

ARNALDO FORGAS JÚNIOR

**INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE RECOZIMENTO INTERCRÍTICO NO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DE UM AÇO BIFÁSICO BAIXO CARBONO**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Centro
Universitário da FEI como parte dos requisitos
necessários à obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica, orientada pelo Prof. Dr.
Rodrigo Magnabosco.

São Bernardo do Campo
2009



Centro Universitário da FEI

APRESENTAÇÃO DE DISSERTAÇÃO ATA DA BANCA JULGADORA

PGE- 10

Programa de Mestrado de Engenharia Mecânica

Aluno: Arnaldo Forgas Júnior

Matrícula: 2071017

Título do Trabalho: Influência da temperatura de recozimento intercrítico no comportamento mecânico de um aço bifásico baixo carbono.

Área de Concentração: Materiais e Processos

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

Data da realização da prova: 21 / maio / 2009

A Banca Julgadora abaixo-assinada, atribuiu ao candidato o seguinte:

APROVADO

REPROVADO

São Bernardo do Campo, 21/maio/2009.

MEMBROS DA BANCA JULGADORA

Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

Ass.: *Rodrigo Magnabosco*

Prof. Dr. Francisco Ambrozio Filho

Ass.: *Francisco Ambrozio Filho*

Prof. Dr. Carlos de Moura Neto

Ass.: *Carlos de Moura Neto*

VERSÃO FINAL DA DISSERTAÇÃO

ENDOSSO DO ORIENTADOR APÓS A INCLUSÃO DAS
RECOMENDAÇÕES DA BANCA EXAMINADORA

Aprovação do Coordenador do Programa de Pós-graduação

Aganor de Toledo Fleury

Prof. Dr. Aganor de Toledo Fleury

À minha amada esposa Aline, pela paciência e compreensão; à minha irmã Andréa, pelo incentivo e aos meus pais, Arnaldo e Neusa, pela oportunidade concedida.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Rodrigo Magnabosco, pela orientação, ensinamentos e espírito crítico durante todo o período de aprendizado.

Ao professor Francisco Ambrozio Filho, por ter me iniciado no tema proposto, por ter sido meu tutor e por compor a banca avaliadora da minha dissertação.

Ao professor Carlos de Moura Neto, pelos ensinamentos e críticas propostos durante minha apresentação de qualificação e por compor a banca avaliadora da minha dissertação.

Aos professores do curso de Mestrado em Materiais e Processos, Roberto Bortolussi, Silvia Helena Prado Bettini, Ricardo Hauch Ribeiro de Castro, Francisco Ambrozio Filho e Rodrigo Magnabosco.

Aos técnicos do laboratório do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEI (CDMatM-FEI), Vlamir Anaia Rodrigues, Daniel Barduzzi Tavares, Gustavo Estrela, Geleci Silva e Antônio Magalhães Mirom.

Aos meus colegas de turma, Raquel Romana, Renato Abib, José Banin, Edna Castro, Eizi Tozaki e Leandro Aquino.

RESUMO

Esta pesquisa tem como objetivo principal investigar a influência da temperatura de recozimento intercrítico no comportamento mecânico de um aço bifásico com baixo teor de carbono, analisando principalmente a relação limite de resistência e ductilidade, em virtude de sua emergente importância na indústria automobilística, onde é necessário aliar essas duas propriedades. Para isso, foi adquirida uma chapa de aço bifásico comercial. Com o objetivo de se variar a fração em volume de martensita essa chapa foi tratada termicamente em quatro diferentes temperaturas (715, 755, 780 e 800°C) dentro da faixa de temperaturas da região intercrítica. Realizaram-se ensaios de tração e impacto em amostras do material como recebido e em amostras do material após o tratamento térmico de recozimento intercrítico. Os resultados mostram que a fração em volume de martensita aumenta com a temperatura de recozimento intercrítico, porém o tamanho de grão não apresenta uma variação considerável. Para avaliar a influência da microestrutura no comportamento mecânico do aço bifásico, foram relacionadas as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração e impacto em função da fração em volume de martensita obtida, para cada amostra tratada termicamente. Verifica-se que os limites de resistência e de escoamento aumentam com o aumento da fração em volume de martensita, porém com características diferentes. Enquanto que o limite de escoamento aumenta de forma linear, o limite de resistência apresenta duas inclinações, uma mais suave na faixa de 8 a 18% e outra mais significativa na faixa de 18 a 26% de fração em volume de martensita. Isso porque o limite de resistência é afetado diretamente pelo teor de carbono presente na martensita, que diminui com o aumento da temperatura de recozimento intercrítico, ou seja, quanto maior a fração em volume de martensita num aço bifásico menor será o teor de carbono presente na martensita. O limite de escoamento é impactado de maneira menos significativa pelo teor de carbono na martensita, apresentando variação linear, obedecendo, assim, à lei da mistura. A ductilidade, representada pelo alongamento total, diminui de maneira linear com o aumento da fração em volume de martensita, enquanto que o alongamento uniforme, que está relacionado ao processo de estampagem, apresenta uma característica não linear, sendo a variação muito pequena quando a fração em volume de martensita aumenta de 18 para 26%, devido à incompatibilidade plástica entre a matriz ferrita e as ilhas de martensita. Por meio do ensaio de impacto observa-se que o material com menor fração em volume de martensita apresenta o maior valor de energia absorvida, e os demais materiais tratados termicamente não apresentam alteração considerável. Em relação a temperatura de transição frágil – dúctil não é possível verificar nenhuma tendência em relação à fração em volume de martensita, sendo que o maior valor encontrado foi de -66°C. Para o encruamento, as análises de Hollomon e de Ludwik apresentam o mesmo comportamento, o expoente de encruamento diminui com o aumento da fração em volume de martensita. Para finalizar, é realizada uma avaliação comparativa de desempenho das propriedades mecânicas principais, segundo critérios de projeto e de segurança, entre as amostras tratadas termicamente e observa-se que o material de melhor desempenho é a amostra tratada termicamente na temperatura de recozimento intercrítico mais baixa (715°C), e que, portanto tem a menor fração em volume de martensita.

Palavras chave: Aços bifásicos. Propriedades mecânicas. Recozimento intercrítico.

ABSTRACT

This work has the main purpose to investigate the influence of the intercritical annealing temperature of a dual-phase steel (DP) with low carbon on the mechanical behavior, specially tensile strength and ductility, due to its emergent importance in the automotive industry, where it is necessary to unite these two properties. For this reason a commercial dual-phase steel sheet was obtained. In order to obtain different volume fractions of martensite the steel plate was heat treated at four different temperatures (715, 755, 780 and 780/°C) inside the intercritical region. Tension and impact tests were performed on this material as received and also on the heat treated specimens. The results show that increasing the annealing temperature lead to increase the volume fraction of martensite, on the other hand the grain size did not have changed. To evaluate the influence of the microstructure on the mechanical behavior of the dual-phase steel, it was related the mechanical properties obtained on tensile and impact tests against to the volume fraction of martensite, for each heat treatment condition. The tensile strength and the yield strength increase when the volume fraction of martensite increases, but in a different way. While the yield strength increases linearly the tensile strength shows two steps, the first one is softer and occurs from 8 to 18%, the second one is more significant and occurs from 18 to 26% volume fraction of martensite. It happens because the tensile strength is strongly affected by the carbon content of the martensite. The yield strength is affected in a different way, showing linearity and obeying the law of the mixture. The ductility, represented by the total elongation, decreases linearly when the volume fraction of martensite increases, while the uniform elongation, related to the stamping process, shows a non linear dependence and its variation is very small when the volume fraction of martensite increases from 18 to 26%, due the plastic incompatibility between the ferrite matrix and the martensite islands. From the impact test it is observed that the specimen heat treated in the lowest temperature shows the higher absorbed energy (upper shelf) than the other specimens. The ductile-to-brittle transition temperature shows no dependence with the volume fraction of martensite and the highest temperature observed was -66°C for all specimens. About the work hardening, Hollomon and Ludwik analyzes shows the same effect, the work hardening exponent decreases when the volume fraction of martensite increases. To finalize, it was elaborated a performance evaluation considering the principles mechanical properties, according design and safety requirements, against the heat treatment employed. The specimen heat treated on the lowest temperature (715°C), which has the lower volume fraction of martensite, reaches the best performance.

Keywords: Dual-phase steel. Mechanical properties. Annealing temperature.

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Composição química (% em massa) do aço bifásico em estudo.....	60
TABELA 2 - Relação das amostras de aços analisados e temperaturas de recozimento intercrítico empregadas.....	61
TABELA 3 - Fração em volume de martensita e tamanho de grão das amostras em estudo.....	69
TABELA 4 - Propriedades mecânicas obtidas pelo ensaio de tração.....	71
TABELA 5 - Expoente de encruamento e coeficiente de resistência, segundo o critério de Hollomon.....	77
TABELA 6 - Expoentes de encruamento e coeficientes de resistência, segundo o critério de Ludwik.....	82
TABELA 7 – Energia absorvida no ensaio de impacto para as amostras USI-00, USI-01, USI-02, USI-03 e USI-04.....	84
TABELA 8 - Resultados do ensaio de impacto para as amostras do aço bifásico em estudo.....	88
TABELA 9 – Fração em volume de martensita por tempo de recozimento intercrítico, na temperatura de 755°C.....	91
TABELA 10 - Valores de microdureza Knoop da ferrita para as amostras em estudo.....	103
TABELA 11 - Valores de microdureza Vickers da ferrita para as amostras em estudo.....	104
TABELA 12 – Comparativo de medidas de tenacidade do ensaio de impacto e do ensaio de tração.....	113
TABELA 13 - Avaliação das amostras tratadas termicamente segundo as propriedades mecânicas da comparação 01.....	116
TABELA 14 - Avaliação das amostras tratadas termicamente segundo as propriedades mecânicas da comparação 02.....	116

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - Comparativa de aumento na utilização dos aços bifásicos no Honda Civic, 32% para 50% em 2006.....	15
FIGURA 2 - Comparativo entre os aços avançados de alta resistência, caso dos aços bifásicos, e os aços de alta resistência.....	16
FIGURA 3a – Campo de tensões em torno de uma discordância em cunha, paralelo ao plano de escorregamento, calculado segundo equação (1).....	21
FIGURA 3b – Campo de tensões em torno de uma discordância em cunha, normal ao plano de escorregamento, calculado segundo a equação (2).....	21
FIGURA 4a - Diagrama binário ferro-carbono.....	23
FIGURA 4b - Região intercrítica, que é a área compreendida entre as linhas A_1 e A_3 ou região de estabilidade $\alpha + \gamma$	23
FIGURA 5 - Efeito do silício no diagrama de fases, originando expansão da região intercrítica.....	24
FIGURA 6 - Efeito dos elementos de liga no diagrama Fe-C mostrando a variação da fração de austenita pela temperatura.....	25
FIGURA 7a - Isopleta considerando a influência de 1,5% Mn na liga Fe-C.....	26
FIGURA 7b - Isopleta considerando a influência de 1,08% Si na liga Fe-C.....	26
FIGURA 7c - Isopleta considerando a influência de 0,092% Cr na liga Fe-C.....	27
FIGURA 8 - Isopleta considerando a influência dos elementos de liga - 1,5% Mn, 1,08% Si e 0,092% Cr na liga Fe-C.....	27
FIGURA 9 - Variação da fração em volume de austenita com a temperatura.....	28
FIGURA 10 - Cinética da formação da austenita num aço com 0,12%C e 1,5%Mn.....	29
FIGURA 11 - Diagrama de fases para um aço 0,12%C – 1,5%Mn nas condições de para-equilíbrio, considerando apenas a difusão de carbono na ferrita.....	32
FIGURA 12 - Porcentagem de austenita formada para várias temperaturas de recozimento intercrítico para um aço bifásico com 1,5%Mn e carbono variando de 0,005 a 0,12%.....	33
FIGURA 13 - Variação da temperatura de transformação martensítica com o teor de carbono.....	34
FIGURA 14 - Diagrama TRC comparativo para um aço sem e com 1% Si na liga.....	36

FIGURA 15 - Diagrama TRC mostrando o resultado da transformação num processo contínuo para a obtenção do aço bifásico ferrita-martensita.....	37
FIGURA 16 - Diagrama TRC comparativo para um aço manganês com 1,5% e 1,7% de Mn.....	38
FIGURA 17 - Lei da mistura ferrita-martensita nos aços bifásicos com baixo carbono....	40
FIGURA 18 - Variação da resistência mecânica de um aço bifásico em função da fração de martensita.....	41
FIGURA 19: Relação entre o limite de resistência e o teor de carbono na martensita para um aço bifásico.....	42
FIGURA 20 - Diagrama tensão-deformação de dois aços alta resistência e baixa liga (ARBL) comparados com o aço bifásico (DP340/590).....	45
FIGURA 21 - Variação do alongamento total e uniforme com o aumento da fração em volume de martensita.....	46
FIGURA 22 - Curva log-log da tensão verdadeira pela deformação plástica verdadeira para um aço bifásico com três diferentes frações em volume de ferrita.....	51
FIGURA 23 - Diagrama tensão – deformação verdadeira mostrando os três diferentes estágios para cada fase de um aço bifásico.....	52
FIGURA 24a - Variação de “n” com o volume da fase dura nos estágios II e III.....	53
FIGURA 24b - Variação de “n” com a diferença de limite de resistência no estágio III; ambas as condições são obtidas pela comparação de três tipos de aços.....	53
FIGURA 25 – Variação do coeficiente de encruamento com a fração em volume de martensita e bainita.....	54
FIGURA 26a - Curva de energia de impacto versus temperatura e a temperatura de transição dúctil-frágil.....	56
FIGURA 26b - Comparação dos materiais A e B.....	56
FIGURA 27 - Energia absorvida em função da temperatura obtida no ensaio de impacto para o aço DP590.....	58
FIGURA 28 - Energia absorvida em função da temperatura obtida no ensaio de impacto ilustrando o fenômeno de separação para o aço DP590.....	59
FIGURA 29 - Corpo de prova utilizado no ensaio de tração.....	64
FIGURA 30 - Corpo-de-prova utilizado no ensaio de impacto Charpy.....	65
FIGURA 31 - Curvas de temperatura em função das fases presentes para a composição química investigada no presente trabalho.....	61

FIGURA 32 - Variação da temperatura em função do tempo, mostrando a taxa de resfriamento.....	62
FIGURA 33 - Curva ajustada segundo procedimento PVP-2008-61650.....	66
FIGURA 34 - Microestruturas dos aços bifásicos estudados.....	64
FIGURA 35 - Variação da fração em volume de martensita com a temperatura de recozimento intercrítico.....	69
FIGURA 36 - Diagrama tensão-deformação de engenharia para os aços bifásicos em estudo.....	70
FIGURA 37 – Diagrama tensão-deformação verdadeira para os aços bifásicos em estudo.....	71
FIGURA 38 - Variação do limite de resistência com a temperatura de recozimento intercrítico.....	72
FIGURA 39 - Variação do limite de escoamento com a temperatura de recozimento intercrítico.....	72
FIGURA 40 - Variação do alongamento total e uniforme (ϵ_u) com a temperatura de recozimento intercrítico.....	73
FIGURA 41 - Curvas $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ dos aços bifásicos em estudo, segundo o critério de Hollomon.....	74
FIGURA 42 - Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$, segundo o critério de Hollomon, para o aço USI-00.....	74
FIGURA 43 - Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$, segundo o critério de Hollomon, para o aço USI-01.....	75
FIGURA 44 - Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$, segundo o critério de Hollomon, para o aço USI-02.....	75
FIGURA 45 - Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$, segundo o critério de Hollomon, para o aço USI-03.....	76
FIGURA 46 - Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$, segundo o critério de Hollomon, para o aço USI-04.....	76
FIGURA 47 - Variação do expoente de encruamento com a temperatura de recozimento intercrítico.....	77
FIGURA 48 - Variação do coeficiente de resistência com a temperatura de recozimento intercrítico.....	78
FIGURA 49 - Curvas $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ dos aços bifásicos em estudo, segundo o critério de Ludwik.....	79

FIGURA 50 - Função linear de aproximação da curva $\log\sigma$ x $\log\epsilon$, segundo o critério de Ludwik, para o aço USI-00.....	79
FIGURA 51 - Função linear de aproximação da curva $\log\sigma$ x $\log\epsilon$, segundo o critério de Ludwik, para o aço USI-01.....	80
FIGURA 52 - Função linear de aproximação da curva $\log\sigma$ x $\log\epsilon$, segundo o critério de Ludwik, para o aço USI-02.....	80
FIGURA 53 - Função linear de aproximação da curva $\log\sigma$ x $\log\epsilon$, segundo o critério de Ludwik, para o aço USI-03.	81
FIGURA 54 - Função linear de aproximação da curva $\log\sigma$ x $\log\epsilon$, segundo o critério de Ludwik, para o aço USI-04.	81
FIGURA 55 - Variação do expoente de encruamento com a temperatura de recozimento intercrítico.....	82
FIGURA 56 - Variação do coeficiente de resistência com a temperatura de recozimento intercrítico.....	83
FIGURA 57 - Energia absorvida em função das temperaturas de ensaio.....	85
FIGURA 58 - Curvas de ensaio de impacto ajustadas pela equação 22.....	85
FIGURA 59 - Curvas de ensaio de impacto ajustadas pela equação 22 (tangente hiperbólica), para a amostra USI-01.....	86
FIGURA 60 - Curvas de ensaio de impacto ajustadas pela equação 22 (tangente hiperbólica), para a amostra USI-02.....	86
FIGURA 61 - Curvas de ensaio de impacto ajustadas pela equação 22 (tangente hiperbólica), para a amostra USI-03.....	87
FIGURA 62 - Curvas de ensaio de impacto ajustadas pela equação 22 (tangente hiperbólica), para a amostra USI-04.....	87
FIGURA 63 - Curva da TTDF em função da temperatura de recozimento intercrítico.....	88
FIGURA 64 - Curva da energia de patamar superior em função da temperatura de recozimento intercrítico.....	89
FIGURA 65 - Comparação da fração em volume de austenita em relação à fração de martensita obtida.....	90
FIGURA 66a - Curvas da fração de martensita obtidas pela temperatura de recozimento intercrítico, sendo que, para 755°C, tem-se 5 tempos de tratamento diferentes.....	92
FIGURA 66b - Região de interesse ampliada.....	92
FIGURA 67 - Microestruturas da amostra USI-02 para tempos diferentes de tratamento.	93
FIGURA 68a - Microestrutura do material USI-01.....	94

FIGURA 68b - Microestrutura ampliada.....	94
FIGURA 69 - Variação do limite de resistência com a fração em volume de martensita..	95
FIGURA 70 - Valores estimados de teor de carbono na martensita.....	96
FIGURA 71 - Variação do limite de resistência com o teor de carbono na martensita.....	97
FIGURA 72 - Variação do limite de escoamento com a fração em volume de martensita.	98
FIGURA 73 - Variação do limite de escoamento com o teor de carbono na martensita....	98
FIGURA 74 - Variação do coeficiente de resistência com a fração de martensita, segundo o critério de Hollomon.....	99
FIGURA 75 - Variação do coeficiente de resistência com a fração de martensita, segundo o critério de Ludwik.....	100
FIGURA 76 – Variação do coeficiente de resistência de Hollomon com o teor de carbono na martensita.....	101
FIGURA 77 – Variação do coeficiente de resistência de Ludwik com o teor de carbono na martensita.....	101
FIGURA 78 - Microestrutura do aço bifásico com a impressão de microdureza Knoop...	102
FIGURA 79 - Microestrutura do aço bifásico com a impressão de microdureza Vickers..	103
FIGURA 80 - Variação do alongamento total e uniforme com a fração em volume de martensita do aço bifásico em estudo.....	105
FIGURA 81 - Variação do expoente de encruamento, segundo o critério de Hollomon, em função da fração em volume de martensita.....	106
FIGURA 82 - Comparativo do expoente de encruamento versus fração em martensita entre o presente trabalho e pesquisas da literatura.....	107
FIGURA 83 - Comparação entre o expoente de encruamento e o alongamento uniforme do aço bifásico em estudo.....	107
FIGURA 84 - Alongamento uniforme versus expoente de encruamento.....	108
FIGURA 85 - Variação do expoente de encruamento com a fração de martensita, segundo critério de Ludwik.....	109
FIGURA 86 – Tensão verdadeira por deformação plástica verdadeira obtida do ensaio de tração, e sobreposta às curvas das análises de Hollomon e Ludwik.....	110
FIGURA 87 - Curvas de impacto ajustada através da tangente hiperbólica.....	111
FIGURA 88 - Variação da energia absorvida no ensaio de impacto em relação à fração em volume de martensita.....	112
FIGURA 89 - Variação da TTDF com a fração em volume de martensita.....	113
FIGURA 90 - Variação da TTDF com a fração em volume de martensita.....	114

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
2 JUSTIFICATIVAS	17
3 OBJETIVOS	18
4 REVISÃO DA LITERATURA	19
4.1 Metalurgia física dos aços bifásicos	19
4.1.1 Introdução.....	19
4.1.2 Influência dos elementos de liga no diagrama ferro-carbono.....	22
4.1.3 Influência dos elementos de liga no diagrama ferro-carbono por análise computacional pelo Thermo-Calc.....	25
4.1.4 Formação da austenita no recozimento intercrítico.....	29
4.1.5 Transformação da austenita após recozimento intercrítico.....	31
4.2 Relação Microestrutura – Propriedades mecânicas	39
4.2.1 Limite de resistência (LR) e limite de escoamento (LE).....	39
4.2.2 Escoamento.....	42
4.2.3 Ductilidade.....	45
4.2.4 Encruamento de aços bifásicos.....	47
4.2.4.1 Análise de Hollomon.....	48
4.2.4.2 Análise de Ludwik.....	51
4.2.4.3 Análise de Swift.....	52
4.2.5 Ensaio de impacto Charpy.....	55
5 METODOLOGIA	60
5.1 Materiais	60
5.2 Métodos	60
5.2.1 Determinação das temperaturas de recozimento intercrítico.....	60
5.2.2 Determinação da taxa de resfriamento.....	62
5.2.3 Tratamento térmico.....	63
5.2.4 Análise microestrutural.....	63

5.2.4.1	Preparação dos corpos-de-prova.....	63
5.2.4.2	Caracterização microestrutural.....	63
5.2.5	Ensaio de tração.....	64
5.2.6	Ensaio de impacto.....	65
6	RESULTADOS.....	67
6.1	Análise microestrutural.....	67
6.2	Tração.....	70
6.2.1	Curvas Tensão x Deformação.....	70
6.2.2	Expoente de encruamento (n) e coeficiente de resistência (K).....	73
6.2.2.1	Análise de Hollomon.....	73
6.2.2.2	Análise de Ludwik.....	78
6.3	Ensaio de impacto Charpy.....	84
7	DISCUSSÃO.....	90
7.1	Análise microestrutural.....	90
7.2	Influência da microestrutura nos parâmetros de resistência mecânica.....	95
7.3	Influência da microestrutura nos parâmetros de ductilidade.....	105
7.4	Análise de Hollomon e de Ludwik.....	110
7.5	Influência da microestrutura nos parâmetros de tenacidade.....	111
7.6	Avaliação de desempenho.....	115
8	CONCLUSÕES.....	118
9	SUGESTÕES PARA NOVOS TRABALHOS.....	120
10	CONGRESSOS E SEMINÁRIOS.....	121
	REFERÊNCIAS.....	122

1 INTRODUÇÃO

Os aços bifásicos (ou DP - “dual-phase”) com baixo carbono são aços cuja microestrutura é composta por duas fases, uma matriz ferrítica e ilhas de martensita na fração de até 40% distribuídas nessa matriz. A matriz ferrítica é denominada fase dúctil (de menor resistência mecânica) e as ilhas de martensita são consideradas como a fase dura (de maior resistência mecânica). Como esses aços têm por característica principal possuírem maior resistência mecânica que os aços convencionais, aliada ainda a uma boa ductilidade, sua aplicação tem aumentado muito na indústria automobilística, devido, principalmente, às exigências de se ter um menor consumo de combustível, às exigências ambientais e às exigências de mercado em se utilizar materiais mais leves ou de menor espessura, e ainda mantendo as características de segurança do condutor e dos passageiros dos automóveis. Na figura 1 pode-se observar, na cor rosa, um comparativo do aumento da utilização dos aços bifásicos no Honda Civic, que era de 32% em 2005 e passou a 50% em 2006 (KUVIN; BRAD, 2007). Além disso, pelo fato de conter baixo carbono, os aços bifásicos apresentam boa soldabilidade e ainda boa conformabilidade. Essas duas propriedades também são essenciais, pois sem elas não adiantaria obter um aço mais resistente que não poderia ser processado pelos métodos convencionais (estampagem e soldagem).



Figura 1 – Comparativa de aumento na utilização dos aços bifásicos no Honda Civic, 32% para 50% em 2006 (KUVIN B., 2007).

As principais propriedades mecânicas dos aços DP são caracterizadas por (HANSEN ; PRADHAN, 1981):

- a) comportamento de escoamento contínuo com limite de escoamento entre 310 MPa e 380 MPa;
- b) alta taxa de encruamento com limite de resistência acima de 550 MPa; e
- c) alongamento uniforme superior aos encontrados em aços convencionais;

O desempenho de engenharia dos aços conhecidos como aços avançados de alta resistência, caso do aço bifásico do presente estudo, é superior ao dos aços de alta resistência, dos aços livres de intersticiais, dos aços estruturais, dos aços ao manganês ou até mesmo quando comparados com os aços alta resistência, baixa liga. Isto é importante, principalmente, quando se trata de aços para fabricação de automóveis considerando aspectos de segurança e também de redução de consumo de combustível do automóvel, em virtude da possibilidade de utilização de chapas estruturais de menores espessuras e consequente redução no peso dos mesmos (CHAO ; WARD ; SANDS, 2005).

A figura 2 ilustra um comparativo entre os aços citados em relação ao limite de resistência mecânica em função do alongamento, onde se nota a excelente combinação destas duas propriedades propiciada pela estrutura bifásica.

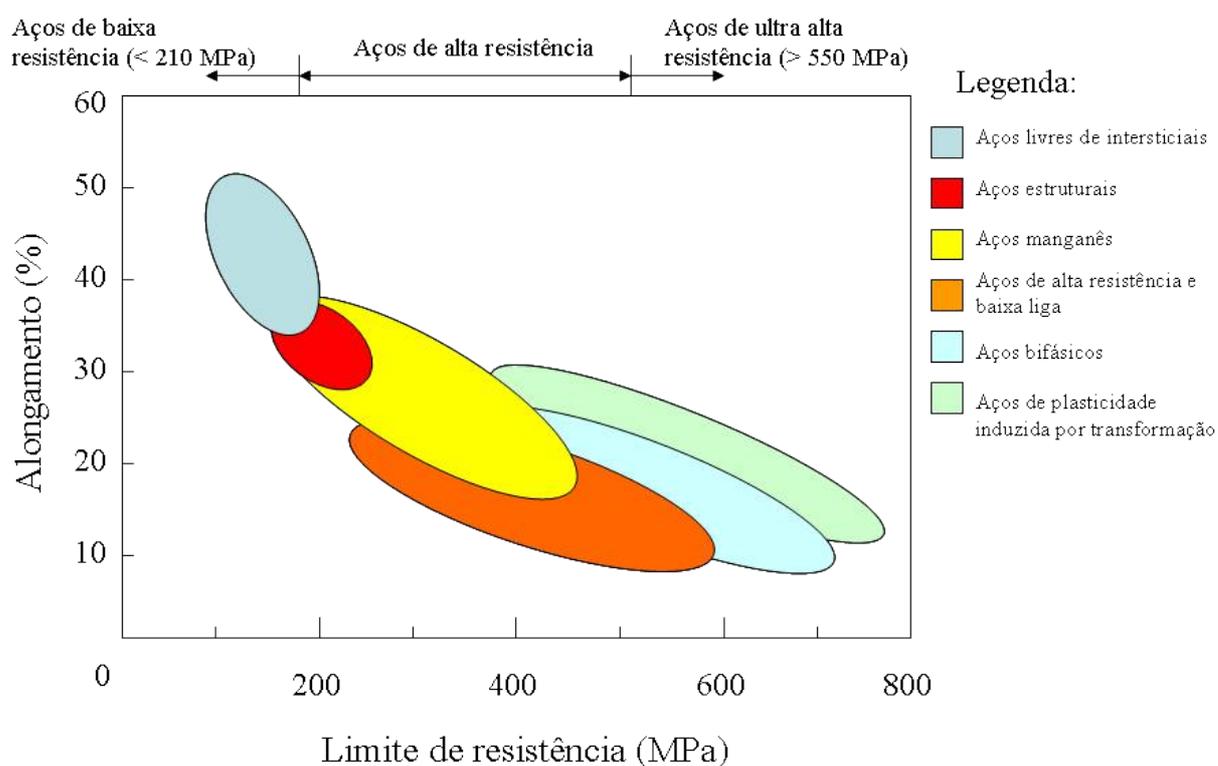


Figura 2 – Comparativo entre os aços avançados de alta resistência, caso dos aços bifásicos, e aços de alta resistência (adaptado de FERREIRA; TEPEDINO, 2008).

2 JUSTIFICATIVAS

Em vista da crescente necessidade em se minimizar o consumo de combustível dos automóveis, tanto por motivos econômicos quanto ambientais, chapas de aços de alta resistência, caso dos aços bifásicos, vêm sendo desenvolvidas com o intuito de se reduzir peso nos mesmos aliando resistência e confiabilidade. Em função disso torna-se necessário ampliar os estudos sobre os aços bifásicos, pois viu-se a necessidade de relaminação desses aços para adequar a grande gama de bitolas usadas na indústria automobilística. Ao relaminar, os aços estarão encruados, e precisarão ser re-trabalhados (tratados) para a formação da estrutura bifásica. Desta maneira é fundamental conhecer os parâmetros de tratamento, sua microestrutura final, determinando a influência de cada variável e principalmente correlacionando condições do tratamento térmico com as propriedades mecânicas obtidas e assim poder aperfeiçoar o seu processamento, de modo a se conseguir propriedades iguais ou melhores que a do aço original. Portanto, torna-se fundamental aprimorar e controlar os parâmetros do tratamento de recozimento intercrítico durante o processo de fabricação das chapas, justificando a necessidade de se fazer uma laminação das espessuras padrões de usina para bitolas mais próximas das necessidades do mercado. Esse processo é o mais adequado para se obter chapas com um bom acabamento superficial e com boa homogeneidade das propriedades por toda chapa. É nesse âmbito que esta pesquisa vem analisar a influência da temperatura de recozimento intercrítico, que é o processo básico para obtenção da estrutura bifásica ferrita – martensita no aço baixo carbono, com propriedades mecânicas desejadas.

3 OBJETIVOS

O objetivo principal deste trabalho é verificar a influência da temperatura de recozimento intercrítico no comportamento mecânico de um aço bifásico, buscando definir parâmetros e condições de tratamento e processamento a fim de se obter propriedades similares e/ou superiores às de um aço DP-600, ou seja, um aço bifásico cujo limite de resistência a tração é de 600 MPa. Para tal, foi tratada termicamente uma série de amostras de um aço bifásico comercial em quatro diferentes temperaturas da região intercrítica. Na seqüência, caracterizaram-se as microestruturas de todas as amostras, determinando quantitativamente as fases presentes e o tamanho de grão. Para se verificar o comportamento mecânico realizou-se uma série de ensaios de tração e de impacto nas amostras do aço bifásico comercial sem tratamento térmico e também nas amostras tratadas termicamente nas quatro diferentes temperaturas de recozimento intercrítico. Dessa maneira é possível correlacionar propriedades mecânicas, características microestruturais e temperaturas de recozimento intercrítico, gerando dados que permitam a otimização de rotas de retrabalho deste aço.

Para tanto, este trabalho está dividido nos seguintes tópicos:

- a. Tratamento térmico de recozimento intercrítico em diferentes temperaturas.
- b. Ensaios de tração e impacto nas amostras do material como recebido, bem como nas amostras tratadas termicamente nas diferentes temperaturas de recozimento intercrítico.
- c. Caracterização microestrutural, consistindo da medição da fração em volume das fases presentes e do tamanho de grão.
- d. Discutir a influência da microestrutura nas propriedades mecânicas obtidas.

4 REVISÃO DA LITERATURA

4.1 Metalurgia física dos aços bifásicos

4.1.1 Introdução

A composição química é de grande importância nas propriedades mecânicas dos aços bifásicos, governando particularmente a razão entre as frações volumétricas de ferrita e martensita e a taxa de resfriamento crítica durante as transformações de fase. Portanto, **correlacionar a influência dos elementos de liga na microestrutura do material com as propriedades mecânicas obtidas é de suma importância no desenvolvimento dos aços bifásicos com baixo carbono.**

Para melhor entender a influência da composição química na microestrutura, e conseqüentemente nas propriedades mecânicas dos aços em geral, é fundamental conhecer os mecanismos de endurecimento que promovem o aumento na resistência mecânica, que é uma das principais propriedades investigadas nesse trabalho.

A resistência mecânica de aços estruturais, incluindo os aços bifásicos, corresponde à somatória das contribuições, sobre a resistência mecânica básica do ferro puro, de diversos mecanismos de endurecimento em sua microestrutura, que são basicamente (HONEYCOMBE, 1981):

- a) solução sólida de átomos intersticiais ou substitucionais;
- b) refino do tamanho do grão;
- c) deformação, ou encruamento;
- d) dispersão, incluindo estruturas lamelares e precipitados diversos.

O mecanismo de endurecimento mais importante que confere resistência mecânica ao aço bifásico é o endurecimento por refino do tamanho de grão, em outras palavras, a redução do tamanho do grão. Num aço estrutural convencional, produzido a partir da laminação a quente, o tamanho do grão ferrítico é aproximadamente entre 20 e 30 μm . Já para o aço bifásico, é possível obter um tamanho de grão de aproximadamente 5 μm . O maior responsável por reduzir o tamanho de grão ferrítico é a adição de pequenos teores de elementos de liga, conhecidos por elementos microligantes. O elemento mais importante dentre eles é o nióbio, que produz um efeito significativo nas propriedades mecânicas do aço bifásico, mesmo em teores abaixo de 0,05% (REED-HILL ; ABBASCHIAN, 1994).

Já o endurecimento por solução sólida dos elementos de liga dá-se pelo fato dos átomos de soluto introduzirem deformação no reticulado cristalino da estrutura devido à diferença de diâmetros atômicos entre o átomo do elemento de liga e a posição por ele ocupada. Para a redução de energia total do sistema, associada à presença das parciais em cunha das discordâncias, há o posicionamento correto dos átomos de soluto, onde átomos de soluto de diâmetro menor do que a posição ocupada (substituindo os átomos da estrutura ou posicionando-se nos seus interstícios) colocam-se em regiões de compressão associadas às discordâncias em cunha, enquanto os de diâmetro maior nas regiões de tração. O posicionamento preferencial dos átomos de soluto em regiões de tração e compressão, associado às discordâncias, é um obstáculo à sua movimentação, promovendo, conseqüentemente, o aumento da resistência mecânica. A figura 3 apresenta exemplos de campos de tensões associados às discordâncias em cunha, calculados a partir das equações (1), (2) e (3) (MAGNABOSCO, 2004):

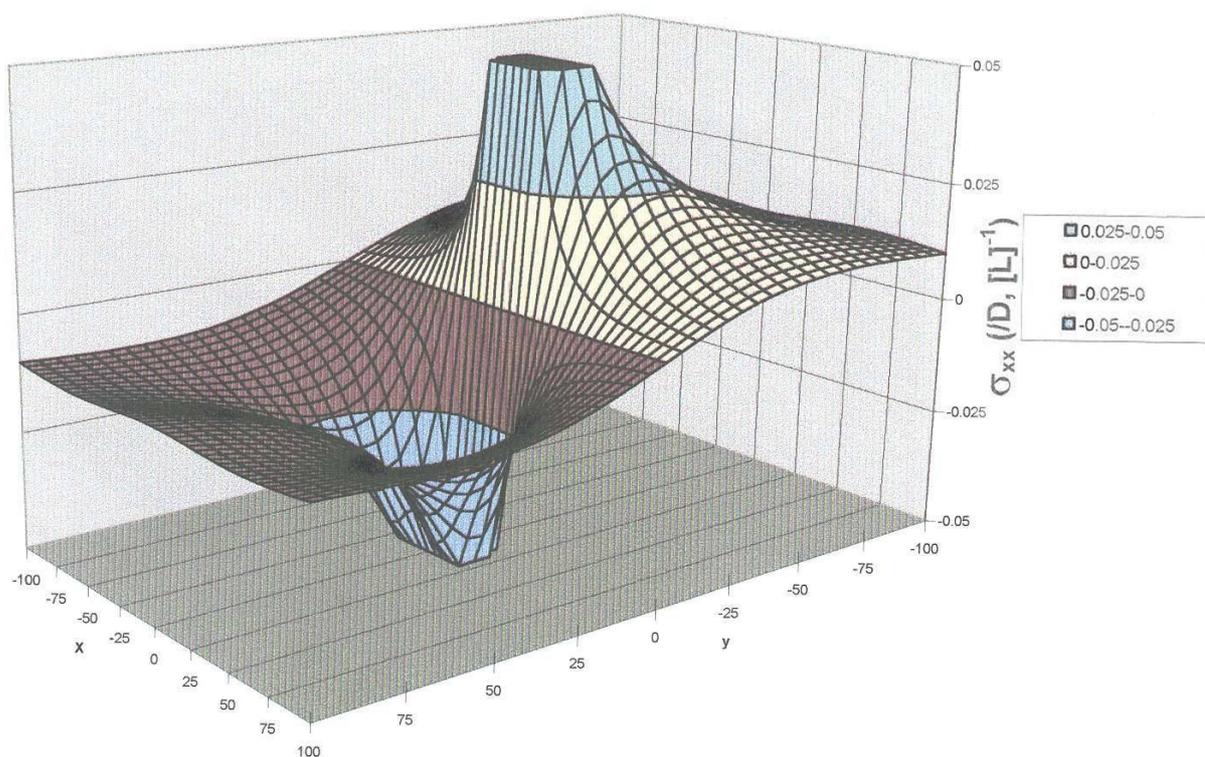
$$\sigma_{xx} = -D \cdot y \cdot \left[\frac{3 \cdot x^2 + y^2}{(x^2 + y^2)^2} \right] \quad (1)$$

$$\sigma_{yy} = D \cdot y \cdot \left[\frac{x^2 - y^2}{(x^2 + y^2)^2} \right] \quad (2)$$

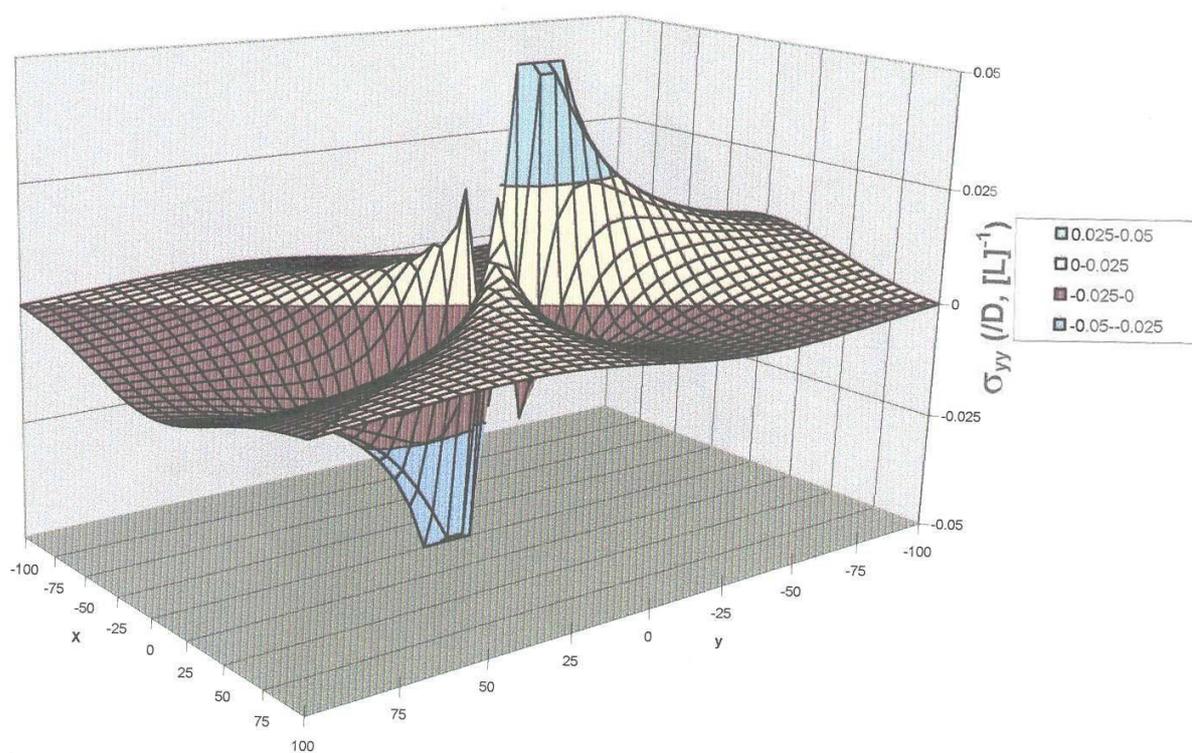
$$D = \left[\frac{G \cdot b}{2 \cdot \pi (1 - \nu)} \right] \quad (3)$$

Em que:

- a. G: módulo de elasticidade transversal;
- b. ν : coeficiente de Poisson;
- c. b: vetor de Burgers associado às discordâncias em cunha.



(a)



(b)

Figura 3 – Campo de tensão em torno de uma discordância em cunha: (a) paralelo ao plano de escorregamento, calculado segundo a equação (1); (b) normal ao plano de escorregamento, calculado segundo a equação (2) (MAGNABOSCO, 2004).

Melhora na resistência mecânica também pode ser obtida através de precipitados produzidos pelos elementos microligantes ou pelo do encruamento do material, porém este último tem a desvantagem de reduzir a ductilidade do aço bifásico, o que não é desejável. O encruamento é abordado mais adiante neste trabalho, em função da sua importância na fabricação de peças para a indústria automobilística.

Além dos elementos microligantes, outros elementos de liga são adicionados nos aços bifásicos, que influenciarão:

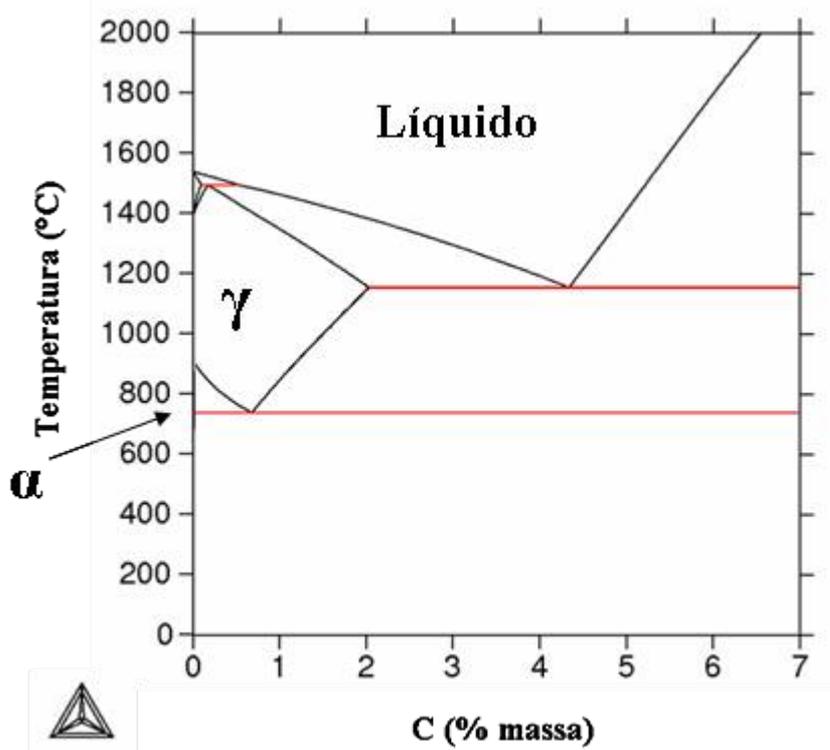
- a) o diagrama ferro-carbono;
- b) a formação da austenita e
- c) as curvas tempo-temperatura-transformação (T.T.T.).

Estes conceitos são fundamentais no estudo da relação microestrutura – propriedades mecânicas e que fazem parte integrante do objetivo deste trabalho.

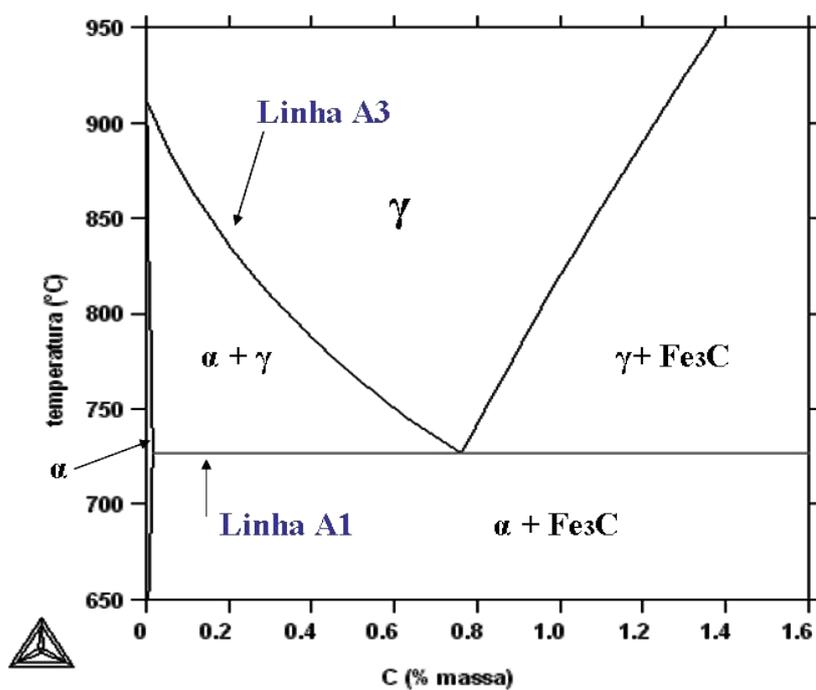
4.1.2 Influência dos elementos de liga no diagrama ferro-carbono

Nas chapas laminadas a frio, a microestrutura bifásica é produzida por recozimento intercrítico. O tratamento térmico consiste em aquecer a chapa desde a temperatura ambiente até a temperatura da região intercrítica (onde estão presentes as fases ferrita α e austenita γ), seguido de resfriamento rápido para transformar a austenita (fase γ) em martensita, obtendo-se assim ferrita (α) e martensita (OUCHI, 2001).

Portanto, o processo básico para a obtenção das fases martensita e ferrita é aquecer o aço da temperatura ambiente até temperaturas entre as linhas A_1 e A_3 do diagrama binário ferro – carbono da figura 4 (campo conhecido como região intercrítica). Em seguida, pelo controle da taxa de resfriamento obtêm-se à temperatura ambiente as fases ferrita (já presente) e martensita (que se transformou a partir da austenita).



(a)



(b)

Figura 4 – (a) Diagrama binário ferro-carbono; (b) Em destaque, a região intercrítica que é a área compreendida entre as linhas A₁ e A₃ ou região de estabilidade $\alpha + \gamma$ (obtido pelo programa Thermo-Calc).

Carbono é o principal elemento de liga, sendo o responsável direto por produzir a fração de martensita após o tratamento térmico.

O silício é outro elemento de liga bastante encontrado na microestrutura dos aços bifásicos com baixo carbono, pois sua presença promove endurecimento por solução sólida e, principalmente, porque ele aumenta a atividade do carbono na ferrita inibindo assim a formação de carbonetos na interface martensita – ferrita quando um aço bifásico é produzido pelo processo de recozimento intercrítico (KATO et al., 1981), como também é o caso do aço em análise desse trabalho. Ele atua diretamente na estabilização da ferrita expandindo a faixa de temperaturas da zona intercrítica no diagrama ferro-carbono. A figura 5 apresenta esse efeito de expansão para um aço com adição de 2% de silício; ele é utilizado também como desoxidante no processo de fabricação dos aços em geral (BRAZ et al., 2006).

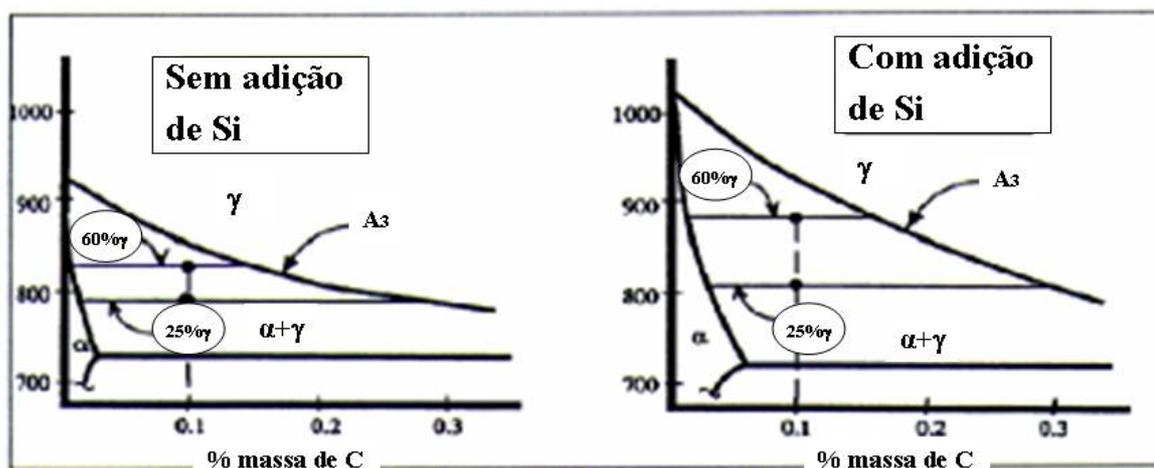


Figura 5 – Efeito do silício no diagrama de fases, originando expansão da região intercrítica (BRAZ et al., 2006).

Já o manganês é conhecido por ser um elemento gamagênico, ou seja, estabiliza a austenita (γ) aumentando o campo de γ , ou seja, ele baixa a linha A_3 do diagrama ferro-carbono, enquanto o cromo diminui o campo de γ , elevando as linhas A_1 e A_3 do diagrama ferro-carbono, ou seja, fecha o campo austenítico.

Pequenos teores de microligantes, como vanádio, titânio e nióbio, são adicionados nos aços bifásicos para promoverem o endurecimento por precipitação e/ou controlar o tamanho do grão.

4.1.3 Influência dos elementos de liga no diagrama ferro-carbono por análise computacional pelo Thermo-Calc®

Utilizando-se a base de dados TCFE5 e o software Thermo-Calc for Windows 4, disponíveis no Centro Universitário da FEI, foram analisados os três principais elementos de liga, mantendo o carbono como o principal, e variando cromo, manganês e silício, com mesma composição do aço bifásico investigado nesta dissertação. Para isso elaborou-se o diagrama da variação da fração em volume de austenita em função da temperatura, conforme apresentado na figura 6.

Verifica-se que para a liga Fe-0,075%C-1,08%Si tem-se a faixa mais ampla de temperaturas da região intercrítica (campo $\gamma + \alpha$), ou seja, essa região foi ampliada com a adição de 1,08%Si na liga Fe-0,075%C. Também as temperaturas A_1 e A_3 foram para um patamar mais alto, ficando a região intercrítica compreendida entre aproximadamente 743°C e 955°C.

Em contrapartida, a liga Fe-0,075%C-1,15%Mn levou as temperaturas A_1 e A_3 para um patamar de temperaturas mais baixo, conseqüentemente aumentando a região austenítica (campo γ). Comparando esse efeito com a liga Fe-0,075%C-0,092%Cr percebe-se que, enquanto o manganês é um elemento estabilizador da austenita, o cromo eleva as temperaturas A_1 e A_3 fechando o campo γ .

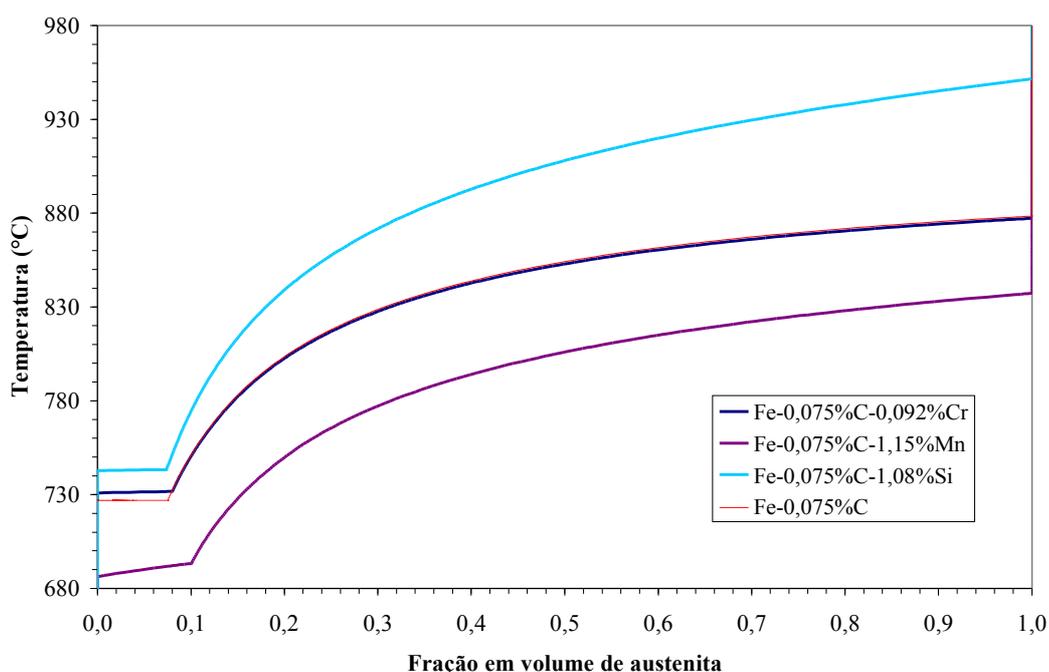


Figura 6 – Efeito dos elementos de liga no diagrama Fe-C mostrando a variação da fração de austenita pela temperatura, calculados pelo programa Thermo-Calc.

A seguir, as figuras 7a, 7b e 7c apresentam as isopletas Fe-C considerando os mesmos elementos de liga analisados em relação à fração de austenita (1,15% Mn, 1,08% Si e 0,092% Cr respectivamente). Já a figura 8, apresenta a isopleta que contempla todos os elementos de liga. Elas também ajudam a elucidar as conclusões já descritas sobre a influência dos elementos de liga na região intercrítica e seus efeitos nas temperaturas de tratamento térmico e, em consequência, na sua influência sobre as propriedades mecânicas finais.

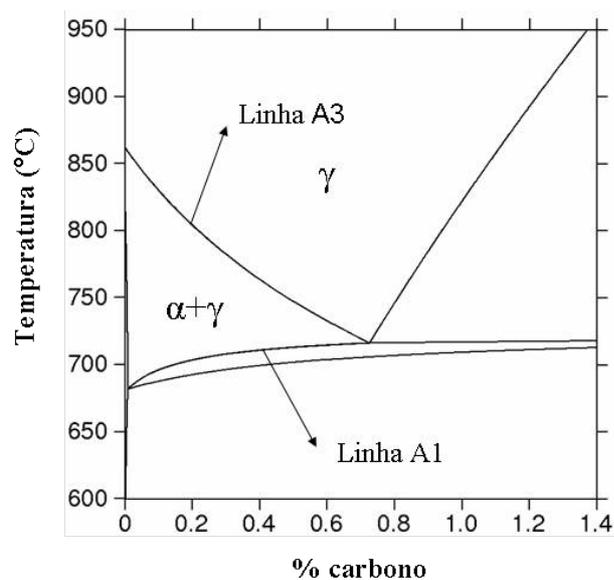


Figura 7a – Isopleta considerando a influência de 1,5% Mn na liga Fe-C.

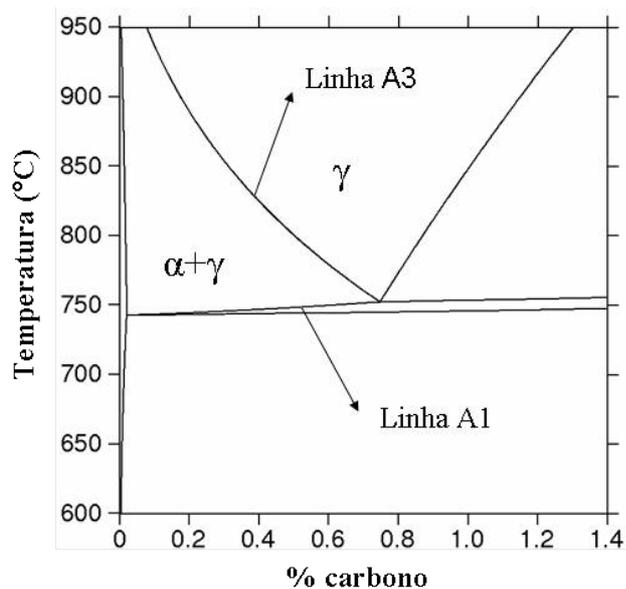


Figura 7b – Isopleta considerando a influência de 1,08% Si na liga Fe-C.

Continua.

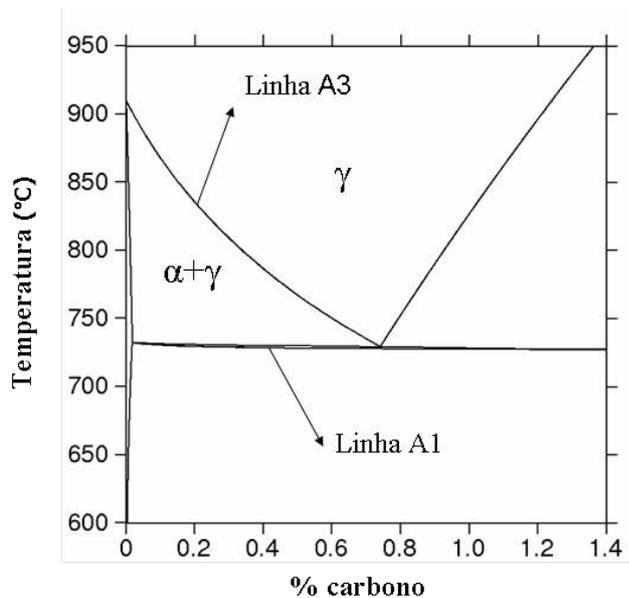


Figura 7c – Isopleta considerando a influência de 0,092% Cr na liga Fe-C.

Continuação.

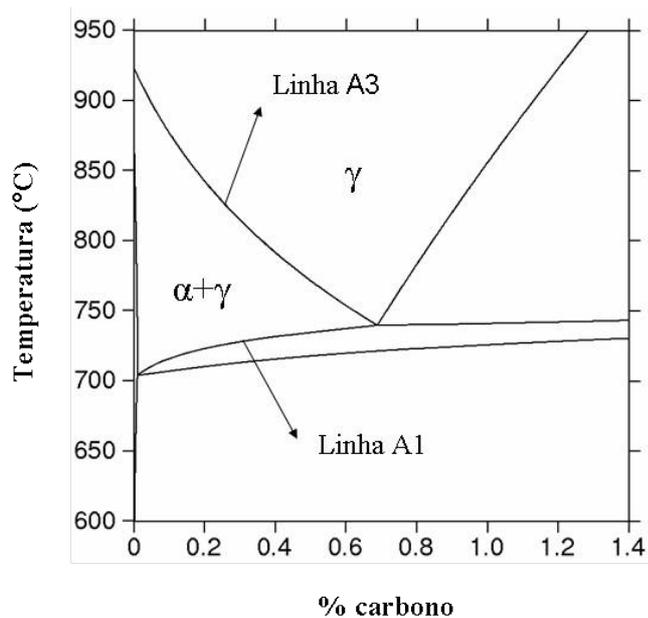


Figura 8 – Isopleta considerando a influência dos elementos de liga - 1,5% Mn, 1,08% Si e 0,092% Cr na liga Fe-C.

Finalizando, a figura 9 apresenta a variação da fração em volume de austenita em função da temperatura, isso considerando a influência dos principais elementos de liga do presente trabalho (C, Mn, Si e Cr). A partir dessa figura pode-se determinar a fração de austenita esperada (que após o resfriamento rápido se transformará em martensita) em função da temperatura de recozimento intercrítico a qual o material será tratado.

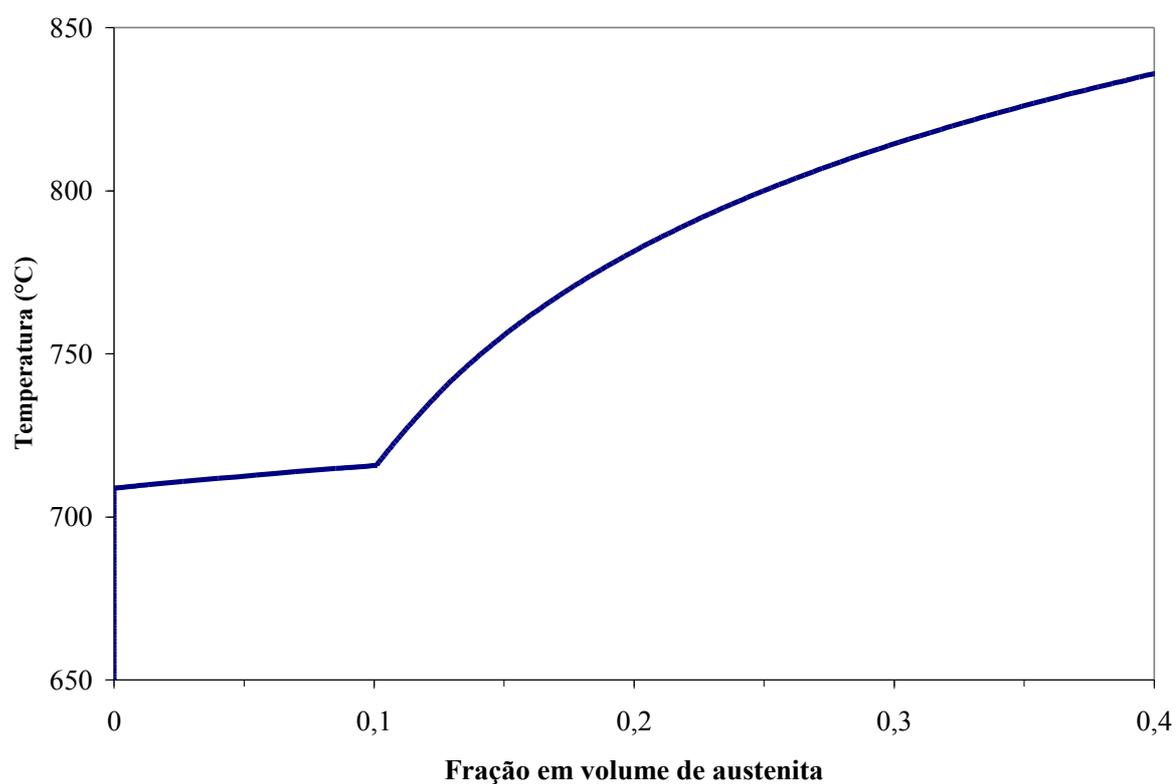


Figura 9 – Variação da fração em volume de austenita com a temperatura, considerando a composição química do aço bifásico do presente trabalho.

Conclui-se que a análise computacional está de acordo com a teoria apresentada e, portanto, é uma ferramenta importante a ser utilizada para estimar as temperaturas de recozimento intercrítico da presente dissertação.

4.1.4 Formação da austenita no recozimento intercrítico

Para a obtenção dos aços bifásicos é necessário aquecer a amostra da temperatura ambiente até a temperatura intercrítica (região $\alpha + \gamma$). Nesse aquecimento tem-se a formação da austenita. Esse processo ocorre em três etapas (SPEICH, 1981):

1° - Ocorre a nucleação instantânea da austenita na perlita ou nos contornos de grãos das partículas de cementita (isso devido à menor energia de ativação) seguido por um rápido crescimento da austenita até que os carbonetos estejam dissolvidos.

2° - Crescimento lento da austenita na ferrita com taxa controlada pela difusão do carbono na austenita em temperaturas elevadas (850°C) e pela difusão do manganês na ferrita em baixas temperaturas (750°C).

3° - Equilíbrio da ferrita e austenita de forma muito lenta com taxa que é controlada pela difusão do manganês na austenita, sob condições de tempo muito longo de recozimento intercrítico em baixas temperaturas.

A cinética de formação da austenita em diferentes temperaturas para um aço bifásico com 0,12% C e 1,5% Mn é resumida na figura 10, que mostra tempos e mecanismos de controle cinético para cada etapa da transformação e para cada temperatura (SPEICH, 1981).

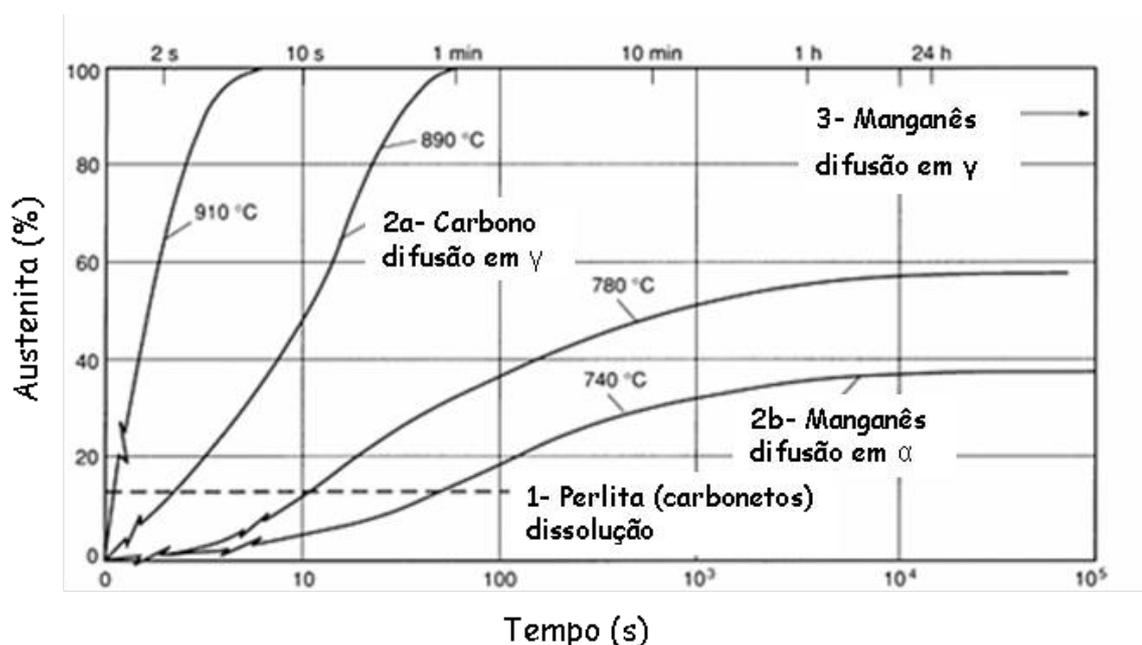


Figura 10 – Cinética da formação da austenita num aço com 0,12%C e 1,5%Mn (adaptado de SPEICH, 1981).

A etapa 1 está completa, para esse aço, num tempo abaixo de 15 segundos, quando a temperatura de recozimento intercrítico é de 780°C. Nesse ponto, a porcentagem de austenita é igual à porcentagem de perlita inicial (aproximadamente 16%).

Já a etapa 2 está completa, para altas temperaturas (controlada pela difusão do carbono) em até um minuto; entretanto, para baixas temperaturas (controlada pela difusão do manganês), a cinética torna-se muito lenta e a austenita continua a crescer num período muito longo, durante horas.

A etapa 3 é extremamente lenta e nunca é completada quando o recozimento intercrítico é realizado num tempo habitual, que gira em torno de uma hora, dependendo da massa do material. O controle do crescimento da austenita pela difusão do manganês na ferrita em baixas temperaturas implica que pode ocorrer o enriquecimento da austenita neste elemento.

No aquecimento, pelo diagrama de fases, além do manganês, a austenita também pode estar enriquecida por carbono, pelo fato de o carbono ser um soluto intersticial na liga e o manganês ser um soluto substitucional e também pelo fato do tempo de recozimento intercrítico ser muito baixo, muitos pesquisadores (SPEICH ; MILLER, 1980; WYCLIFFE, 1981; MATSUOKA et al., 1978) consideram que a austenita estará apenas enriquecida de carbono. Pode ser observado na figura 4b que para qualquer dado teor de carbono, a quantidade de austenita irá crescer com o aumento da temperatura de recozimento intercrítica, chegando a 100% de austenita na temperatura A3. Similarmente para certa temperatura de recozimento intercrítico, a quantidade de austenita irá crescer com o aumento da quantidade de carbono, chegando a 100% de austenita na interface das regiões austenita (γ) com ferrita + austenita ($\alpha + \gamma$), ou seja, na linha A3 do diagrama de equilíbrio (SPEICH, 1981). Como a fração em volume de austenita e o teor de carbono na mesma, para o aço bifásico, são determinados pela temperatura de recozimento intercrítico, sob condições locais ou de para-equilíbrio (tempos “curtos” de recozimento intercrítico) a austenita é apenas advinda da perlita e o carbono é segregado, ocorrendo então o enriquecimento de carbono na austenita (DEMIR ; ERDOGAN, 2007).

Ainda, com o aumento da temperatura de recozimento intercrítico, a fração em volume de austenita aumenta e, conseqüentemente, após o resfriamento rápido (em água), a fração volumétrica de martensita também aumenta. Porém, para altas temperaturas de recozimento intercrítico, o teor de carbono na austenita é menor e vice-versa, pois o recozimento intercrítico ocorre na zona crítica. Portanto, como na ferrita α , com estrutura CCC, somente pequenas concentrações de carbono são solúveis (a solubilidade máxima para o sistema

binário Fe-C é de 0,022% na temperatura de 727°C). Se mais austenita é formada o carbono está mais diluído nesta fase (BAKKALOGLU, 1996).

4.1.5 Transformação da austenita após recozimento intercrítico

A transformação da austenita após o recozimento intercrítico possui alguns aspectos que são exclusivos para esse processo. Primeiro porque a quantidade de carbono na austenita, C_γ , é estabelecida pela temperatura de recozimento intercrítico, conforme se observa na figura 11; e a capacidade de endurecimento variará com essa temperatura. Além disso, a martensita forma-se por um processo sem difusão e a fase martensítica herda o teor de carbono da austenita, que é muito maior que a quantidade original do aço, C_0 . (SPEICH, 1981).

Isso é muito importante, pois o teor de carbono nas fases ferrita e martensita de um aço bifásico é um dos principais fatores que confere resistência mecânica ao aço em questão. Por um simples balanço de massa, e utilizando dados de fração em volume de martensita obtidos por estereologia quantitativa, pode-se determinar a quantidade de carbono na martensita com a seguinte formulação (EL-SESY ; EL-BARADIE, 2002):

$$|\%C|_a \cdot \rho_a = |\%C|_m \cdot v_m \cdot \rho_m + |\%C|_f \cdot (1 - v_m) \cdot \rho_f \quad (4)$$

Em que:

- v_m : fração em volume de martensita;
- $|\%C|_a$: teor de carbono na liga;
- $|\%C|_m$: teor de carbono na martensita;
- $|\%C|_f$: teor de carbono na ferrita;
- $\rho_a; \rho_m; \rho_f$: massa específica da liga, da martensita e da ferrita respectivamente.

Considerando que $\rho_a = \rho_m = \rho_f$ e que a quantidade de carbono na ferrita é desprezível tem-se:

$$|\%C|_m = |\%C|_a / v_m \quad (5)$$

Portanto, a partir da fração volumétrica de martensita e da composição inicial de carbono da liga pode-se estimar o teor de carbono na martensita, se a austenita formar-se na fração predita pelo equilíbrio de fases.

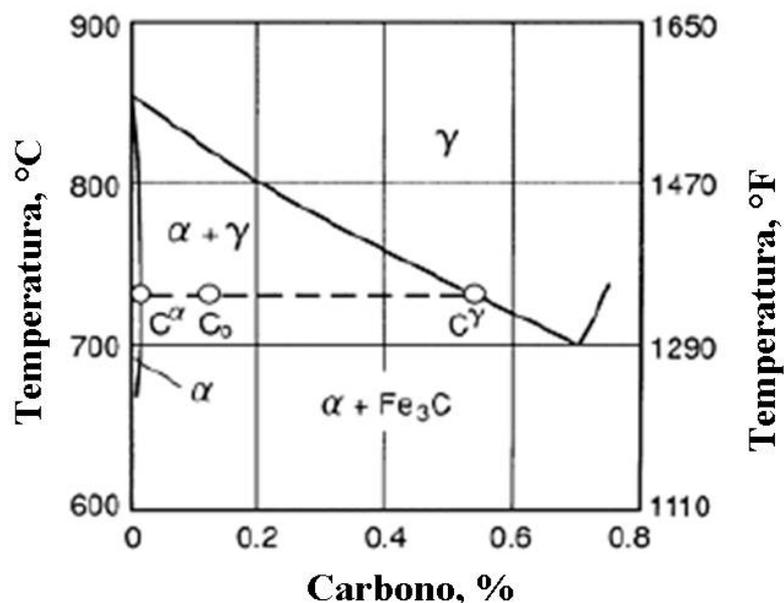


Figura 11 – Diagrama de fases para um aço 0,12%C – 1,5%Mn nas condições de para-equilíbrio, considerando apenas a difusão de carbono na austenita (adaptado de SPEICH, 1981).

Para finalizar, observa-se que o teor de austenita irá variar com a temperatura de recozimento intercrítico e com o teor inicial de carbono do aço. A figura 12 ilustra essa variação do teor de austenita, para um aço bifásico com composição química contendo 1,5% Mn e com porcentagens de carbono inicial variando de 0,005% a 0,12%.

No presente estudo, o aço a ser tratado termicamente já é um aço bifásico, portanto parte da austenita, ou toda a austenita, dependendo da temperatura de recozimento intercrítico, advém da martensita e sua concentração de carbono é dependente também da concentração de carbono na martensita presente no aço bifásico como recebido, além de ser dependente dos elementos de liga, como o manganês e o silício, se o tempo para a difusão não for o suficiente.

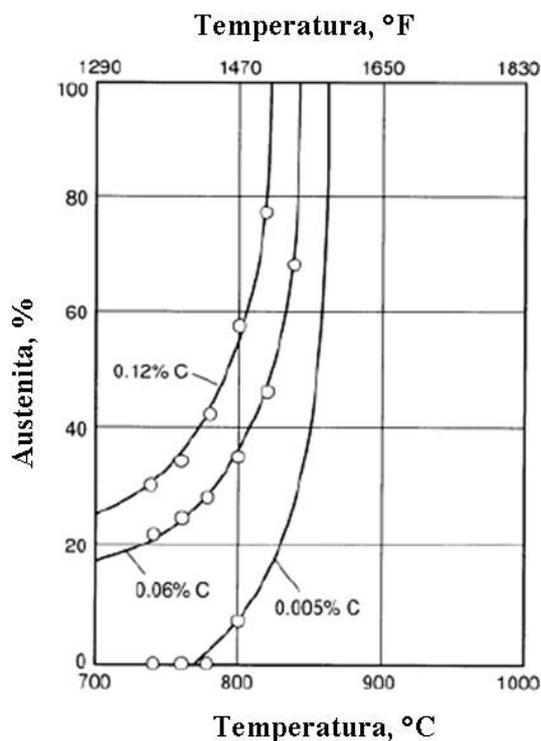


Figura 12 – Porcentagem de austenita formada para várias temperaturas de recozimento intercrítico para um aço bifásico com 1,5%Mn e carbono variando de 0,005 a 0,12% (adaptado de SPEICH, 1981).

Porém, quanto mais carbono na austenita mais difícil será para completar a transformação da austenita da região intercrítica em martensita, pois aumentando o teor de carbono as temperaturas de início (M_i) e de fim (M_f) da transformação martensítica diminuem. Como consequência disso para os aços bifásicos, após o resfriamento rápido, pode-se ter austenita retida na estrutura final, o que é desejável, pois melhora a estampagem do aço em efeito de plasticidade induzida por transformação martensítica. A figura 13 ilustra a diminuição das temperaturas de início e fim da transformação martensítica com o aumento do teor do carbono.

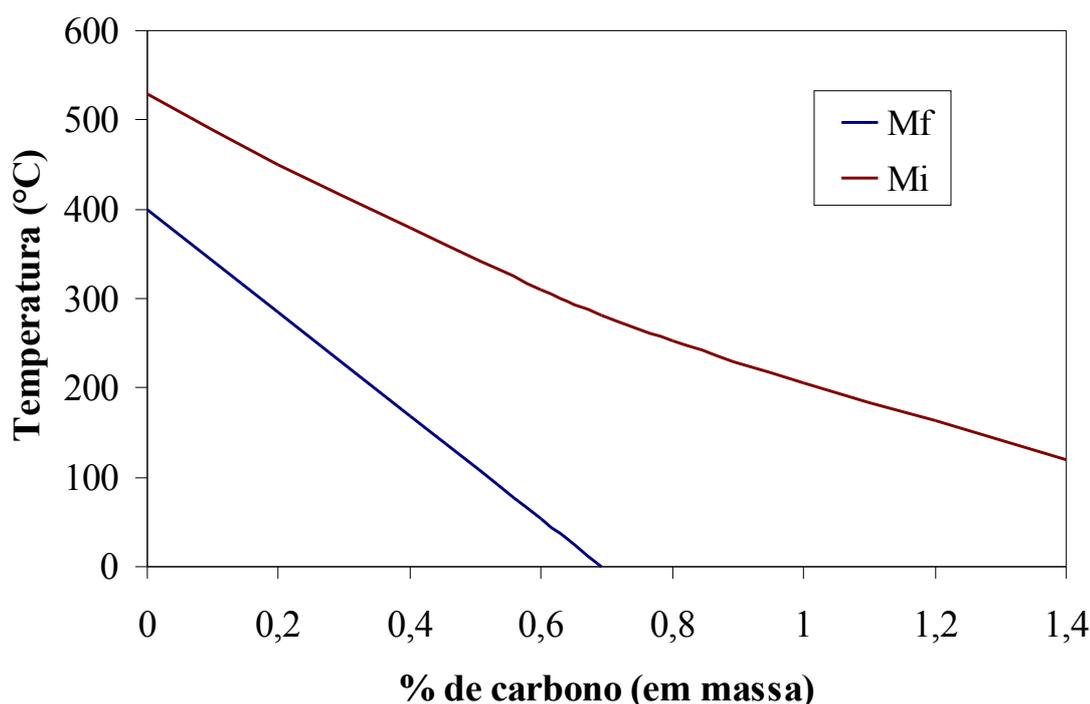


Figura 13 – Variação das temperaturas de início e fim de transformação martensítica com o teor de carbono (Adaptado de HONEYCOMBE, 1988).

O manganês também afeta as temperaturas de início e de fim da transformação martensítica: a adição de manganês baixa a temperatura M_i e alarga ligeiramente a faixa $M_i - M_f$.

Pode-se calcular o valor de M_i por meio de algumas equações empíricas que são função dos teores dos elementos de liga do aço. Uma equação satisfatória é a equação de Andrews com precisão de $\pm 20^\circ\text{C}$ (HUME-ROTHERY, 1968):

$$M_i = 539 - 423 \cdot (\%C) - 30,3 \cdot (\%Mn) - 17,7 \cdot (\%Ni) - 12,1 \cdot (\%Cr) - 7,5 \cdot (\%Mo) \quad (6)$$

Portanto, quanto maior a quantidade de elementos de liga menor será a temperatura de início da transformação martensítica (M_i). Para a obtenção do aço bifásico é importante conhecer esse valor, pois quanto menor essa temperatura, mais severo deverá ser o meio de resfriamento, a fim de se evitar a difusão dos elementos de liga, principalmente o carbono.

O efeito da temperatura de recozimento intercrítico e a taxa de resfriamento são os parâmetros determinantes na transformação da austenita. Para altas taxas de resfriamento praticamente toda a austenita é transformada em martensita (se a temperatura ambiente for inferior à M_f); já para baixas taxas de resfriamento, a austenita pode se transformar de

maneira parcial em ferrita ou bainita, dependendo basicamente de quão lenta será essa taxa de resfriamento (SPEICH, 1981). Já aumentando a temperatura de recozimento intercrítico mais austenita será formada e, após o resfriamento rápido, toda a austenita poderá ser transformada em martensita.

Todas essas transformações afetam a microestrutura do aço bifásico e, em consequência, suas propriedades mecânicas também são afetadas. Portanto, o estudo das transformações de fases ajudará a compreender e correlacionar microestrutura e propriedades mecânicas, sendo também objetivo integrante deste trabalho.

O manganês é um soluto substitucional na liga ferro-carbono, isto porque o diâmetro do átomo (raio atômico do manganês – 0,1120 nm) desse elemento possui dimensões próximas ao diâmetro do átomo de ferro (raio atômico do ferro – 0,1240 nm). Sua presença facilita a formação de martensita durante a transformação da austenita, pois reduz a taxa crítica de resfriamento do aço bifásico. Pode-se dizer que um aço possui uma alta capacidade de endurecimento quando a austenita é capaz de se transformar em martensita sem a formação de microestruturas formadas por difusão, mesmo com taxas de resfriamento muito lentas. Normalmente, requer-se alta taxa de resfriamento para transformar austenita em martensita nos aços com baixa capacidade de endurecimento, ou seja, qualquer variável que mova a linha de transformação por difusão para a direita no diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT), possibilita a obtenção de martensita em taxas de resfriamento mais baixas; portanto, o movimento do nariz da transformação da curva TTT para a direita é totalmente associado ao aumento da capacidade de endurecimento para os aços em geral e que é muito importante no estudo dos aços bifásicos e sua resistência mecânica (REED-HILL ; ABBASCHIAN, 1994).

Traduzindo esse efeito para o conceito de capacidade de endurecimento, o manganês é o elemento de liga que mais desloca o nariz da curva TTT para a direita, aumentando a temperabilidade do aço, fator importantíssimo para o aço bifásico baixo carbono, pois na transformação da austenita em martensita é esse efeito que o manganês possibilita que ocorra.

Primeiramente, Kato et al. (1981) investigaram um aço Mn – Cr – Mo e seus efeitos na formação da estrutura bifásica por recozimento intercrítico. Verificou-se que a taxa crítica de resfriamento (CR) para produzi-lo após o resfriamento da região intercrítica ($\alpha + \gamma$) é expressa por:

$$\log CR(^{\circ}C/s) = -1,73 \cdot Mn_{eq}(\%) + 3,95 \quad (7)$$

Em que:

$$Mn_{eq}(\%) = Mn(\%) + 1,3 \cdot Cr(\%) + 2,7 \cdot Mo(\%) \quad (8)$$

A figura 14 apresenta a curva de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) para um aço bifásico com composição química de 0,05% C, 1,7% Mn 1,0% Cr sem adição de silício em comparação com o mesmo aço, mas agora com a adição de 1% de Si na sua composição química. Essa adição de 1% de Si desloca a linha de transformação austenita (γ) – ferrita (α) para temperaturas maiores e ainda aumenta a taxa de resfriamento necessária para produzir a mesma quantidade de ferrita. Em outras palavras, se as condições de resfriamento são mantidas, a quantidade de ferrita num aço com composição química com silício é maior que num aço sem silício, pois pode ocorrer a formação de ferrita durante o resfriamento, o que não é desejável. Pretende-se ter a razão ferrita / austenita determinada pela temperatura de recozimento intercrítico, e que no resfriamento apenas ocorra a transformação martensítica. Essa adição de silício ainda cria uma folga entre a transformação ferrita – bainita que pode ser observada na curva TRC da figura 14, o qual é conhecido como “*coiling window*”. (KATO et al., 1981).

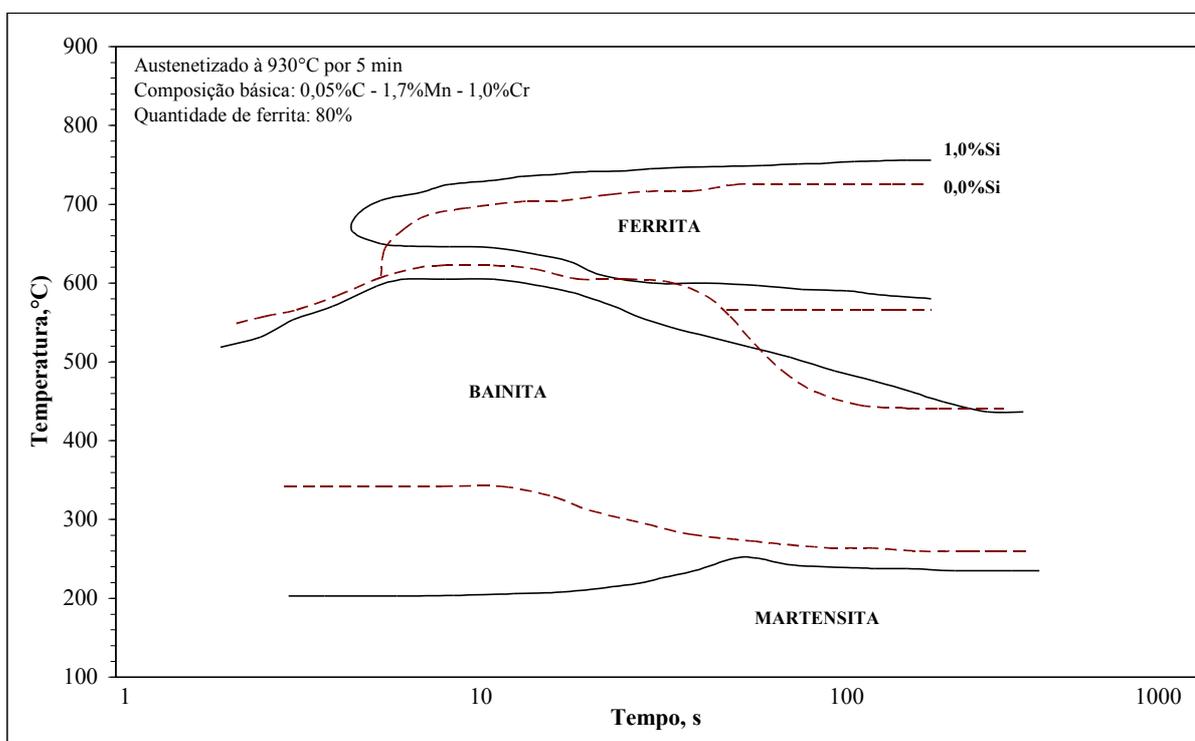


Figura 14 – Diagrama TRC comparativo para um aço sem e com 1% Si na liga (adaptado de KATO et al., 1981).

O efeito da “*coiling window*” é uma vantagem para o processamento contínuo do aço bifásico, pois esse descolamento na curva TRC facilita o controle da transformação de austenita em ferrita na laminação a quente e garante que, após o rápido resfriamento, a austenita transforma-se totalmente em martensita sem cruzar a transformação bainítica, que levaria a um aço “*complex-phase*” e não a um aço “*dual-phase*”. A figura 15 ilustra bem essa vantagem, comparando dois aços bifásicos com adição de silício, sendo um 20% deformado à 850°C e outro sem deformação.

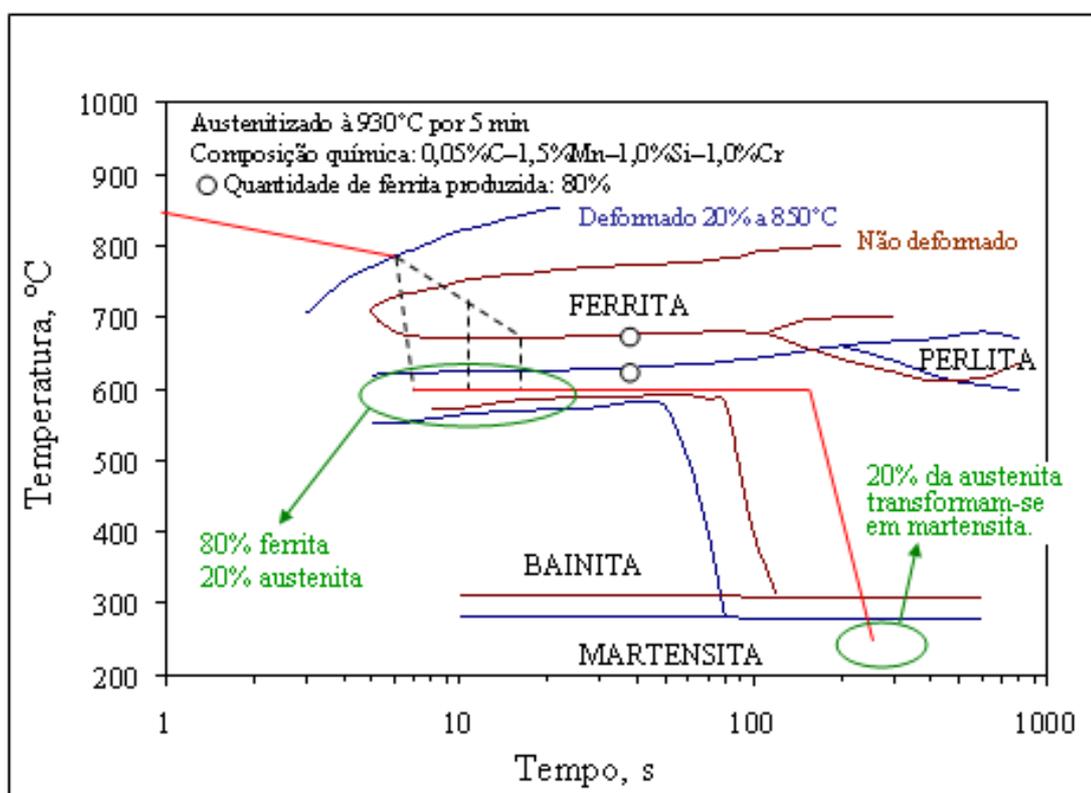


Figura 15 – Diagrama TRC mostrando o resultado da transformação num processo contínuo para a obtenção do aço bifásico ferrita-martensita (adaptado de KATO et al., 1981).

A figura 16 mostra a curva TRC para o aço do estudo anterior, mas com composições diferentes de manganês (1,5% e 1,7% Mn). Com a diminuição do teor de manganês a temperatura de transformação austenita (γ)–ferrita (α) aumenta e também vai existir a possibilidade de transformação da austenita em perlita em tempos mais curtos, o que deve ser evitado, pois o objetivo é obter a estrutura ferrita–martensita. Por esta razão, se o teor de manganês na composição química do aço laminado é muito baixo, a transformação perlítica irá ocorrer durante o resfriamento na mesa transportadora de laminação, o que será

prejudicial, pois a estrutura bifásica ferrita–martensita não será formada após o “rápido” resfriamento (adaptado de KATO et al., 1981).

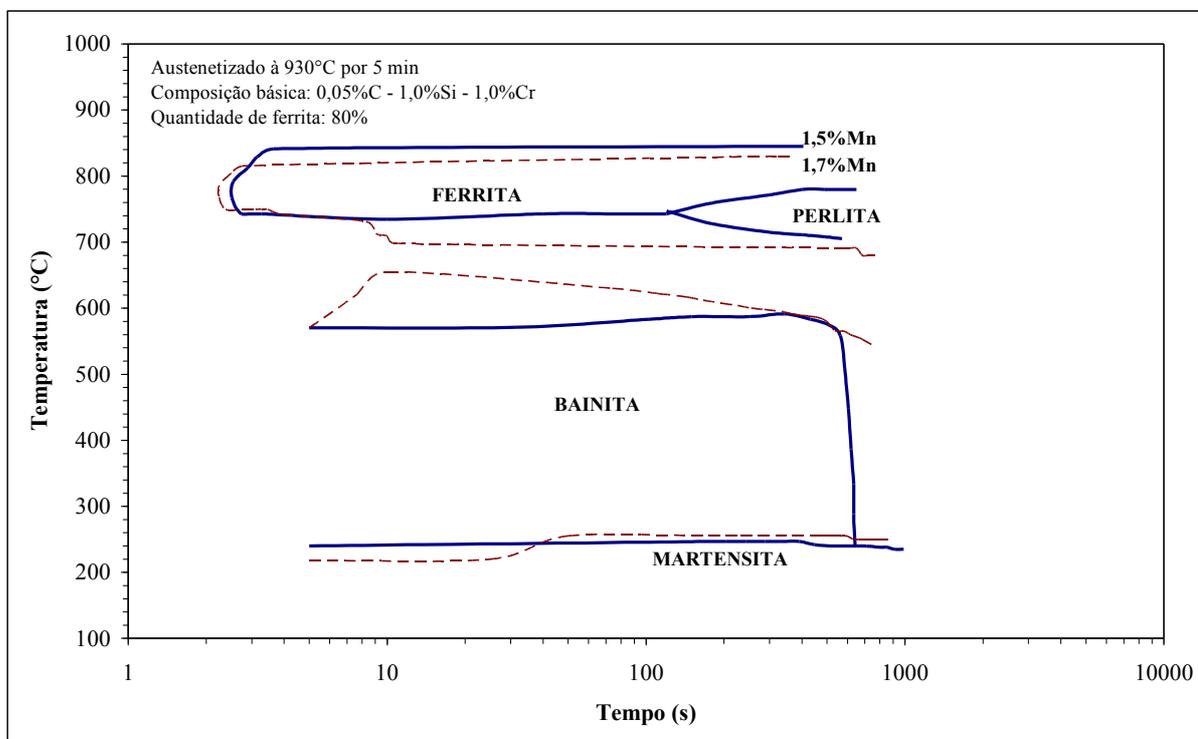


Figura 16 – Diagrama TRC comparativo para um aço manganês com 1,5% e 1,7% de Mn (Adaptado de KATO et al., 1981).

4.2 Relação Microestrutura – Propriedades mecânicas

4.2.1 Limite de resistência (LR) e limite de escoamento (LE)

Esses dois valores são essenciais para os aços em geral, e particularmente para os aços bifásicos com baixo carbono, pois a resistência mecânica e limite de escoamento são duas das principais propriedades mecânicas almejadas para os aços em geral quando se trata da aplicação na indústria automobilística. Aumentando a resistência mecânica do aço bifásico, poderão ser fabricados automóveis com estruturas mais leves e, conseqüentemente, menor será o consumo de combustível para locomover o automóvel, o que é considerado um ganho de rendimento e um ganho na questão ambiental.

Como os aços bifásicos com baixo carbono são aços com duas fases, ferrita e martensita, correlacionar a resistência mecânica e o escoamento com as quantidades dessas fases e seus efeitos será de suma importância, e este é o objetivo desta investigação.

De uma maneira simples, no estudo dos aços bifásicos espera-se que a resistência mecânica aumente com o aumento da fração volumétrica da fase martensítica ou ainda com o aumento de dureza dessa fase. Considerando deformações iguais para ambas as fases pode-se mostrar que a tensão atuante da composição ferrita-martensita é escrita como uma simples lei de mistura (SPEICH, 1981):

$$S = S_{\alpha} \times \left(\frac{P_{\alpha}}{100} \right) + S_m \times \left(\frac{P_m}{100} \right) \quad (9)$$

onde S é a tensão nominal da composição, S_{α} e S_m são as tensões nominais da ferrita e de martensita, respectivamente, e P_{α} e P_m são as porcentagens em volume de ferrita e martensita, respectivamente. Extrapolando essas equações para o limite de resistência e de escoamento obtêm-se as seguintes equações:

$$LR = LR_{\alpha} \times \left(\frac{P_{\alpha}}{100} \right) + LR_m \times \left(\frac{P_m}{100} \right), \text{ e} \quad (10)$$

$$LE = LE_{\alpha} \times \left(\frac{P_{\alpha}}{100} \right) + LE_m \times \left(\frac{P_m}{100} \right) \quad (11)$$

Entretanto, Tamura et al. (apud SPEICH, 1981) observa que a equação (11) é válida apenas quando os valores LE_{α} e LE_m se aproximam. Daí define-se o parâmetro C, que é a relação entre a tensão de escoamento da martensita e da ferrita: LE_{α} / LE_m .

Caso C seja menor que três ($C < 3$) a lei da mistura é válida e a equação (11) pode ser utilizada para a determinação da tensão de escoamento. Já para o caso de C maior que

três ($C > 3$) esses valores começam a desviar com o aumento da fração de martensita, como pode ser observado na figura 17.

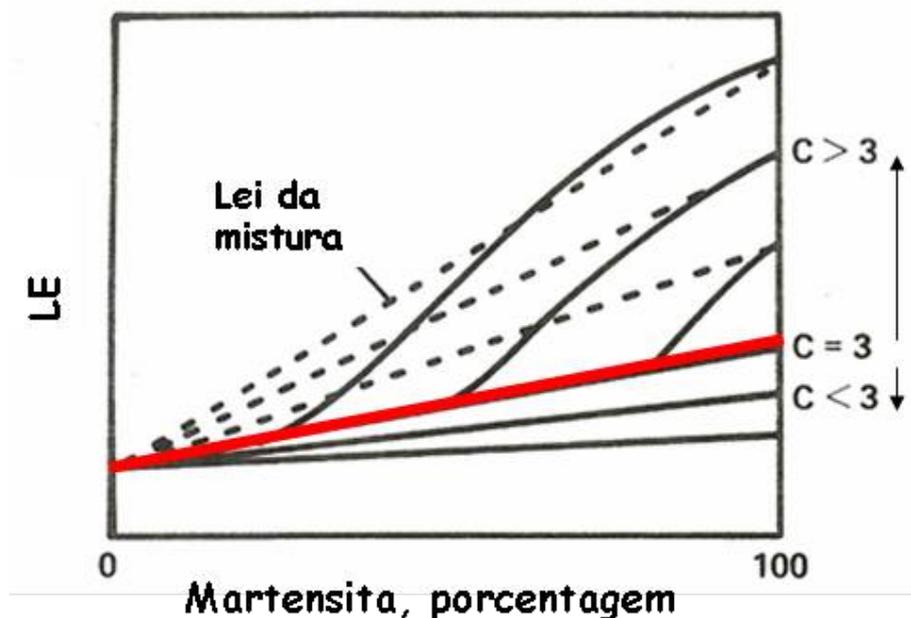


Figura 17 – Efeito da lei da mistura ferrita-martensita no limite de escoamento (LE) dos aços bifásicos com baixo carbono (SPEICH, 1981).

Outro fator que afeta o limite de resistência da mistura é a resistência da fase ferrita que está diretamente ligada ao tamanho de grão. Quanto menor o tamanho de grão da ferrita maior é a sua resistência mecânica, seguindo a conhecida relação de Hall-Petch (DIETER, 1988):

$$\sigma_{esc} = \sigma_0 + K \cdot d^{-1/2}. \quad (12)$$

Conclui-se que a resistência mecânica de um aço bifásico, portanto, dependerá do tamanho de grão da ferrita, da quantidade de martensita que irá se formar e do teor de carbono na austenita, pois quanto maior o teor de carbono na austenita maior será o teor de carbono na martensita formada e conseqüentemente maior a sua resistência; deste modo, estes parâmetros devem ser balanceados para se obter o máximo de resistência mecânica (KUMAR et al., 2007).

Além disso, o aumento linear da resistência com o aumento da fração em volume da fase martensita obedece à lei da mistura. Contudo, essa linearidade não é observada para os aços bifásicos, como mostra a figura 18, pois a resistência do aço bifásico, além de ser função

da fração em volume de martensita, é função da resistência da martensita que por sua vez é função direta do teor de carbono.

Portanto, a resistência final do aço bifásico depende basicamente (KUMAR et al., 2007):

- a) da quantidade da fase dura (martensita);
- b) da resistência dessa fase dura.

Daí observa-se que, na figura 18, até 60% de fração em volume de martensita a resistência diminui porque o que está governando a resistência desse aço nessa região é a resistência da fase dura martensita que diminui, já que quanto maior a fração em volume de martensita menor a quantidade de carbono na mesma e menor sua resistência; de 60% a 85% a maior fração em volume é que está governando a resistência desse aço; portanto, ela aumenta. A partir de 85% os dois fatores se equivalem e não se observam nem aumento nem diminuição da resistência com o aumento da fração em volume da fase dura martensita.

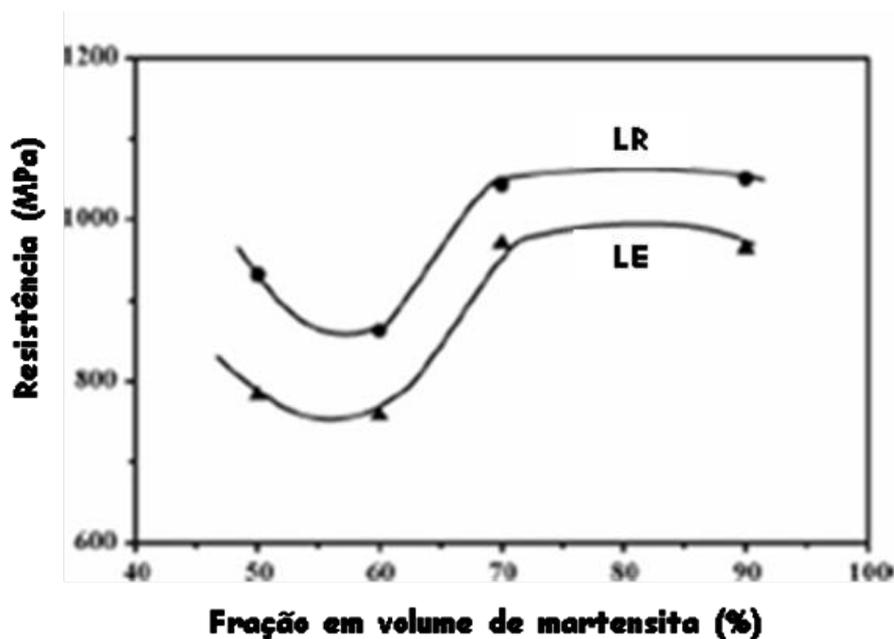


Figura 18 – Variação da resistência mecânica de um aço bifásico em função da fração de martensita (adaptado de KUMAR et al., 2007).

Conforme mencionado anteriormente, deve ser analisado o teor de carbono presente na martensita do aço bifásico, pois este influi diretamente no limite de resistência; portanto, torna-se fundamental calcular esse valor. Pelo diagrama de fases binário ferro-carbono apresentado na figura 4, sabe-se que o teor de carbono na ferrita é muito baixo; já para a

austenita (que será transformada em martensita), essa quantidade depende basicamente da temperatura de recozimento intercrítica, ou seja, o teor de carbono na martensita aumenta conforme a temperatura de recozimento intercrítica diminui.

A figura 19 apresenta a variação do limite de resistência da martensita para um aço bifásico de baixo carbono com relação à porcentagem de carbono na martensita; conforme já descrito, o limite de resistência aumenta com o aumento da quantidade de carbono na martensita (EL-SESY ; EL-BARADIE, 2002).

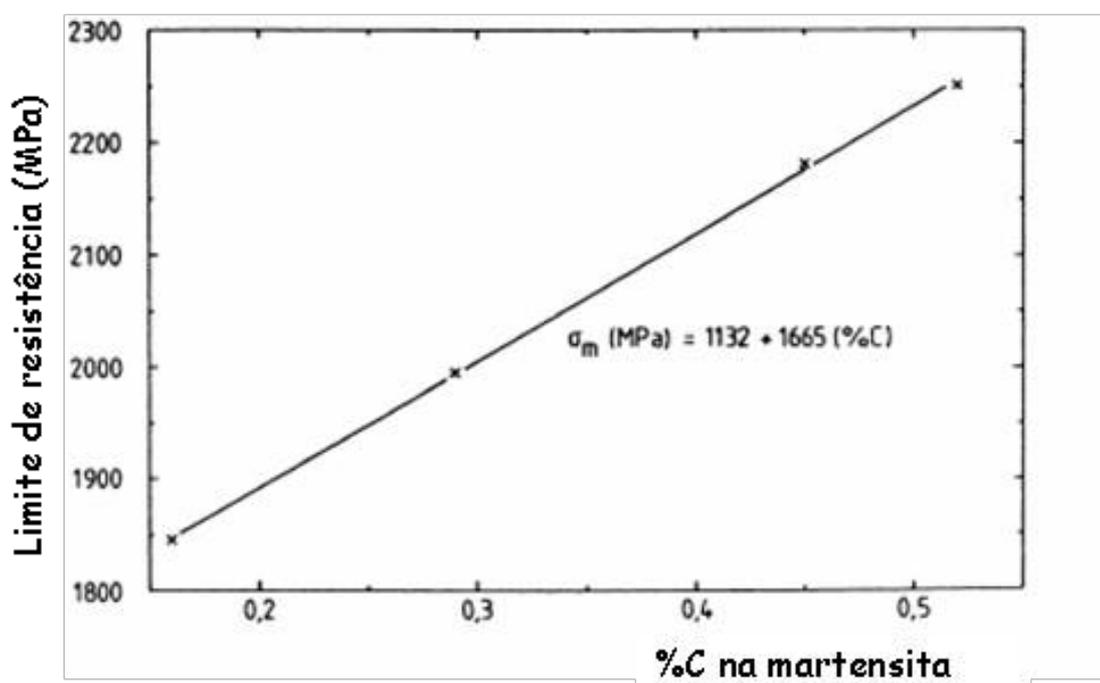


Figura 19 – Relação entre o limite de resistência e o teor de carbono na martensita para um aço bifásico (adaptado de EL-SESY; EL-BARADIE, 2002).

4.2.2 Escoamento

Um típico diagrama tensão-deformação de engenharia para um aço bifásico ferrita-martensita exibe o comportamento de escoamento contínuo, como mostrado na figura 20, e isto pode ser atribuído à presença de discordâncias livres, móveis, que são introduzidas na ferrita pela deformação plástica causada durante a transformação da austenita em martensita.

Como a transformação da austenita em martensita nos aços bifásicos ocorre em baixa temperatura, a ferrita tem que se deformar plasticamente para acomodar a expansão volumétrica que ocorre na transformação austenita - martensita. Como resultado, tanto uma alta densidade de discordâncias como tensões residuais são geradas na fase ferrítica

imediatamente vizinha às partículas de martensita. Na transformação da austenita em martensita ocorre também a segregação do carbono para essas discordâncias que foram geradas na transformação da martensita, fenômeno conhecido como “*pipe-diffusion*”. Com mais discordâncias pode-se acomodar um pouco mais de carbono na ferrita, e a difusão é possível na temperatura ambiente em pequenas distâncias, pois a difusão ficou facilitada pelas discordâncias. Esses dois fatores: acréscimo de discordâncias móveis que foram geradas na transformação da austenita em martensita e as tensões residuais - são responsáveis pelo comportamento de escoamento contínuo dos aços bifásicos, pois o carbono não ancora essas discordâncias por estar mais concentrado na martensita e não permite a formação das bandas de Lüders. Assim, permite que o aço bifásico se deforme plasticamente sob baixas tensões com escoamento contínuo o que é importante no processo de estampagem que esses aços serão submetidos para a aplicação na indústria automobilística (SARWAR ; PRIESTNER, 1996).

Os fatores que governam descontinuidade no escoamento dos aços em geral são:

- a. presença de átomos intersticiais (C e N) que “ancoram” discordâncias por formarem as chamadas “atmosferas de Cottrell”;
- b. baixa densidade de discordâncias, na ordem de 10^2 a $10^4/cm^2$;
- c. rápida multiplicação de discordâncias durante a deformação;
- d. significativa dependência da velocidade de movimentação das discordâncias com a tensão aplicada.

Sabe-se da teoria da plasticidade que a resistência do material observada é causada por imperfeições na estrutura, que obstruem a movimentação das discordâncias. A interação entre um átomo de soluto (principalmente o carbono) e as discordâncias forma um campo de tensões ao redor da discordância, como já mostrado na figura 3. Com o objetivo de reduzir a energia de deformação do reticulado associada às discordâncias, é possível numa solução sólida contendo átomos de diferentes tamanhos a tendência desses átomos migrarem para as discordâncias. Esse efeito é conhecido como “atmosfera de Cottrell”. Uma discordância circundada por uma atmosfera de átomos de soluto não pode deslizar facilmente em temperaturas onde a difusão é lenta e somente uma força “grande” é capaz de quebrar essa ligação entre a discordância e sua atmosfera; uma vez quebrada essa ligação às discordâncias podem se mover facilmente (COTTRELL, 1959).

Para os aços bifásicos o carbono está praticamente todo na martensita; então, as discordâncias geradas na transformação austenita em martensita não serão ancoradas pela presença dos átomos intersticiais nas “atmosferas de Cottrell”.

Como os dois últimos itens (c e d) são condições que satisfazem as estruturas ferríticas cúbicas de corpo centrado (CCC), o fator que governa o comportamento de escoamento nos aços bifásicos é a presença de um número suficiente de discordâncias livres (capazes de movimentação). O modelo de Hahn para escoamento descontínuo prevê uma densidade de discordâncias livres de 10^2 a 10^4 /cm², enquanto que densidades de discordâncias na casa de 10^6 a 10^8 /cm² irão resultar em escoamento contínuo.

Densidades de discordâncias de 10^6 a 10^8 /cm² são tipicamente encontradas em aços laminados a quente ou aços recozidos, mas a maioria dessas discordâncias é imóvel, resultado da ação dos átomos intersticiais, o que confere característica de escoamento descontínuo.

Como os aços bifásicos têm como característica e até uma vantagem em apresentarem comportamento de escoamento contínuo, duas condições são preponderantes para isso:

- 1- Deve haver discordâncias livres suficientes com densidade de discordâncias na casa de 10^6 a 10^8 / cm², como já mencionado anteriormente, discordâncias que são resultado de tensões (devido à expansão volumétrica) na transformação da austenita em martensita.
- 2- As discordâncias geradas na transformação de austenita em martensita devem permanecer livres, capazes de movimentação, na temperatura ambiente (HANSEN ; PRADHAN, 1981).

Durante o recozimento intercrítico ocorre o enriquecimento de carbono na austenita, visto que na presença do silício há o aumento da atividade do carbono na ferrita, ou seja, quanto maior o teor de silício no aço bifásico, maior será o teor de silício na ferrita e menor a solubilidade do carbono na mesma, daí menor será a possibilidade de existirem atmosferas de Cottrell. Como a austenita é transformada em martensita, após o resfriamento rápido, praticamente todo carbono estará presente na martensita e não na ferrita. Estes fatores associados à maior densidade de discordâncias na interface ferrita – martensita, que foram geradas durante a transformação da austenita em martensita, garantirá o comportamento de escoamento contínuo para os aços bifásicos.

Portanto a quantidade e o tipo da fase dura (martensita), constituinte nos aços bifásicos, controlam a densidade e a multiplicação das discordâncias dependendo também da morfologia e da química da fase ferrítica, ativando assim a continuidade no comportamento de escoamento desses aços (KUMAR et al., 2007).

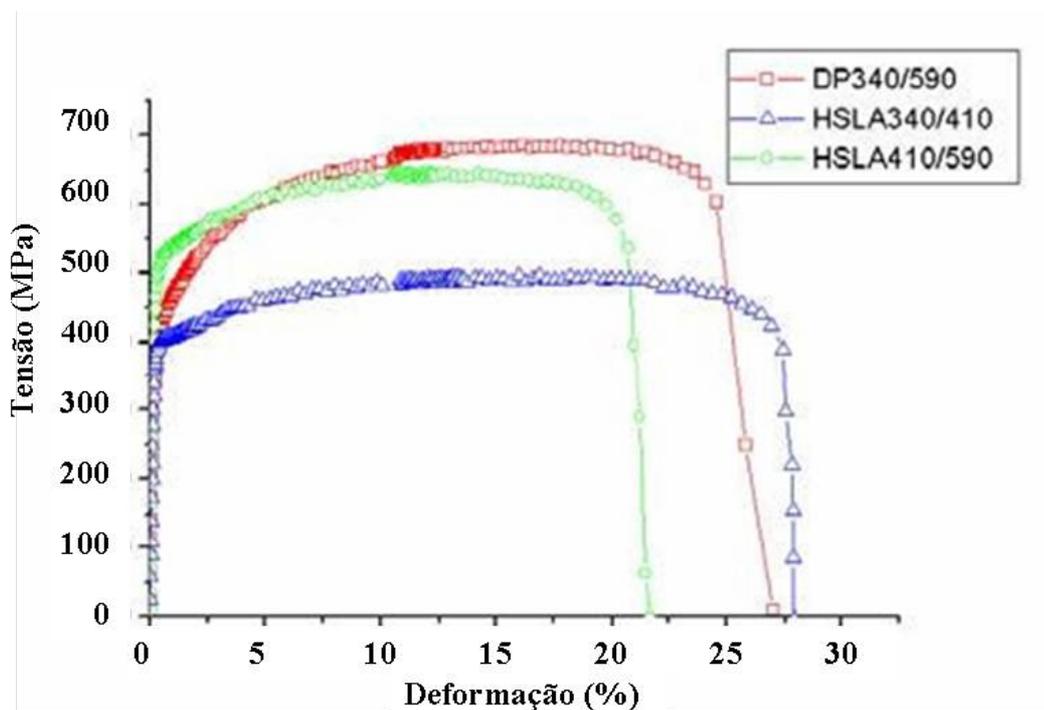


Figura 20 – Diagrama tensão-deformação de dois aços de alta resistência e baixa liga (ARBL-1 e ARBL-2) comparados com o aço bifásico (FERREIRA ; TEPEDINO, 2008).

4.2.3 Ductilidade

A ductilidade é uma propriedade muito complexa e de difícil entendimento para os aços bifásicos, em função das inúmeras variáveis que influenciam os valores do alongamento total e do alongamento uniforme.

Entre essas variáveis estão: a fração volumétrica de martensita, a distribuição da martensita na matriz ferrita, o teor de carbono na martensita, o teor de carbono na ferrita, a plasticidade da martensita e também da austenita retida que normalmente se encontra nos aços bifásicos com baixo carbono.

Em razão de tantas variáveis, algumas investigações a respeito desse assunto foram e ainda estão sendo realizadas, por isso se torna importante descrever algumas conclusões que alguns pesquisadores já apresentam em relação ao alongamento uniforme e total dos aços bifásicos.

Davis e Arakaki et al. (apud SPEICH, 1981) indicam que o alongamento uniforme cai de maneira não linear com o aumento da fração volumétrica de martensita; Speich e Miller (apud SPEICH, 1981) chegaram num resultado similar e concluem que o alongamento uniforme aumenta levemente conforme o teor de carbono na martensita diminui e também que o alongamento total diminui com o aumento da fração volumétrica de martensita.

A figura 21 apresenta a variação do alongamento total e do alongamento uniforme com o aumento da fração em volume de martensita para um aço bifásico ferrita – martensita.

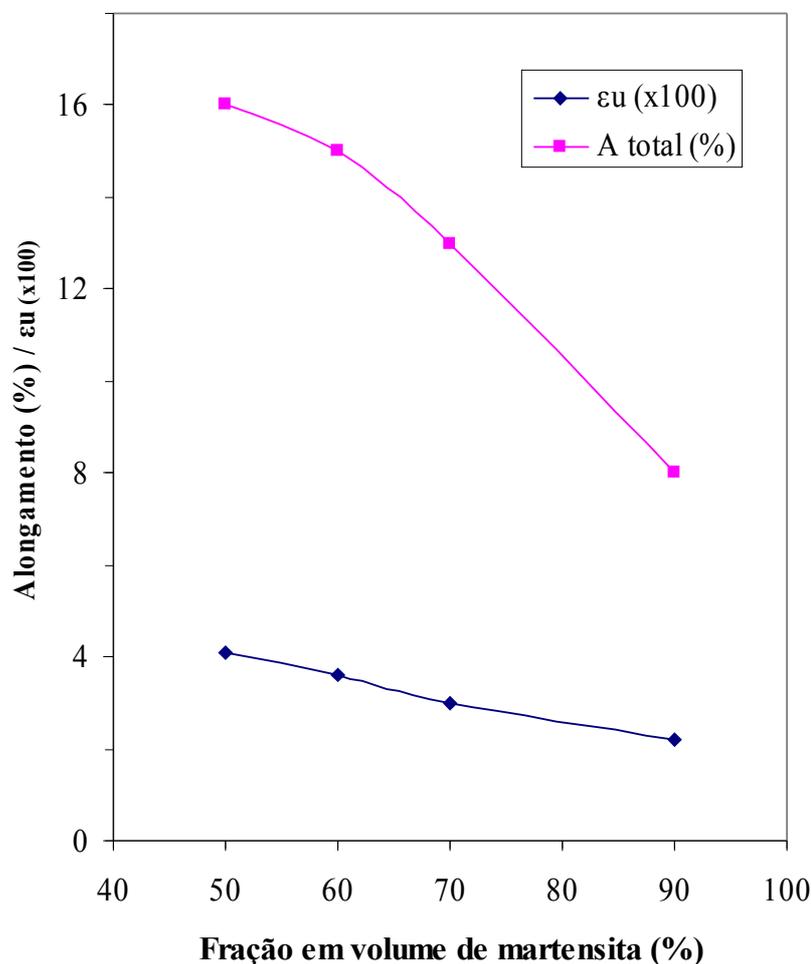


Figura 21 – Variação do alongamento total e uniforme com o aumento da fração em volume de martensita (adaptado de KUMAR et al., 2007).

Pela figura 21 verifica-se que o alongamento uniforme é menos sensível à variação da fração em martensita que o alongamento total, pois maior quantidade de martensita significa menor teor de carbono na mesma e o alongamento uniforme aumenta levemente com a diminuição do teor de carbono na martensita, mostrando assim uma menor sensibilidade. Portanto, para o processo de estampagem, que está relacionado à deformação uniforme, o aumento da fração em martensita não será prejudicial, mas em compensação a tenacidade do aço, que está relacionada ao alongamento total, é afetada negativamente.

A ductilidade mostra-se mais sensível ao aumento da quantidade da fase dura (martensita) enquanto que o alongamento uniforme é balanceado entre o aumento da fração da

fase dura e a consequente diminuição do teor de carbono desta fase, como mostra a figura 21. No aço bifásico, com a redução do teor de carbono na ferrita, devido à introdução dos elementos de liga, em especial do silício que aumenta a atividade do carbono, obtém-se aumento da ductilidade, pois com menos teor de carbono na ferrita há menos ancoramento das discordâncias, e estas livres, poderão mover-se com mais facilidade.

Outro fator importante para o desempenho desses aços é a incompatibilidade plástica entre seus microconstituintes e as consequentes influências no processo de deformação. Enquanto que a ferrita suporta grandes deformações, as ilhas de martensita só apresentam deformações visíveis após o aço ter atingido o máximo de deformação uniforme. Como resultados dessa diferença de comportamento das fases presentes na microestrutura, são criadas tensões adicionais nas interfaces e são geradas elevadas quantidade de discordâncias geometricamente necessárias na ferrita para acomodar as deformações, mantida a coesão entre grãos de ferrita e de martensita. A interface torna-se, assim, uma região crítica para acomodar as deformações, que acabam por ocasionar um processo de decoesão, que caracteriza a fratura na temperatura ambiente. Este processo será alcançado tanto mais rapidamente quanto maior a fração volumétrica de martensita. Grandes quantidades de martensita acarretam uma redução do espaçamento entre as microcavidades que são nucleadas durante o processo de deformação. Em consequência, menor deformação plástica é requerida para a ligação dessas microcavidades, resultando em menor ductilidade (LONGO et al., 1984).

Fica claro, pelo exposto, que alguns mecanismos de endurecimento além de elevar a resistência mecânica dos aços bifásicos pioram a ductilidade. Por essa razão cada vez mais pesquisas nesse âmbito vêm sendo realizadas, e também um dos principais objetivos deste trabalho está fundamentado na relação entre resistência mecânica e ductilidade dos aços bifásicos com baixo carbono.

4.2.4 Encruamento de aços bifásicos

Algumas equações descrevem o comportamento de deformação plástica dos materiais policristalinos. Entre essas análises podem-se citar as equações de Hollomon, de Ludwik e de Swift como as mais usadas para descrever o comportamento de tensão – deformação verdadeira em regime plástico, e que podem descrever particularmente o comportamento dos aços bifásicos (AKBARPOUR ; EKRAMI, 2007).

4.2.4.1 Análise de Hollomon

A interpretação do diagrama tensão – deformação de engenharia é limitada, pois considera que a tensão necessária para deformar o material em qualquer ponto é a carga nesse ponto dividida pela área inicial, mas na verdade deveria ser dividida pela área naquele instante. Ludwik então definiu a tensão verdadeira (HOLLOMON, 1945) como:

$$\sigma = \frac{F}{A}, \quad (13)$$

em que: “ σ ” é a tensão verdadeira imposta ao material, sendo “A” a área da secção transversal à direção de aplicação da força “F”.

Já a deformação verdadeira é obtida considerando variações instantâneas de variação de comprimento, definida por Ludwik como:

$$\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) \quad (14)$$

Os resultados do ensaio de tração podem ser mais efetivamente analisados se a tensão for representada em função da deformação verdadeira, apresentada na equação (13). Daí tem-se então a curva tensão – deformação verdadeira, que pode ser dividida em três regiões distintas: a elástica, o escoamento inicial e a região plástica.

Para a região elástica basta entender que, para metais policristalinos, a deformação elástica é proporcional à tensão e a constante de proporcionalidade é o módulo de elasticidade (lei de Hooke). Já para a região plástica, a tensão aumenta com a deformação com uma taxa decrescente. Esse comportamento de escoamento plástico de muitos metais e ligas podem ser descrito pela equação (15) conhecida como equação de Hollomon (HOLLOMON, 1945):

$$\sigma = K_H \cdot \varepsilon^{n_H}, \quad (15)$$

em que “ K_H ” e “ n_H ” são constantes usualmente conhecidas como coeficiente de resistência e expoente de encruamento, respectivamente.

A partir dessa equação podem ser desenvolvidas algumas características importantes, sendo a principal delas que a deformação uniforme “ ϵ_u ” é igual ao expoente de encruamento “ n_H ”, se o material obedecer idealmente à relação de Hollomon. (HOLLOMON, 1945).

Elaborando-se o gráfico tensão–deformação, a partir dos dados do ensaio de tração, em uma escala logarítmica obtém-se uma linha reta para elevados valores de deformação. À inclinação dessa linha dá-se o valor de “ n_H ” e, à intersecção para $\epsilon=1$, dá-se o valor de “ K_H ”. Num caso ideal esses dois parâmetros podem descrever completamente a curvatura do gráfico tensão – deformação verdadeira (SOUZA, 1982).

O valor de “ K_H ” prevê alguma indicação do nível de resistência do material e a magnitude das forças requeridas na estampagem, enquanto que o valor de “ n_H ” prevê uma medida da habilidade do material em retardar a deformação. O valor de “ n_H ” é menor que a unidade (para metais varia entre 0,1 e 0,6 e aumenta conforme o limite de resistência diminui). Já o valor de “ K_H ” varia entre $G/100$ e $G/1000$ (G é o módulo de cisalhamento do material) (SOUZA, 1982).

O expoente “ n_H ” é um importante parâmetro por duas razões:

- 1- Significa o endurecimento por deformação ou a característica de encruamento do material, ou seja, quanto maior o valor de “ n_H ” maior será a taxa com que o material encrua. Um material com um alto valor de “ n_H ” é preferido para processos que envolvem deformação plástica por permitir grande encruamento com pequenas deformações plásticas.
- 2- É um indicador da formabilidade do material. Quanto maior o valor de “ n_H ” mais os materiais podem se deformar antes da instabilidade plástica. Isto ocorre porque “ n_H ” é idealmente igual à deformação uniforme verdadeira no limite de resistência, para materiais que obedecem perfeitamente a esta lei matemática.

Quanto maior o valor de “ n_H ” de um material, mais íngreme será a curva tensão–deformação verdadeira desse material e mais uniforme a distribuição das deformações na presença de um gradiente de tensões. Em contrapartida, para materiais com baixos valores de “ n_H ”, sua curva será mais horizontal e pior a uniformidade de distribuição da deformação quando o material for solicitado a um carregamento (SOUZA, 1982).

A determinação de “ n_H ” é normalizada pela ASTM E646-00 e para tal se utilizam os dados obtidos no ensaio de tração e a expressão de Hollomon (equação 15). Este método é utilizado para chapas de materiais metálicos com espessura entre 0,13 mm e 6,4 mm e cujo comportamento de deformação plástica obedece ao diagrama tensão – deformação verdadeira, exibindo uma curva contínua na região plástica, caso do aço bifásico do presente trabalho.

A carga de tração é aplicada no corpo-de-prova de forma contínua e controlada enquanto a tensão e a deformação são monitoradas. A deformação considerada é a deformação instantânea que é calculada pela equação (14). Considerando a constância de volume na região plástica pode-se estimar a área instantânea, e então a tensão verdadeira pode ser expressa como:

$$\sigma = S \cdot (1 + e), \quad (16)$$

sendo “S” a tensão de engenharia e “e” a deformação de engenharia, dadas por:

$$S = \frac{F}{A_0}, e \quad (17)$$

$$e = \frac{\Delta L}{L_0}. \quad (18)$$

A partir das equações (14) e (16) traça-se o diagrama tensão – deformação verdadeira e, utilizando-se a equação de Hollomon (15), determina-se o valor do expoente de encruamento “ n_H ” e do coeficiente de resistência “ K_H ” (ASTM E-646-00).

Entretanto, algumas pesquisas indicam que uma larga gama de materiais não obedece a essa relação estritamente, e este é o caso dos aços bifásicos. Para esses aços a variação de $\ln\sigma$ com o $\ln e$ é não linear. Isso significa que os parâmetros “ K_H ” e “ n_H ” não podem descrever perfeitamente o comportamento de escoamento e de encruamento desses materiais. Essas pesquisas (RAMOS et al., 1979 ; BAG et al., 1999) indicam que os aços bifásicos mostram dois estágios de endurecimento (conforme figura 22), ou seja, dois índices de encruamento. Outras pesquisas apresentam três estágios, que são discutidos em outro item desse trabalho.

A existência de diferentes estágios de encruamento nos aços bifásicos pode ser correlacionada a diferentes mecanismos de deformação para faixas correspondentes a cada estágio. Esses mecanismos são: sequência de deformação de fases, tipo de deformação (homogênea ou heterogênea), mínima incompatibilidade plástica, possível transformação de fase durante a deformação como transformação da austenita retida em martensita e recuperação dinâmica (AKBARPOUR ; EKRAMI, 2007).

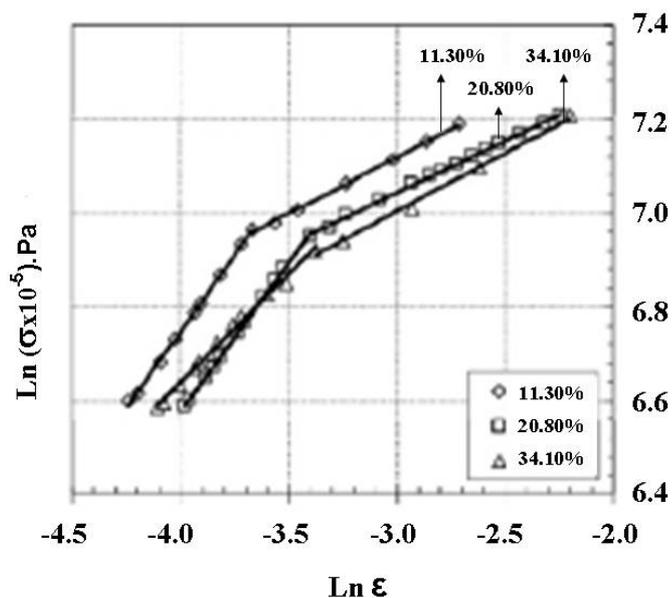


Figura 22 – Curva log-log da tensão verdadeira pela deformação plástica verdadeira para um aço bifásico com três diferentes frações em volume de ferrita (adaptado de AKBARPOUR ; EKRAMI, 2007).

4.2.4.2 Análise de Ludwik

A equação de Ludwik é uma variação da equação (15) de Hollomon e pode ser escrita como:

$$\sigma = \sigma_0 + K_L \cdot \varepsilon^{n_L}, \quad (19)$$

sendo σ_0 a tensão de escoamento inicial e “ K_L ” e “ n_L ” o coeficiente de resistência e o expoente de encruamento, respectivamente, segundo o critério de Ludwik. Esses dois fatores “ K_L ” e “ n_L ” são equivalentes aos fatores da equação de Hollomon [equação (15)], porém numericamente não são iguais.

A equação de Ludwik pode ser mais completa que a equação de Hollomon, pois esta última considera que a tensão é zero para a deformação plástica verdadeira igual a zero, enquanto que a equação de Ludwik considera o efeito da tensão de escoamento inicial.

A tensão de escoamento inicial σ_0 pode ser obtida pela intersecção da parte plástica na curva tensão-deformação verdadeira e o trecho elástico linear, sendo então escrita por (DIETER, 1988):

$$\sigma_0 = \left(\frac{K_L}{E^{n_L}} \right)^{\frac{1}{1-n_L}}. \quad (20)$$

4.2.4.3 Análise de Swift

Todo aço bifásico consiste em duas fases individuais, que combinadas formam uma microestrutura mista. Cada constituinte individual, cada fase, possui deformação elástica e plástica sobre a outra fase durante a deformação. No intuito de calcular a deformação e as curvas tensão – deformação para os aços bifásicos, cada fase deve fornecer uma equação, que pode ser escrita da seguinte maneira, segundo Swift:

$$\sigma_i = a_i \cdot (b_i + \varepsilon_p)^{n_i}, \quad (21)$$

em que “i” significa cada fase sendo aqui padronizados 1 para a fase dúctil e 2 para a fase dura.

A figura 23 apresenta um diagrama tensão deformação verdadeira para um aço bifásico exibindo os três possíveis diferentes estágios de encruamento, de acordo com a equação de Swift.

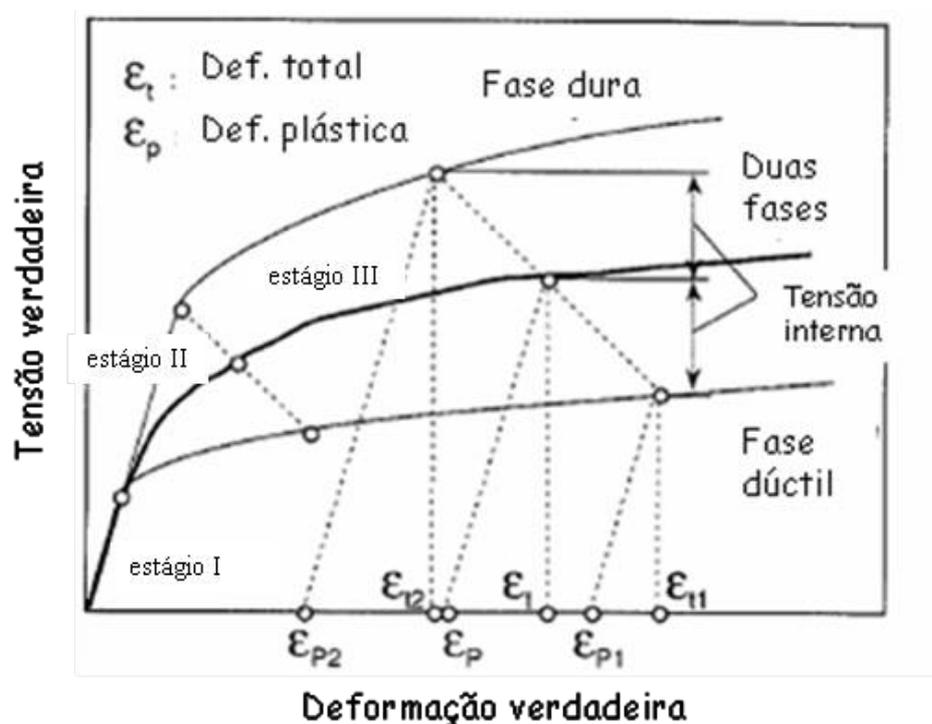


Figura 23 - diagrama tensão – deformação verdadeira mostrando os três diferentes estágios para cada fase de um aço bifásico (adaptado de HÜPER et al, 1999).

Na figura 23, os três estágios podem ser descritos como:

- o primeiro estágio (0,1% a 0,5% de deformação) apresenta um encruamento rápido devido à eliminação da tensão residual compressiva imposta à ferrita e fácil deformação desta fase causada pela incompatibilidade entre ela e as ilhas de martensita;
- no segundo estágio (0,5% a 4,0%), a taxa de encruamento da ferrita é reduzida bem como a plasticidade é restringida pela partícula de martensita;
- finalmente, no terceiro estágio (4,0% a 18%), são formadas discordâncias associadas à deformação da martensita (SPEICH, 1981).

A figura 24 (a) apresenta a variação do expoente de encruamento com a fração em volume da fase dura presente na microestrutura comparando um aço bifásico ferrita-martensita com um aço bifásico ferrita-bainita e ainda com um aço convencional ferrita-perlita. Nessa investigação foram encontrados dois estágios de encruamento (estágio II e estágio III). No estágio II, a diferença do valor do expoente de encruamento entre os aços bifásicos é pequena e seu valor diminui numa alta taxa com o aumento em fração volumétrica da fase dura. Já para o estágio III, apenas o aço bifásico ferrita-martensita apresenta o mesmo comportamento que o estágio II, mas em valores menores de “n”. A figura 24 (b) apresenta a variação do expoente de encruamento com a diferença de tensão entre as fases dura e dúctil.

Conclui-se então que, no estágio II, a fase dura é o fator determinante que afeta o coeficiente de encruamento, enquanto que, no estágio III, o expoente de encruamento é fortemente influenciado pela diferença de tensão entre as fases dura e fase dúctil (HÜPER et al., 1999).

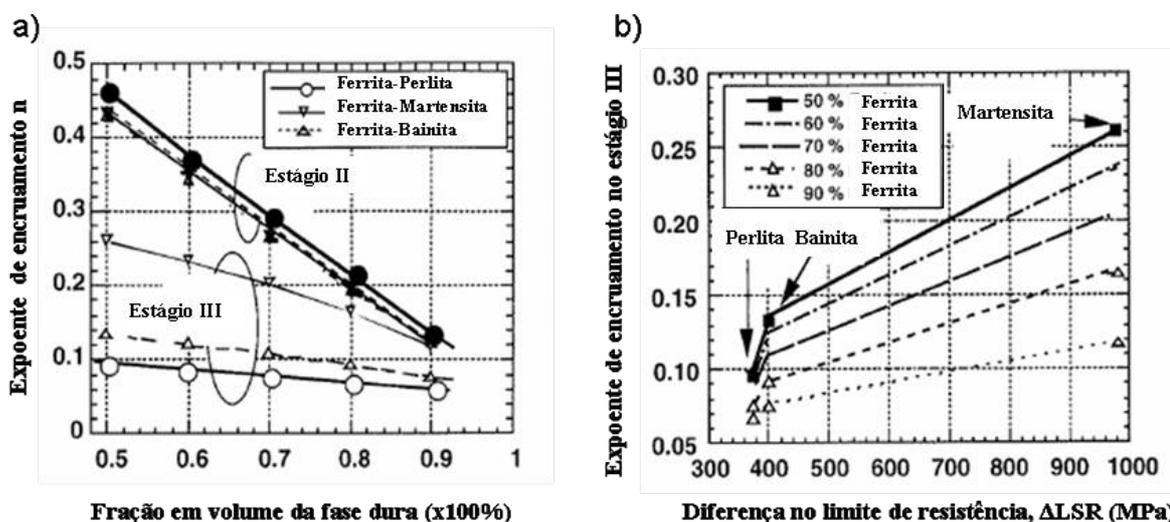


Figura 24 – a) variação de “n” com o volume da fase dura nos estágios II e III; b) variação de “n” com a diferença de limite de resistência no estágio III; ambas as condições obtidas pela comparação de três tipos de aços (HÜPER et al., 1999).

Muitos fatores influenciam o valor do coeficiente de encruamento e muitas investigações foram feitas para os aços bifásicos com baixo carbono. Em geral o comportamento desses materiais ao encruamento é resultado do empilhamento de discordâncias na interface entre as fases de ferrita e martensita. Speich e Miller (1979) propõem que o aumento da densidade de discordâncias na região da ferrita e relaxação da tensão residual, devido à pequena deformação plástica, afetam o encruamento nos aços bifásicos. Já Goel et al. (apud. SPEICH, 1981) sugerem que a transformação da austenita retida em martensita durante a deformação plástica leva ao aumento de densidade de discordâncias da ferrita, e conseqüentemente afeta o encruamento. Outros investigadores sugerem ainda que a incompatibilidade plástica entre a ferrita e a martensita é a principal responsável pelo encruamento nos aços bifásicos (KUMAR et al., 2007).

Mas, para este estudo, a principal constatação é que o expoente de encruamento diminui com o aumento da fração volumétrica da martensita, ou seja, diminui a habilidade de distribuição uniforme da deformação. A figura 25 ilustra bem esse comportamento comparando dois aços bifásicos; um aço bifásico ferrita – martensita e outro ferrita - bainita, e que a diminuição de “n” para o aço ferrita – martensita é bem mais acentuada.

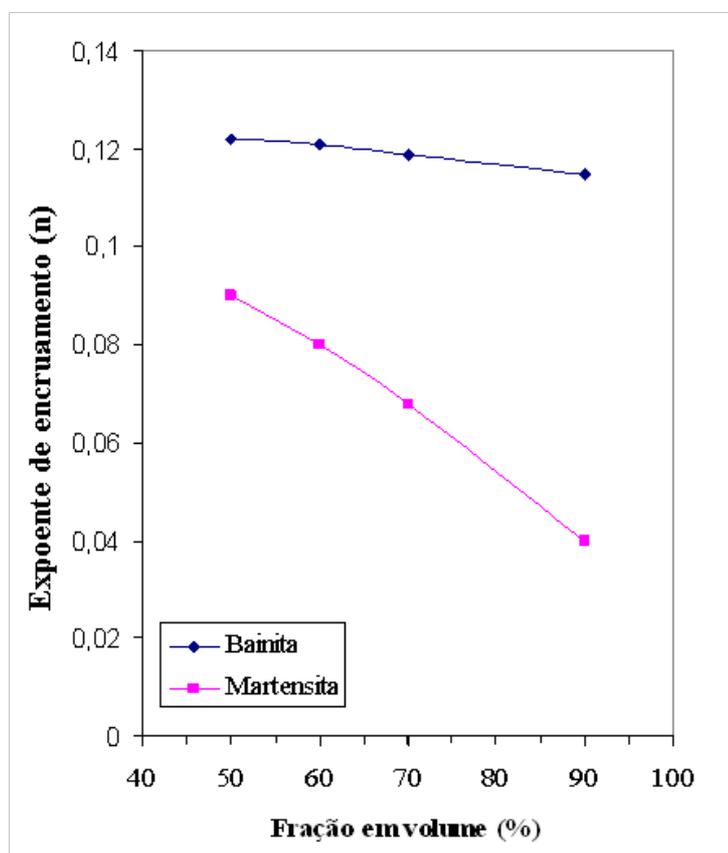


Figura 25 – Variação do coeficiente de encruamento com a fração em volume de martensita e bainita (adaptado de KUMAR et al., 2007).

4.2.5 Ensaio de impacto Charpy

Por meio do ensaio de impacto pode-se conhecer como varia o comportamento do material à fratura desde a fratura dúctil à fratura frágil, conforme se altera a temperatura de ensaio de alta para baixa, respectivamente. Esta mudança no tipo de fratura é evidenciada pela capacidade do material em absorver energia na fratura (CHAO ; WARD ; SANDS, 2005). Basicamente, uma fratura frágil absorve baixa energia, enquanto uma fratura dúctil está relacionada a elevadas deformações plásticas, absorvendo valores elevados de energia. Essa energia é chamada de tenacidade do material e sua medida como função da temperatura é o princípio do teste de impacto Charpy, ferramenta mais importante para se determinar o comportamento em fratura frágil dos aços, incluindo nesse caso o aço bifásico. Por essa razão, é fundamental conhecer sua tenacidade, visto que, para aços carbono e baixa liga, a fratura frágil ocorre para temperaturas abaixo, mas próximas, de 25°C.

O comportamento macroscópico da fratura frágil está relacionado à falta de deformação plástica do material, e o mecanismo de fratura microscópica mais usual é do tipo clivagem, que é a separação dos planos de mais baixa densidade na estrutura cristalográfica e ocorre quando não existem sistemas ativos de escorregamento capazes de promover a deformação plástica (MAGNABOSCO ; ROSSETO, 2003).

Como resultado do ensaio de impacto obtém-se a curva de energia absorvida no impacto por temperatura, como apresentado na figura 26 (a). Por meio desse gráfico podem ser identificadas três regiões:

1. patamar inferior;
2. transição para a região superior;
3. patamar superior.

O tipo de fratura no patamar inferior é tipicamente frágil enquanto que no patamar superior, é tipicamente dúctil. Ainda na curva da figura 26 (a) define-se uma temperatura para uma energia absorvida de 20,4 J (15 ft.lb), denominada como temperatura de transição dúctil – frágil (TTDF) (CHAO ; WARD ; SANDS, 2005), quando o corpo-de-prova respeita as dimensões da norma ASTM E23, ou seja, 55 mm de comprimento por 10 mm de largura por 10 mm de espessura.

Outra maneira de caracterizar a temperatura de transição dúctil-frágil é defini-la como aquela que se dá no valor médio de energia entre o valor de energia máximo (temperatura de patamar máximo de energia) e o valor mínimo (temperatura de patamar mínimo de energia). Magnabosco e Rosseto (2003) obtiveram, para uma chapa de aço bifásico de 2,5 mm de

espessura, valores de TTDF e de energia de patamar superior de -110°C e 20J respectivamente (MAGNABOSCO; ROSSETO, 2003). Esse método é o utilizado para a investigação do aço bifásico do presente trabalho.

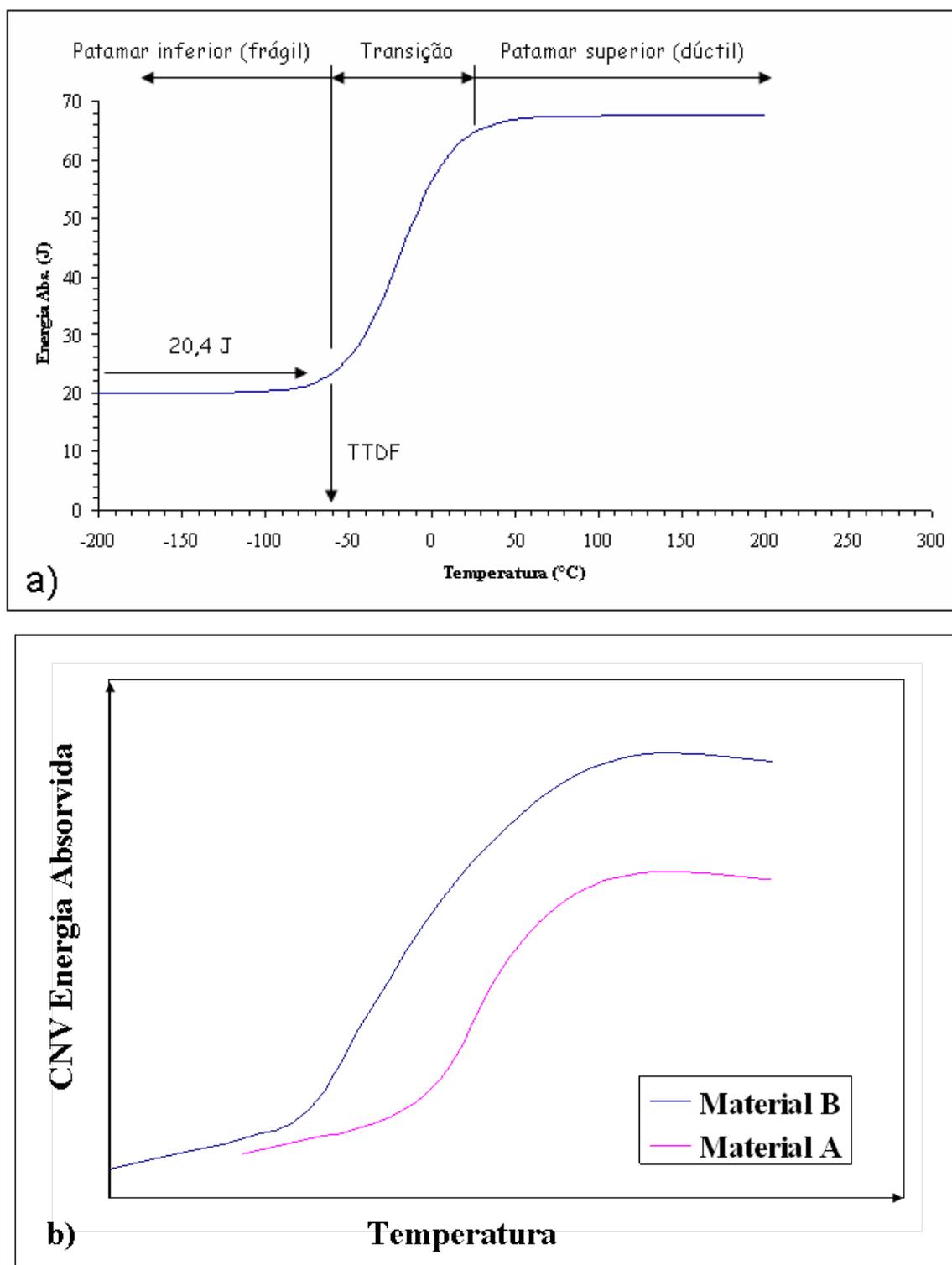


Figura 26: (a) Curva de energia de impacto versus temperatura e a temperatura de transição dúctil-frágil. (b) Comparação dos materiais A e B (CHAO ; WARD ; SANDS, 2005).

Portanto, um material tendo uma alta temperatura de transição dúctil-frágil, como mostra o material A da figura 26 (b), é mais propenso à fratura frágil em certa temperatura do que um material com menor temperatura de transição dúctil – frágil [material B da figura 26 (b)].

Esse comportamento de transição de fratura dúctil-frágil com a variação de temperatura de alta para baixa é evidenciado principalmente para metais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, que é a estrutura da ferrita do aço bifásico do presente trabalho na temperatura ambiente. Para esses metais tem-se fratura tipo frágil quando a temperatura de trabalho está próxima ou abaixo da temperatura de transição dúctil-frágil. A fragilidade ocorre porque o modo de fratura deixa de ser por alvéolos e passa a clivagem, pois pode se considerar a deformação plástica nos metais e aços como um processo termicamente ativado, e assim para temperaturas abaixo da TTDF a clivagem irá ocorrer.

Não apenas a clivagem pode impor fratura frágil ao aço. A presença de inclusões frágeis e carbonetos, ou interfaces fracas entre elas e a matriz associadas com fibramento mecânico imposto na laminação, podem reduzir a energia total absorvida e promover fraturas frágeis. Grãos grandes constituem outro fator que pode reduzir a tenacidade do aço, considerando que fraturas (principalmente do tipo clivagem) têm de ser nucleadas nos contornos de grãos, e essa nucleação é um processo que absorve energia. Além disso, outro aspecto interessante observado por Chao et al. (2005) e também por Yang et al. (2008), e que pode afetar a energia total absorvida, reduzindo-a, é o fenômeno conhecido por “separação” (“splitting”). Separação é um fenômeno no qual uma trinca secundária perpendicular à trinca principal e ainda paralela a superfície da chapa aparece na fratura do teste de impacto Charpy. Esses investigadores estudaram o aço bifásico DP590 (que apresenta 590 MPa de limite de resistência) com espessura de chapa de 5 mm, cuja composição química é caracterizada por baixo carbono (0,08%) e altos teores de manganês e de silício (1,24% e 1,14%, respectivamente), composição próxima da composição química do presente estudo. A TTDF obtida para esse aço bifásico é de -95°C , para ambas as composições de silício estudadas. A figura 27 ilustra a curva de impacto Charpy para o aço DP590 (YANG et al., 2008).

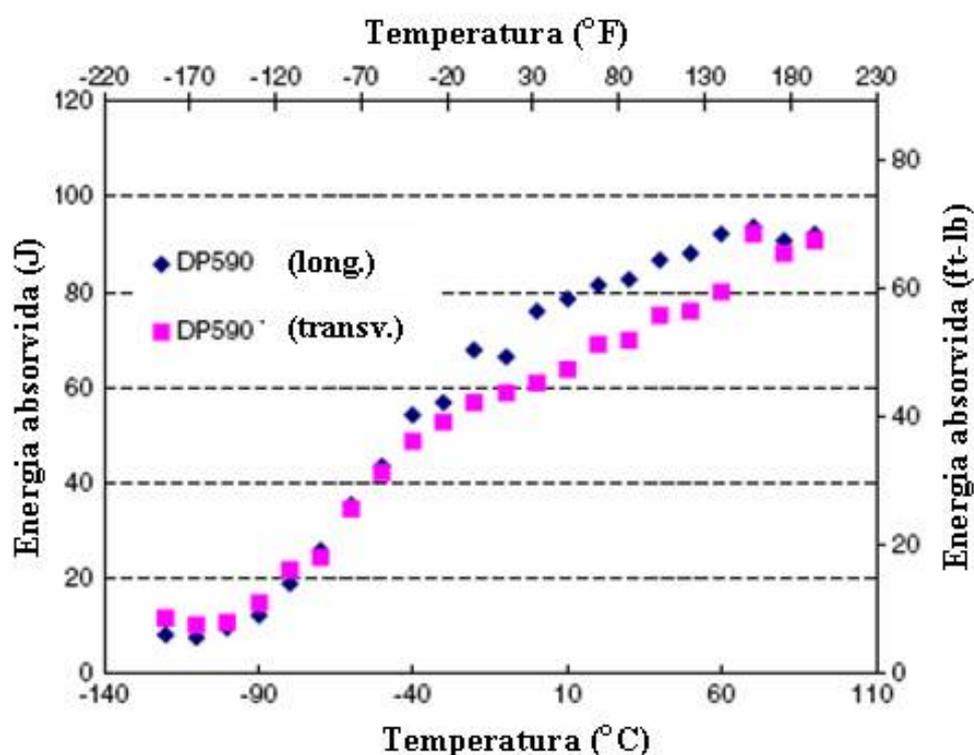


Figura 27 – Energia absorvida em função da temperatura obtida no ensaio de impacto para o aço DP590 (adaptado de CHAO; WARD; SANDS, 2005).

Especula-se que o fenômeno da separação é devido ao processo específico de fabricação de chapas que resulta em uma não uniformidade da composição química na direção da espessura da chapa, embora a causa exata ainda seja desconhecida e venha sendo estudada. A figura 28 mostra o fenômeno de separação observado para o mesmo aço. Conclui-se então que qualquer novo material em desenvolvimento que seja projetado para aplicações estruturais deve exibir uma temperatura de transição dúctil-frágil baixa o suficiente para poder ser aplicado com segurança. Para o caso dos aços bifásicos essa temperatura deve ser menor ou igual àquela obtida nos aços convencionais que estarão sendo substituídos na fabricação dos painéis, longarinas e vigas dos automóveis, que atualmente é aproximadamente 25°C.

Além disso, quanto maior a energia absorvida numa dada temperatura, maior será, qualitativamente, a tenacidade de um aço. Deste modo, justifica-se a avaliação da influência das diferentes microestruturas obtidas nesta dissertação na TTDF e na energia absorvida no ensaio de impacto.

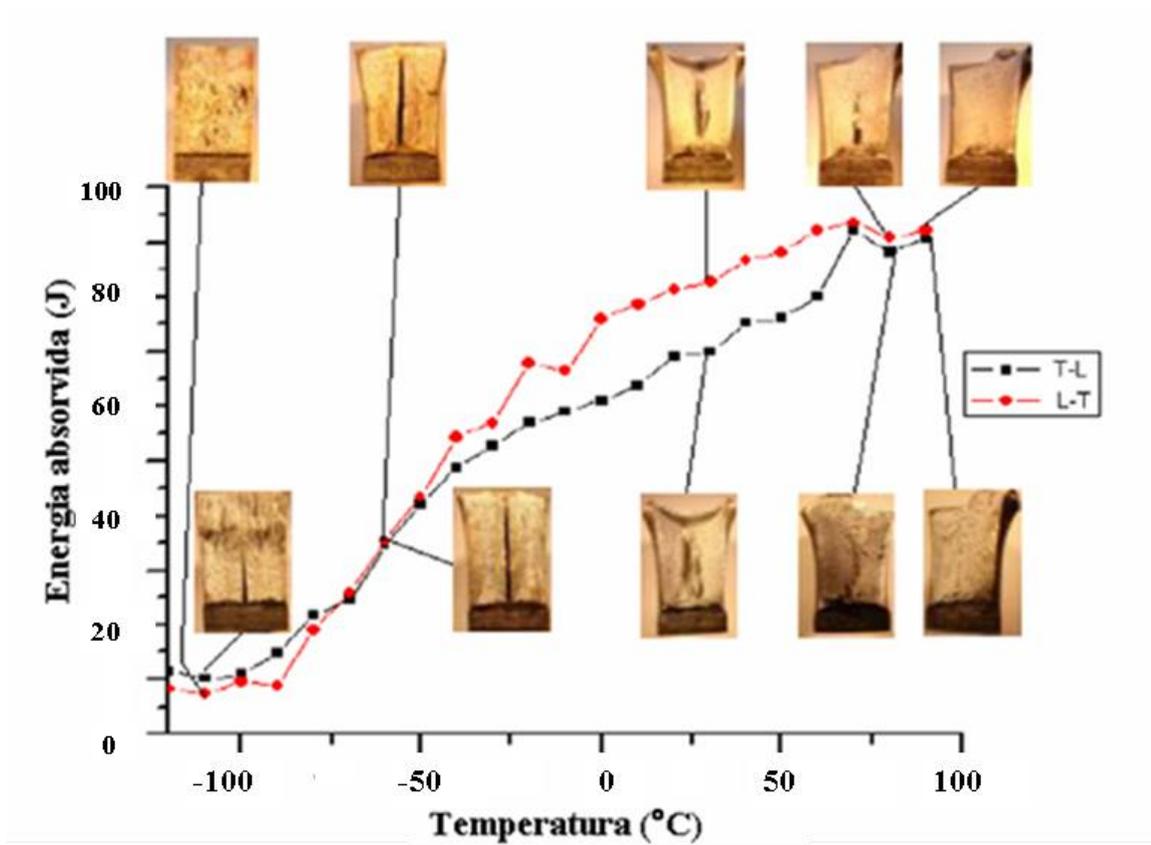


Figura 28 – Energia absorvida em função da temperatura obtida no ensaio de impacto ilustrando o fenômeno de separação para o aço DP590 (adaptado de YANG et al., 2008).

5 METODOLOGIA

5.1 Materiais

O aço comercial investigado nesse trabalho foi cedido pela companhia USIMINAS, na forma de uma chapa de 600 mm de comprimento x 300 mm de largura x 2 mm de espessura. Como se pode observar na tabela 1, trata-se de um aço com baixo teor de carbono e com teores de manganês e silício elevados.

Tabela 1 – Composição química (% em massa) do aço bifásico em estudo.

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Cr	Fe
0,075	1,15	1,08	0,022	0,007	0,054	0,014	0,092	balanço

Fonte: Companhia Gerdau.

5.2 Métodos

A partir da chapa laminada foram fabricadas 25 amostras para ensaio de tração segundo a norma ASTM E8M-04, de acordo com o desenho da figura 29. Vinte dessas amostras sofreram tratamentos térmicos de recozimento intercrítico em quatro diferentes temperaturas (com o objetivo de se variar a fração volumétrica de martensita), conforme indicado na tabela 2, sendo ainda analisadas cinco amostras do material como recebido. Além das amostras para o ensaio de tração, foram obtidas 70 amostras para ensaio de impacto segundo a norma ASTM E23-02, de acordo com o desenho da figura 30, utilizando-se corpos-de-prova de espessura reduzida. As amostras foram retiradas paralelamente ao sentido de laminação da chapa.

5.2.1 Determinação das temperaturas de recozimento intercrítico

Na primeira etapa, foram definidas as temperaturas de tratamento térmico de recozimento intercrítico, dentro da região intercrítica, ou seja, temperaturas entre as linhas A1 e A3 de início e fim de transformação de fases.

Utilizou-se o programa Thermo-Calc[®] e a base de dados TCFE5 disponíveis no Centro Universitário da FEI para a determinação da fração em volume de austenita em função da

temperatura, conforme mostrado na figura 8. A partir desses resultados, foram definidas as temperaturas para geração de frações volumétricas entre 10 e 25%; esta quantidade de austenita, que se transformará em martensita após resfriamento, gerará microestruturas com frações de martensita características de um aço bifásico. Deste modo, determinaram-se as temperaturas de tratamento de recozimento intercítico, mostradas na figura 31 e indicadas na tabela 2.

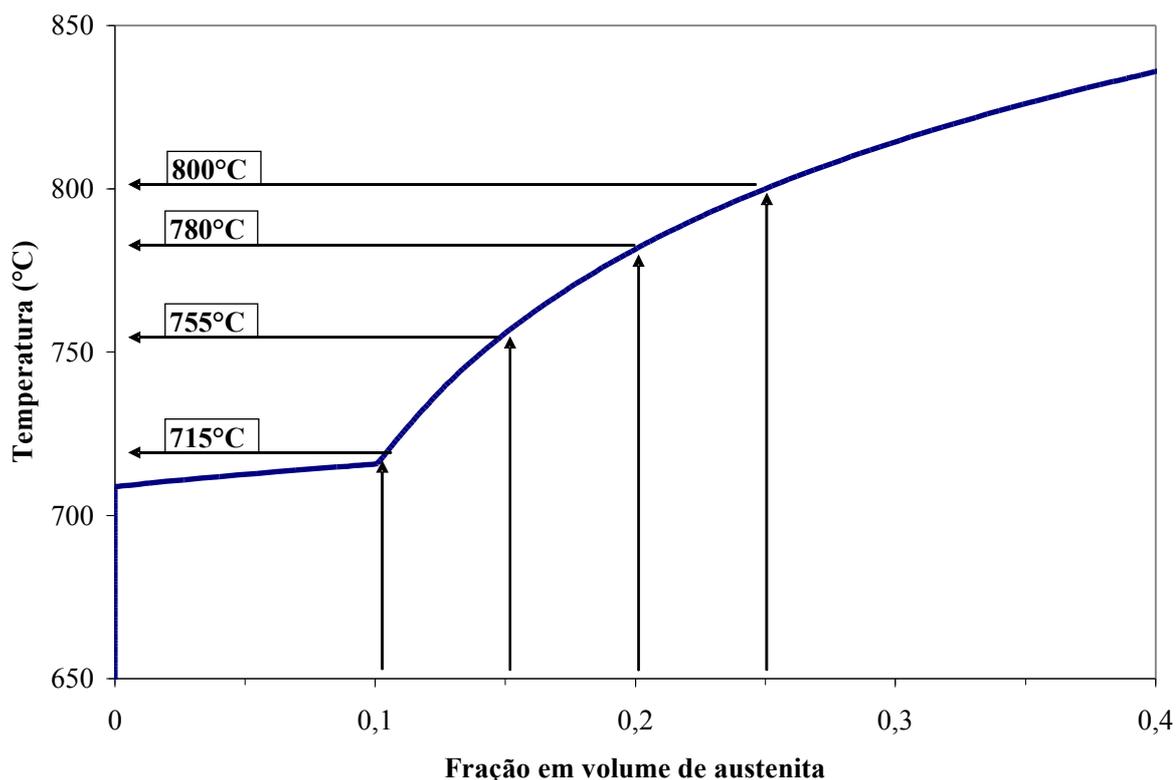


Figura 31 – Curvas de temperatura em função das fases presentes para a composição química investigada no presente trabalho.

Tabela 2 – Relação das amostras de aços analisados e temperaturas de recozimento intercítico empregadas.

Temperatura de recozimento intercítico (°C)	Fração volumétrica esperada de austenita (%)	Identificação das amostras
	Material como recebido	USI-00
715	10	USI-01
755	15	USI-02
780	20	USI-03
800	25	USI-04

5.2.2 Determinação da taxa de resfriamento

Para que se obtenha a transformação da austenita em martensita, é necessário que o meio de resfriamento seja rápido o suficiente para evitar a transformação em estruturas indesejáveis para o aço bifásico, como perlita e bainita. O meio de resfriamento escolhido foi a água. Calculou-se, pela equação 4, a taxa mínima de resfriamento, a partir da qual a transformação martensítica esteja garantida. A seguir, utilizando o programa AC3, disponível no Centro Universitário da FEI, estimou-se a taxa real de resfriamento para o aço de composição química semelhante àquela, considerando que chapas de 2 mm de espessura, nas temperaturas de tratamento, foram resfriadas em água sem agitação. A figura 32 apresenta a variação da temperatura em função do tempo para as amostras tratadas termicamente nas temperaturas de 755, 780 e 800°C, a curva de resfriamento mínima, calculada pela equação (7), e ainda a temperatura de início de transformação martensítica, “Mi”, calculada pela equação (6).

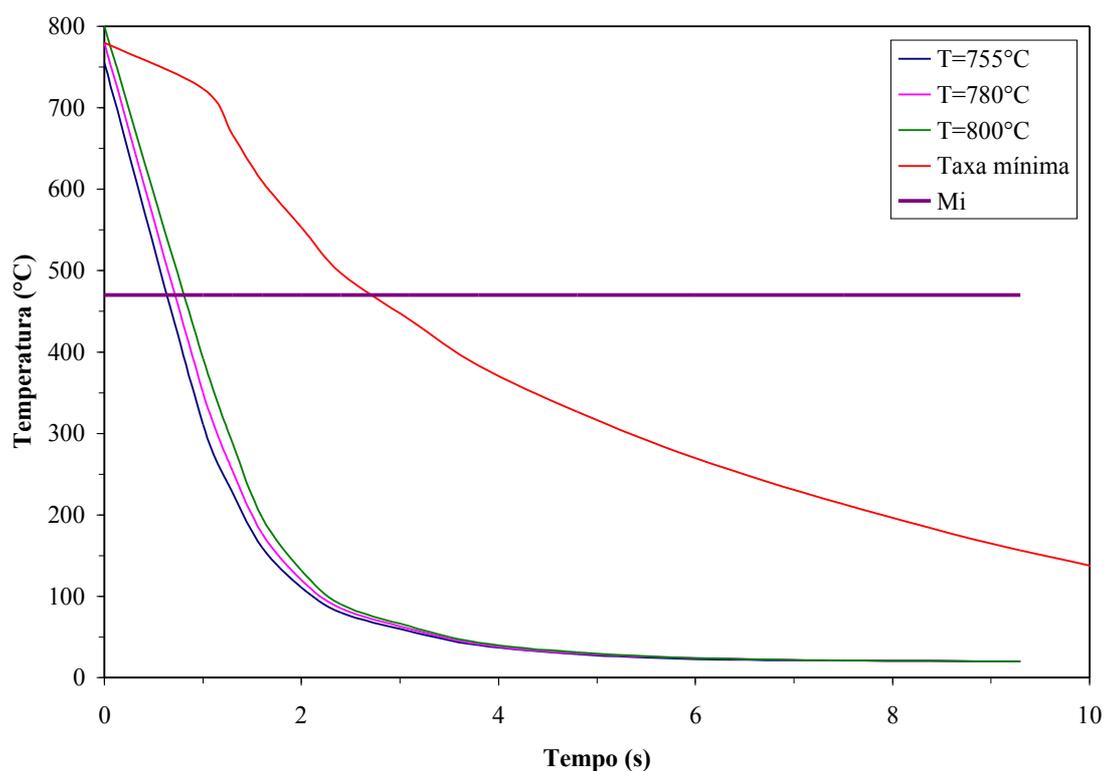


Figura 32 – Variação da temperatura em função do tempo, mostrando a taxa de resfriamento.

Verifica-se que as curvas estimadas pelo programa “AC3” atingem a temperatura de, aproximadamente, 100°C (patamar em que a transformação martensítica já ocorreu) antes da

curva mínima (em vermelho) calculada pela equação 7. Conclui-se, então, que o resfriamento em água garantirá que a austenita se transformará em martensita, não produzindo outras microestruturas que poderiam descaracterizar o conceito de aço bifásico. A temperatura de início de transformação martensítica, para o aço em estudo, calculada pela equação (6) é de 470°C, ou seja, o resfriamento permite a transformação austenita em martensita.

5.2.3 Tratamento térmico

As amostras foram recozidas por 30 minutos nas temperaturas listadas na tabela 2, utilizando-se o forno tipo tubular sob atmosfera de nitrogênio para evitar oxidação do material, com posterior resfriamento em água. Este tratamento é denominado recozimento intercrítico, pois a faixa de temperaturas em que o material foi aquecido está dentro da região intercrítica, ou seja, região em que ocorrem simultaneamente ferrita e austenita. O resfriamento deu-se em água para que ocorresse a transformação da austenita em martensita, como demonstrado na figura 32, obtendo-se então o aço bifásico ferrita–martensita. Para cada temperatura foram tratados cinco corpos-de-prova de tração e treze corpos-de-prova para ensaio de impacto.

5.2.4 Análise microestrutural

5.2.4.1 Preparação dos corpos-de-prova

Para as cinco amostras da tabela 2 foram cortadas chapas nas dimensões de 10 mm x 10 mm x 2,0 mm utilizando-se máquina de corte do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEI (CDMatM-FEI), que em seguida foram embutidas em resina termofixa de cura a quente. Estas amostras foram lixadas com lixas de granulometria de #220, #320 e #500 e depois polidas com pasta de diamante de granulação de 6 µm, 3 µm e 1 µm. A seção de observação foi a longitudinal.

5.2.4.2 Caracterização Microestrutural

Os corpos-de-prova, depois de polidos, sofreram ataque químico em Nital 2%, para então serem aplicadas às técnicas de metalografia, utilizando-se microscópio óptico Leica, modelo DMLM do CDMatM-FEI com auxílio de um analisador de imagens.

As frações volumétricas das fases presentes para todas as amostras foram medidas pela técnica de contagem de pontos estipulado na norma ASTM E562-02 padrão. As medições do tamanho do grão ferrítico foram realizadas com base na norma ASTM E112-96 pela utilização do método do intercepto linear médio. Tanto as medições da fração volumétrica e do tamanho de grão foram feitas em analisador de imagens digital Qwin/W, usando 30 campos por amostra, em que cada campo corresponde à superfície de observação possível num aumento de 50x, equivalendo a uma área total analisada de 13400 μm^2 .

5.2.5 Ensaio de Tração

Foram realizados 20 ensaios de tração com os corpos-de-prova tratados termicamente em quatro diferentes temperaturas, estipulado na norma ASTM E8M-04, apresentado na figura 29, sendo cinco amostras para cada temperatura, e ainda mais cinco com os corpos-de-prova como recebido, totalizando 25 ensaios. Os ensaios de tração foram realizados no CDMatM-FEI utilizando-se a máquina de ensaios universal MTS 810.25.

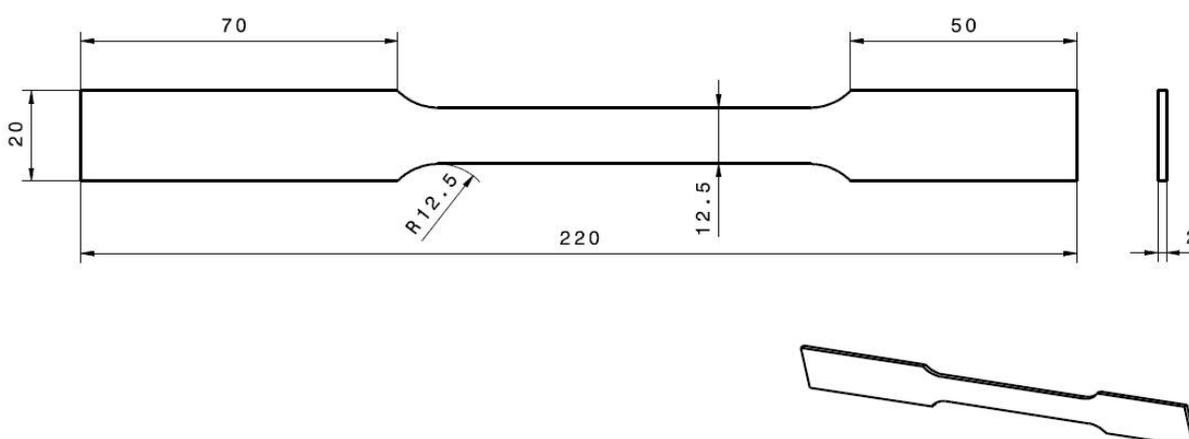


Figura 29 – Corpo de prova utilizado no ensaio de tração (norma ASTM E8M-04).

Determinaram-se, então, pelo ensaio de tração, o limite de escoamento, o limite de resistência e os alongamentos total e uniforme. Os dados ainda foram analisados conforme a

norma ASTM E646-00. A partir da curva tensão-deformação de engenharia determinou-se, pela equação de Hollomon [equação (15)], o valor do coeficiente de resistência “ K_H ” e o valor do expoente de encruamento “ n_H ”.

Para efeito de comparação determinaram-se os valores de “ K_L ” e “ n_L ” utilizando-se as equações de Ludwik [equações (19) e (20)].

5.2.6 Ensaio de Impacto

Foram realizados 70 ensaios conforme prescreve a norma ASTM E23-02, sendo realizados ensaios na faixa de -196°C a 70°C . As amostras foram obtidas conforme a ilustração da figura 30. As dimensões das amostras seguiram o anexo A3.1 da referida norma, que considera espessuras reduzidas; porém foi utilizado espessura de 2,0 mm (espessura máxima que foi adquirida comercialmente) alterando-se a condição da norma.

Os ensaios foram conduzidos no CDMatM-FEI utilizando-se máquina de ensaio Charpy. Para se fazer o resfriamento das amostras foi utilizado nitrogênio líquido ou mistura de gelo seco e álcool etílico absoluto. As temperaturas dos corpos-de-prova foram medidas com termopar de contato sendo que os mesmos ficaram por no mínimo 15 minutos no meio de resfriamento.

O entalhe em “V” da figura 30 foi feito depois de realizados os tratamento térmicos de recozimento intercrítico, utilizando-se brochadeira manual do CDMatM-FEI.

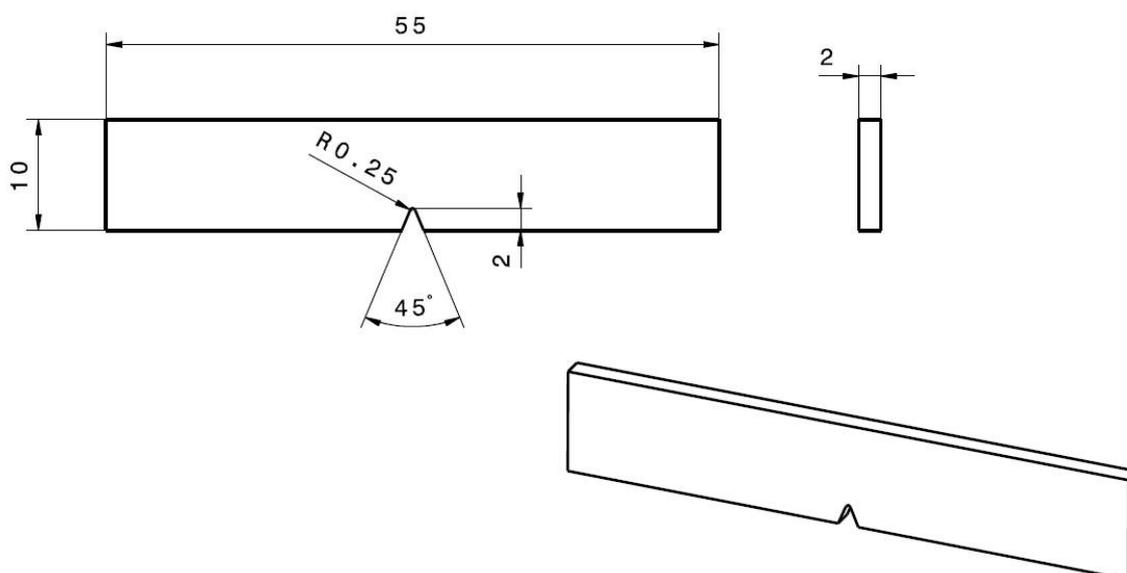


Figura 30 – Corpo-de-prova utilizado no ensaio de impacto Charpy (norma ASTM E 23-02).

Para a análise dos resultados obtidos nesse ensaio foi utilizado o ajuste das curvas pelo método da tangente hiperbólica (equação 22), de acordo com o procedimento ASME PVP2008-61650, cujo método se baseia nos coeficientes da figura 33 (ERICKSONKIRK ; SHAIKH, 2008):

$$Y = A + B \cdot \tanh\left\{\frac{T - D}{C}\right\} \quad (22)$$

Em que:

- A: média das energias entre o patamar superior e o patamar inferior;
- B: média das diferenças entre as energias do patamar superior e inferior;
- C: temperatura média na região de transição;
- D: temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF);
- T: temperatura de ensaio.

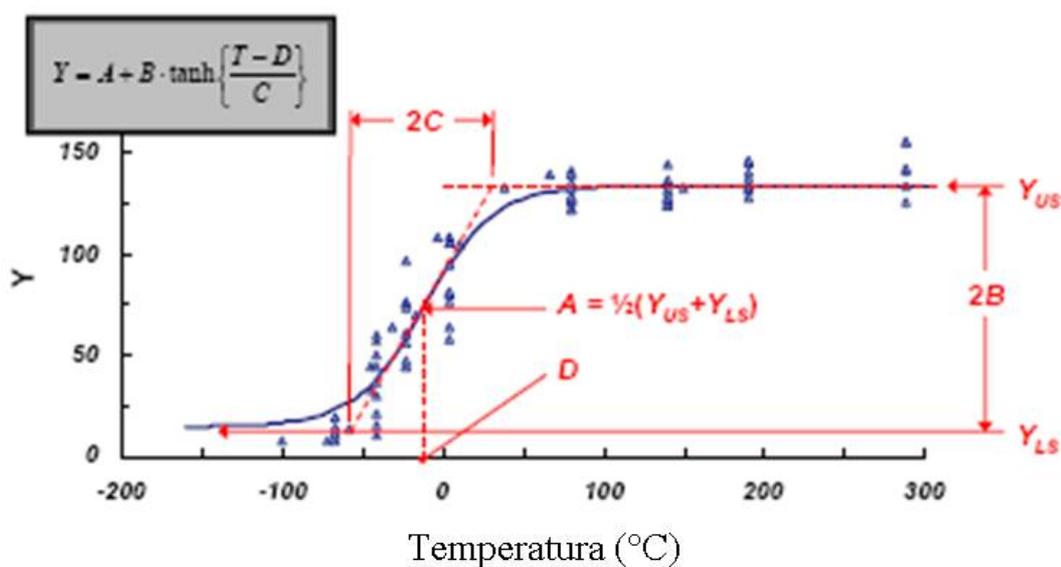
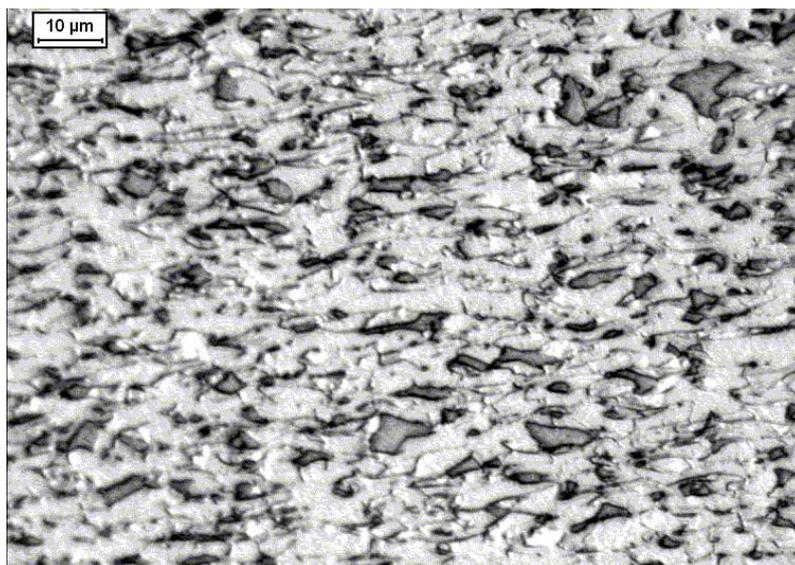


Figura 33 – Curva ajustada segundo procedimento ASME PVP-2008-61650 (ERICKSONKIRK ; SHAIKH, 2008).

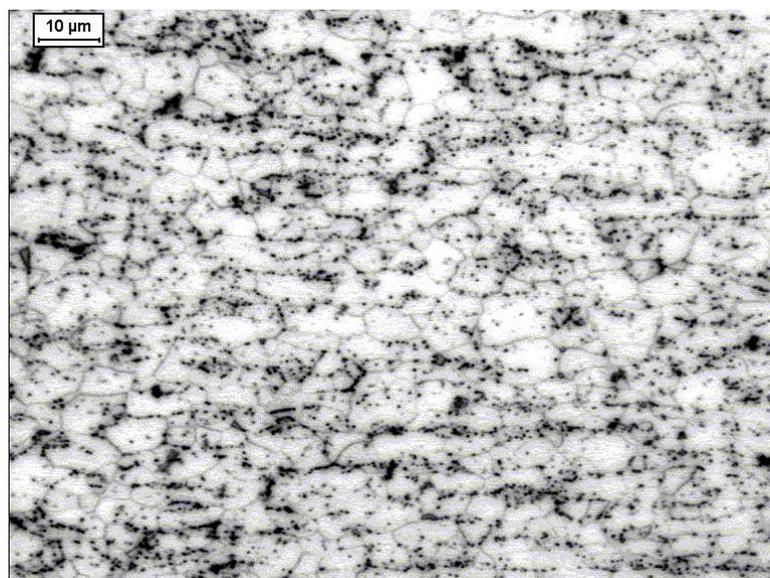
6 RESULTADOS

6.1 Análise Microestrutural

A figura 34 apresenta a microestrutura do aço bifásico como recebido (USI-00) e também as microestruturas dos aços bifásicos tratados termicamente em quatro diferentes temperaturas. A fase de cor clara é a fase ferrita e a fase de cor escura é a fase martensita.



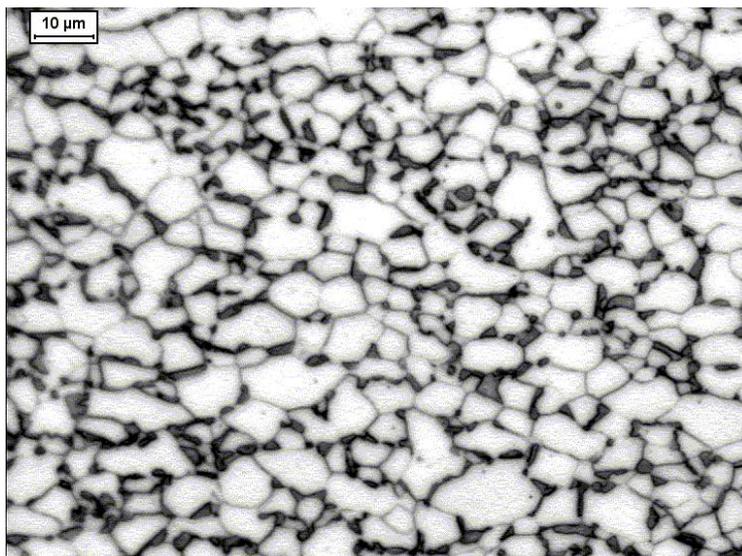
(a) – USI-00



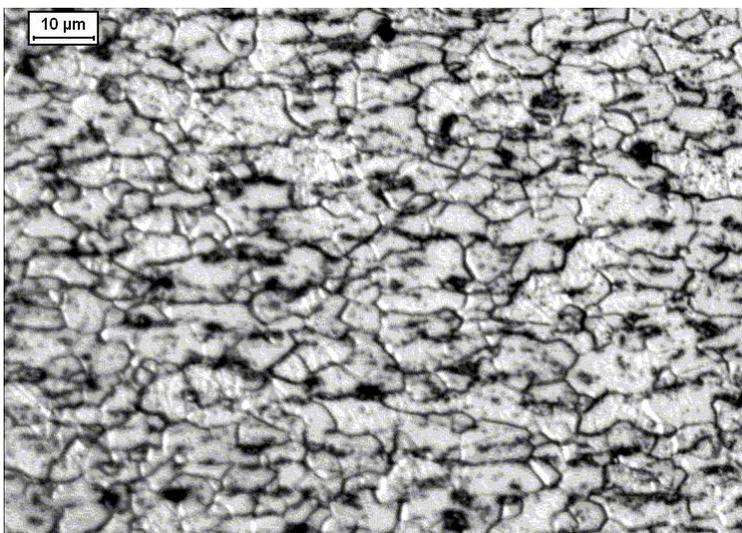
(b) – USI-01

Figura 34 - Microestruturas dos aços bifásicos estudados.

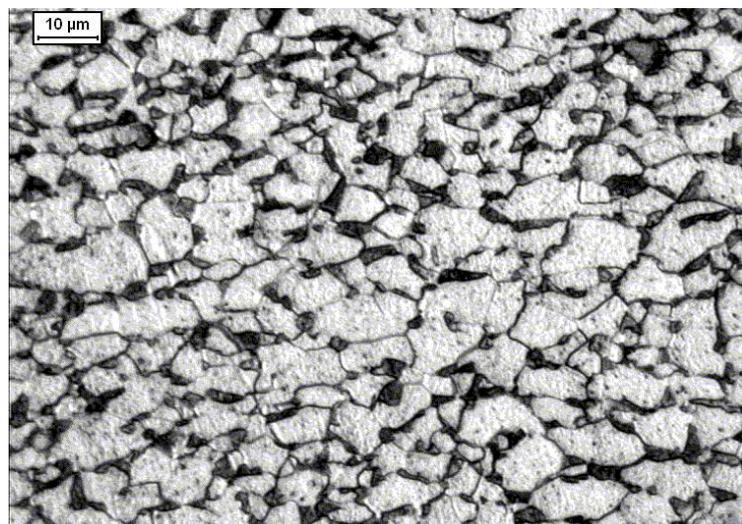
Continua.



(c) – USI-02



(d) – USI-03



(e) – USI-04

Figura 34 - Microestruturas dos aços bifásicos estudados (continuação).

A tabela 3 mostra as frações em volume de martensita e o tamanho de grão para cada corpo-de-prova analisado. Para as quatro amostras tratadas termicamente há um aumento na fração em martensita com o aumento da temperatura de recozimento intercrítico.

Tabela 3: Fração em volume de martensita e tamanho de grão das amostras em estudo.

Identificação das amostras	Fração em volume de martensita	Tamanho de grão		
		Intercepto médio (μm)	Diâmetro médio planar (μm)	Diâmetro médio espacial (μm)
USI-00	22,7 \pm 1,5	5,0 \pm 0,2	6,0 \pm 0,2	8,0 \pm 0,3
USI-01	8,6 \pm 1,1	4,0 \pm 0,3	5,0 \pm 0,3	7,0 \pm 0,6
USI-02	18,0 \pm 0,9	5,0 \pm 0,6	5,0 \pm 0,7	8,0 \pm 1,0
USI-03	19,7 \pm 1,6	6,0 \pm 0,3	7,0 \pm 0,3	9,0 \pm 0,5
USI-04	25,8 \pm 1,1	6,0 \pm 0,7	7,0 \pm 0,8	9,0 \pm 1,1

O objetivo de se trabalhar com quatro diferentes temperaturas de recozimento intercrítico (tabela 2) é obter quatro diferentes frações em volume de martensita. A figura 35 exibe essa variação considerando as amostras USI-01, USI-02, USI-03 e USI-04 (a amostra USI-00 não foi considerada, pois é a amostra do material como recebido, e que não sofreu tratamento de recozimento intercrítico no CDMatM-FEI). Já o tamanho de grão não apresenta variação significativa com a temperatura de recozimento intercrítico, conforme se pode observar na tabela 3.

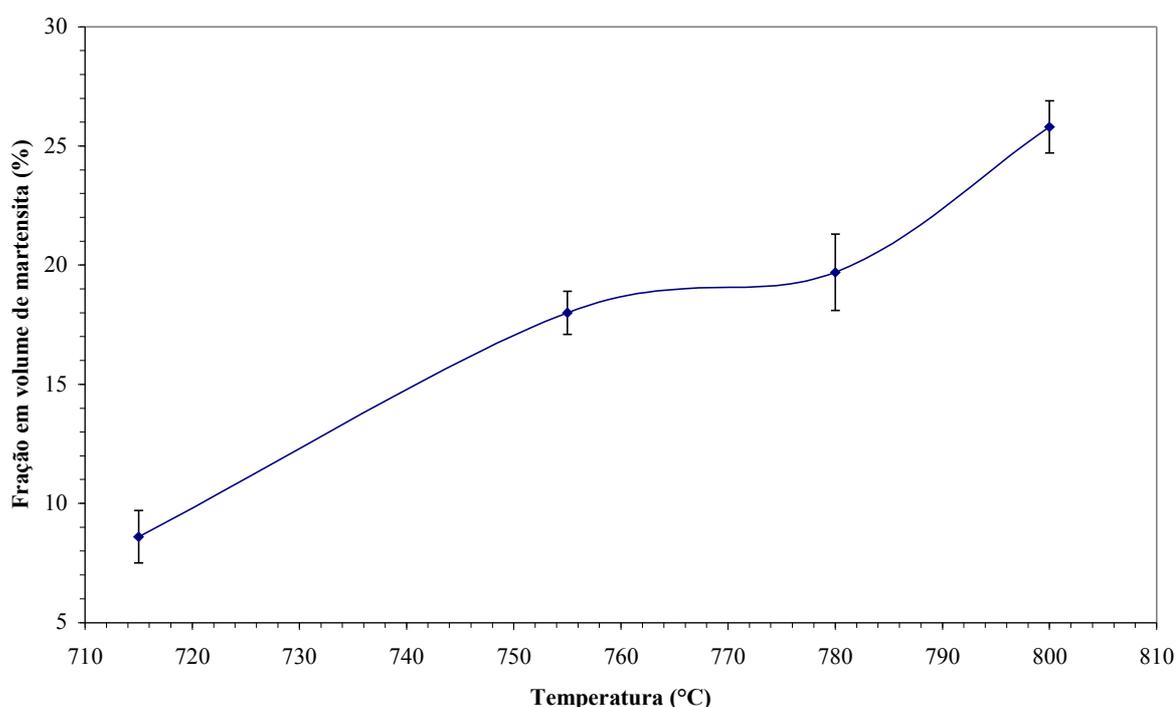


Figura 35 – Variação da fração em volume de martensita com a temperatura de recozimento intercrítico.

6.2 Tração

6.2.1 Curvas Tensão x Deformação

A figura 36 mostra as curvas tensão-deformação de engenharia típicas obtidas para cada uma das amostras. A figura 37 ilustra as curvas tensão-deformação verdadeiras, até a máxima deformação plástica uniforme, obtida no limite de resistência. A tabela 4 apresenta as propriedades mecânicas de interesse obtidas pelo ensaio de tração.

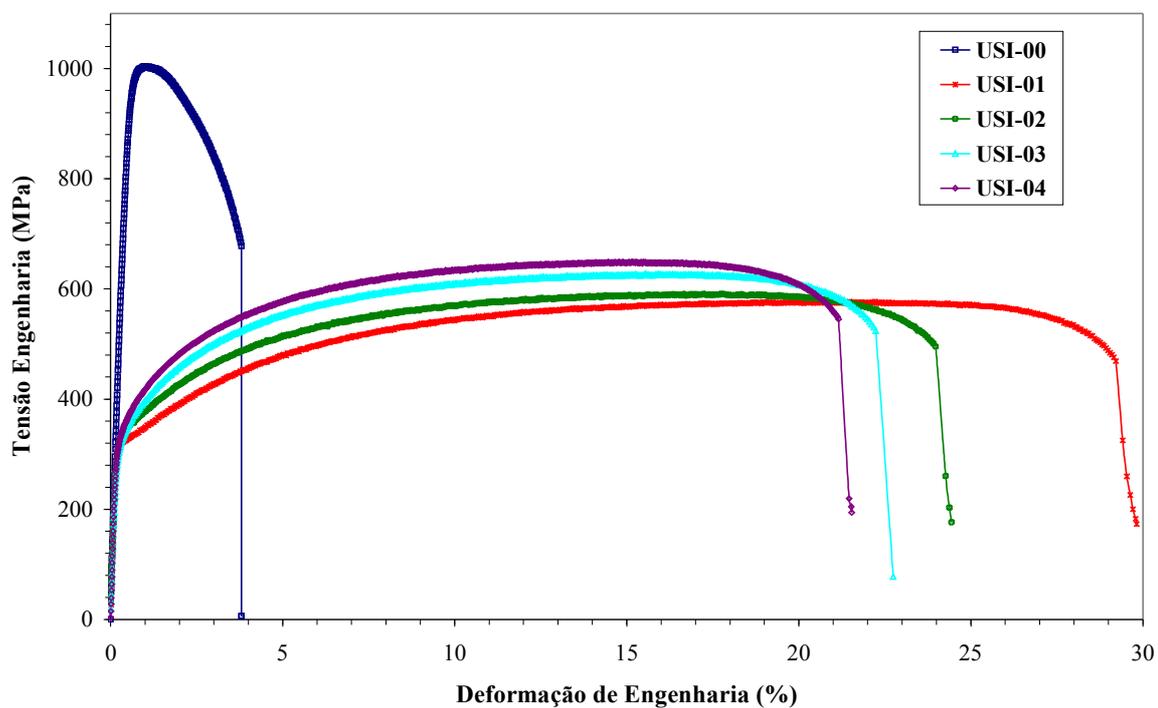


Figura 36 – Diagrama tensão-deformação de engenharia para os aços bifásicos em estudo.

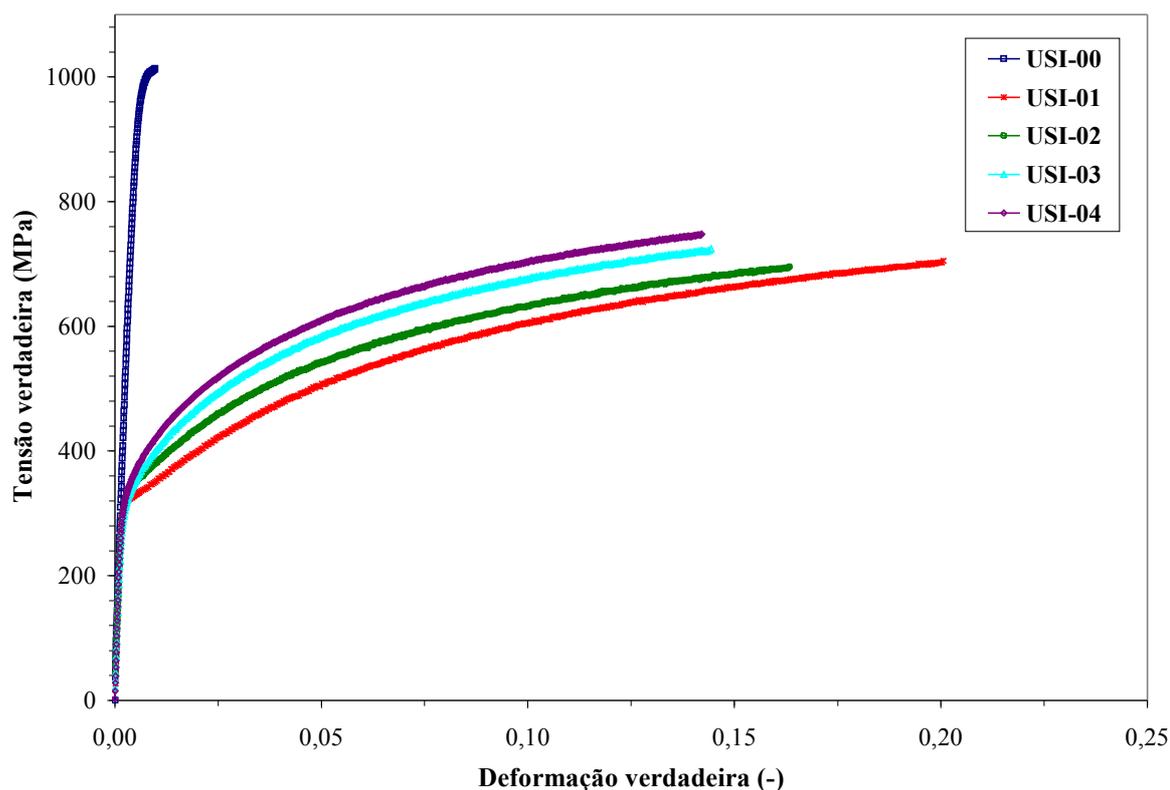


Figura 37 – Diagrama tensão-deformação verdadeira para os aços bifásicos em estudo.

Tabela 4: Propriedades mecânicas obtidas pelo ensaio de tração.

Identificação das amostras	Limite de escoamento	Limite de resistência	Alongamento total	Alongamento uniforme
	LE (MPa)	LR (MPa)	At-50mm(%)	ϵ_u (-)
USI-00	965±16	992±20	4,3±0,4	0,01±0,00
USI-01	318±6	580±3	28,9±1,6	0,20±0,02
USI-02	336±8	593±8	24,2±0,6	0,16±0,01
USI-03	340±10	623±9	23,6±0,9	0,14±0,01
USI-04	346±4	650±8	21,2±1,4	0,13±0,01

A partir dos dados obtidos no ensaio de tração (tabela 4) relacionaram-se as propriedades mecânicas (LR, LE, At-50 mm, ϵ_u) das amostras tratadas termicamente (USI-01, USI-02, USI-03 e USI-04) com a temperatura de recozimento intercrítico de acordo com as figuras 38, 39 e 40, respectivamente.

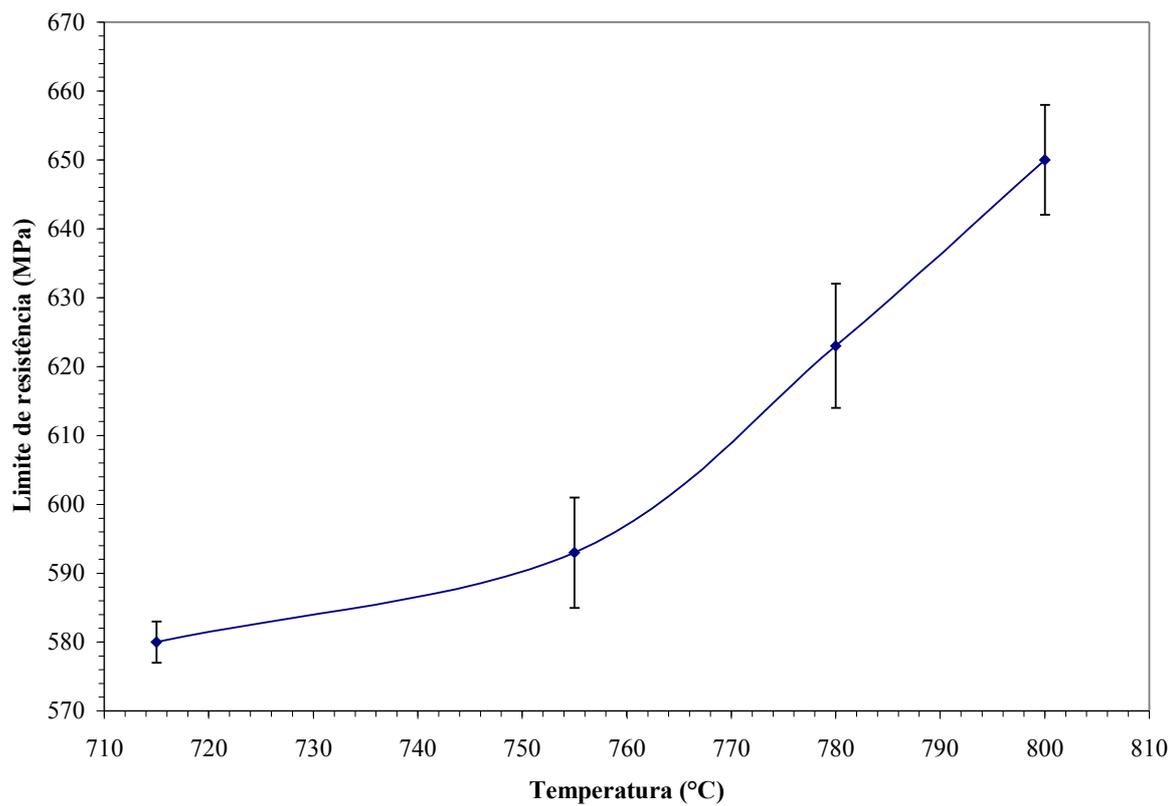


Figura 38 – Variação do limite de resistência com a temperatura de recozimento intercrítico.

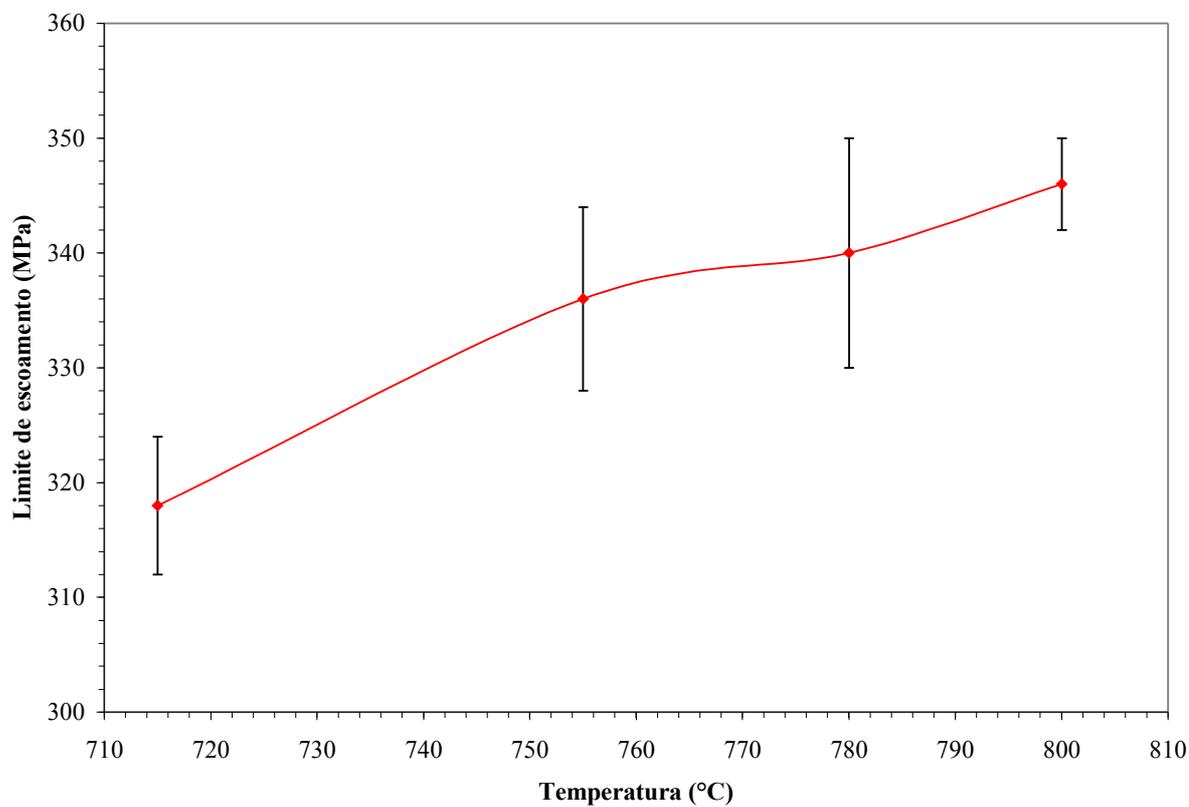


Figura 39 – Variação do limite de escoamento com a temperatura de recozimento intercrítico.

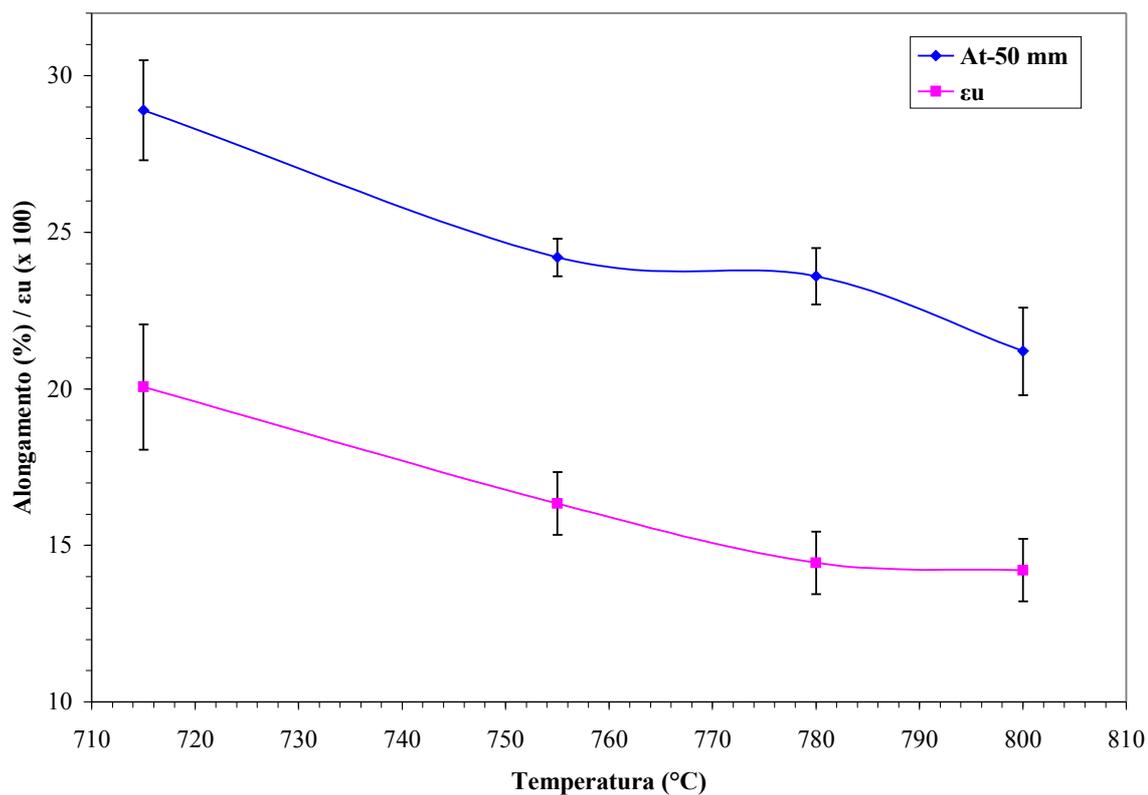


Figura 40 – Variação dos alongamentos total e uniforme com a temperatura de recozimento intercrítico.

6.2.2 Expoente de encruamento (n) e coeficiente de resistência (K)

6.2.2.1 Análise de Hollomon

A figura 41 ilustra a curva da tensão verdadeira pela deformação plástica verdadeira, em escalas logarítmicas. O expoente de encruamento (n_H) e o coeficiente de resistência (K_H) dos aços bifásicos em análise são determinados a partir da equação de Hollomon (equação 15), aplicando-se a linha de tendência linear nas curvas da figura 41, apresentados nas figuras 42 a 46, e seus valores estão mostrados na tabela 5.

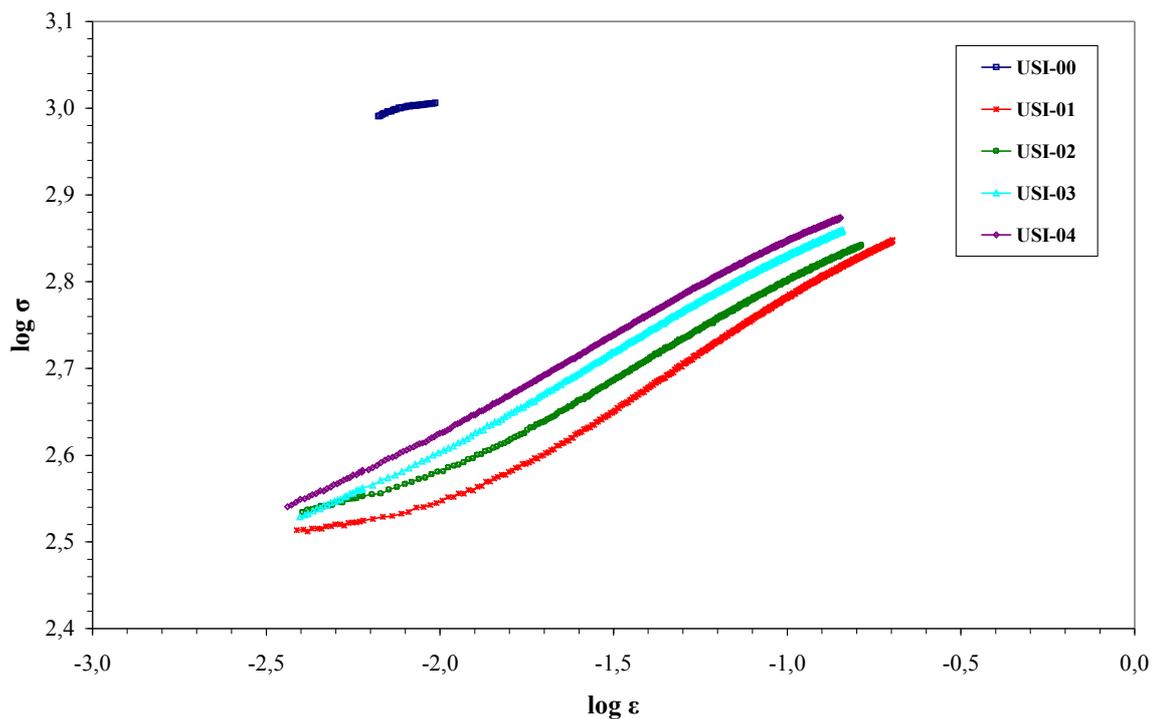


Figura 41 – Curvas $\log \sigma$ x $\log \epsilon$ dos aços bifásicos em estudo, segundo o critério de Hollomon.

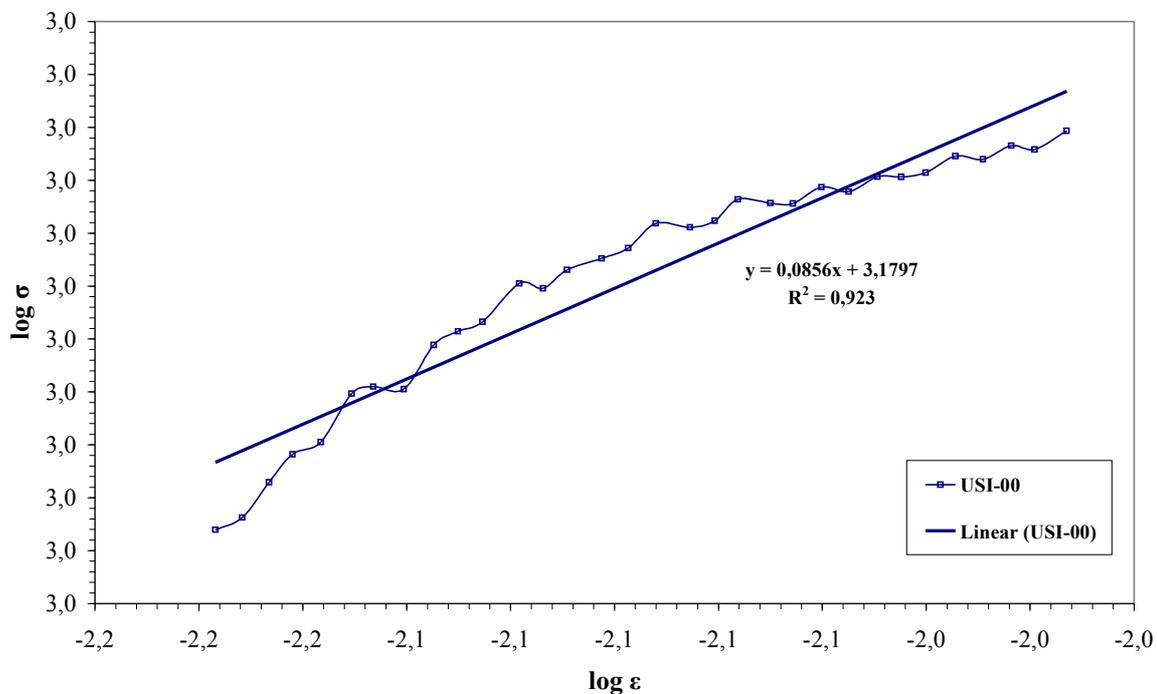


Figura 42 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$, segundo o critério Hollomon, para a amostra USI-00.

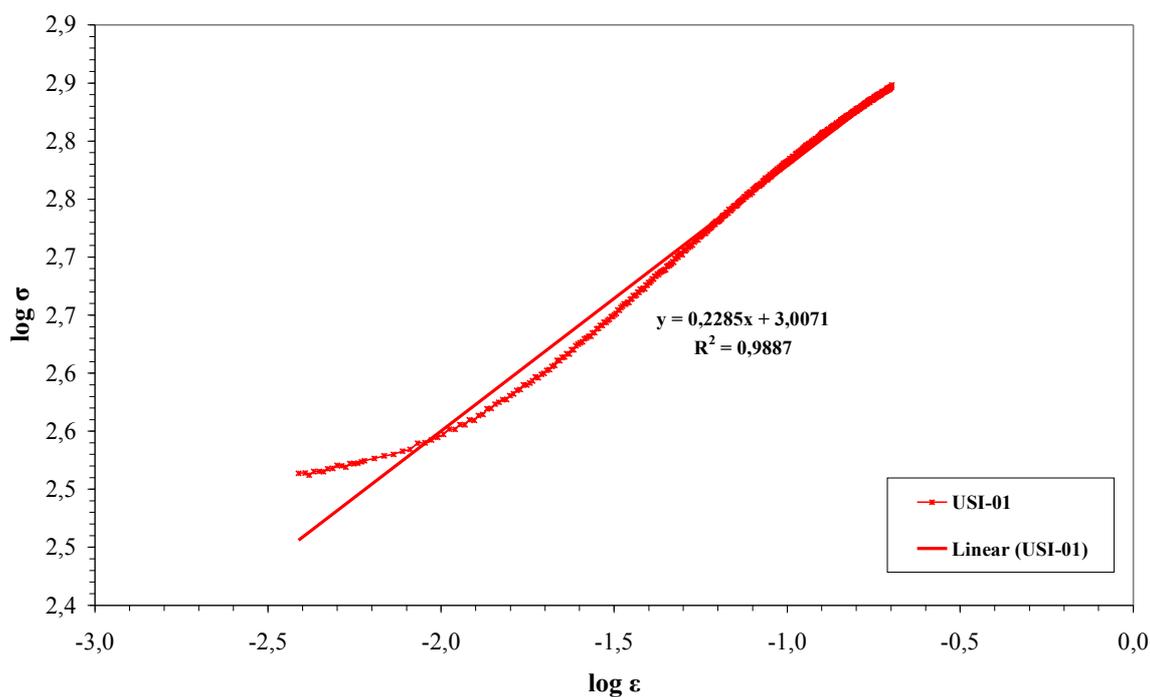


Figura 43 – Função linear de aproximação da curva log σ x log ϵ , segundo o critério Hollomon, para a amostra USI-01.

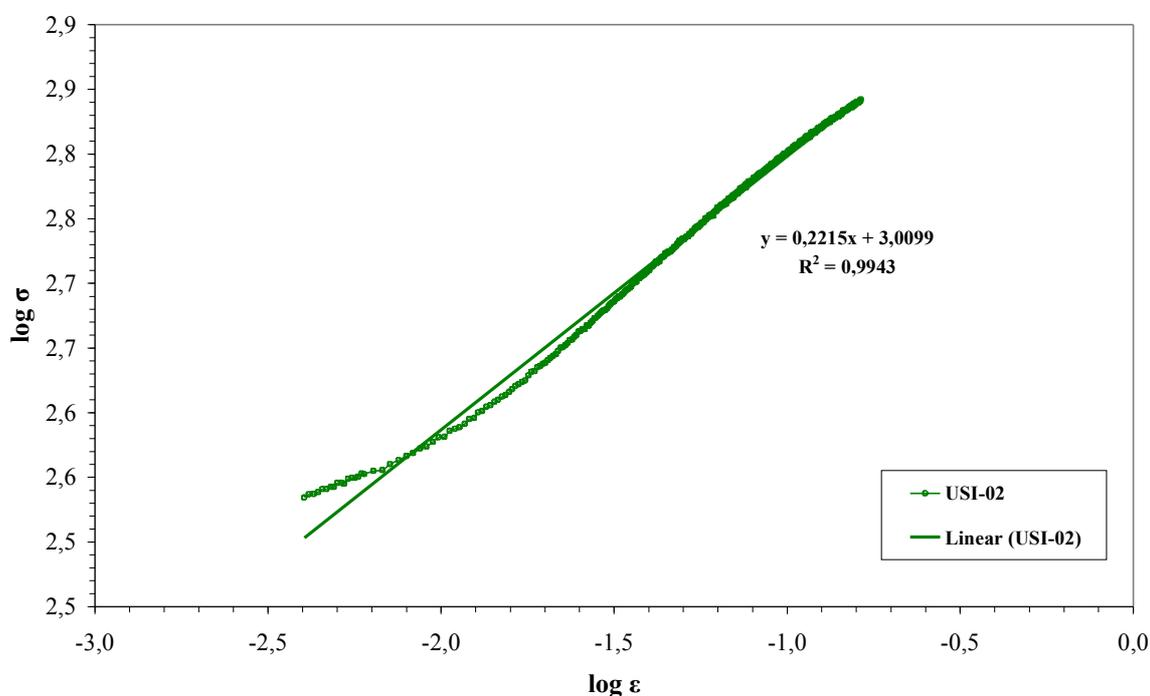


Figura 44 – Função linear de aproximação da curva log σ x log ϵ , segundo o critério Hollomon, para a amostra USI-02.

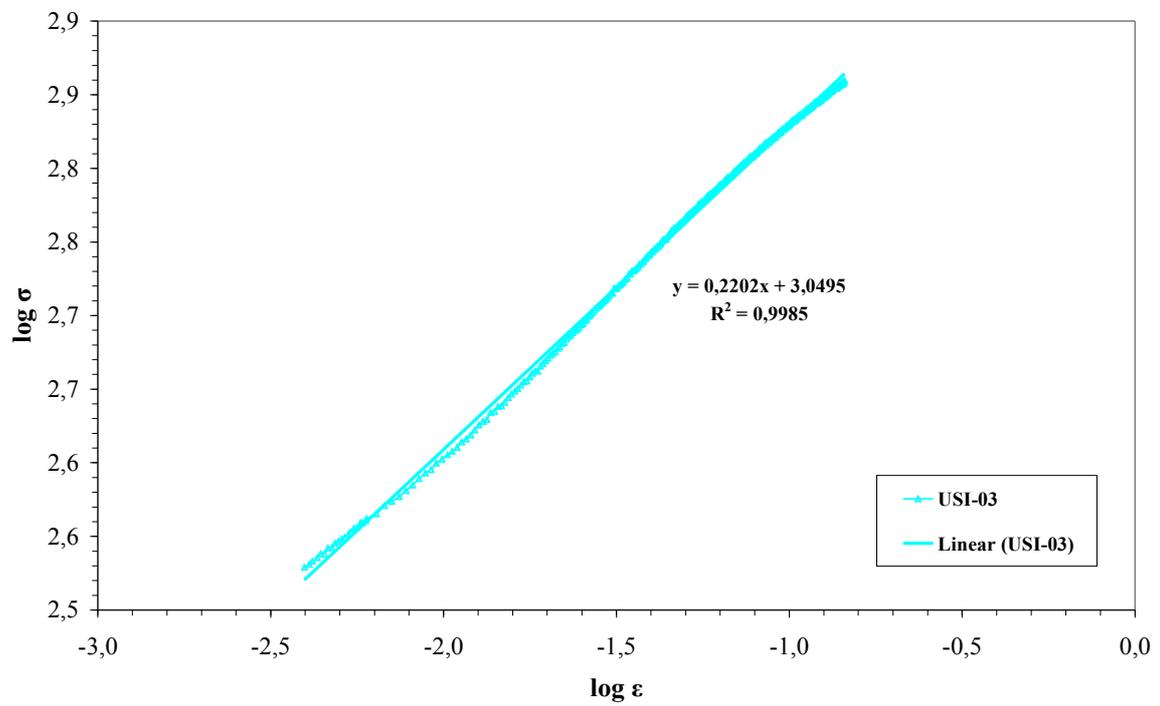


Figura 45 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$, segundo o critério Hollomon, para a amostra USI-03.

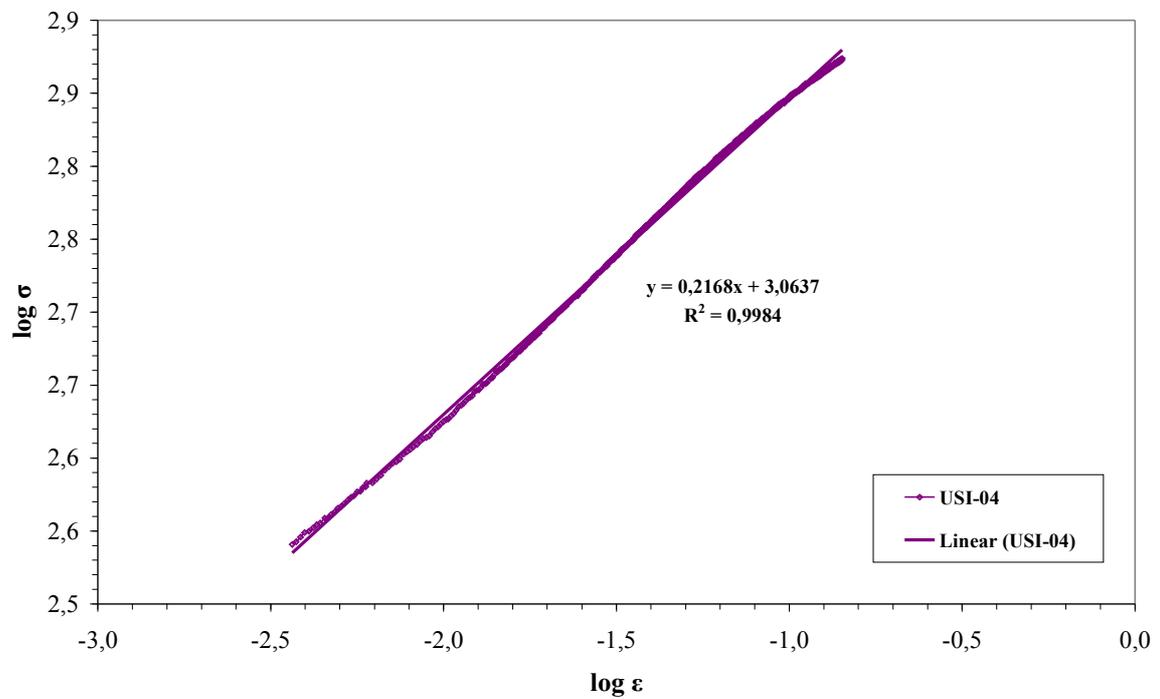


Figura 46 – Função linear de aproximação da curva $\log \sigma$ x $\log \epsilon$, segundo o critério Hollomon, para a amostra USI-04.

Tabela 5: Expoente de encruamento e coeficiente de resistência segundo o critério de Hollomon.

Método de Hollomon		
Identificação das amostras	Expoente de encruamento	Coeficiente de resistência
	n_H (-)	K_H (MPa)
USI-00	0,073±0,005	1407±20
USI-01	0,231±0,002	980±14
USI-02	0,221±0,002	1028±15
USI-03	0,220±0,002	1125±25
USI-04	0,216±0,002	1177±24

Com os valores obtidos da análise de Hollomon elaborou-se a curva de variação do expoente de encruamento e a curva de variação do coeficiente de resistência com a temperatura de recozimento intercrítico, para as quatro amostras tratadas termicamente (USI-01, USI-02, USI-03 e USI-04), apresentadas nas figuras 47 e 48, respectivamente.

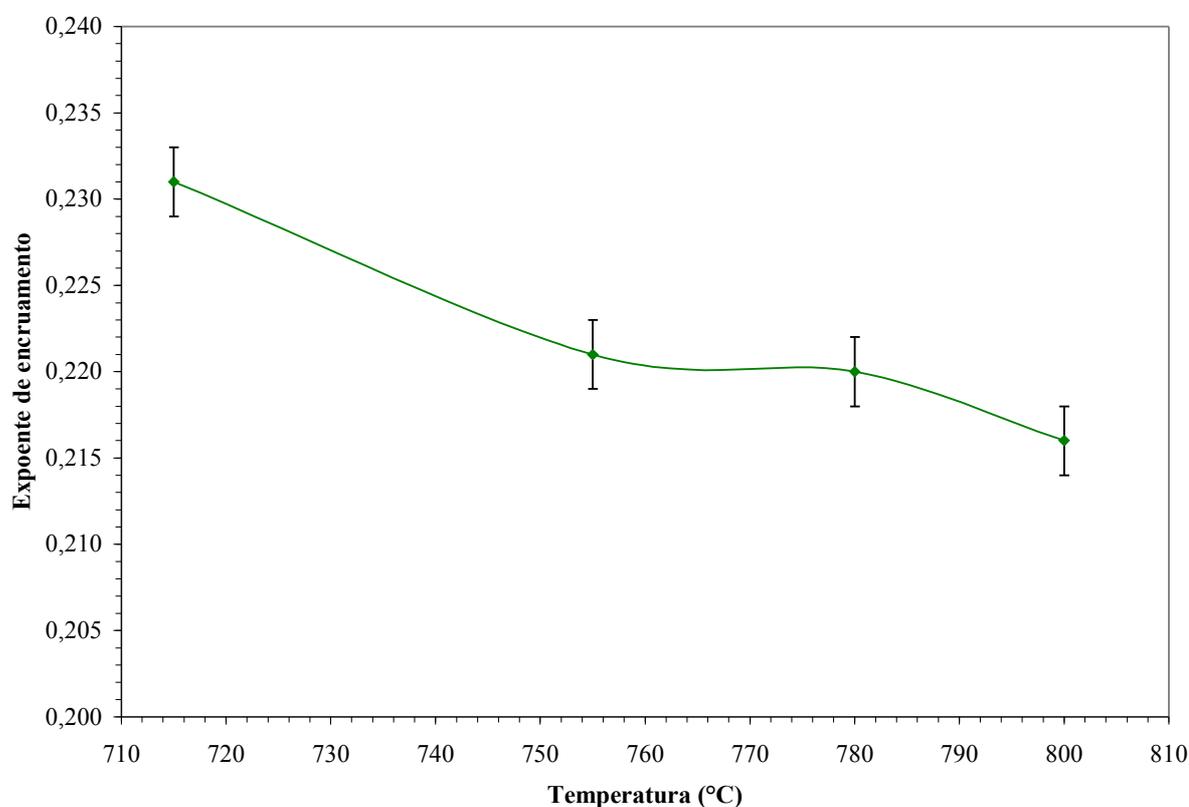


Figura 47 – Variação do expoente de encruamento com a temperatura de recozimento intercrítico.

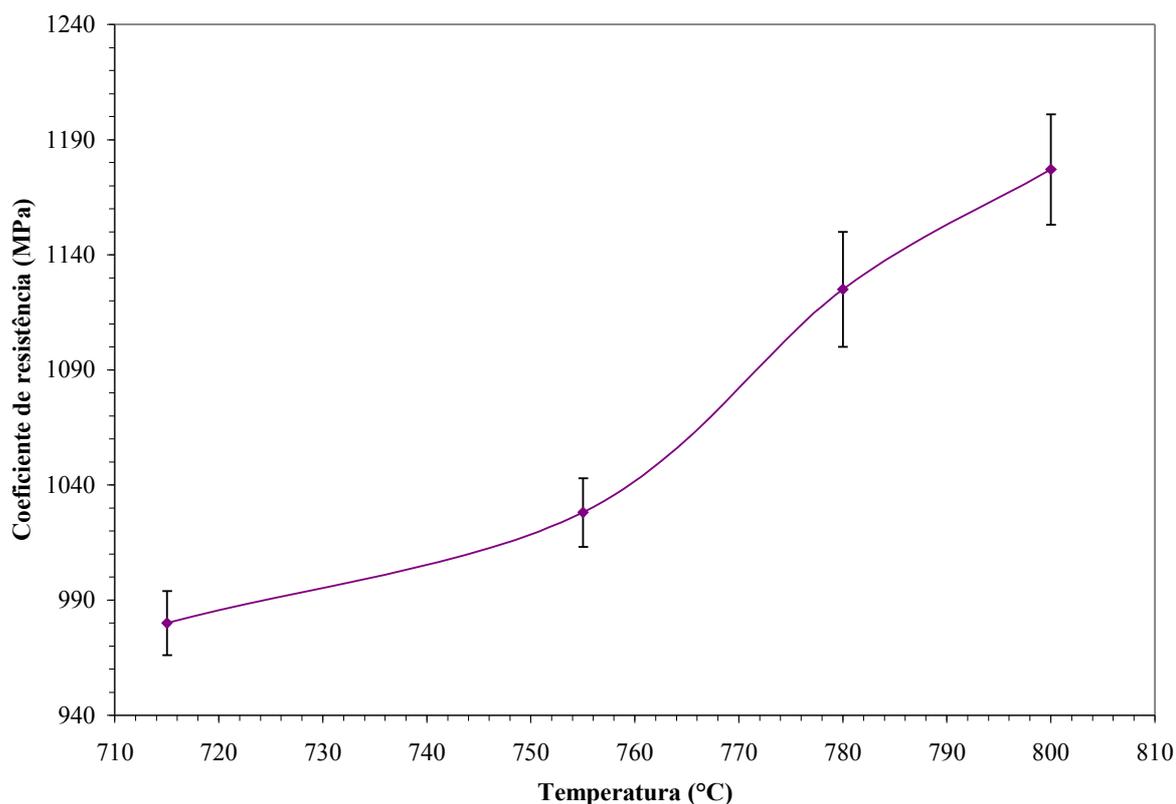


Figura 48 – Variação do coeficiente de resistência com a temperatura de recozimento intercrítico.

6.2.2.2 Análise de Ludwik

A figura 49 ilustra as curvas tensão – deformação segundo o critério de Ludwik, em escalas logarítmicas. O expoente de encruamento (n_L) e o coeficiente de resistência (K_L), descritos na tabela 6, dos aços bifásicos em análise são determinados a partir das equações de Ludwik (equação 19 e 20). Estes valores são estimados pelas curvas tensão – deformação em escalas logarítmicas da figura 49, considerando valores da tensão de escoamento inicial σ_0 como a intersecção entre a parte plástica e o trecho elástico linear. Para isso fez-se a seguinte operação, a partir da equação (19) resultando na equação (23):

$$\sigma = \sigma_0 + K_L \cdot \varepsilon^{n_L} \Rightarrow$$

$$\sigma - \sigma_0 = K_L \cdot \varepsilon^{n_L} \Rightarrow$$

$$\Delta \sigma = K_L \cdot \varepsilon^{n_L} \tag{23}$$

Em que $\Delta \sigma = \sigma - \sigma_0$. A partir desta etapa aplicam-se as linhas de tendência linear nas curvas da figura 49 obtendo-se assim os valores de “ K_L ” e “ n_L ” segundo o critério de Ludwik,

mostrados na tabela 6. As figuras 50 a 54 apresentam as curvas de aproximação linear para as amostras USI-00, USI-01, USI-02, USI-03 e USI-04, respectivamente.

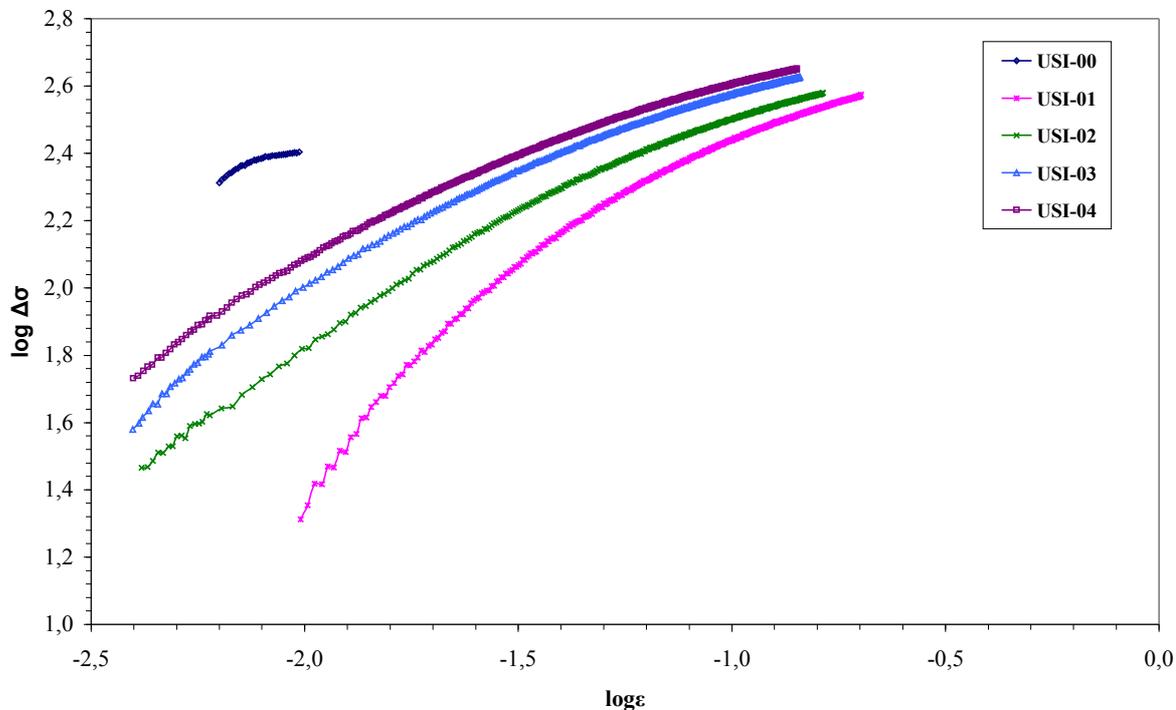


Figura 49 – curvas logaritmo $\Delta\sigma$ x logaritmo ϵ , segundo critério de Ludwik.

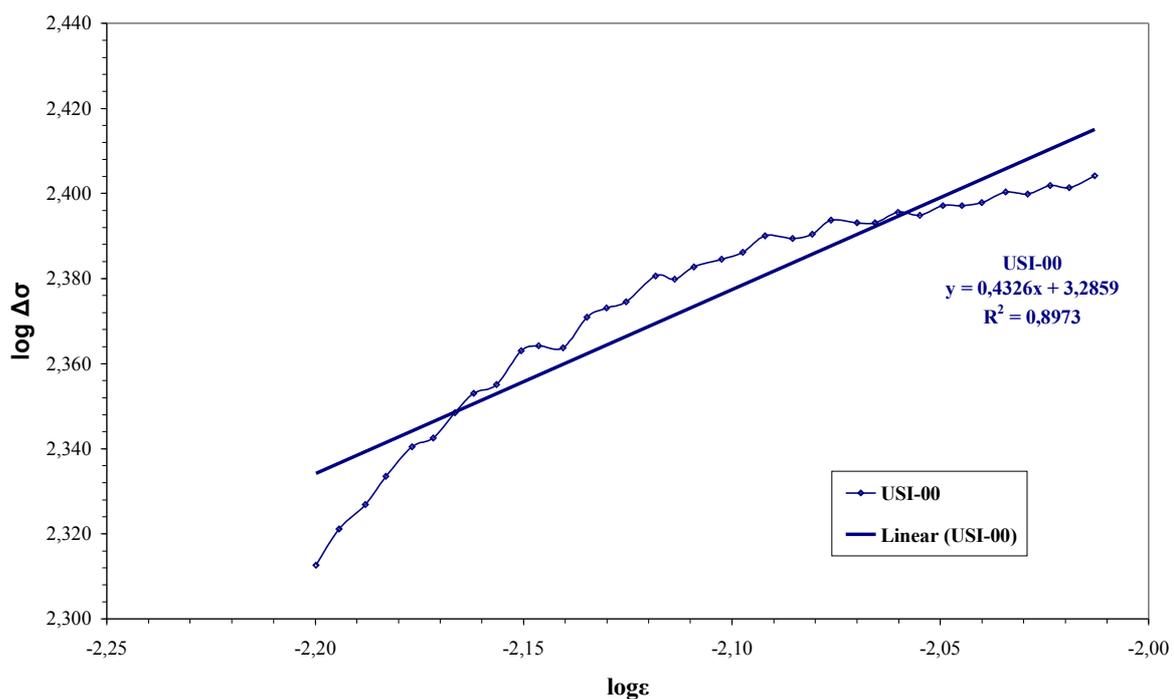


Figura 50 – Função linear de aproximação à curva $\log \Delta\sigma$ x $\log \varepsilon$, segundo o critério de Ludwik, para a amostra USI-00.

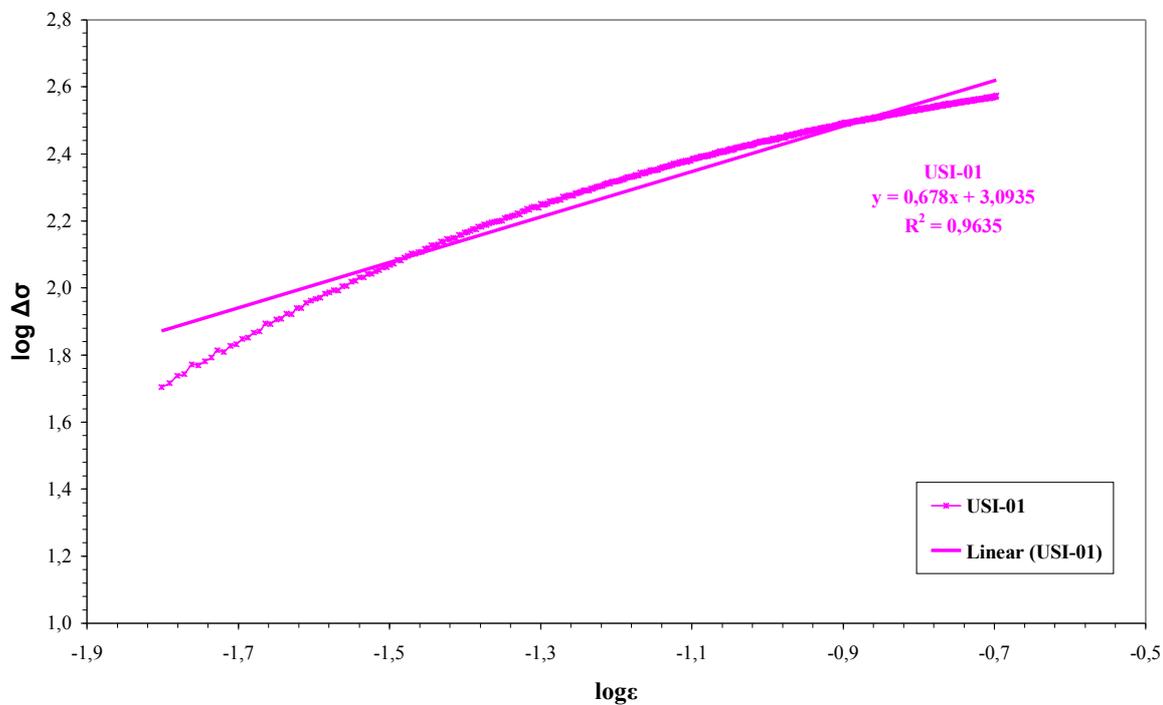


Figura 51 – Função linear de aproximação à curva $\log \Delta\sigma$ x $\log \varepsilon$, segundo o critério de Ludwik, para a amostra USI-01.

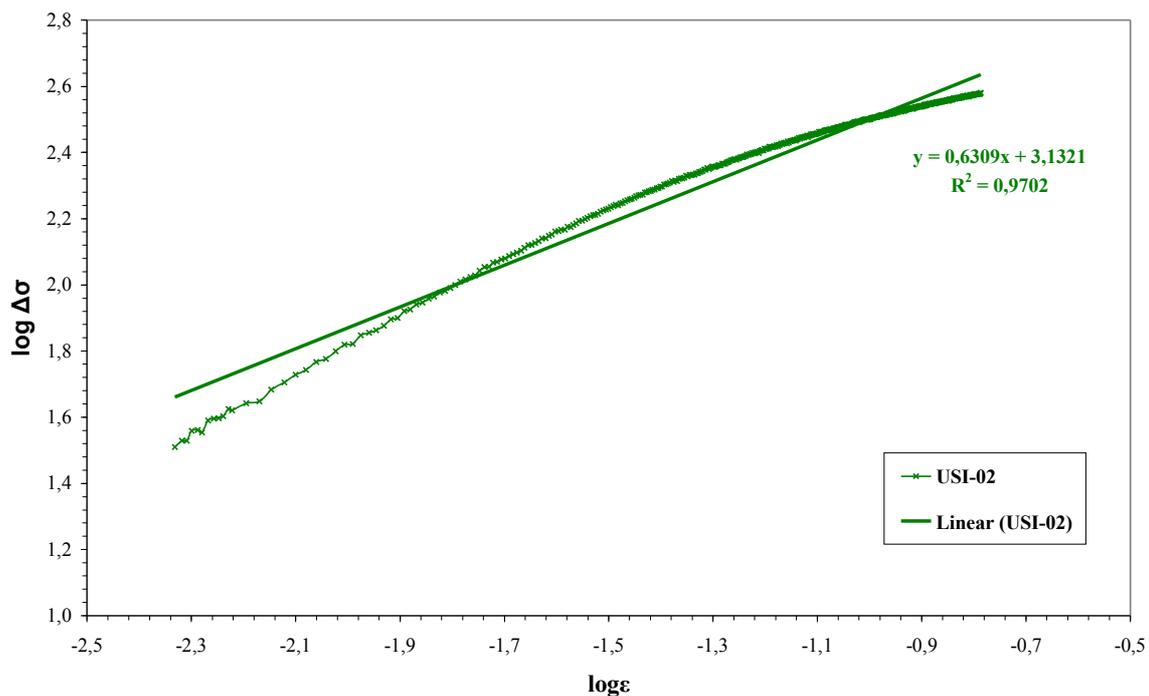


Figura 52 – Função linear de aproximação à curva $\log \Delta\sigma$ x $\log \varepsilon$, segundo o critério de Ludwik, para a amostra USI-02.

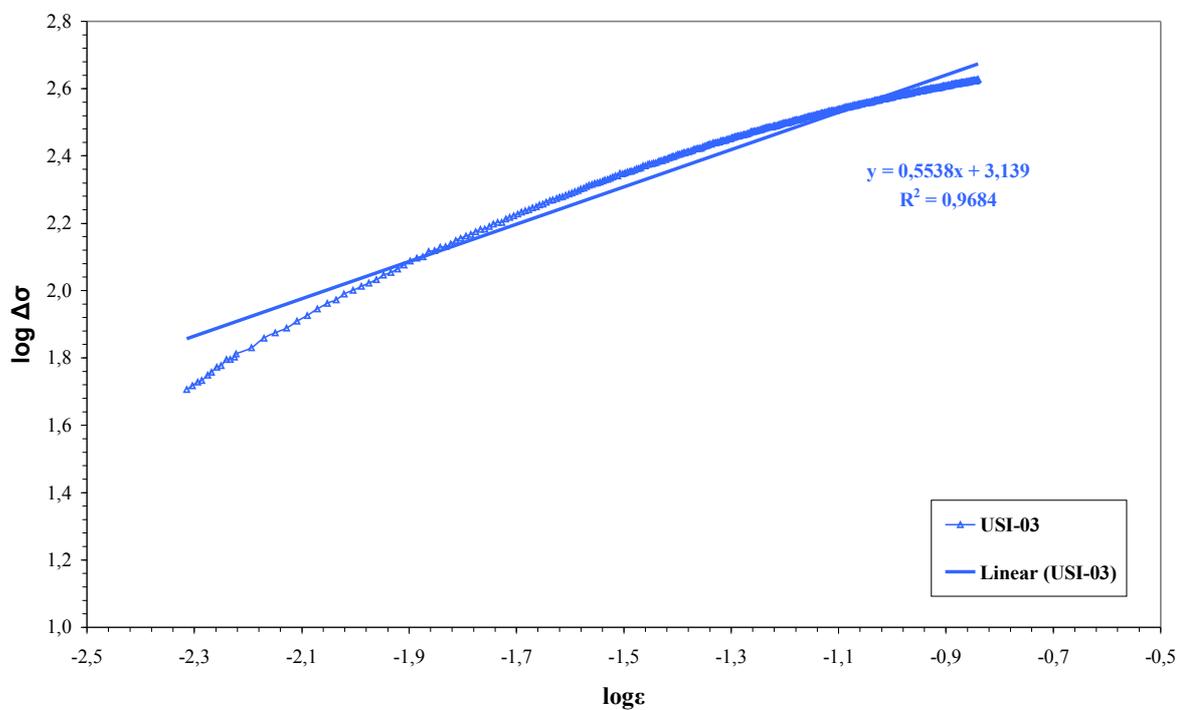


Figura 53 – Função linear de aproximação à curva $\log \Delta\sigma$ x $\log \varepsilon$, segundo o critério de Ludwik, para a amostra USI-03.

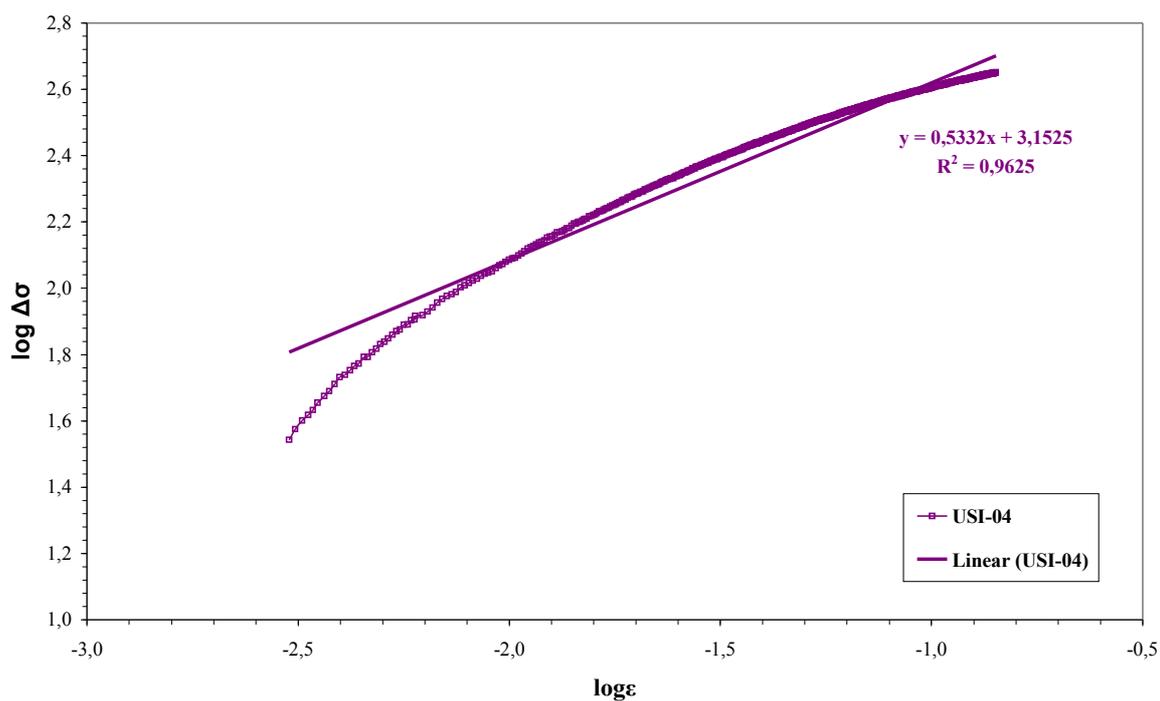


Figura 54 – Função linear de aproximação à curva $\log \Delta\sigma \times \log \epsilon$, segundo o critério de Ludwik, para a amostra USI-04.

Tabela 6: Expoentes de encruamento e coeficientes de resistência recalculados, segundo o critério de Ludwik.

Identificação das amostras	Método de Ludwik	
	Expoente de encruamento	Coefficiente de resistência
	n_L ()	K_L (MPa)
USI-00	0,43±0,01	1931±35
USI-01	0,68±0,01	1240±24
USI-02	0,63±0,01	1355±29
USI-03	0,55±0,01	1377±21
USI-04	0,53±0,01	1420±23

Com os valores obtidos da análise de Ludwik, elaborou-se a curva de variação do expoente de encruamento e a curva de variação do coeficiente de resistência com a temperatura de recozimento intercrítico, para as quatro amostras tratadas termicamente, conforme apresentam as figuras 55 e 56, respectivamente.

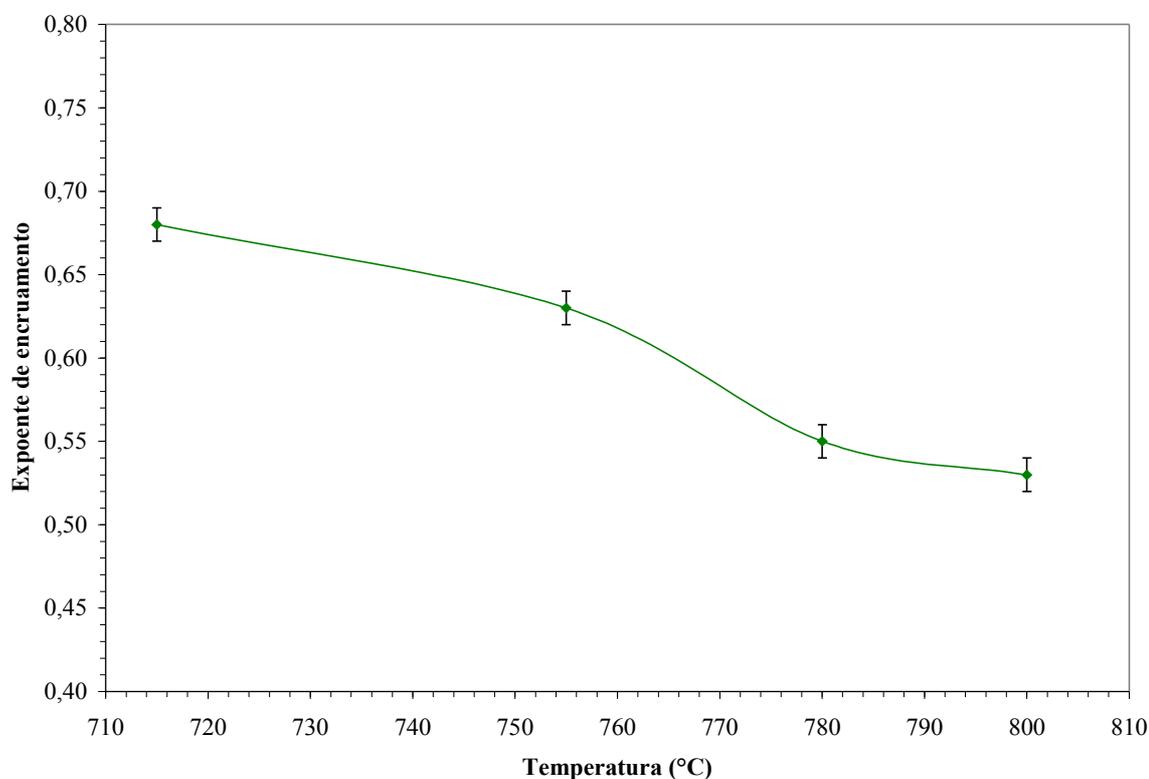


Figura 55 – Variação do expoente de encruamento, segundo a equação de Ludwik, com a temperatura de recozimento intercrítico.

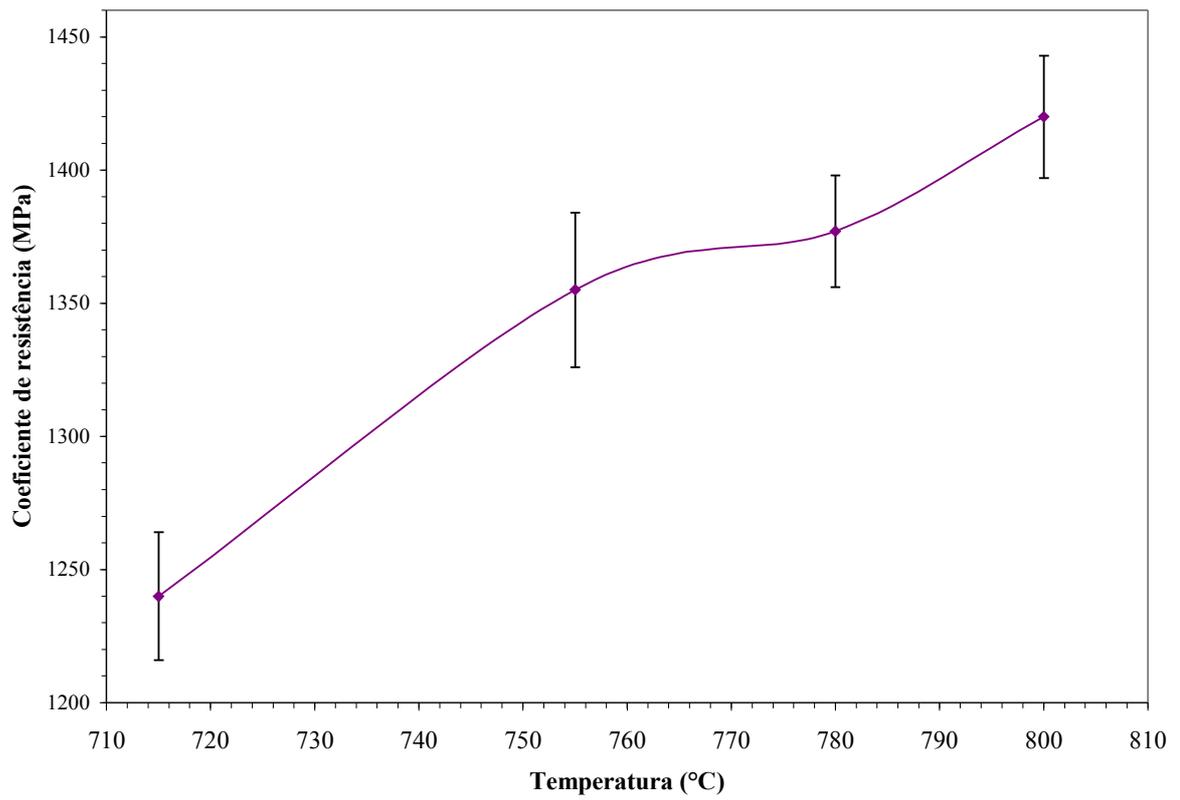


Figura 56 – Variação do coeficiente de resistência, segundo a equação de Ludwik, com a temperatura de recozimento intercítico.

6.3 Ensaio de impacto Charpy

Os resultados do ensaio de impacto Charpy para as amostras do aço bifásico em investigação estão mostrados na tabela 7. Os valores dos pontos obtidos das repetições, por temperatura de ensaio, estão muito próximos.

Tabela 7: Energia absorvida no ensaio de impacto para as amostras USI-00, USI-01, USI-02, USI-03 e USI-04.

Identificação das amostras		Temperatura de ensaio (°C)							Energia absorvida (J)
		-196	-70	-50	-30	-10	25	70	
USI-00	Amostra 1	3	6	7	8	8	8	8	
	Amostra 2	3	6	6	8	8	8	8	
USI-01	Amostra 1	20	22	24	24	25	25	26	
	Amostra 2	20	22	24	24	24	25	27	
USI-02	Amostra 1	2	14	16	17	19	19	19	
	Amostra 2	2	14	16	16	19	19	20	
USI-03	Amostra 1	2	12	15	16	19	19	19	
	Amostra 2	2	12	15	16	18	19	19	
USI-04	Amostra 1	3	16	17	18	19	19	19	
	Amostra 2	3	16	17	18	19	19	19	

A figura 57 apresenta a média dos pontos de energia absorvida obtidos no ensaio de impacto em função das temperaturas de ensaio.

Já as figuras 58, 59, 60, 61 e 62 apresentam as curvas do ensaio de impacto ajustadas pelo método da tangente hiperbólica (equação 22), e de acordo com o procedimento ASME PVP2008 – 61650 (ERICKSONKIRK ; SHAIKH, 2008) para as amostras USI-00, USI-01, USI-02, USI-03 e USI-04, respectivamente. A partir dessas curvas podem ser determinadas as temperaturas de transição dúctil-frágil (TTDF) para cada amostra ensaiada, conforme apresentado na tabela 8.

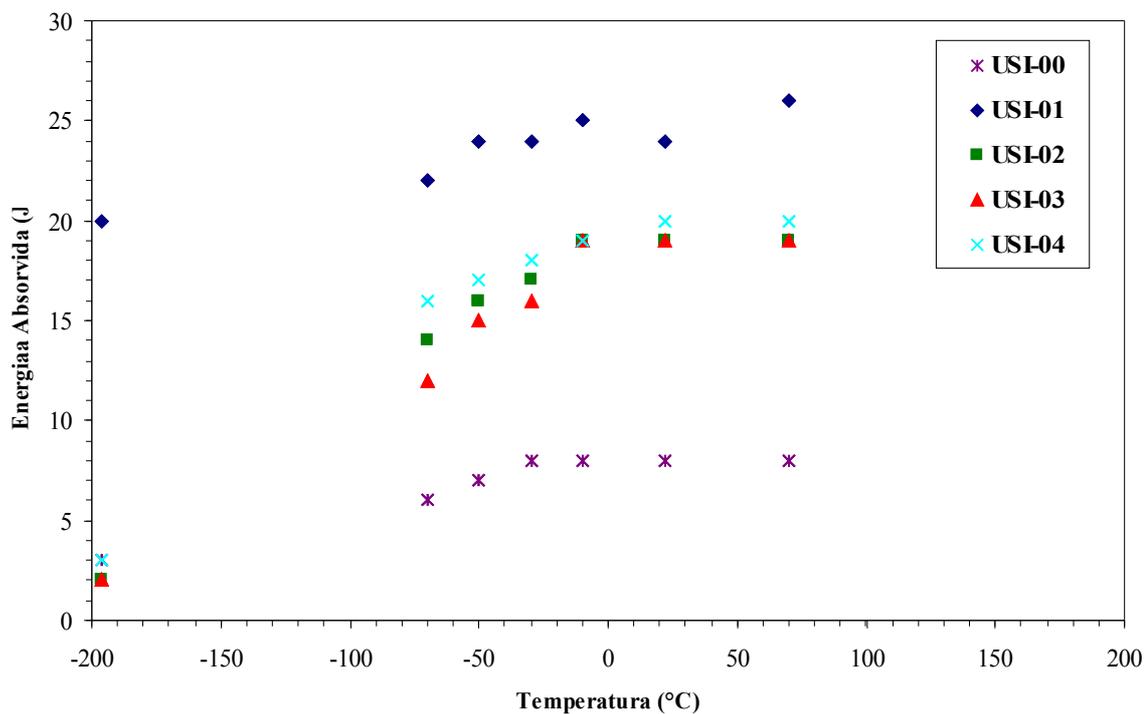


Figura 57 – Energia absorvida em função das temperaturas de ensaio.

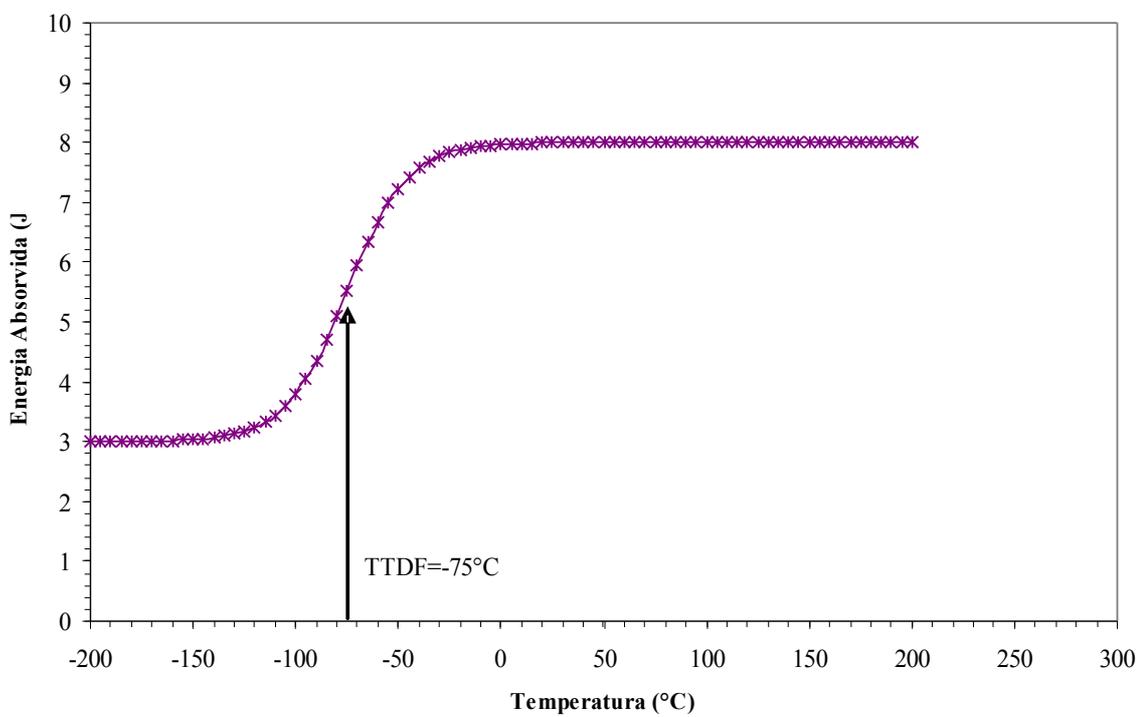


Figura 58 – Curvas de ensaio de impacto ajustadas pela equação 15 (tangente hiperbólica), para amostra USI-00.

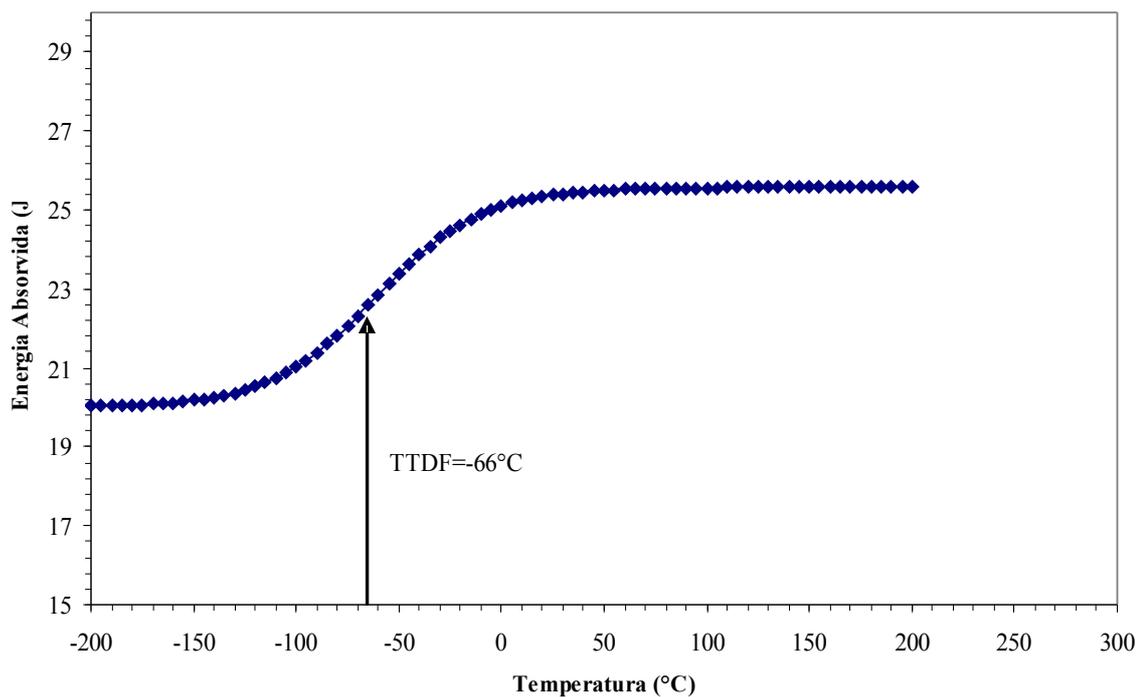


Figura 59 – Curvas de ensaio de impacto ajustadas pela equação 15 (tangente hiperbólica), para amostra USI-01.

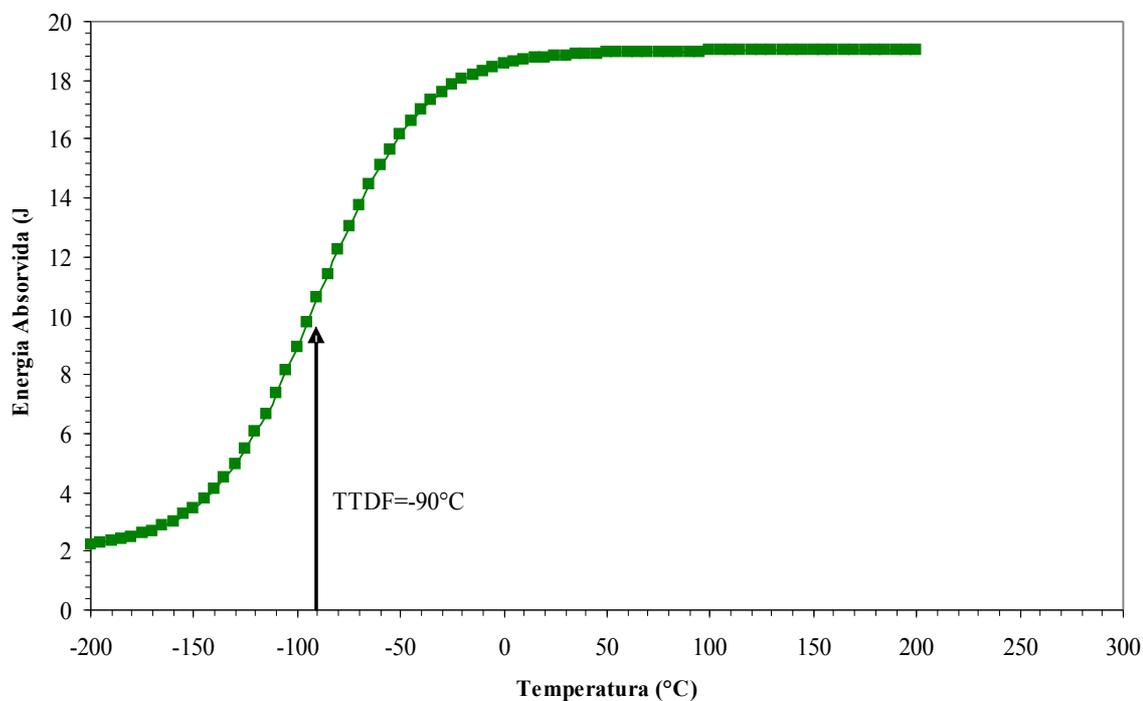


Figura 60 – Curvas de ensaio de impacto ajustadas pela equação 15 (tangente hiperbólica), para amostra USI-02.

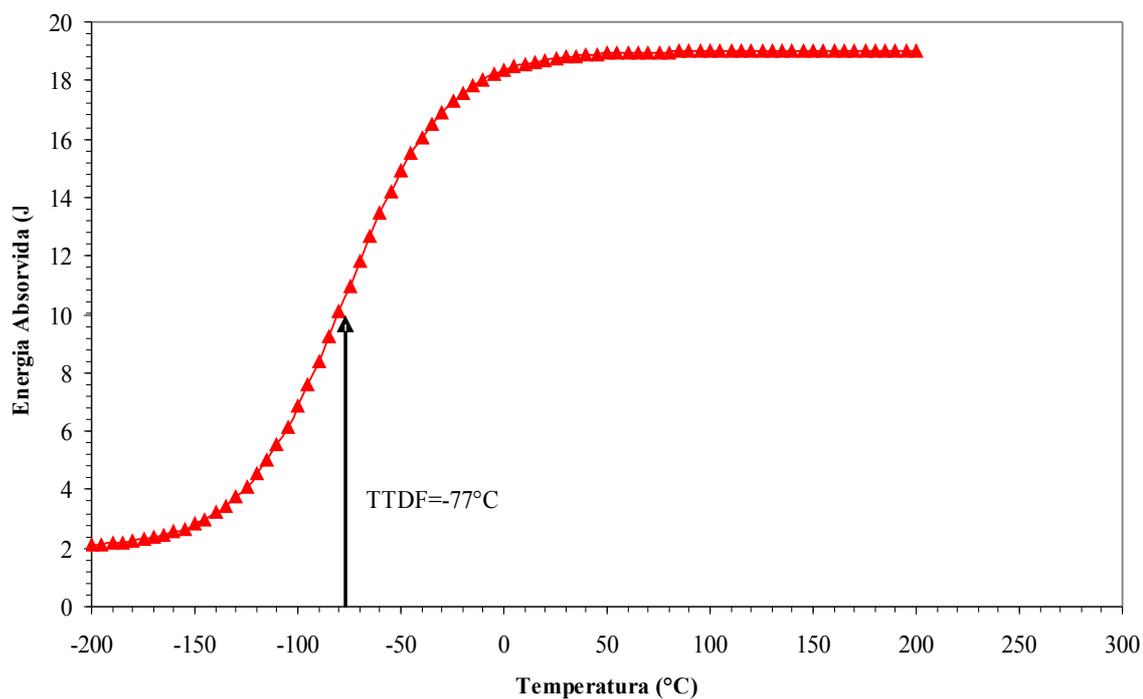


Figura 61 – Curvas de ensaio de impacto ajustadas pela equação 15 (tangente hiperbólica), para amostra USI-03.

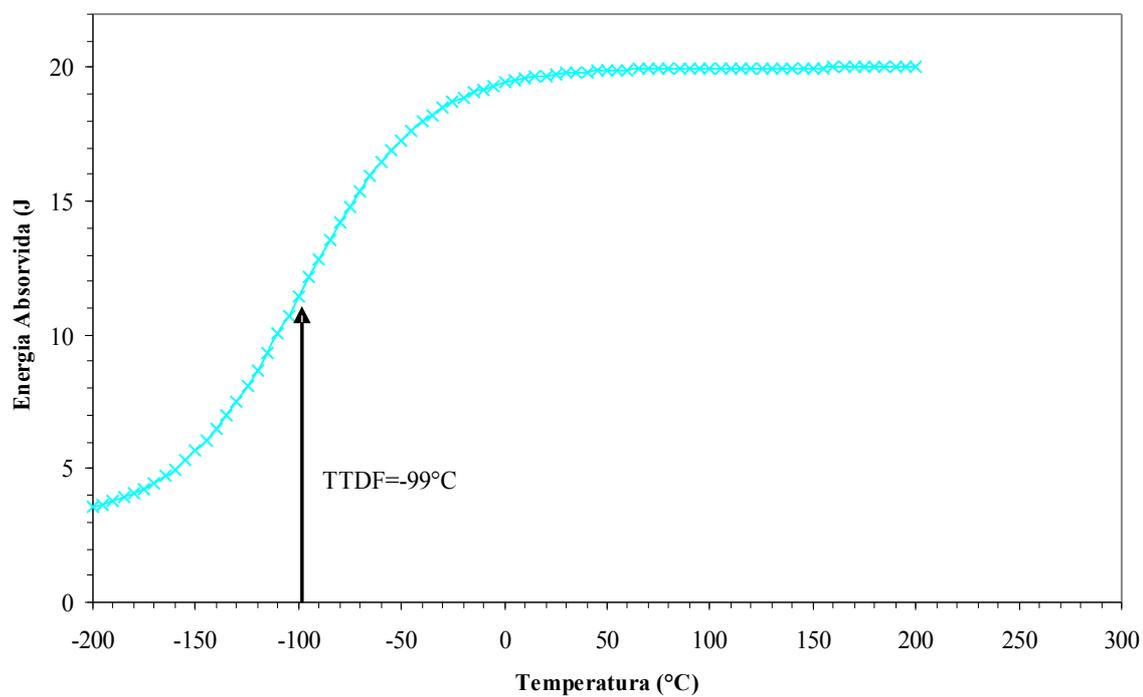


Figura 62 – Curvas de ensaio de impacto ajustadas pela equação 15 (tangente hiperbólica), para amostra USI-04.

Tabela 8: Resultados do ensaio de impacto para as amostras do aço bifásico em estudo.

Identificação das Amostras	Energia (J)			TTDF (°C)
	Patamar superior	Patamar inferior	Valor médio	
USI-00	8,0	3,0	5,5	-75
USI-01	26,0	20,0	23,0	-66
USI-02	19,0	2,0	10,5	-90
USI-03	19,0	2,0	10,5	-77
USI-04	20,0	3,0	11,5	-99

Com os dados obtidos do ensaio de impacto, e apresentados na tabela 8, foram elaboradas as curvas da TTDF e da energia de patamar superior em função da temperatura de recozimento intercrítico, mostradas respectivamente nas figuras 63 e 64, considerando as quatro temperaturas de recozimento intercrítico da tabela 2.

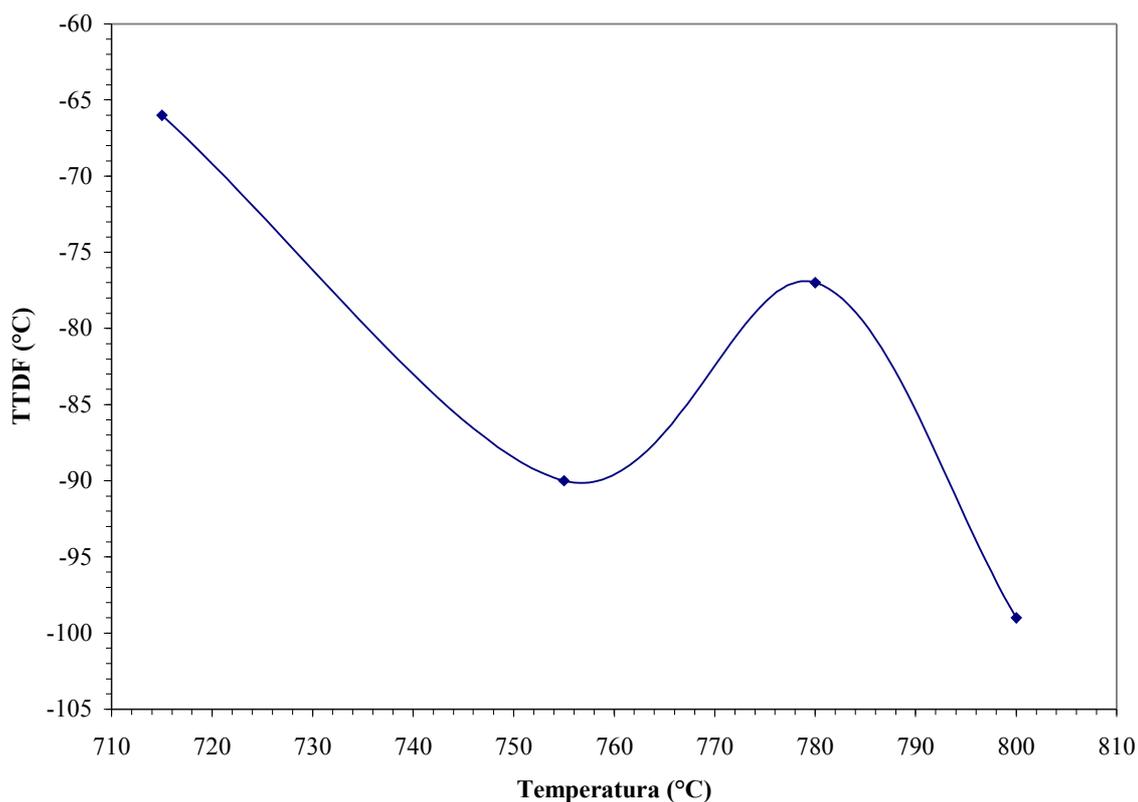


Figura 63 – Curva da TTDF em função da temperatura de recozimento intercrítico.

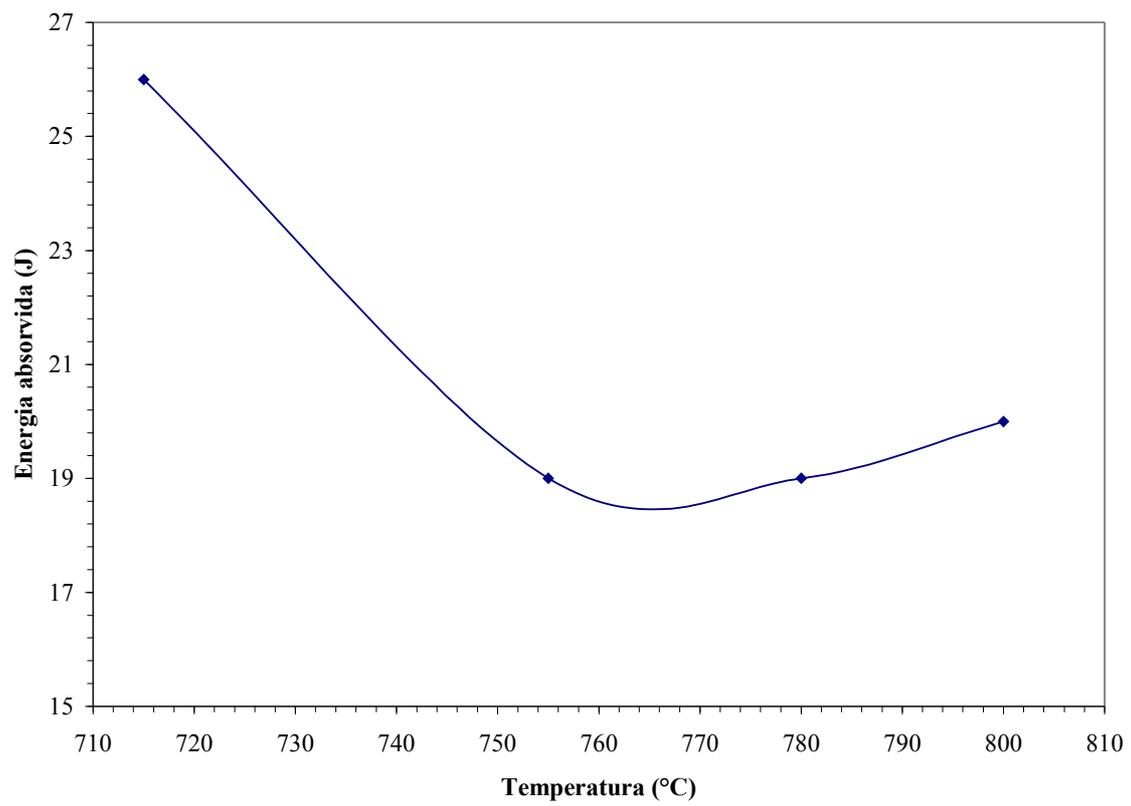


Figura 64 - Curva da energia de patamar superior em função da temperatura de recozimento intercristalino

7 DISCUSSÃO

Como o objetivo desse trabalho é avaliar a influência da temperatura de recozimento intercrítico no comportamento mecânico de um aço bifásico com baixo carbono é fundamental correlacionar a microestrutura com as propriedades obtidas. Deste modo, na discussão são avaliadas as propriedades mecânicas (comportamento mecânico) em relação à fração de martensita obtida nas diferentes temperaturas de recozimento intercrítico como principal fator microestrutural, visto que o tamanho de grão não apresenta uma variação considerável, sendo praticamente o mesmo para todas as amostras, como mostrou a tabela 3.

7.1 Análise microestrutural

Como uma primeira análise, e também como é parte dessa investigação fornecer parâmetros de processamento do aço bifásico, elaborou-se um diagrama que mostra uma comparação da curva da fração em volume de austenita, determinada pelo programa Thermo-Calc[®], em relação aos valores obtidos de fração de martensita em função da temperatura de recozimento intercrítico, conforme é apresentado na figura 65.

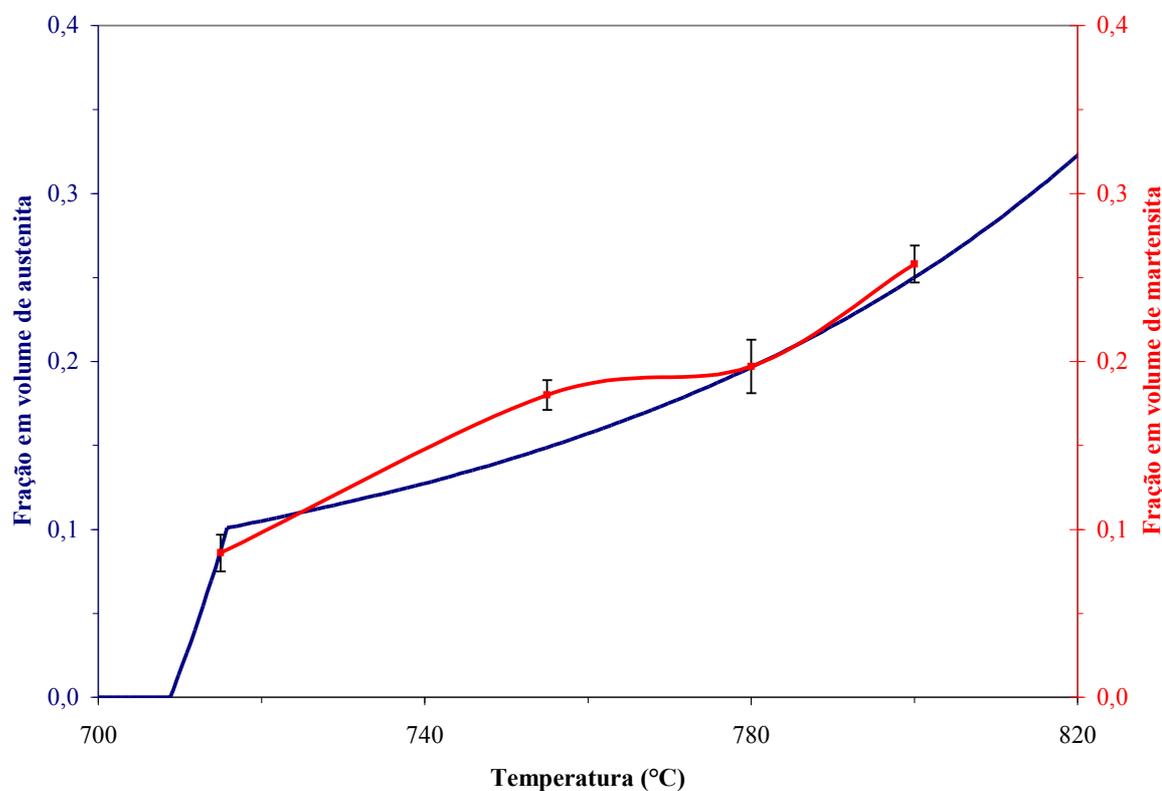


Figura 65 – Comparação da fração em volume de austenita obtida em cálculo no Thermo-Calc em relação à fração de martensita medida por estereologia quantitativa.

As amostras tratadas termicamente do aço em estudo apresentam a estrutura bifásica ferrita – martensita, como se pode observar na figura 34. Durante o recozimento intercrítico, entre temperaturas compreendidas entre as linhas A1 e A3, a microestrutura consiste de ferrita pró-eutetóide e de austenita que se formou. As frações de austenita e ferrita dependem da composição química e da temperatura de recozimento intercrítico a qual o material é tratado. Com o aumento da temperatura de recozimento intercrítico a relação austenita para ferrita aumenta, aumentando assim a quantidade de martensita formada após o rápido resfriamento, o que pode ser observado na figura 65.

Porém, observa-se que na faixa de temperaturas entre 740 e 760°C há um desvio das curvas, ou seja, esperava-se um valor menor de fração em volume de martensita. Esse desvio pode ser explicado pelo fato de o programa Thermo-Calc® considerar condições de equilíbrio termodinâmico, porém cineticamente ocorre difusão dos elementos de liga, em especial do carbono e do manganês, o que pode dificultar a obtenção do equilíbrio previsto no tempo de tratamento. Cineticamente, a faixa de temperaturas onde ocorre o desvio é comandada pela difusão dos elementos de liga substitucionais, em especial o manganês, que ocorre em tempos maiores aos do tratamento, fugindo então da condição de equilíbrio termodinâmico considerado pelo programa Thermo-Calc®.

Com o objetivo de se comprovar esse efeito, foi realizado novo tratamento de recozimento intercrítico em quatro amostras do material como recebido, todas na temperatura de 755°C (temperatura onde ocorreu o desvio), porém variando o tempo do tratamento em: 10 minutos, 30 minutos, 60 minutos e 240 minutos; mediu-se então, a fração volumétrica de martensita obtida para cada amostra. A tabela 9 apresenta os valores obtidos de fração em volume de martensita para cada tempo de tratamento. A figura 66 (a) apresenta as curvas obtidas para cada tempo de ensaio em comparação com a curva obtida pelo Thermo-Calc® e a figura 66 (b) mostra a região de interesse ampliada, lembrando que originalmente a amostra foi tratada na temperatura de 755°C por 20 minutos (curva em vermelho).

Tabela 9: Fração de volume de martensita por tempo de recozimento intercrítico, na temperatura de 755°C.

Tempo de tratamento (min)	Fração em volume de martensita (%)
10	22,0±1,3
20	18,0±0,7
30	17,8±0,6
60	15,1±0,7
240	14,8±0,9

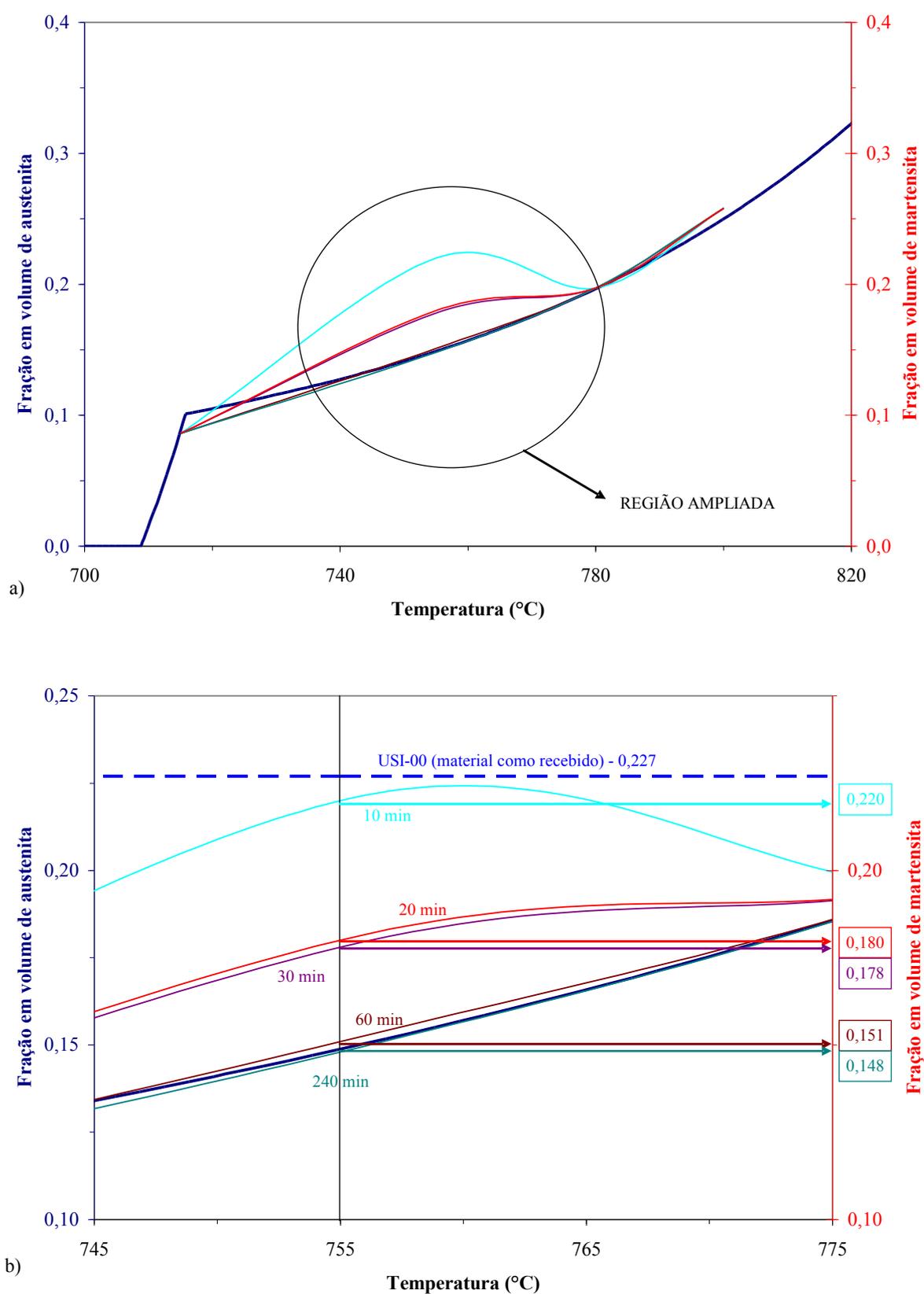


Figura 66 – (a) Curvas da fração em volume de martensita obtidas pela temperatura de recozimento intercítico, sendo que, para a temperatura de 755°C tem-se cinco tempos de tratamentos diferentes; (b) Região de interesse ampliada.

Verifica-se, pela figura 66, que, cineticamente, não deve ter havido tempo suficiente para a difusão dos elementos de liga, em particular o manganês, na temperatura de 755°C, e por isso a divergência de valores entre o obtido na prática e o calculado pelo Thermo-Calc, para um tempo de tratamento de 20 minutos (condição inicial do presente trabalho). Com maior tempo de tratamento pode-se obter o equilíbrio termodinâmico. Portanto, a austenita das amostras de baixo tempo (10 minutos) é apenas gerada da martensita original (que depende do rearranjo dos átomos de ferro e da difusão do carbono). Com maior tempo de tratamento parte dessa austenita se transforma em ferrita (cada vez mais, proporcionalmente no tempo com a difusão de Mn) até que se atinja o equilíbrio termodinâmico a 755°C. A figura 67 ilustra as microestruturas da amostra USI-02 para os diferentes tempos de tratamento: 10, 30, 60 e 240 minutos, onde se nota a redução da fração de martensita.

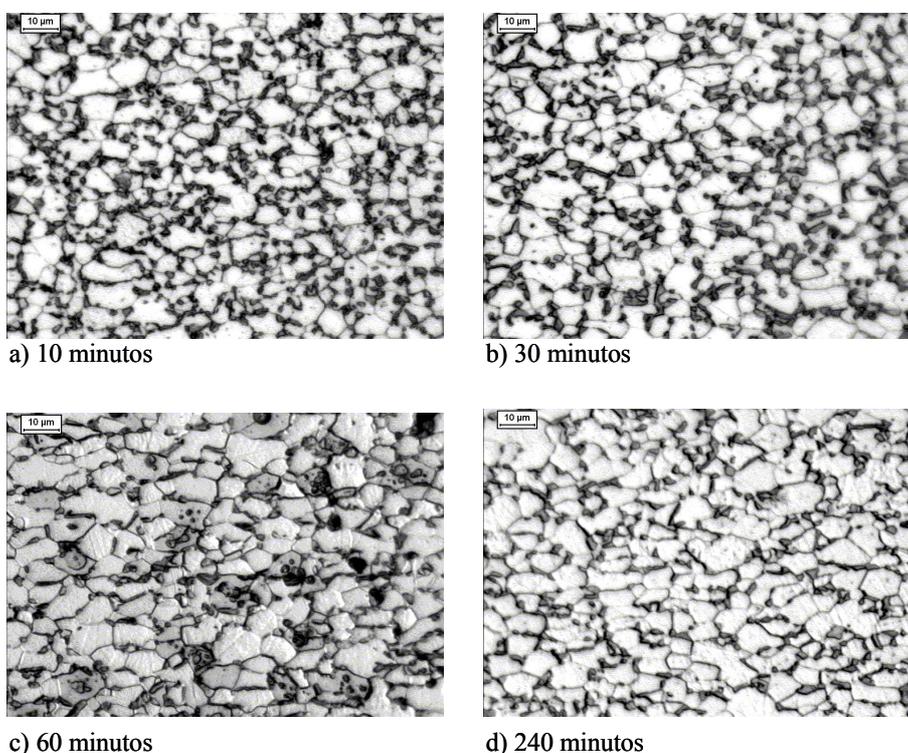
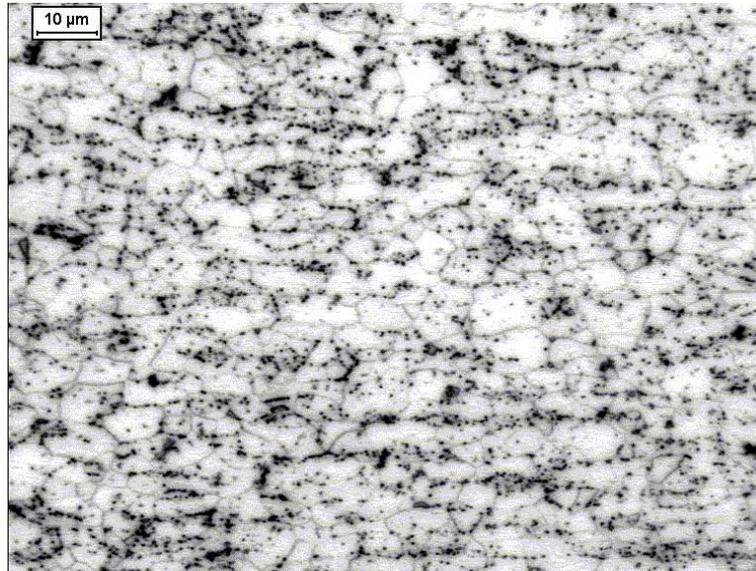


Figura 67 – Microestruturas da amostra USI-02 para tempos diferentes de recozimento intercrítico.

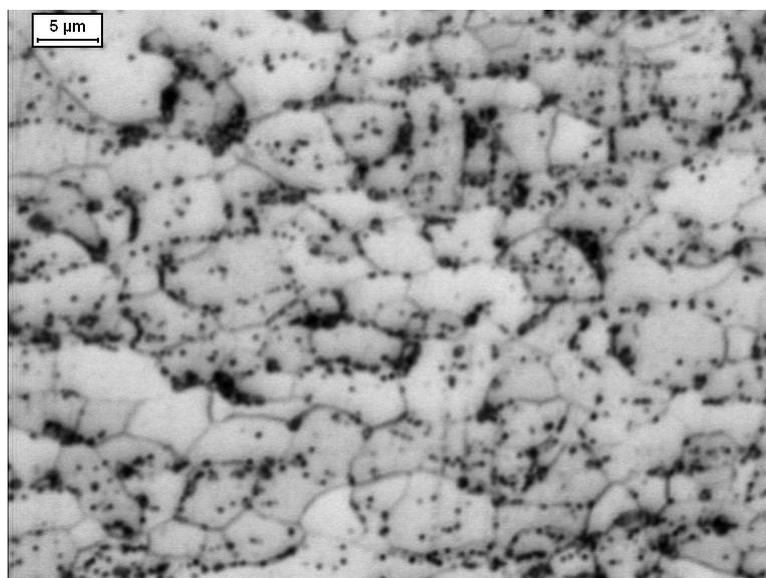
Outro ponto de discussão ocorre para o material tratado na temperatura de 715°C. Segundo o programa Thermo-Calc[®], e que pode ser observado na figura 65 e na figura 7(d), o material se encontra abaixo de A1. Nessa região, além de ferrita e austenita há também a provável presença de carbonetos do tipo cementita. A figura 68 (a) mostra a microestrutura do material USI-01 e a figura 68 (b) ampliada, em que se observam pequenos pontos de precipitação de cementita, estando de acordo com o resultado obtido pelo o programa Thermo-Calc[®]. Apesar da presença da fase cementita, o material USI-01 não se se

descaracteriza como um aço bifásico se considerado seu comportamento mecânico, pois suas características de escoamento contínuo, alta taxa de encruamento, limite de resistência acima de 550 MPa e alongamento uniforme superior aos aços convencionais foram mantidas.



(a)

Figura 68 (a) microestrutura do material USI-01, ampliada para 50x de aumento.



(b)

Figura 68 (b) microestrutura do material USI-01, ampliada para 100x de aumento.

7.2 Influência da microestrutura nos parâmetros de resistência mecânica

A figura 69 apresenta a variação do limite de resistência com a fração em volume de martensita. Observa-se que existem duas inclinações, uma inclinação na faixa de 8 a 18% de martensita, sendo um aumento suave da resistência nessa faixa, e a partir de 20% de fração em volume de martensita um aumento mais acentuado do limite de resistência.

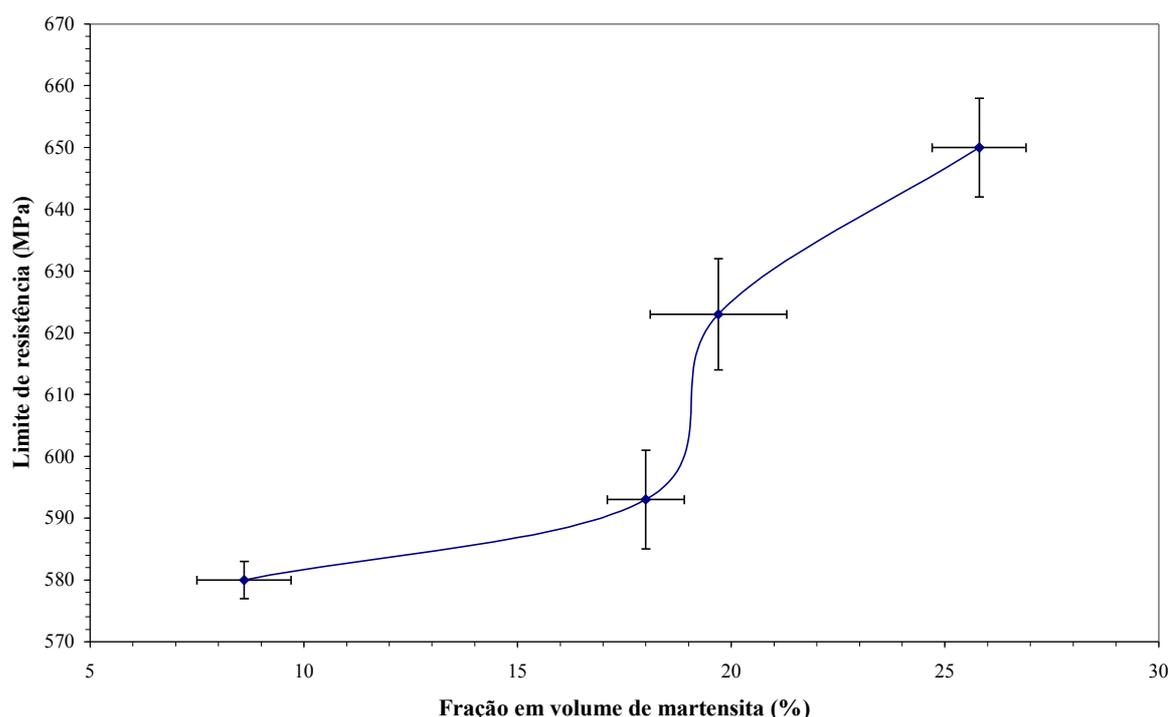


Figura 69 – Variação do limite de resistência com a fração em volume de martensita.

A maior resistência dos aços bifásicos em comparação aos aços de alta resistência é devida, principalmente, à presença da segunda fase (fase dura), a martensita. Os valores estimados para o limite de resistência mostram uma dependência não linear em relação à fração em volume de martensita, como é observado na figura 69. A dependência não linear do limite de resistência com a fração de martensita é devido ao fato de a resistência do aço bifásico depender também da resistência da martensita, que varia com o seu teor de carbono. Portanto a resistência total do aço bifásico é dada por:

- a. a fração em volume da fase dura – martensita;
- b. a resistência da martensita, que é dada pelo seu teor de carbono.

Sabe-se que tão maior é a resistência da martensita quanto maior for o seu teor de carbono. O teor de carbono presente na martensita do aço bifásico é determinado pela

temperatura de recozimento intercrítico, pois a solubilidade do carbono na ferrita é muito baixa e ela vai diminuindo com o aumento da temperatura de recozimento intercrítico. Portanto, praticamente todo carbono está presente na austenita que, após o rápido resfriamento em água, está então presente na martensita. Aumentando a temperatura de recozimento intercrítico é formada maior fração em volume de martensita no aço bifásico (figura 35), porém menor é o teor de carbono na martensita. Torna-se fundamental estimar o teor de carbono na martensita. Duas maneiras podem ser utilizadas para calcular o teor de carbono na martensita:

1. Utilizando a equação 5 e considerando que a máxima solubilidade de carbono na ferrita é de 0,022% de carbono (diagrama de equilíbrio).
2. Utilizando o programa Thermo-Calc[®], disponível no Centro Universitário da FEI.

A figura 70 apresenta os valores estimados pelos dois processos, para as amostras do presente estudo. Apesar das diferenças entre os métodos, nota-se nas discussões posteriores que não há influência direta destas diferenças nas conclusões referentes à influência do teor de C da martensita nas propriedades mecânicas.

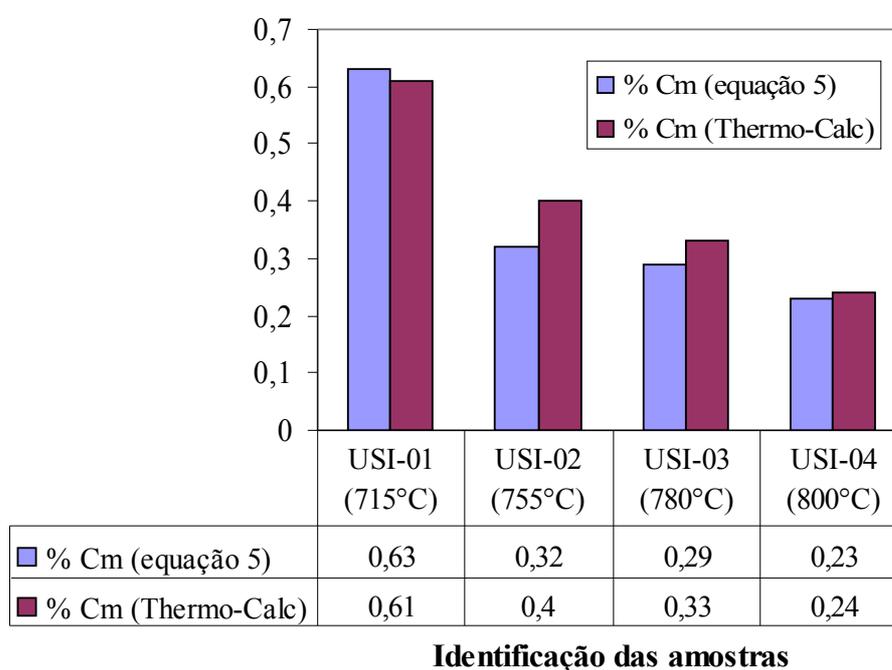


Figura 70 – Valores estimados de teor de carbono na martensita para as amostras em estudo.

Com os valores de teores de carbono na martensita, calculados pelos dois processos, elaborou-se o diagrama de limite de resistência em função do teor de carbono na martensita, apresentado na figura 71, e em destaque a fração em volume de martensita para cada amostra.

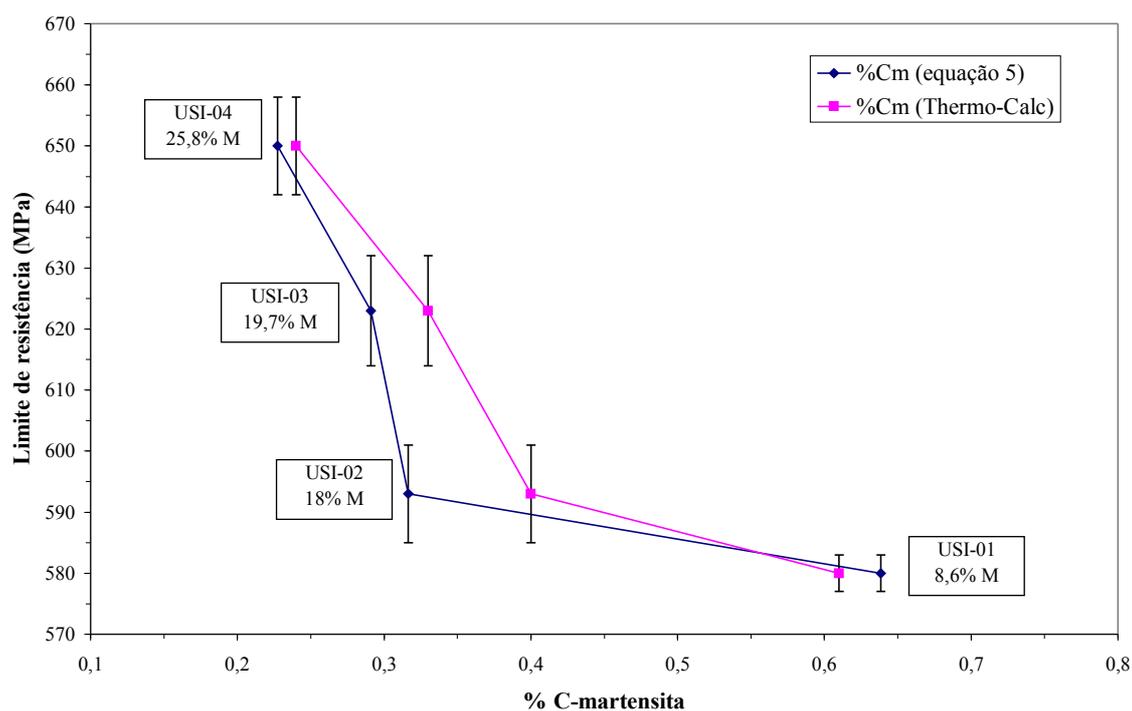


Figura 71 – Variação do limite de resistência com o teor de carbono na martensita.

Nota-se que, na figura 71, para ambos os métodos de cálculo do teor de carbono na martensita, na faixa de 18 a 26% de fração em volume de martensita há um aumento significativo do limite de resistência apesar da diminuição do teor de carbono na martensita, o que implica que, para o material estudado na faixa mencionada, a variação da fração em volume de martensita é o fator determinante que confere resistência mecânica ao aço bifásico. Já para a faixa que varia de 8 a 18% de fração de martensita, apesar do aumento na fração em volume, praticamente não ocorre variação do limite de resistência, ou seja, a resistência da martensita, dada pelo seu teor de carbono, é diminuída de tal maneira que impacta de forma negativa, não apresentando melhora no limite de resistência.

A figura 72 apresenta a variação do limite de escoamento com a fração em volume de martensita. Diferentemente do limite de resistência, a curva do limite de escoamento com a fração em volume de martensita apresenta uma característica linear durante toda a faixa pesquisada, o que sugere que o limite de escoamento é função basicamente da fração em volume de martensita.

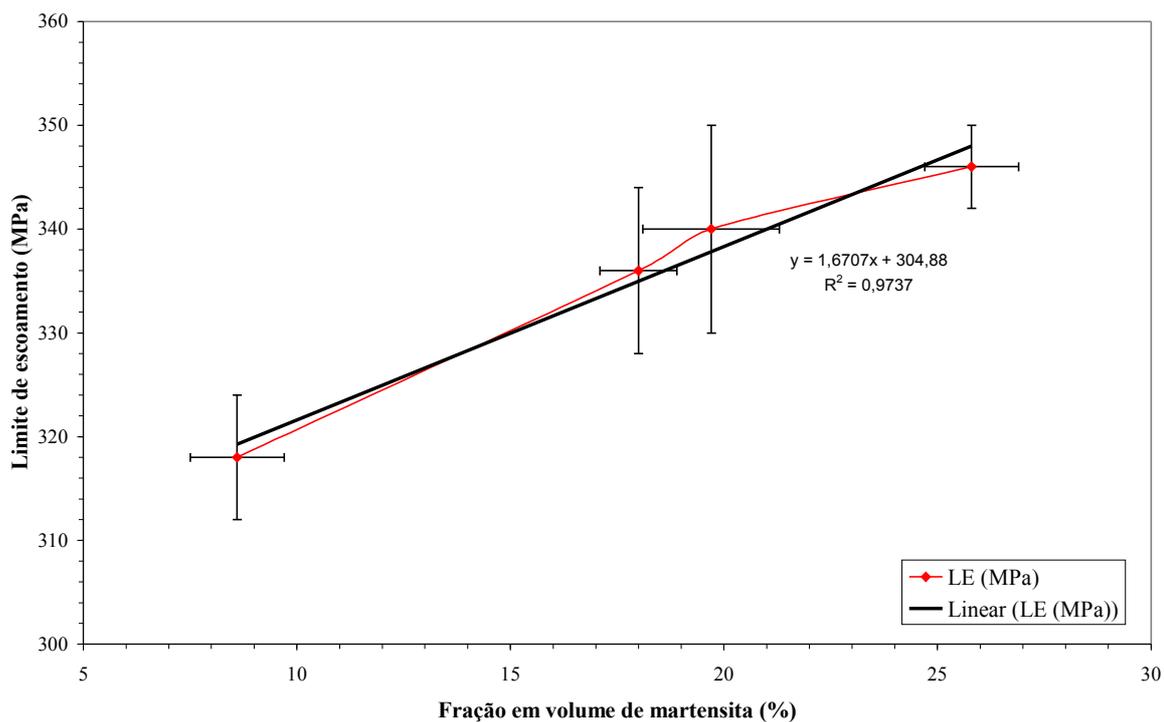


Figura 72 – Variação do limite de escoamento com a fração em volume de martensita

Fazendo a mesma análise que foi feita para o limite de resistência, pode-se elaborar a curva da variação do limite de escoamento com o teor de carbono na martensita do aço bifásico em estudo, apresentado na figura 73, utilizando os dois métodos de cálculo.

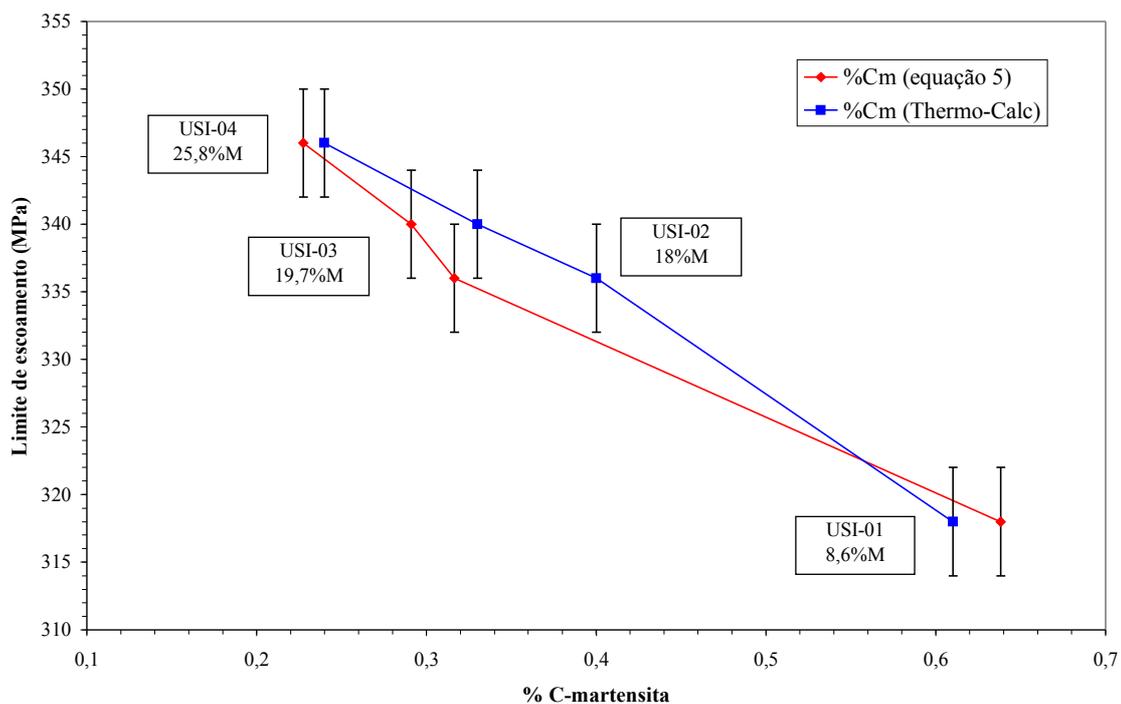


Figura 73 – Variação do limite de escoamento com o teor de carbono na martensita.

Pode-se observar que a variação é praticamente linear, ou seja, o teor de carbono na martensita (e, portanto a resistência individual desta fase) impacta no limite de escoamento de uma maneira muito menor que no limite de resistência.

Esse aspecto é devido ao fato de que, para se atingir o limite de resistência, a deformação sofrida pelo material é maior do que para se atingir o limite de escoamento. Pode-se separar a deformação do aço bifásico em três estágios: onde o primeiro estágio é associado à deformação elástica da matriz ferrítica; o segundo relacionado à deformação plástica da ferrita e elástica da martensita e, por fim, no terceiro estágio à deformação plástica tanto da ferrita quanto da martensita. Em se tratando do limite de escoamento, o material encontra-se na transição entre o primeiro e o segundo estágio de deformação, onde apenas a matriz ferrítica está deformando. Portanto o efeito do aumento de resistência relativo à resistência da fase martensita no limite de escoamento deve ser muito pequeno, ou ainda, considerando o erro associado, esse efeito pode ser considerado nulo. Conclui-se assim que o limite de escoamento é impactado pela variação da fração em volume de martensita, e, portanto obedece à lei da mistura.

Outro parâmetro que fornece uma indicação do nível de resistência do material é o coeficiente de resistência, principalmente em se tratando das forças exigidas no processo de estampagem. As figuras 74 e 75 mostram a variação do coeficiente de resistência com a fração em volume de martensita, de acordo com os critérios de Hollomon e Ludwik, respectivamente.

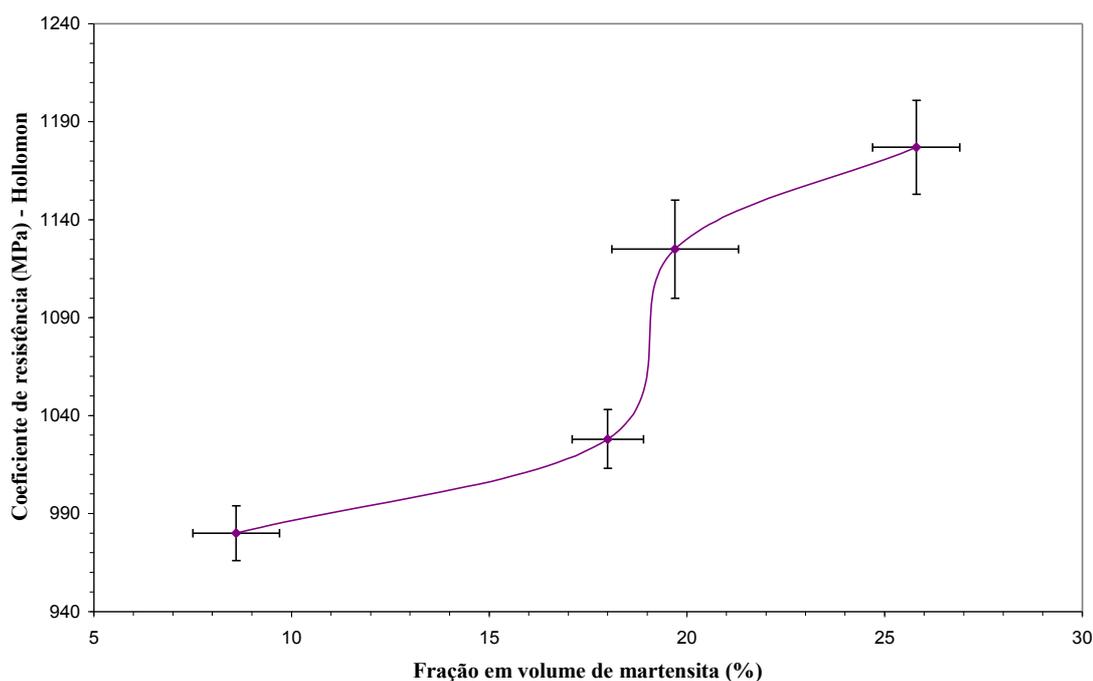


Figura 74 – Variação do coeficiente de resistência com a fração de martensita, segundo o critério de Hollomon.

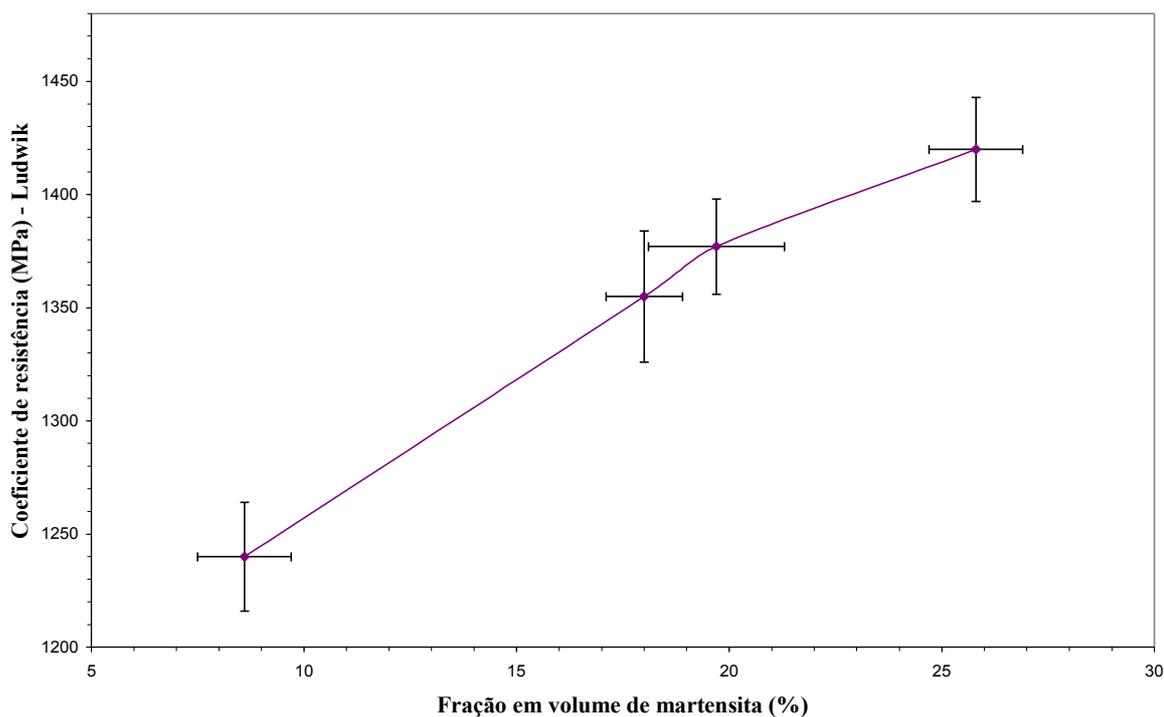


Figura 75 – Variação do coeficiente de resistência com a fração de martensita, segundo o critério de Ludwik.

Pelas figuras 74 e 75, observa-se que, para ambas as análises (Hollomon e Ludwik) o coeficiente de resistência aumenta com o aumento da fração em volume de martensita. Portanto, quanto maior a porcentagem de martensita no aço bifásico maior o coeficiente de resistência, ou seja, maior é a magnitude das forças requeridas no processo de estampagem.

Constata-se ainda que a curva do coeficiente de resistência de Hollomon possui o mesmo aspecto da curva do limite de resistência em função da fração em volume de martensita, ou seja, esse parâmetro além de sofrer influência da fração de martensita, é sensível ao seu teor de carbono. A figura 76 apresenta a variação do coeficiente de resistência de Hollomon com o teor de carbono na martensita, calculado pela equação 5 e determinado pelo Thermo-Calc, mostrando exatamente o mesmo comportamento do coeficiente de resistência de Hollomon em relação ao limite de resistência.

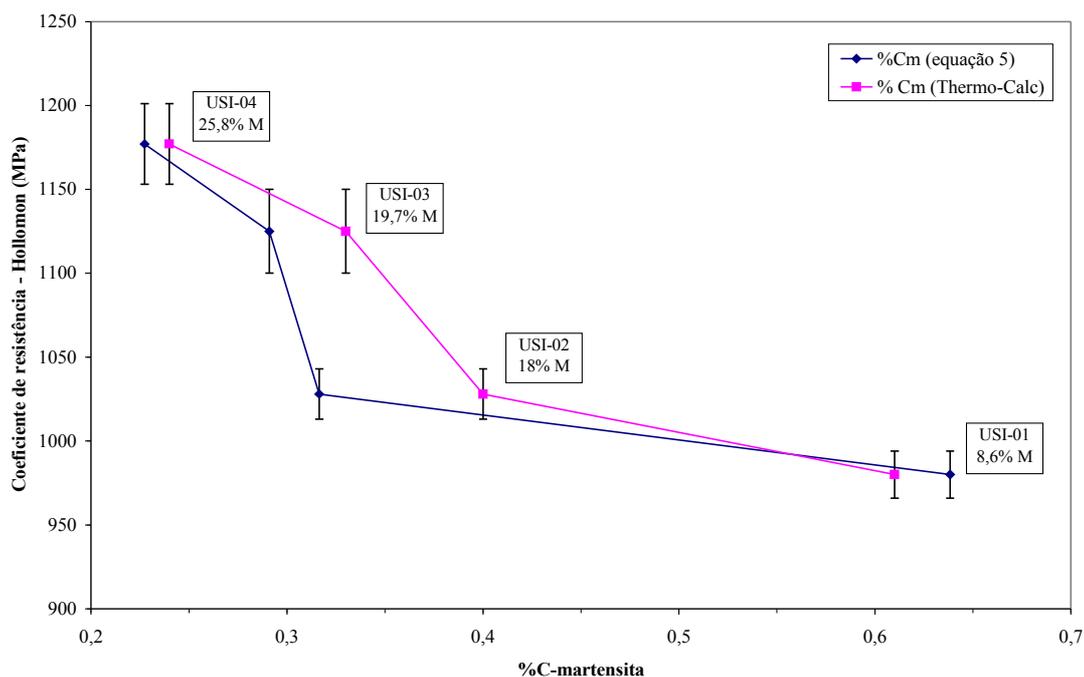


Figura 76 – Variação do coeficiente de resistência de Hollomon com o teor de carbono na martensita.

Já pelo critério de Ludwik, a curva da variação do coeficiente de resistência com a fração em volume de martensita apresenta uma característica linear, sugerindo uma menor dependência em relação ao teor de carbono na martensita. A figura 77 apresenta essa variação.

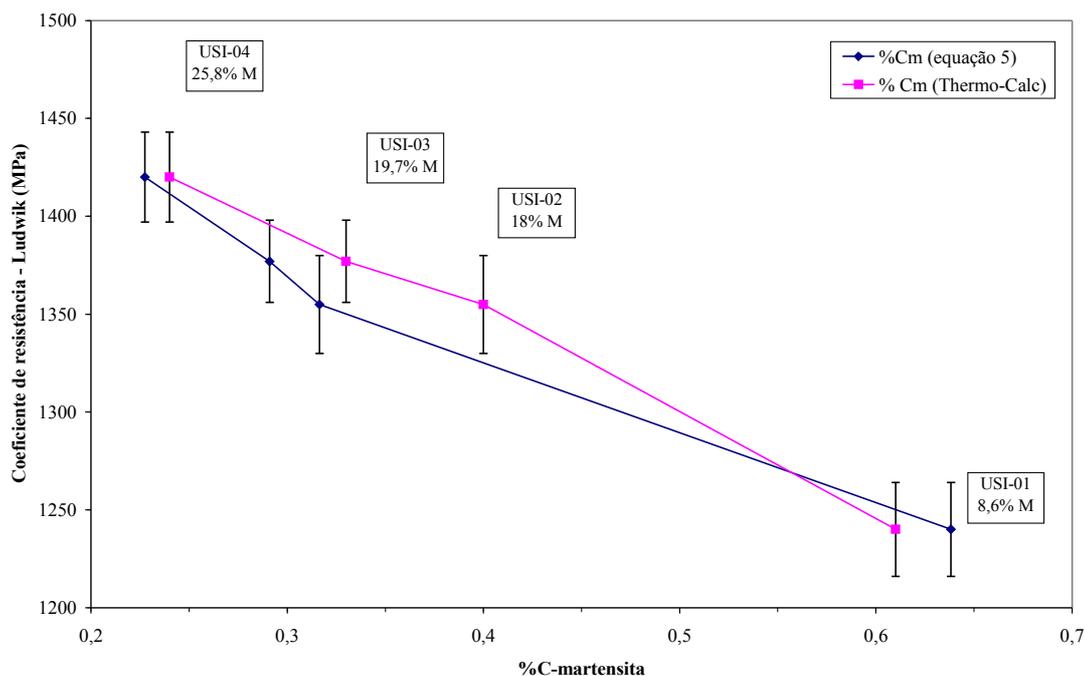


Figura 77 – Variação do coeficiente de resistência de Ludwik com o teor de carbono na martensita.

Pode-se dizer que o coeficiente de resistência de Ludwik, para a faixa de fração em volume de martensita estudada, possui uma característica similar a variação do limite de escoamento justamente por considerar o efeito da tensão de escoamento inicial.

Nas figuras 69 a 77 não é mostrado o material como recebido (USI-00), isto porque seus valores de limite de escoamento (965 ± 16 MPa) e limite de resistência (992 ± 20 MPa) ficam muito acima aos valores determinados para as amostras tratadas termicamente (faixa de 320 a 350 MPa, para o limite de escoamento, e faixa de 580 a 660 MPa, para o limite de resistência).

Como a composição química é a mesma para todas as amostras e como a fração em volume de martensita do material como recebido está dentro da faixa em estudo (22%) conclui-se que este material está encruado do processo de laminação e por isso apresenta valores de limite de resistência e escoamento muito acima das amostras tratadas termicamente.

Com o intuito de comprovar o encruamento na amostra USI-00 realizou-se o ensaio de microdureza Knoop da ferrita nas amostras tratadas termicamente e na amostra do material com recebido. Foi utilizado penetrador tipo Knoop, pois sua impressão é mais alongada e assim poder-se-ia localizar a impressão dentro do grão de ferrita sem influência dos contornos de grãos e das ilhas de martensita. A carga utilizada foi de 10 gf (a menor carga disponível no equipamento do CDMatM-FEI). A figura 78 apresenta exemplos de impressões Knoop realizadas. A tabela 10 apresenta os valores de dureza Knoop determinados para cada amostra. Foram realizadas 30 impressões por amostra.

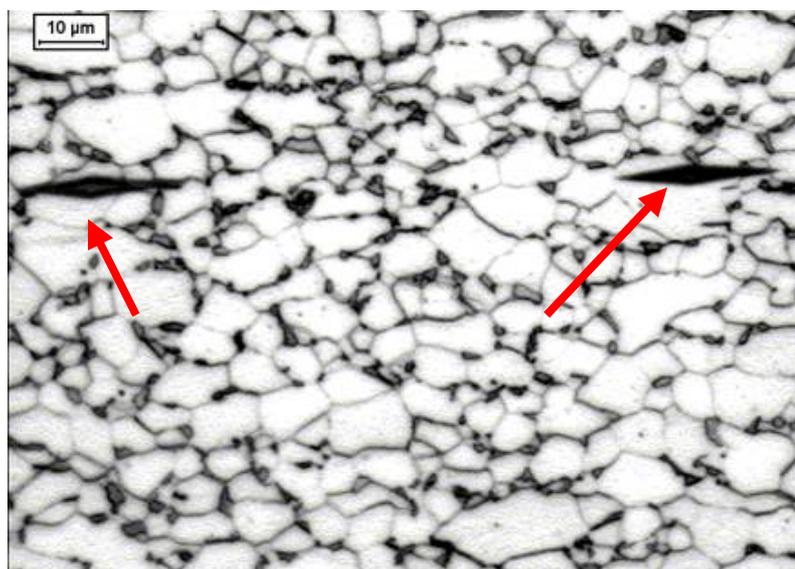


Figura 78 – Microestrutura do aço bifásico, para a amostra USI-03, mostrando duas impressões de microdureza Knoop, destacadas por setas.

Como se pode perceber pela figura 78, as impressões não ficaram totalmente dentro do grão de ferrita, sofrendo influência tanto do contorno de grão como das ilhas de martensita. Mesmo assim verifica-se que o valor de microdureza encontrado para a amostra USI-00 é maior que os valores de microdureza das amostras USI-01, USI-02, USI-03 e USI-04, conforme apresentado na tabela 10.

Tabela 10: Valores de microdureza Knoop da ferrita para as amostras em estudo.

Identificação das amostras	Knoop (HK)
USI-00	375±8
USI-01	218±4
USI-02	218±5
USI-03	222±5
USI-04	227±3

Em razão dessa interferência foi realizada a microdureza Vickers da ferrita, também com carga de 10 gf e 30 impressões por amostra. A figura 79 apresenta impressões da microdureza Vickers e a tabela 11 apresenta os valores de microdureza Vickers determinados para cada amostra.

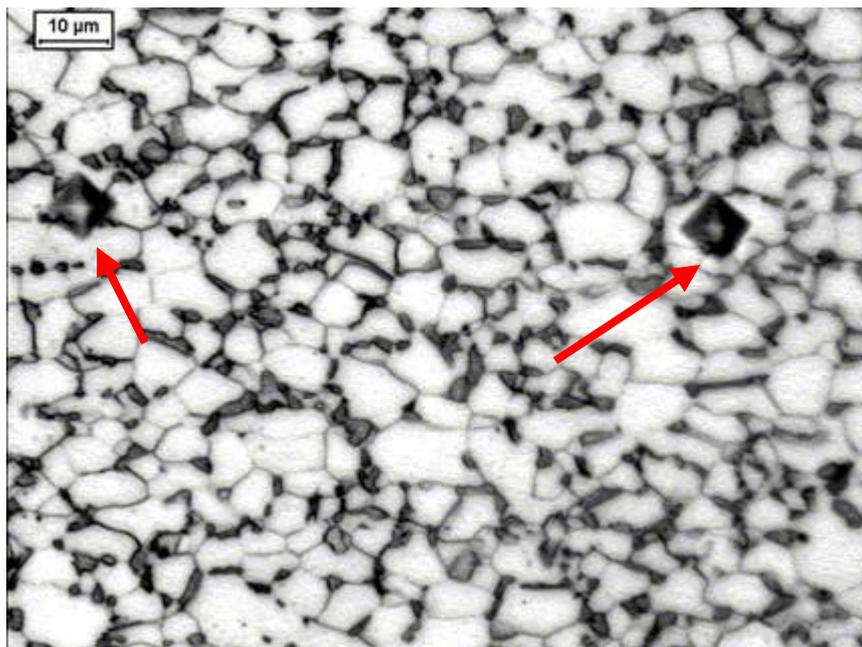


Figura 79 – Microestrutura do aço bifásico, para a amostra USI-03, mostrando duas impressões de microdureza Vickers, destacadas por setas.

Da figura 79, observa-se que a impressão ainda sofre alguma interferência dos contornos de grão e das ilhas de martensita, porém uma interferência menor que no caso da microdureza Knoop. Também nesse caso, a microdureza Vickers do material como recebido (USI-00) apresenta valor maior em relação à microdureza das amostras tratadas termicamente, conforme é apresentado na tabela 11.

Tabela 11: Valores de microdureza Vickers da ferrita para as amostras em estudo.

Identificação das amostras	Vickers (HV)
USI-00	204±6
USI-01	134±3
USI-02	148±5
USI-03	144±2
USI-04	147±4

Portanto, apesar das influências já mencionadas do contorno de grão e das ilhas de martensita na medição da microdureza da ferrita das amostras em estudo, pode-se concluir que os elevados valores de limite de resistência e escoamento do material como recebido são devidos ao alto grau de encruamento proveniente do processo de laminação ao qual foi submetido. Em função disso, a partir dessa constatação, o material como recebido, USI-00, não será mais considerado para efeito das análises e discussão deste trabalho.

7.3 Influência da microestrutura nos parâmetros de ductilidade

A figura 80 apresenta a variação do alongamento total e do alongamento uniforme com a fração em volume de martensita. Ambos os parâmetros diminuem com o aumento da fração de martensita, porém com aspectos distintos. Enquanto na faixa de variação entre 18 e 26% de fração em volume de martensita o alongamento uniforme praticamente não variou, o alongamento total varia linearmente por toda a faixa de fração em volume de martensita estudada.

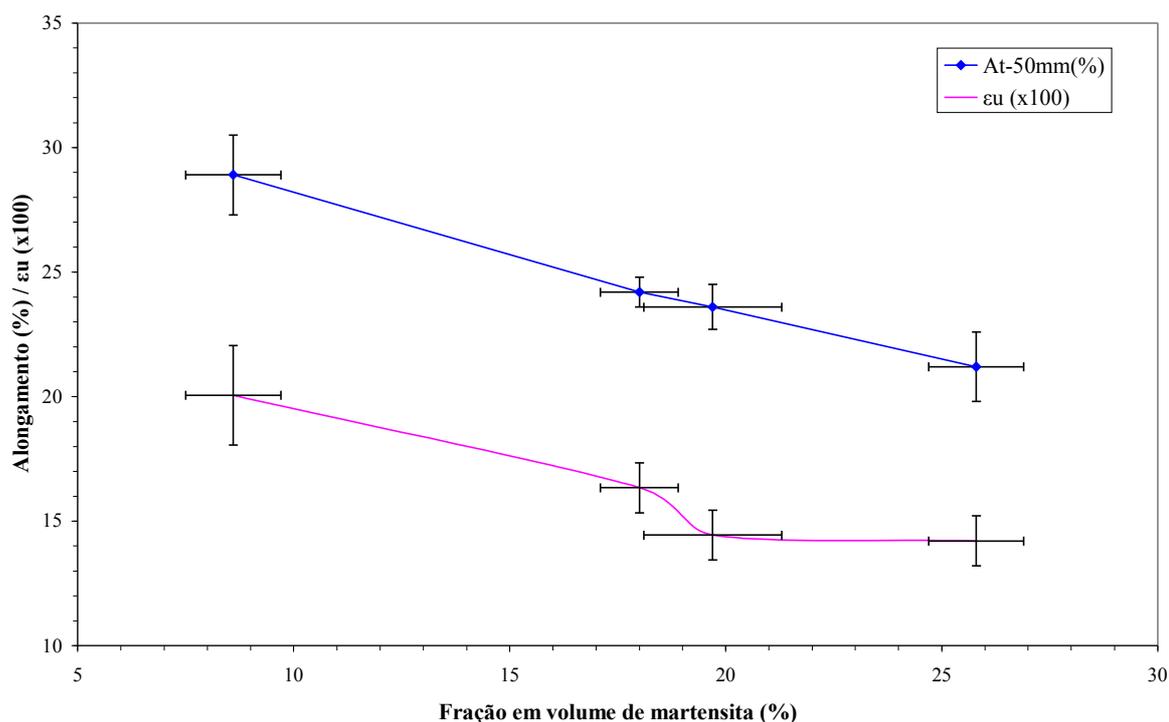


Figura 80 – Variação do alongamento total e uniforme com a fração de martensita do aço bifásico em estudo.

Considerando o alongamento total, o estágio 3 de deformação é alcançado, e deste modo ambas as fases se deformam plasticamente. Quanto mais fração em volume de martensita menor será o alongamento total, pois mais difícil torna-se o ajuste plástico entre matriz ferrita e ilhas de martensita. Já para o alongamento uniforme, conforme a fase dúctil se deforma ocorre um aumento de descontinuidade plástica entre a deformação das duas fases (ferrita e martensita) que gera tensões internas, que fazem com que a fase dura inicie sua deformação com uma tensão menor que a sua tensão de escoamento. Portanto, o aumento de 18 a 26% de fração em volume de martensita não é prejudicial ao alongamento uniforme que está relacionado ao processo de estampagem desse aço, pois as tensões internas geradas pela descontinuidade plástica entre as duas fases promoveram o início da deformação plástica da

fase dura com uma tensão mais baixa, pois quanto maior a fração em volume de martensita o carbono estará mais diluído. Já o alongamento total é afetado negativamente, parâmetro esse que influenciaria a tenacidade do material.

A figura 81 apresenta a variação do expoente de encruamento com a fração em volume de martensita, segundo o critério de Hollomon.

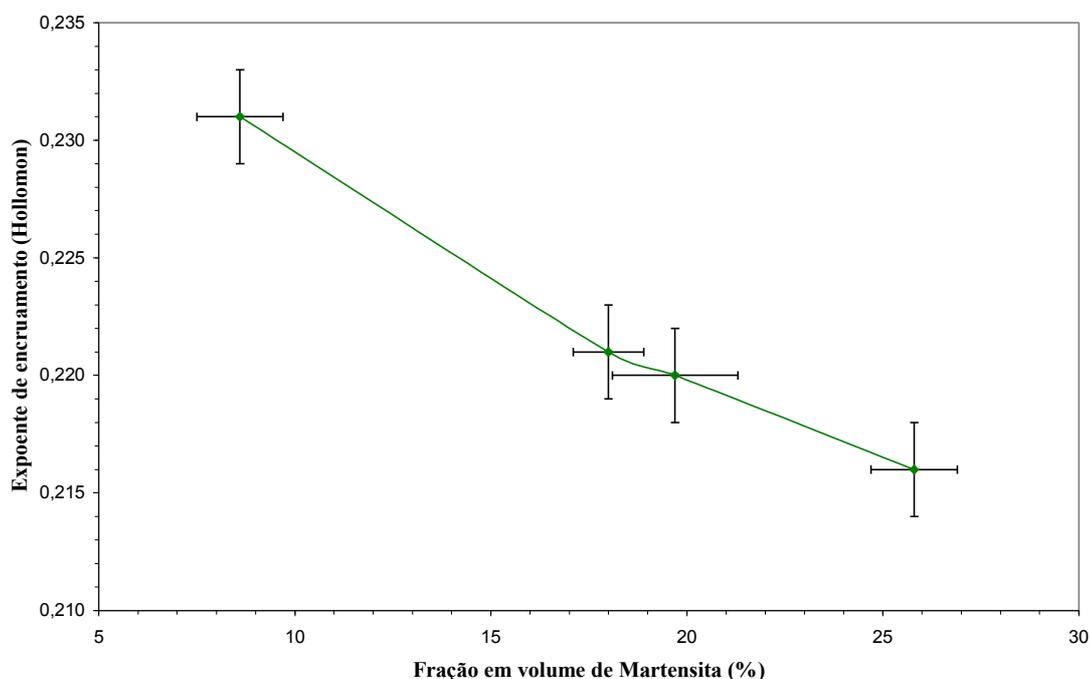


Figura 81 – Variação do expoente de encruamento com a fração de martensita, segundo o critério de Hollomon.

O comportamento de endurecimento por deformação, ou encruamento, é geralmente atribuído como resultado do empilhamento de discordâncias na interface ferrita – martensita. Essas discordâncias são geradas devido à expansão volumétrica da martensita, na transformação da austenita. Portanto, quanto maior a fração em volume de martensita, maior será a densidade de discordâncias na interface ferrita – martensita e menor será o expoente de encruamento. Alguns investigadores examinaram a variação de “n” com a fração em volume de martensita. Por exemplo, Davis e Magee (apud KUMAR, 2007) reportam valores de “n” - expoente de encruamento, segundo o critério de Hollomon, variando de 0,28 a 0,09, quando a fração em volume de martensita aumenta de 10 para 80%. Cribb e Rigsbee (apud KUMAR, 2007) mostram que “n” varia de 0,25 a 0,14 com a fração de martensita aumentando de 15 a 50%. No presente trabalho, “n” varia de 0,23 a 0,21 para um aumento de fração em volume de martensita de 10 a 25%, portanto, estando de acordo com as pesquisas mencionadas anteriormente. A figura 82 ilustra a variação do expoente de encruamento do presente trabalho em comparação com os valores dos pesquisadores mencionados anteriormente.

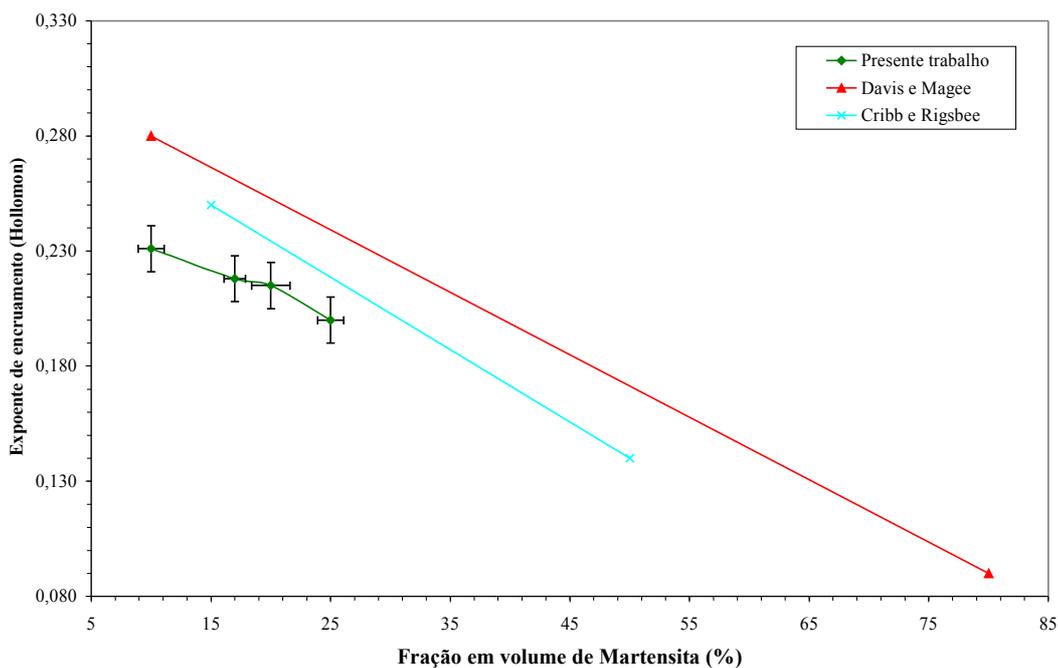


Figura 82 – Comparativo do expoente de encruamento versus fração em martensita entre o presente trabalho e pesquisas da literatura.

Como se sabe, se um material obedecer integralmente à equação de Hollomon (equação 15), verifica-se que a deformação uniforme é numericamente igual ao expoente de encruamento. A figura 83 apresenta um comparativo entre esses dois parâmetros, para o aço bifásico do presente trabalho.

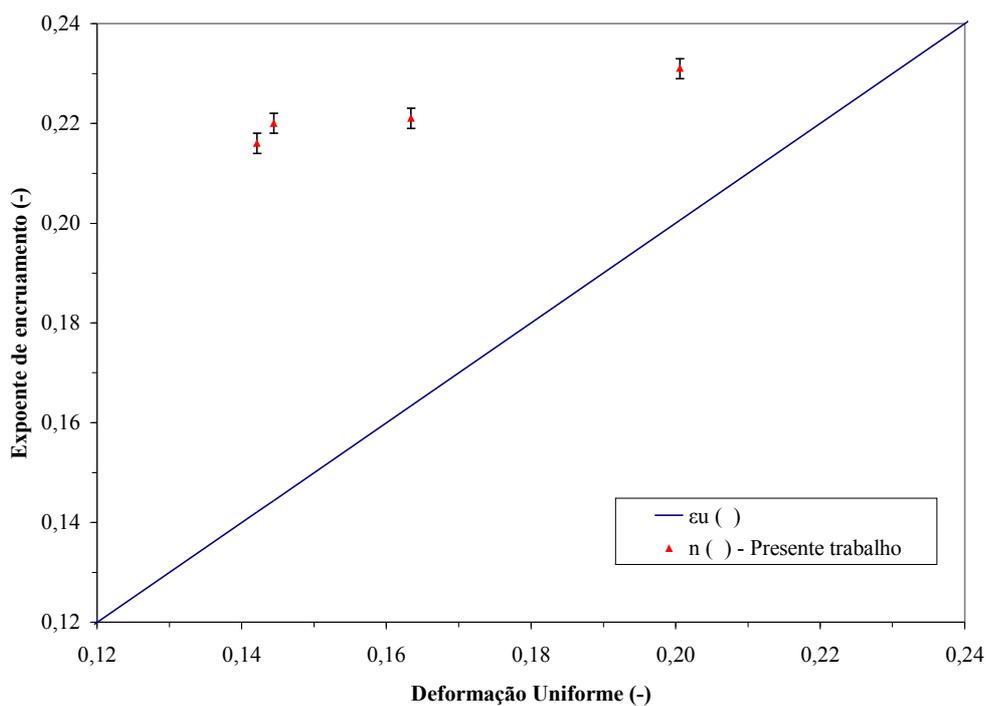


Figura 83 – Comparação entre o expoente de encruamento e o alongamento uniforme do aço bifásico em estudo.

Observa-se que os valores do expoente de encruamento são maiores que os valores do alongamento uniforme. Esse comportamento é semelhante ao trabalho realizado por Kumar et al. (KUMAR et al., 2007), conforme é mostrado na figura 84, que também exhibe valores de expoente de encruamento maiores que do alongamento uniforme, mostrando uma mesma tendência ao do presente trabalho.

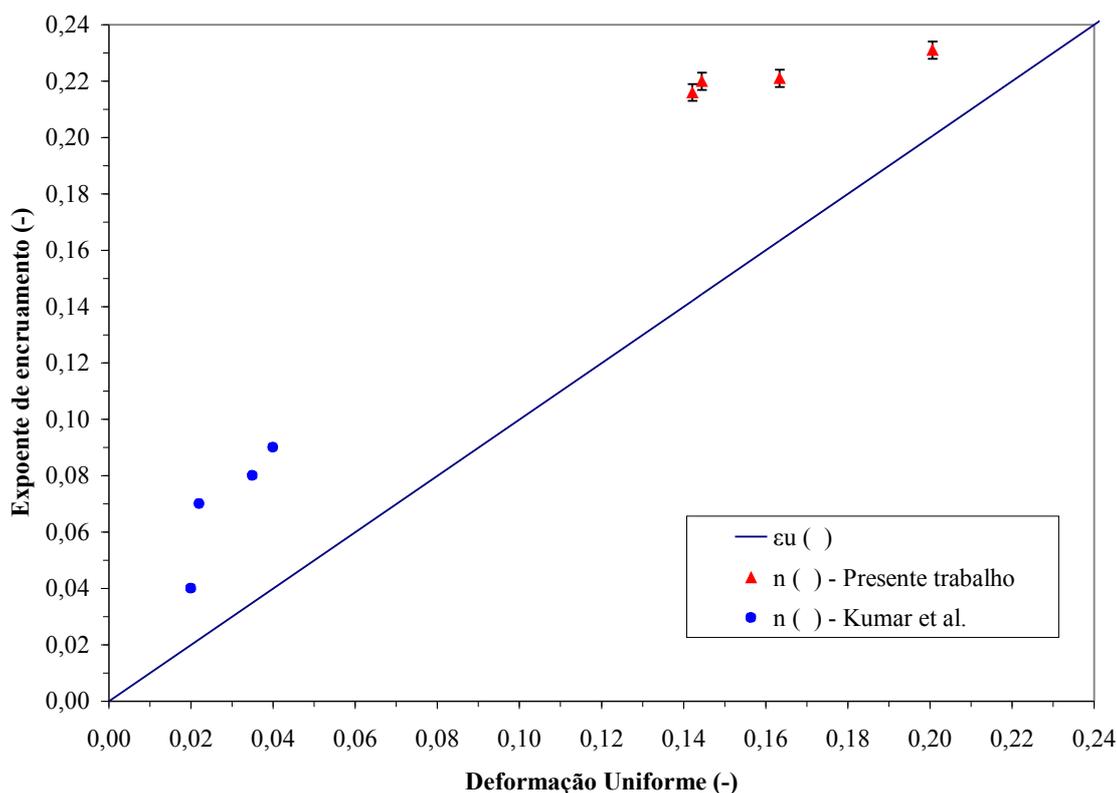


Figura 84 – Comparativo mostrando o alongamento uniforme versus expoente de encruamento do presente trabalho em relação aos resultados obtidos por Kumar et al. (Kumar et al., 2007).

Esse efeito é atribuído, principalmente, a incompatibilidade plástica entre as fases ferrita e martensita, que é a responsável, em primeira instância, pelo encruamento nos aços bifásicos. Pode-se dizer que, para um aço bifásico, o encruamento da ferrita na presença de uma segunda fase dura, a martensita, é substancialmente maior que aquele sofrido pela ferrita isoladamente, para a mesma quantidade de deformação, daí valores de “n” maiores que “ ϵ_u ” para o aço bifásico (LONGO et al., 1984).

A figura 85 apresenta a variação do expoente de encruamento com a fração em volume de martensita, segundo critério o de Ludwik. Observa-se que o expoente de encruamento diminui com o aumento da fração em volume de martensita, isso tanto para o critério de Ludwik, como para o critério de Hollomon (figura 81). Portanto quanto maior a porcentagem

de martensita no aço bifásico menor o valor de “n”, ou seja, menor é a taxa na qual o material encrua.

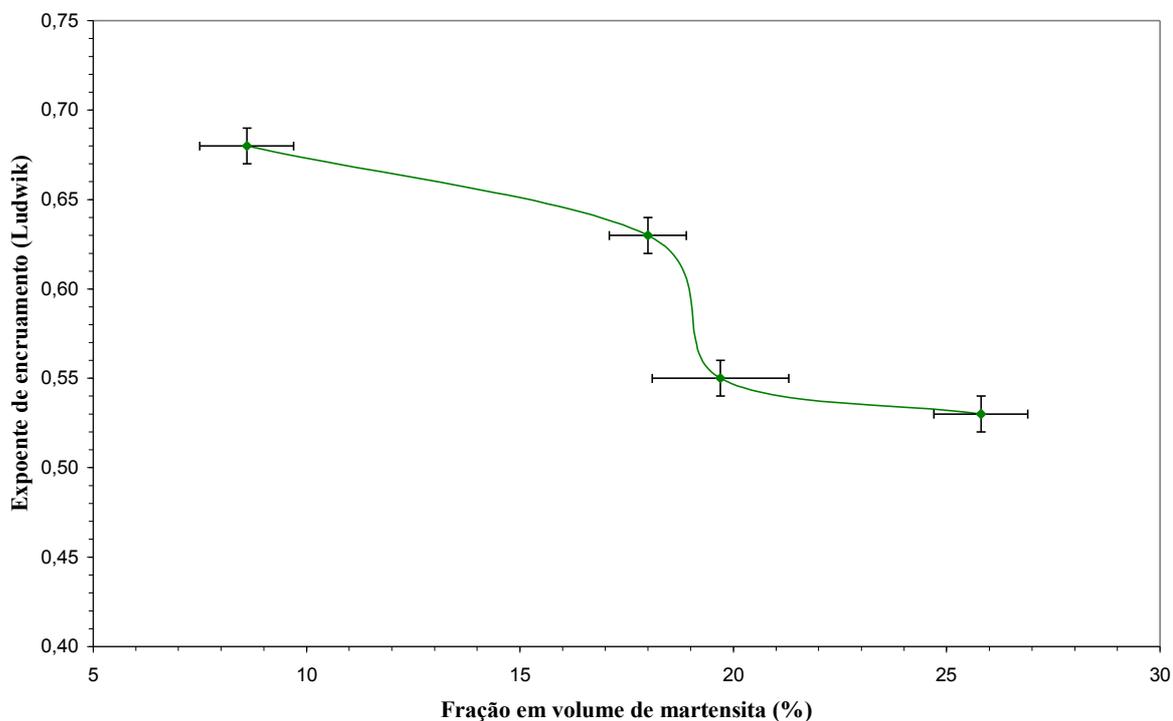


Figura 85 – Variação do expoente de encruamento com a fração de martensita segundo o critério de Ludwik.

Outro aspecto importante é que para o aço do presente trabalho observa-se a inexistência de um duplo “n”, como mostram as curvas das figuras 41 e 49. Não fica constatada dupla inclinação nessas curvas, sendo que o fator de correlação, R^2 , fica bem próximo a 1,0 quando comparadas com a função linear.

7.4 Análise de Hollomon e análise de Ludwik

Com o objetivo de se verificar qual método de análise (Hollomon e Ludwik) descreve de maneira mais eficiente o comportamento de deformação plástica do aço bifásico do presente trabalho, elaborou-se o diagrama de tensão verdadeira por deformação plástica verdadeira obtida no ensaio de tração. Sobrepondo-se a ela traçaram-se as curvas de tensão verdadeira por deformação plástica verdadeira utilizando-se as equações de Hollomon (equação 15) e de Ludwik (equação 19), como mostra a figura 86, para a amostra USI-02.

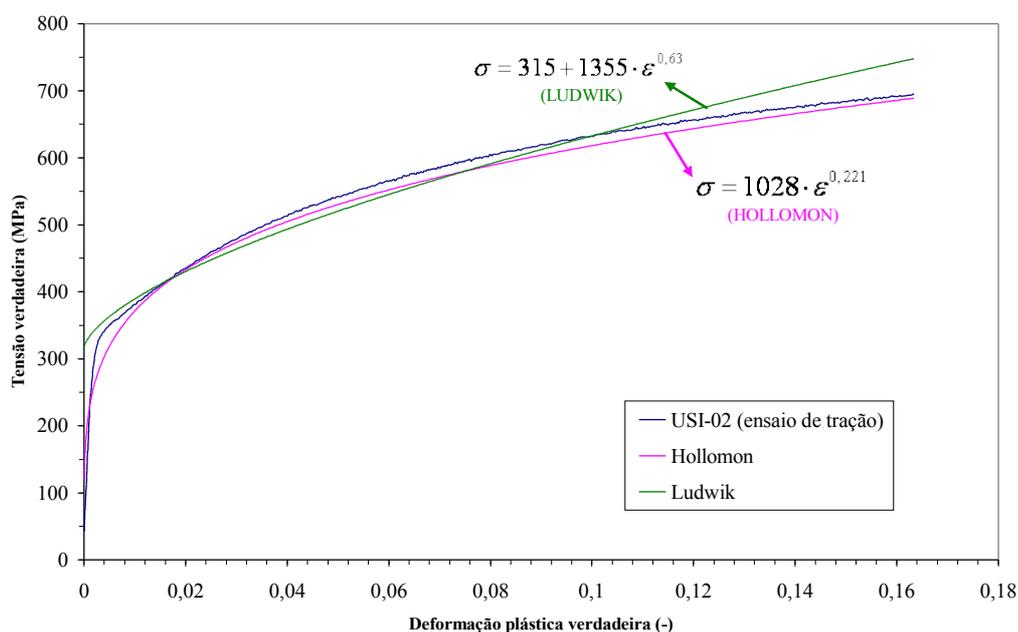


Figura 86 – Tensão verdadeira por deformação plástica verdadeira obtida do ensaio de tração, e sobreposta às curvas obtidas pelas análises de Hollomon e Ludwik.

Verifica-se, pela figura 86, que ambos os critérios descrevem o comportamento de deformação plástica do aço bifásico do presente estudo com boa precisão, pois as curvas de Hollomon e Ludwik ficam bem próximas à curva obtida no ensaio de tração. Fazendo o coeficiente de correlação, R^2 , entre os valores de tensão verdadeira obtidos pelo ensaio de tração e os valores calculados pela equação de Hollomon e de Ludwik, obtêm-se valores de “ R^2 ” de 0,99 e 0,95 respectivamente, o que mostra a ótima aproximação de ambas as análises. Resultados semelhantes são obtidos para as demais condições em estudo. Portanto, apesar de valores diferentes de expoente de encruamento e coeficiente de resistência, conclui-se que são métodos equivalentes. Ainda pode-se dizer que o critério de Hollomon é o mais usual por ser matematicamente mais fácil de trabalhar e também porque seus parâmetros são encontrados mais comumente na literatura.

7.5 Influência da microestrutura nos parâmetros de tenacidade

Para efeito comparativo são apresentadas, na figura 87, as curvas de energia absorvida em função da temperatura de ensaio, ajustadas pelo método de tangente hiperbólica (equação 22), para todas as amostras estudadas, tanto a amostra do material como recebido e também as amostras tratadas termicamente. Observa-se que o material como recebido (USI-00) possui o menor valor de energia de patamar superior, apresentando característica de fratura frágil. Isso ocorre porque esse comportamento de fratura frágil está relacionado à ausência de deformação plástica, o que pode ser observado para o material como recebido, devido ao fato desse material apresentar um alto encruamento sofrido pelo processo de laminação, como demonstrado no item 7.2. Já o material USI-01 (tratado termicamente na temperatura mais baixa – 715°C) possui o maior valor de energia de patamar superior.

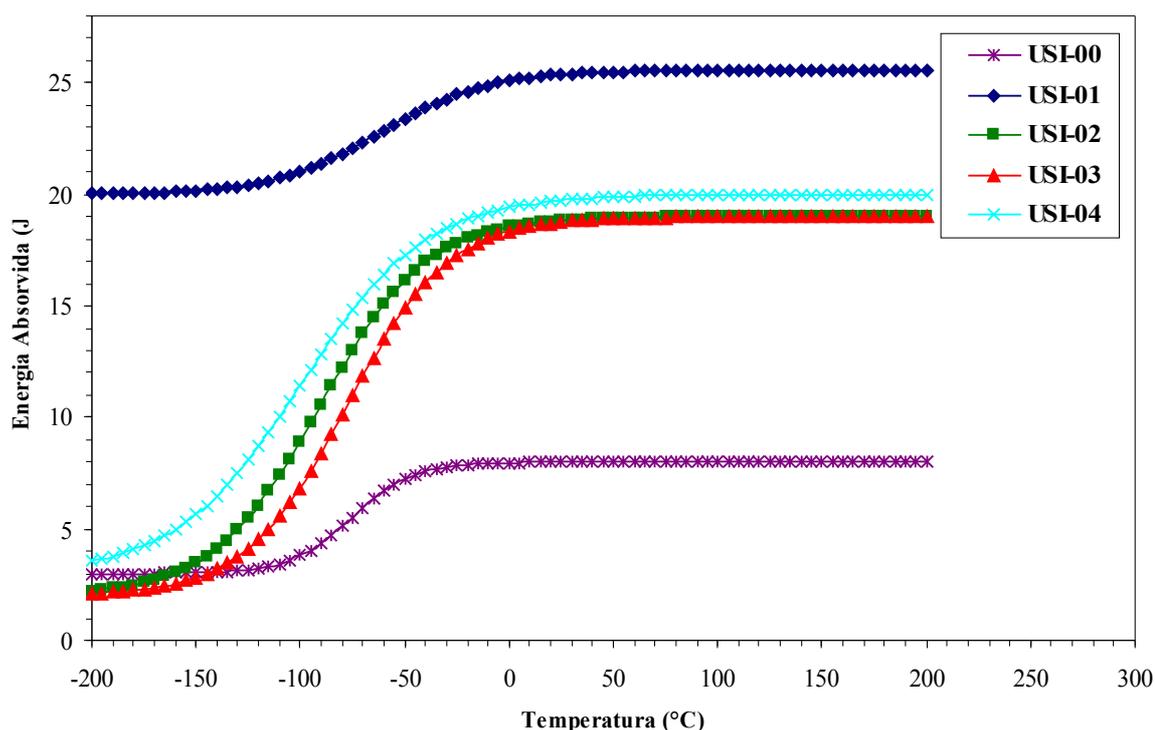


Figura 87 – curvas de impacto ajustada pelo método de tangente hiperbólica.

Além disso, o material USI-01 apresenta um alto valor de energia de patamar inferior, muito superior às outras amostras. Como esse aço foi tratado na menor temperatura de recozimento intercrítico, o teor de carbono na martensita é maior. Sabe-se que quanto mais carbono, mais difícil é completar a transformação martensítica, pois as temperaturas de início

e fim de transformação diminuem. Conclui-se que para a amostra USI-01 há a possível presença de austenita retida, austenita que não se transformou, e a tenacidade foi melhorada por plasticidade induzida por transformação exibindo assim valores de energia de patamar inferior maiores que as demais amostras.

A figura 88 apresenta a variação da energia absorvida (patamar superior) em função da fração em volume de martensita.

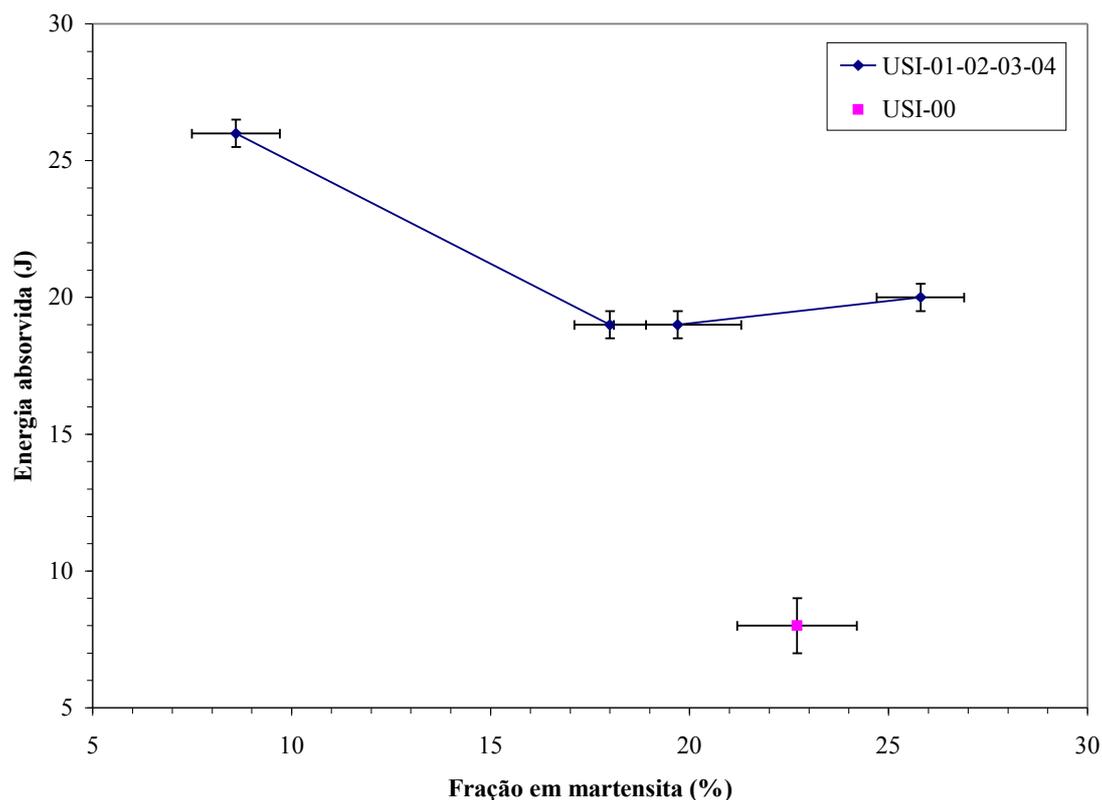


Figura 88 – Variação da energia absorvida no ensaio de impacto em relação à fração em volume de martensita.

Verifica-se que o material com menor fração em volume de martensita (8,6%) apresenta o maior valor de energia absorvida de patamar superior, enquanto os demais materiais tratados termicamente não apresentam alteração mesmo aumentando a fração em volume de martensita na faixa que varia de 18 a 26%. Já o material como recebido, mesmo com fração de martensita dentro da faixa estudada (22%), apresenta um valor de energia absorvida muito inferior aos demais materiais que foram tratadas termicamente. Como já foi comentado, isto é consequência do encruamento presente na amostra que está relacionado à baixa capacidade de deformação plástica.

Outra medida de tenacidade, obtida do ensaio de tração, é a relação entre o limite de resistência e o alongamento total ($LR \times At-50$), que indica de modo aproximado o trabalho de

deformação plástica no ensaio de tração, e que pode ser comparado com a energia de patamar superior, que é obtida pelo ensaio de impacto. A tabela 12 ilustra esse comparativo para os materiais tratados termicamente.

Tabela 12: Comparativo de medidas de tenacidade do ensaio de impacto e do ensaio de tração.

Identificação das amostras	Energia de patamar superior - ensaio de impacto (J)	Relação LR x At-50 - ensaio de tração (J/mm ³)
USI-01	26	16,7
USI-02	19	14,3
USI-03	19	14,7
USI-04	20	13,8

Verifica-se que tanto pelo ensaio de impacto, como pelo ensaio de tração, o material com melhor tenacidade é o material USI-01 e que os outros materiais apresentam pouca variação nos valores de energia de patamar superior ou de relação LR x At-50, o que evidencia, mais uma vez, a possibilidade de se ter austenita retida na amostra USI-01.

A figura 89 apresenta a variação da temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) em relação à fração em volume de martensita e a figura 90 apresenta a variação da TTDF com o teor de carbono na martensita.

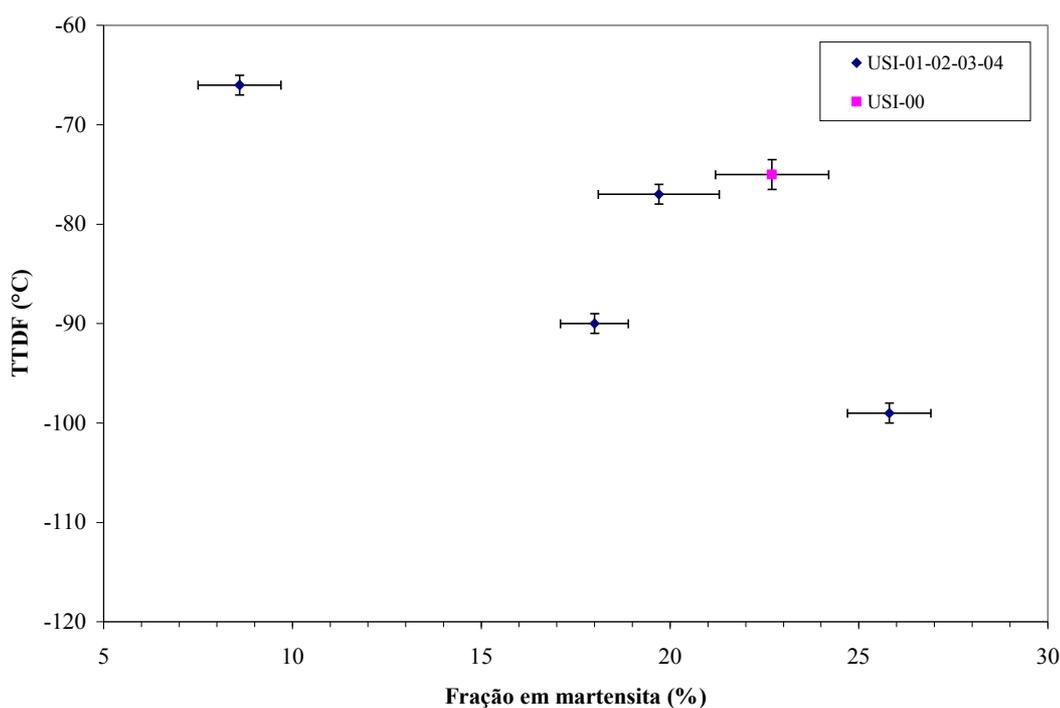


Figura 89 – Variação da TTDF do ensaio de impacto em relação à fração em volume de martensita.

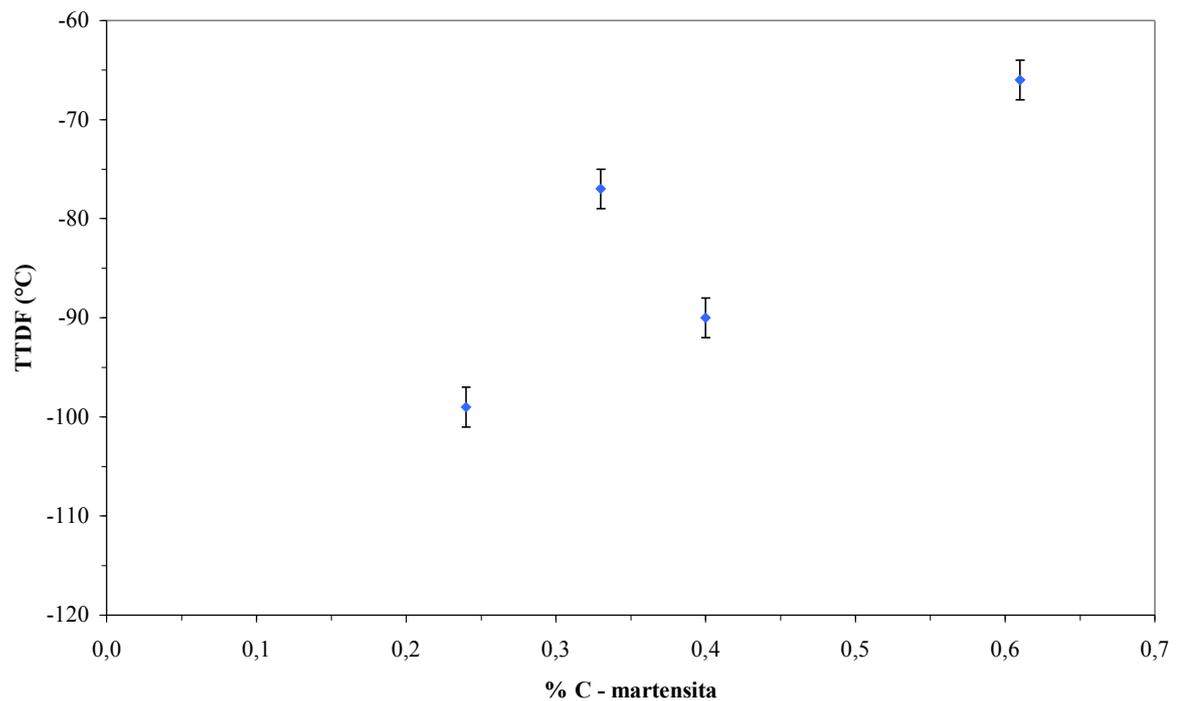


Figura 90 – Variação da TTDF do ensaio de impacto em relação ao teor de carbono na martensita.

Não é possível verificar nenhuma tendência da TTDF em relação à fração em volume de martensita, bem como em relação ao teor de carbono na martensita. Verifica-se, ainda, que os valores encontrados para os materiais tratados termicamente estão muito próximos, sendo que o maior valor é de -66°C estando de acordo com pesquisas já realizadas. Isso implica que a fração de martensita e o teor de carbono nesta fase presente na microestrutura do aço bifásico não provocam influência alguma neste parâmetro.

7.6 Avaliação de desempenho

Com o objetivo de se avaliar qual dos quatro materiais tratados termicamente (USI-01, USI-02, USI-03 e USI-04) seria o mais recomendado para a aplicação a qual o aço bifásico é destinado, em particular para a indústria automobilística (foco principal desta investigação), são elaborados dois cenários. O cenário A considera as propriedades mecânicas relacionadas a requisitos de projeto e o cenário B, a requisitos de segurança, e estão apresentados nas tabelas 13 e 14:

Cenário A:

1. Limite de escoamento: propriedade mecânica que deve ser maximizada no intuito de reduzir peso na fabricação dos automóveis.
2. Expoente de encruamento: parâmetro que descreve a taxa a qual o material encrua e também relacionado à estampagem do aço bifásico.
3. Alongamento uniforme: parâmetro importante relacionado à estampagem do aço bifásico.

Cenário B:

1. Limite de escoamento: propriedade mecânica que deve ser maximizada no intuito de aumentar a capacidade de carga das estruturas dos automóveis, evitando colapso plástico.
2. Energia absorvida de patamar superior: parâmetro relacionado à tenacidade do aço bifásico, propriedade mecânica importante.
3. Limite de resistência x Alongamento total: relação fundamental que é esperada nos aços bifásicos, em especial para a utilização na indústria automobilística.

A partir das três propriedades relacionadas, para cada tabela, utilizaram-se comparações quantitativas dos materiais tratados termicamente, por meio de índices de desempenho. Como no caso de todas as propriedades relacionadas é desejado o máximo valor, é utilizado o índice de desempenho conforme apresentado pela equação 24:

$$\delta = \frac{P}{MaxP} \quad (24)$$

em que:

δ : é o índice de desempenho a ser comparado;

P: é o valor numérico da propriedade a ser comparada;

Max P: é o máximo valor numérico da propriedade a ser comparada na mesma categoria.

Fazendo o cálculo para as três propriedades relacionadas em cada critério de comparação são encontrados os resultados apresentado nas tabelas 13 e 14.

O resultado final (RF) é a média aritmética dos índices de desempenho entre as três propriedades estudadas de cada tabela, de acordo com a equação 25. O material escolhido é aquele que resulta no melhor desempenho (ou seja, o maior valor de RF) analisando-se os dois cenários:

$$RF = \frac{\delta_A + \delta_B + \delta_C}{3} \quad (25)$$

Tabela 13: Avaliação das amostras tratadas termicamente segundo as propriedades mecânicas do cenário A.

Item	Propriedade / Amostra	USI-01	USI-02	USI-03	USI-04
1	Limite de escoamento (MPa)	318	336	340	346
	δA	0,92	0,97	0,98	1,00
2	Expoente de encruamento (-)	0,231	0,221	0,220	0,216
	δB	1,00	0,96	0,95	0,94
3	Alongamento uniforme (%)	20,1	16,2	14,4	14,2
	δC	1,00	0,81	0,72	0,71
Resultado Final		0,97	0,91	0,88	0,88
		1°	2°	3°	4°

Tabela 14: Avaliação das amostras tratadas termicamente segundo as propriedades mecânicas do cenário B.

Item	Propriedade / Amostra	USI-01	USI-02	USI-03	USI-04
1	Limite de escoamento (MPa)	318	336	340	346
	δA	0,92	0,97	0,98	1,00
2	Energia absorvida (J)	26	19	19	20
	δB	1,00	0,73	0,73	0,77
3	LR x At-50mm (J/mm³)	16,7	14,3	14,7	13,8
	δC	1,00	0,86	0,88	0,83
Resultado Final		0,97	0,85	0,86	0,87
		1°	4°	3°	2°

Conclui-se que o material USI-01 (material tratado na temperatura mais baixa de recozimento intercrítico entre todas as amostras – 715°C) apresenta o melhor índice de desempenho, para os dois critérios de comparação propostos, tanto sob o aspecto de projeto (cenário A) como sob o aspecto de segurança (cenário B), sendo então o material recomendado numa possível aplicação. Apesar de esse material apresentar o menor valor de limite de escoamento (318 MPa), ele continua sendo o material recomendado, pois a diferença em relação à amostra de maior valor de limite de escoamento não é significativa. Ele ainda apresenta os maiores valores em relação às outras propriedades, que avaliam a taxa de encruamento, a ductilidade, a estampagem e a tenacidade do aço bifásico, e que também são características importantes que se espera desse aço para a aplicação na indústria automobilística, em especial.

8 CONCLUSÕES

Do presente trabalho pode se concluir que o limite de resistência do aço, nas diferentes condições de estudo, não varia linearmente com a fração em volume de martensita apresentando duas inclinações. Além da fração em martensita esse parâmetro é fortemente impactado pelo teor de carbono na martensita e, portanto, não obedecendo totalmente à lei da mistura. Isso ocorre porque o limite de resistência, para o aço bifásico, é função desses dois parâmetros: fração em volume de martensita e sua resistência, que é muito sensível ao seu teor de carbono. Esses parâmetros possuem características inversas em relação à temperatura de recozimento intercrítico, ou seja, quanto maior a temperatura maior a fração em volume de martensita e menor seu teor de carbono.

Já o limite de escoamento do aço, nas diferentes condições de estudo, é afetado apenas pela fração em martensita e, sendo muito pouco afetado pelo teor de carbono na martensita, portanto apresenta variação linear, obedecendo à lei da mistura. Isso ocorre porque, para a faixa de temperaturas de recozimento estudadas, o limite de escoamento é função apenas da fração em volume de martensita.

Tanto a análise de Hollomon quanto a de Ludwik apresentam o mesmo comportamento para o expoente de encruamento (n) e coeficiente de resistência (K), ou seja, diminuição de “ n ” e aumento de “ K ” com o aumento da fração em volume de martensita, estando de acordo com a teoria da plasticidade e pesquisas já realizadas. Além disso, ambos os critérios descrevem o comportamento de deformação plástica do aço bifásico do presente trabalho com uma boa precisão, sendo equivalentes apesar de numericamente diferentes.

Os valores de energia absorvida e TTDF estão de acordo com as pesquisas realizadas para esse tipo de aço, sendo que a TTDF aponta valores abaixo de -66°C para todas as amostras e não mostra dependência com a microestrutura. Já a tenacidade, representada pela energia absorvida de patamar superior, do aço tratado termicamente a 715°C (USI-01) é a de maior valor comparativamente aos outros aços tratados termicamente. Estes por sua vez apresentam valores bem próximos de energia de patamar superior. Isto porque há a possível presença de austenita retida, na amostra USI-01, e sua tenacidade é melhorada por plasticidade induzida por transformação, exibindo valores de energia de patamar superior maiores que as outras amostras.

A ferramenta computacional do Thermo-Calc[®] mostra-se muito eficaz na obtenção de dados e parâmetros que auxiliam o processamento do aço bifásico; porém devem ser feitos ajustes, pois o programa considera equilíbrio termodinâmico e no processamento do aço

bifásico nem sempre o tempo de tratamento ou processamento será suficiente para que se tenha esse equilíbrio termodinâmico.

Dentre as quatro amostras tratadas termicamente, a amostra USI-01 apresenta o melhor índice de desempenho considerando propriedades mecânicas fundamentais, quando analisados critérios de projeto e critérios de segurança, sendo, portanto, o material recomendado para a aplicação a qual se destina, em especial, na indústria automobilística.

9 SUGESTÕES PARA NOVOS TRABALHOS

Em face aos resultados obtidos e das conclusões formuladas, o autor apresenta as seguintes linhas de pesquisa como sugestões para trabalhos futuros:

- a. Para o material de melhor desempenho, a amostra USI-01, avaliar o comportamento mecânico alterando a taxa de resfriamento, e para diferentes tempos de recozimento.
- b. Avaliar o comportamento mecânico para as mesmas condições de tratamento, porém variando a composição química de um dos elementos de liga do aço bifásico do presente trabalho, como por exemplo, do silício.
- c. Estudar as características de envelhecimento para o aço do presente trabalho, nas temperaturas de tratamento definidas, e sua influência nas propriedades mecânicas.
- d. Estudar o comportamento para o material de melhor desempenho, a amostra USI-01, quanto à fadiga.
- e. Avaliar o comportamento do aço estudado, para as condições de tratamento, quanto à estampagem.
- f. Estudar o efeito das discordâncias no comportamento mecânico do aço bifásico do presente trabalho.

10. CONGRESSOS E SEMINÁRIOS

Este trabalho fará parte do 64º congresso anual da ABM sob o código 14680 na categoria de “Desenvolvimento, adequação e aplicação de produtos metálicos ferrosos”, a realizar-se nos dias 13 a 17 de julho de 2009, em Belo Horizonte.

FORGAS, A.; MAGNABOSCO, R. Influência da temperatura de recozimento intercrítico no comportamento mecânico de um aço bifásico baixo carbono. 64º CONGRESSO ANUAL DA ABM. Belo Horizonte - Brasil, 2009.

REFERÊNCIAS

- AKBARPOUR, M. R.; EKRAMI, A. Effect of ferrite volume fraction on work hardening behavior of high bainite dual phase (DP) steels. **Material Science & Engineering. A** (2007), doi: 10.1016/j.msea. 2007.05.051.
- ASTM E 112-96. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. **ASTM – American Society for Testing and Materials**. Philadelphia, USA, 1996.
- ASTM E 23-02. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. **ASTM – American Society for Testing and Materials**. Philadelphia, USA, 2002.
- ASTM E 562-02. Standard Recommended Practice for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. **ASTM – American Society for Testing and Materials**. Philadelphia, USA, 2002.
- ASTM E 646-00. Standard Test Methods for Tensile-Strain Hardening Exponent (n-Values) of Metallic Sheets Materials. **ASTM – American Society for Testing and Materials**. Philadelphia, USA, 2000.
- ASTM E 8M-04. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. **ASTM – American Society for Testing and Materials**. Philadelphia, USA, 2004.
- BAG, A.; RAY, K.K.; DWARAKADASA, E.S. Fundamentals of Dual-phase steels. **Metallurgical Transaction. A**. 30A p. 1193-1202, USA, 1999.
- BAKKALOGLU, A. Mechanical properties of 16MnCr5 steel after dual-phase tempering heat treatment. **Carl Hanser Verlag, Munchen, Prakt. Metallogr.** 33; p. 146-153, 1996.
- BRAZ et al. Desenvolvimento e Aplicações dos Aços Dual-phase. In: 61º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2006, Rio de Janeiro. **Anais eletrônicos**. Rio de Janeiro, 2006. CD-ROM.
- CENTRO UNIVERSITÁRIO DA FEI. Centro de computação – CCI. **Programa Thermo-Calc**. Disponível em: <U:\Thermo-Calc>. Acesso em: 01.10.2008.

CHAO, Y. J.; WARD, J.D.; SANDS, R.G. Charpy impact energy, fracture toughness and ductile-brittle transition temperature of dual-phase 590 steel. **Materials and Design**. 28 (2007), p. 551-557, 2005.

COTTREL, A. **Theoretical Structural Metallurgy**. Edward Arnold. p. 241-244. London, 1959.

CRIBB, W. R.; RIGSBEE, J. M. Structure and properties of dual-phase steels. **AIME**. New York, 1979.

DAVIS, R. M.; MAGEE, C. L. Dual-phase and cold processing vanadium steels in the automobile industry. **Vanitec**. Berlin, 1978.

DEMIR, B.; ERDOGAN, M. The hardenability of austenite with different alloy content and dispersion in dual-phase steels. **Journal of Materials Processing Technology**. 208, p. 75-84, 2007.

DIETER G. E. **Mechanical Metallurgy**. 3. ed. UK: McGraw-Hill Book Company, 1988.

EL-SESY, I. A.; EL-BARADIE, Z. M. Influence carbon and/or iron carbide on the structure and properties of dual-phase steels. **Materials Letters** 57; p. 580-585, 2002.

EIRCKSONKIRK, M.; SHAIKH, A. Insights and observations arising from curve-fitting the Charpy V-Notch and tensile data contained within the United States' light water reactor surveillance database. **Proceedings of PVP2008-61650 ASME 2008 Pressure Vessels and Piping Division Conference**. Chicago-Illinois, USA, 2008.

FERREIRA, L. J.; TEPEDINO, J.O.A. Avaliação da conformabilidade em estampagem de aço Dual-phase da classe de 590 MPa. In: 63° CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2008. **Anais eletrônicos**. Santos, 2008. CD-ROM.

HANSEN, S. S.; PRADHAN, R. R. Structure / Properties relationships and continuous yielding behavior in dual-phase steels. **Fundamentals of Dual-phase steels**, USA, s. 1, p. 113-114, Feb. 1981.

HOLLOMON, J. Tensile Deformation. **AIME Transaction**. 162, p. 268-290. New York, 1945.

HONEYCOMBE, R. W. K. **Aços: Microestrutura e Propriedades**. Lisboa, Portugal: Fundação Calouste Gulbenkian, 1982.

HUME-ROTHERY, W. **Estrutura das Ligas de Ferro**. São Paulo, Brasil: Editora Edgard Blücher LTDA, 1968.

HÜPER, T. et al. Effect of volume fraction of constituent phases on the stress-strain relationship of dual phase steels. **ISIJ International**. v.39, No. 3, p.288-294, 1999.

KATO, T. et al. Development of as hot rolled dual phase steel sheet. **Fundamentals of Dual-phase steels**, USA, s. 1, p. 199-220, Feb. 1981.

KUMAR, A.; SINGH, S. B.; RAY, K. K. Influence of bainite/martensite-content on tensile properties of low carbon dual-phase steel. **Material Science & Engineering**. A (2007), doi: 10.1016/j.msea. 2007.05.007.

KUVIN, B.; So much information, so little time. **Metforming magazine**.V.41, N. 7, p. 44-45, 2007.

LONGO, W.; JARDIM, O.; CHAWLA, K.; MONTEIRO, S. Influência do revenido e do envelhecimento nas propriedades mecânicas de aço bifásico ao carbono. 39º CONGRESSO ANUAL DA ABM, p.293-309. Belo Horizonte - Brasil, 1984

MAGNABOSCO, R.; LIBERTO, R. Endurecimento por Solução Sólida de Ligas de Cobre. **Revista Pesquisa e Tecnologia FEI**, São Bernardo do Campo, SP, v.26, p. 6-10, 2004.

MAGNABOSCO, R.; ROSSETO, L. C. Toughness of two HSLA steel sheets. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**. Vol. 25 no.2 Rio de Janeiro, 2003.

MATSUOKA, T.; TAKAHASHI, M.; OKAMOTO, A. Production of Cold-rolled Dual-phase Steel Sheet for Outer Panel. **Dual-phase and cold processing Vanadium Steels in the Automobile Industry**. VANITEC, Berlin, 1978.

MESSIEN P.; HERMAN J.C.; GRÉDAY T. Phase transformation and microstructures of intercritical annealed dual-phase sheets. **Fundamentals of Dual-phase steels**, USA, s. 1, p. 161-180, Feb. 1981.

OUCHI, C. Development of Steel Plates by Intensive Use of TMCP and Direct Quenching Processes. **ISIJ International**. v.41, No. 6, p. 542-553, 2001.

POTTER D.A.; EASTERLING K.E. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. 2. ed. New York: Taylor & Francis Group, 2004.

RAMOS, L. F.; MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G. **Metallurgical Transaction**. A10, p. 259-261, USA, 1979.

REED-HILL, Robert; ABBASCHIAN, Reza. **Physical Metallurgy Principles**. 3. ed. Boston: PWS Publishing Company, 1994.

RIZZO, F. Aços Avançados de Alta Resistência para Aplicações Automotivas. **Revista Metalurgia e Materiais**, São Paulo, SP, v. 22, p. 103-106, mar. 2005.

SAWAR, M.; PRIESTNER, R. Influence of ferrite – martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel. **Journal of Materials and Science**. V. 31; p-2091-2095, 1996.

SPEICH, G. R.; MILLER, R. L. Formation of Austenite during Intercritical Annealing. **Metallurgical Transactions**. 1980.

SPEICH, G. R. Physical Metallurgy of Dual-phase steel. **Fundamentals of Dual-phase steels**, USA, s. 1, p. 3-45, Feb. 1981.

SOUZA, Sérgio A. **Ensaaios Mecânicos de Materiais Metálicos**: Fundamentos Teóricos e Práticos. 5. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1982.

YANG, M.; CHAO, Y. J.; LI, X.; TAN, J. Splitting in Dual-phase 590 high strength steel plates Part. I. Mechanisms. **Materials Science and Engineering**. A 497, p. 451-461, 2008.

WYCLIFFE, P. A.; PURDY, G. R.; EMBURY, J. D. **Fundamentals of Dual-phase steels**, USA, s. 1, p. 59-83, Feb. 1981.