0	40,7	0,3	35,1	0,2
920	50,7	0,6	49,5	0,0	46,3	0,3	44,7	0,3	40,3	0,6	35,3	0,3

Tabela X – Variação da energia absorvida em função das temperaturas de austenitização com diversas temperaturas de revenido, e posição do entalhe na direção transversal a laminação. (TL)

Temperatura de austenitização °C	Rev. Média 200°C	Desvio Padrão 200°C	Rev. Média 250°C	Desvio Padrão 250°C	Rev. Média 300°C	Desvio Padrão 300°C	Rev. Média 350°C	Desvio Padrão 350°C	Rev. Média 400°C	Desvio Padrão 400°C	Rev. Média 450°C	Desvio Padrão 450°C
800	7,1	0,6	8,7	1,0	7,4	0,5	7,2	0,6	11,5	1,1	27,3	2,2
840	12,4	2,5	8,2	0,3	7,0	1,0	10,1	0,6	19,1	3,4	26,5	1,0
880	18,7	1,0	18,7	1,0	17,6	1,2	15,3	0,9	21,4	0,6	44,2	1,6
920	14,8	1,0	15,3	2,1	11,7	1,7	9,0	2,0	17,8	2,3	53,4	2,2

Tabela XI – Variação da energia absorvida em função das temperaturas de austenitização com diversas temperaturas de revenido, e posição do entalhe na direção transversal a espessura (TE).

Temperatura de austenitização °C	Rev. Média 200°C	Desvio Padrão 200°C	Rev. Média 250°C	Desvio Padrão 250°C	Rev. Média 300°C	Desvio Padrão 300°C	Rev. Média 350°C	Desvio Padrão 350°C	Rev. Média 400°C	Desvio Padrão 400°C	Rev. Média 450°C	Desvio Padrão 450°C
800	6,6	0,3	7,6	1,6	5,3	0,6	6,9	1,7	9,9	1,3	24,0	1,1
840	10,0	0,3	9,8	0,0	7,2	1,0	9,8	1,0	16,0	2,8	20,3	2,0
880	18,7	0,5	17,4	2,8	18,7	3,9	18,4	1,6	21,0	2,1	39,4	2,7
920	13,3	0,8	16,4	1,0	14,8	1,0	13,6	1,2	18,4	0,6	49,0	0,6

Tabela XII - Variação do limite de resistência ao escoamento em função das temperaturas de austenitização com diversas temperaturas de revenido (Valores em MPa).

Temperatura de austenitização °C	Rev. Média 200°C	Desvio Padrão 200°C	Rev. Média 250°C	Desvio Padrão 250°C	Rev. Média 300°C	Desvio Padrão 300°C	Rev. Média 350°C	Desvio Padrão 350°C	Rev. Média 400°C	Desvio Padrão 400°C	Rev. Média 450°C	Desvio Padrão 450°C
800	1316	12,6	1240	2,9	1100	17,7	976	36	934	23,1	840	11,7
840	1578	20,1	1500	24,1	1390	26	1396	3,5	1250	11,7	1213	13,5
880	1749	0,7	1620	59	1520	12,6	1402	14,3	1200	11,7	1014	7,1
920	1656	12,5	1610	83,8	1460	69,5	1355	37,5	1160	47,7	1005	5,5

Tabela XIII - Variação do limite de resistência em função das temperaturas de austenitização com diversas temperaturas de revenido (Valores em MPa).

Temperatura de austenitização °C	Rev. Média 200°C	Desvio Padrão 200°C	Rev. Média 250°C	Desvio Padrão 250°C	Rev. Média 300°C	Desvio Padrão 300°C	Rev. Média 350°C	Desvio Padrão 350°C	Rev. Média 400°C	Desvio Padrão 400°C	Rev. Média 450°C	Desvio Padrão 450°C
800	1401	90	1310	2	1170	45	1041	40,5	1010	17,5	924	9
840	1632	25	1540	44,6	1420	25,8	1443	7,6	1300	13,5	1252	13,5
880	1803	8,2	1740	45	1600	9	1461	21,1	1260	4,5	1092	4,5
920	1765	10	1680	58	1550	109,5	1415	30	1210	49,5	1087	3,2

Tabela XIV - Variação do percentual de alongamento em função das temperaturas de austenitização com diversas temperaturas de revenido.

Temperatura de austenitização °C	Rev. Média 200°C	Desvio Padrão 200°C	Rev. Média 250°C	Desvio Padrão 250°C	Rev. Média 300°C	Desvio Padrão 300°C	Rev. Média 350°C	Desvio Padrão 350°C	Rev. Média 400°C	Desvio Padrão 400°C	Rev. Média 450°C	Desvio Padrão 450°C
800	9,5	0,42	9,13	1,13	10,7	0,92	11,9	0,42	13,2	1,41	16,2	0,57
840	8	0,28	8,5	0,35	9,2	1,13	10,4	0,28	11	0,99	12,6	0,57
880	11,5	0,71	9,2	0,8	9,3	0,71	10,3	0,07	11,5	0,57	14,4	1,7
920	8,5	0,42	9,2	0,85	8,7	0,42	9,4	0,64	11,9	0,28	16,2	0,35

Tabela XV - Variação do percentual de redução de área em função das temperaturas de austenitização com diversas temperaturas de revenido.

Temperatura de austenitização °C	Ver. Média 200°C	Desvio Padrão 200°C	Rev. Média 250°C	Desvio Padrão 250°C	Rev. Média 300°C	Desvio Padrão 300°C	Rev. Média 350°C	Desvio Padrão 350°C	Rev. Média 400°C	Desvio Padrão 400°C	Rev. Média 450°C	Desvio Padrão 450°C
800	15,8	1,95	23,8	1,77	30,3	1,18	39,5	2,75	45,8	1,29	51	1,98
840	34,7	0,68	37,4	1,11	34,7	1,11	41,6	2,56	44,1	2,64	48,9	1,01
880	34,7	2,74	38,7	1,6	41,5	1,08	42,5	4,68	48,9	1,01	51,7	0,98
920	28,4	0,21	37	3,91	43,4	5,02	44,2	1,96	49,2	0,5	54,3	0,8

Tabela XVI - Variação da dureza de núcleo (13 mm) em função das temperaturas de revenido para várias temperaturas de austenitização.

Temperatura de Revenido °C	Austenitizado á 800°C		Austenitizado á 840°C		Austenitizado á 880°C		Austenitizado á 920°C	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
200	42,7	0,3	50,2	0,8	49,8	0,8	50,7	0,6
250	39,7	0,3	48,3	0,6	49,3	0,8	49,5	0,0
300	37,7	0,6	46,0	0,0	46,0	1,0	46,3	0,3
350	34,2	1,9	45,7	0,3	44,8	1,0	44,7	0,3
400	31,0	1,7	41,0	0,0	40,7	0,3	40,3	0,6
450	28,7	0,6	37,8	0,3	35,1	0,2	35,3	0,3

Tabela XVII – Variação da energia absorvida em função das temperaturas de austenitização para várias temperaturas de revenido, e posição do entalhe na direção transversal a laminação (TL).

Temperatura de Revenido °C	Austenitizado á 800°C		Austenitizado á 840°C		Austenitizado á 880°C		Austenitizado á 920°C	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
200	7,1	0,6	12,4	2,5	18,7	1,0	14,8	1,0
250	8,7	1,0	8,2	0,3	18,7	1,0	15,3	2,1
300	7,4	0,5	7,0	1,0	17,6	1,2	11,7	1,7
350	7,2	0,6	10,1	0,6	15,3	0,9	9,0	2,0
400	11,5	1,1	19,1	3,4	21,4	0,6	17,8	2,3
450	27,3	2,2	26,5	1,0	44,2	1,6	53,4	2,2

Tabela XVIII – Variação da energia absorvida em função das temperaturas de austenitização para várias temperaturas de revenido, e posição do entalhe na direção transversal a espessura (TE).

Temperatura de Revenido °C	Austenitizado á 800°C		Austenitizado á 840°C		Austenitizado á 880°C		Austenitizado á 920°C	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
200	6,6	0,3	10,0	0,3	18,7	0,5	13,3	0,8
250	7,6	1,6	9,8	0,0	17,4	2,8	16,4	1,0
300	5,3	0,6	7,2	1,0	18,7	3,9	14,8	1,0
350	6,9	1,7	9,8	1,0	18,4	1,6	13,6	1,2
400	9,9	1,3	16,0	2,8	21,0	2,1	18,4	0,6
450	24,0	1,1	20,3	2,0	39,4	2,7	49,0	0,6

Tabela XIX - Variação do limite de resistência escoamento em função das temperaturas de austenitização para várias temperaturas de revenido (Valores em MPa)

Temperatura de Revenido °C	Austenitizado á 800°C		Austenitizado á 840°C		Austenitizado á 880°C		Austenitizado á 920°C	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
200	1316	13	1578	20	1749	0	1656	13
250	1242	3	1496	24	1622	59	1606	84
300	1104	18	1394	26	1520	13	1462	70
350	976	36	1396	4	1402	14	1355	38
400	934	23	1248	12	1197	12	1155	48
450	840	12	1213	14	1014	7	1005	6

Tabela XX - Variação do limite de resistência em função das temperaturas de austenitização para várias temperaturas de revenido (Valores em MPa)

Temperatura de Revenido °C	Austenitizado á 800°C		Austenitizado á 840°C		Austenitizado á 880°C		Austenitizado á 920°C	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
200	1401	9	1632	25	1803	8	1765	10
250	1306	0	1539	45	1739	45	1681	58
300	1166	45	1420	26	1599	9	1547	110
350	1041	41	1443	8	1461	21	1415	30
400	1007	18	1296	14	1264	5	1207	50
450	924	9	1252	14	1092	5	1087	3

Tabela XXI - Variação do percentual de alongamento em função das temperaturas de austenitização para várias temperaturas de revenido

Temperatura de Revenido °C	Austenitizado á 800°C		Austenitizado á 840°C		Austenitizado á 880°C		Austenitizado á 920°C	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
200	9,5	0,4	8,0	0,3	11,5	0,7	8,5	0,4
250	9,1	1,1	8,5	0,4	9,2	0,8	9,2	0,9
300	10,7	0,9	9,2	1,1	9,3	0,7	8,7	0,4
350	11,9	0,4	10,4	0,3	10,3	0,1	9,4	0,6
400	13,2	1,4	11,0	1,0	11,5	0,6	11,9	0,3
450	16,2	0,6	12,6	0,6	14,4	1,7	16,2	0,4

Tabela XXII - Variação do percentual de redução de área em função das temperaturas de austenitização e de revenido

Temperatura de Revenido °C	Austenitizado á 800°C		Austenitizado á 840°C		Austenitizado á 880°C		Austenitizado á 920°C	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
200	15,8	2,0	34,7	0,7	34,7	2,7	28,4	0,2
250	23,8	1,8	37,4	1,1	38,7	1,6	37,0	3,9
300	30,3	1,2	34,7	1,1	41,5	1,1	43,4	5,0
350	39,5	2,8	41,6	2,6	42,5	4,7	44,2	2,0
400	45,8	1,3	44,1	2,6	48,9	1,0	49,2	0,5
450	51,0	2,0	48,9	1,0	51,7	1,0	54,3	0,8

Tabela XXIII – Variação da energia absorvida em função do tempo de revenido, para amostras austenitizadas á 880°C e revenidas em várias temperaturas. Entalhe na posição TL (Valores em Joules)

Tempo de revenido - Horas	Média 250°C	Desvio padrão 250°C	Média 300°C	Desvio padrão 300°C	Média 350°C	Desvio padrão 350°C
2	18,73	0,99	17,58	1,24	15,29	0,85
24	23,00	1,00	7,33	0,58	8,67	1,15
72	8,00	0,00	7,00	0,00	8,83	1,04

Tabela XXIV - Variação da dureza (HRC) em função do tempo de revenido, para amostras austenitizadas á 880°C e revenidas em várias temperaturas.

Tempo de revenido - Horas	Média 250°C	Desvio padrão 250°C	Média 300°C	Desvio padrão 300°C	Média 350°C	Desvio padrão 350°C
2	49,33	0,76	46,00	1,00	44,83	1,04
24	48,00	1,00	45,33	0,76	43,33	0,76
72	48,17	0,76	45,50	0,87	41,83	0,76

Tabela XXV – Variação da energia absorvida (Joules) em função da temperatura de ensaio na tenacidade, para diversas temperaturas de austenitização em amostras revenidas á 300°C. Entalhe transversal á laminação (TL).

Temperatura de Revenido °C	Austenitizado á 800°C		Austenitizado á 840°C		Austenitizado á 880°C		Austenitizado á 920°C	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
-40	3,94	0,50	5,39	0,00	9,04	0,75	7,72	1,99
-20	4,93	0,00	6,37	0,49	12,16	1,24	9,53	0,57
0	4,93	0,00	7,52	1,50	9,86	0,85	9,53	1,03
20	7,23	0,75	7,03	1,02	17,58	1,24	11,01	0,75
40	8,05	1,58	8,18	0,57	14,79	1,97	13,64	2,97
60	9,86	0,00	7,68	1,58	19,72	1,99	17,09	2,22

Tabela XXVI - Variação da energia absorvida (Joules) em função da temperatura de ensaio na tenacidade, para diversas temperaturas de austenitização em amostras revenidas á 300°C. Entalhe transversal á espessura (TE).

Temperatura de Revenido °C	Austenitizado á 800°C		Austenitizado á 840°C		Austenitizado á 880°C		Austenitizado á 920°C	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
-40	3,12	0,28	5,88	1,30	8,38	0,49	6,25	0,28
-20	3,45	0,51	6,70	1,24	8,71	0,28	8,05	1,24
0	3,45	0,00	6,54	1,14	9,04	1,03	10,35	1,78
20	6,08	0,28	7,19	1,03	19,56	2,22	9,40	1,34
40	7,89	0,99	9,16	1,50	11,67	0,28	12,98	0,75
60	6,57	1,14	7,35	0,85	16,46	0,57	16,11	1,51

Tabela XXVII - Variação da energia absorvida (Joules) em função do desempenho e do resfriamento após revenido á 300°C, em amostras austenitizadas a 840°C ensaiadas em varias temperaturas. Entalhe na direção transversal a laminação (TL) e transversal à espessura (TE).

Temperatura de Revenido °C	Sem Desempeno – Resf. Água - TL		Com Desempeno – Resf. Ar - TL		Sem Desempeno – Resf. Água - TE		Com Desempeno – Resf. Ar - TL	
	Média Joules	Desvio Padrão	Media Joules	Desvio Padrão	Média Joules	Desvio Padrão	Média Joules	Desvio Padrão
-40	5,39	0,00	7,85	0,50	5,88	1,30	6,37	0,49
-20	6,37	0,49	8,66	0,29	6,70	1,24	7,36	1,30
0	7,68	1,24	8,99	1,02	6,54	1,14	8,18	0,57
20	7,03	1,02	9,16	1,50	7,19	1,03	8,50	0,75
40	8,18	0,57	10,14	0,57	9,16	1,50	10,95	1,23
60	7,68	1,58	10,95	0,28	7,35	0,85	9,48	0,57

Tabela XXVIII – Relação da dureza a tenacidade em aço 4140.

Dureza - HRc	Dados Dissertação Bueno [55] (aço 4140) Charpy	Dados Literatura Aço 4140 Chapy
51	8	27
50	9,5	22
46	7,1	16
44	7	17
41,5	11	23
39,5	20,9	--
37,5	26,8	--
35,5	45,1	--