

**CENTRO UNIVERSITÁRIO DA FEI**

**PAULO KANEJI KODAMA**

**DETERMINAÇÃO DA REGIÃO INTERCRÍTICA PARA PRODUÇÃO DA  
MICROESTRUTURA FINAL DE AÇO BIFÁSICO**

São Bernardo do Campo

2008

PAULO KANEJI KODAMA

**DETERMINAÇÃO DA REGIÃO INTERCRÍTICA PARA PRODUÇÃO DA  
MICROESTRUTURA FINAL DE AÇO BIFÁSICO**

Trabalho de Conclusão de Curso, apresentado ao Centro Universitário da FEI, como parte dos requisitos necessários para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais, orientado pelo Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco.

São Bernardo do Campo

2008

Kodama, Paulo

A pesquisa científica: Determinação da Região Intercrítica para a  
Produção da Microestrutura Final de um Aço Bifásico./Paulo Kaneji  
Kodama – São Bernardo do Campo, 2008.

Trabalho de Conclusão de Curso – Centro Universitário da FEI.

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco.

**PAULO KANEJI KODAMA**

**DETERMINAÇÃO DA REGIÃO INTERCRÍTICA PARA PRODUÇÃO DA  
MICROESTRUTURA FINAL DE AÇO BIFÁSICO**

Trabalho de Conclusão de Curso – Centro Universitário da FEI

Comissão julgadora

---

Orientador e Presidente

---

Examinador (1)

---

Examinador (2)

São Bernardo do Campo

Data da aprovação

A Deus, aos meus pais, a minha noiva e minha família  
pela paciência nos finais de semana.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço a Deus, pela oportunidade de estudar e crescer como pessoa, por ter me ajudado a concluir o curso e preparado um futuro de expectativas promissoras.

Também ao Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco pela orientação e pela forma inspiradora na qual conduz sua profissão servindo de espelho a todos os alunos.

Gostaria de agradecer à Mangels Ind. Com. Ltda, em especial ao Mestre Luis Fernando Maffeis Martins por ter fornecido o suporte necessário para o desenvolvimento do projeto e por todas as aulas durante as tardes do estágio que contribuíram para meu desenvolvimento profissional.

Não poderia esquecer da minha família sempre presente em todos os momentos e meus amigos e colegas do trabalho e faculdade que de alguma forma contribuíram para a realização deste projeto.

## RESUMO

Um aço bifásico foi submetido a três metodologias distintas para se determinar de forma mais precisa as temperaturas A1 e A3. Foi realizada análise térmica de dilatométrica, que é sensível a variação de volume entre a transição de fases, simulação com o software *Thermocalc* gerando as frações de ferrita e austenita em função da temperatura, e por fim tratamento térmico entre 800°C e 900°C sob vácuo, seguido de estereologia quantitativa das fases. Os dados dilatométricos indicam forte influência da taxa de aquecimento / resfriamento. No entanto, os dados para baixas taxas de aquecimento indicam que as simulações pelo *ThermoCalc* são admissíveis, considerando a situação próxima ao equilíbrio. Essas simulações foram verificadas através da determinação da fração de ferrita e austenita, mostrando a eficiência do procedimento de determinação da região intercrítica. Após a caracterização uma amostra foi laminada a frio e tratada termicamente na região intercrítica com objetivo de atender as especificações solicitadas por um cliente da Mangels Ind. Com. Ltda.

Palavras-chave: análise térmica, aços bifásicos, tratamento térmico.

## ABSTRACT

Um aço bifásico foi submetido a três metodologias distintas para se determinar de forma mais precisa as temperaturas A1 e A3. Foi realizada análise térmica de dilatométrica, que é sensível a variação de volume entre a transição de fases, simulação com o software ThermoCalc gerando as frações de ferrita e austenita em função da temperatura, e por fim tratamento térmico entre 800°C e 900°C sob vácuo, seguido de estereologia quantitativa das fases. Os dados dilatométricos indicam forte influência da taxa de aquecimento / resfriamento. No entanto, os dados para baixas taxas de aquecimento indicam que as simulações pelo ThermoCalc são admissíveis, considerando a situação próxima ao equilíbrio. Essas simulações foram verificadas através da determinação da fração de ferrita e austenita, mostrando a eficiência do procedimento de determinação da região intercrítica. Após a caracterização uma amostra foi laminada a frio e tratada termicamente na região intercrítica com objetivo de atender as especificações solicitadas por um cliente da indústria.

Palavras-chave: análise térmica, aços bifásicos, tratamento térmico.



## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 –Composições típicas de aços dual-phase, % peso .....	16
Tabela 2 - Composição química (% em massa) do aço em estudo.....	24
Tabela 3 - Dados do material adquirido da USIMINAS .....	28
Tabela 4 - Dados da Ordem de Produção gerada para os testes com o aço Dual- Phase: 646022.. .....	28
Tabela 5- Plano de passes realizado na laminação de desbaste.....	30
Tabela 6 - Detalhamento dos parâmetros utilizados no forno de têmpera contínua.....	34
Tabela 7 – Tabela de temperaturas intercríticas (°C) do aço em estudo.....	35
Tabela 8 - Tabela de detalhamento do tamanho de grão ferrítico .....	40
Tabela 9 - Tabela de comparação da temperatura intercrítica para os métodos: dilatometria e software Thermocalc .....	42
Tabela 10 - Tabela de resultado das propriedades mecânicas da matéria-prima.....	45
Tabela 11 - Tabela de propriedades mecânicas do material encruado .....	46
Tabela 12 - Tabela de propriedades mecânicas da amostra 1.....	46
Tabela 13 - Propriedades mecânicas da amostra 2 após forno de recozimento continuo .....	48
Tabela 14 - Propriedades mecânicas apresentadas pela amostra 3.....	49

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Exemplo de aplicação dos aços AHSS (Advanced High Strength Steel) na estrutura de um automóvel. ....	13
Figura 2 - Microestrutura de um aço bifásico tratada termicamente a 880°C e posteriormente resfriada em água. Ataque Nital 2 %, matriz ferrítica com ilhas de martensita dispersas. ....	14
Figura 3 - Curva Tensão-Deformação para Aços de Alta resistência e baixa Liga com limite de escoamento de 340 e 550 MPa respectivamente e Aço Bifásico com 550 MPa de tensão limite de escoamento. ....	15
Figura 5 - Comparação da % de austenita retida presente para um aço bifásico. ....	20
Figura 6 - seção isotérmica de Fe-Mn-C a 740°C, mostrando os equilíbrios: verdadeiro e para-equilíbrio.....	21
Figura 7 - Evolução das propriedades mecânicas em função da % martensita presente num aço bifásico. ....	22
Figura 8 - Foto do dilatômetro presente no Laboratório de materiais cerâmicos do Centro Universitário da FEI. ....	25
Figura 10 - (a) Forno tubular Lindberg utilizado para realizar o tratamento térmico. (b) Politriz automática Struers Abramin utilizada para os procedimentos de lixamento e polimento – CDMatM-FEI. ....	26
Figura 11 - Microscópio LEICA DMLM e analisador de imagens – CDMatM –FEI. ....	27
Figura 12 - – Durômetro INSTRON utilizado para avaliar a dureza dos corpos de prova – Mangels Ind. Com. Ltda. ....	27
Figura 13 – Linha de recebimento de bobinas e Decapagem Mangels Ind. Com. Ltda. ....	29
Figura 14 – Posicionamento transversal das facas de corte que transformam a bobina em vários rolos. ....	30
Figura 15 – Foto do laminador situado na Mangels Ind. Com. Ltda – Divisão Aços. ....	30
Figura 16 – Descrição do forno de têmpera Mangels.....	31
Figura 17 – Ilustração do banho de metal fundido (Pb – Bi) utilizado no forno de têmpera contínuo Mangels. ....	32
Figura 18 – Ciclo térmico realizado no forno de têmpera. ....	32
Figura 19 – Gráfico de dilatométrica do aço em estudo contendo resultado dos 3 corpos de prova ensaiados com objetivo de avaliar as diferenças nas temperaturas devido o efeito da anisotropia. ....	35
Figura 21 - (a) amostra tratada termicamente a 800°C por 20 minutos, aumento de 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento de 500 X. Ambas com matriz ferrítica e ilhas de martensita dispersas. Ataque Nital 2% ~10 segundos com objetivo de evidenciar a martensita. ....	36
Figura 22 - (a) amostra tratada termicamente a 820°C por 20 minutos, aumento de 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento de 500 X. Ambas com microestrutura bifásica de ferrita / martensita. Aumento não significativo na quantidade de martensita formada.....	37
Figura 23 - Tratamento térmico intercrítico realizado a 840°C por 20 minutos. (a) aumento de 200 X (b) aumento de 500 X. ....	37
Figura 24 - (a) amostra tratada termicamente a 860°C por 20 minutos, aumento de 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento de 500 X. Ambas com matriz ferrítica e ilhas de martensita dispersas. ....	37
Figura 25 - (a) amostra tratada termicamente a 880°C por 20 minutos, aumento de 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento de 500 X. Aumento significativo no tamanho das partículas de martensita dispersas. ....	38

Figura 26 - (a) amostra tratada termicamente à 900°C por 20 minutos, aumento de 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento de 500 X. Microestrutura predominantemente martensítica, com pequenos grãos ferríticos dispersos. ....	38
Figura 27 – Ciclo de tratamento térmico intercrítico comparando os materiais realizados por 20 e 60 minutos acompanhado de suas respectivas microestruturas. ....	39
Figura 34 - (a) amostra da matéria-prima com estrutura bifásica proveniente de laminação controlada, aumento de 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento de 500 X. Ambas com microstrutura bifásica. ....	45
Figura 35 - amostra da matéria-prima com estrutura bifásica proveniente de laminação controlada, aumento de 1000 X. Ilhas de martensita dispersas e posicionadas no contorno de grão ferrítico. ....	45
Figura 36 - (a) amostra após laminação a frio, aumento desconhecido; (b) – idem amostra (a), aumento desconhecido . Ambas com microstrutura bifásica encruada devido a redução de 57% na qual o material foi submetido. ....	46
Figura 37 - (a) amostra após recozimento contínuo, aumento 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento 500X Ambas microestruturas apresentando matriz ferrítica e má distribuição da martensita revenida. ....	47
Figura 38 - amostra do recozimento contínuo com estrutura bifásica, aumento de 1000 X. Ilhas de martensita revenida dispersas e mau posicionadas devido ao tempo ou temperatura insuficientes. ....	47
Figura 39 - (a) amostra após recozimento contínuo, aumento 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento 500X . Ambas microestruturas apresentando matriz ferrítica e ilhas da martensita revenida. ....	48
Figura 40 - amostra do recozimento contínuo com estrutura bifásica, aumento de 1000 X. Ilhas de martensita revenida dispersas nos contorno de grão ferrítico. ....	48

## SUMÁRIO

1. OBJETIVO .....	12
2. INTRODUÇÃO TEÓRICA .....	12
2.1. Metalurgia física dos aços bifásicos .....	14
2.2. Técnicas de recozimento e composição química.....	15
2.3. Formação da austenita durante recozimento intercrítico.....	17
2.4. Transformação da Austenita após tratamento térmico intercrítico.....	18
2.5. Mudanças na ferrita durante recozimento intercrítico .....	20
2.6. Transformação contínua no resfriamento .....	21
2.7. Endurecimento e comportamento no escoamento .....	21
2.8. Tensões de escoamento e Resistência .....	22
2.9. Ductilidade .....	23
2.10. Têmpera .....	23
3. MATERIAIS E MÉTODOS – CARACTERIZAÇÃO DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA .....	24
3.1. Dilatometria.....	24
3.2. Tratamento Térmico Intercrítico .....	25
4. MATERIAIS E MÉTODOS – PROCESSAMENTO DO AÇO DUAL-PHASE.....	28
4.1. Decapagem: DC 100; .....	29
4.2. Laminação .....	30
4.3. Recozimento Contínuo .....	31
5. RESULTADOS EXPERIMENTAIS - CARACTERIZAÇÃO DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA .....	34
5.1. Curvas de Dilatometria A1/A3 .....	34
6. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS - CARACTERIZAÇÃO DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA .....	41
6.1. Comparação das temperaturas: dilatométrica / Thermocalc .....	41
7. RESULTADOS EXPERIMENTAIS - PROCESSAMENTO DO AÇO DUAL-PHASE ...	44
7.1. Resultado - Matéria-Prima .....	44
7.2. Resultados - Laminação .....	45
7.3. Resultado – Recozimento contínuo:.....	46
8. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS- PROCESSAMENTO DO AÇO DUAL-PHASE....	49
9. CONCLUSÕES .....	50
10. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	51

## 1. OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo determinar por três métodos distintos as temperaturas A1 e A3 de um aço bifásico, sendo eles a dilatométrica, tratamento térmico seguido de análise quantitativa das fases presentes e simulação com auxílio do software *ThermoCalc*, determinando parâmetros para recozimento em caixa e obtenção de microestrutura ferrita-martensita

## 2. INTRODUÇÃO TEÓRICA

A necessidade simultânea de diminuir a emissão de poluentes provenientes da queima de hidrocarbonetos, o aumento na segurança dos passageiros e a ameaça de outros materiais, como o alumínio, na fabricação de estruturas automotivas, encorajaram as indústrias siderúrgicas e automotivas a desenvolverem novas tecnologias e materiais para veículos. O *ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body)* foi o precursor deste movimento, que propôs, desenvolveu e testou a substituição do aço carbono convencional utilizado nas partes estruturais por aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) e aços *AHSS (Advanced High Strength Steel)*, como o “*Dual Phase*” (DP) e os “*Transformation Induced Plasticity*” (TRIP), que geraram uma estrutura mais leve devido à redução de material com simultâneo aumento de tenacidade, como modelo apresentado na Figura 1.

Após o *ULSAB*, vieram outros projetos complementares como o *ULSAC (Ultra Light Steel Auto Closures)* que abrangem a carroceria e os vários outros itens submetidos a altas tensões, e o *ULSAB – AVC (advanced vehicle concept)*, responsável pelo design dessas peças em carros conceitos submetidas a altas solicitações mecânicas.



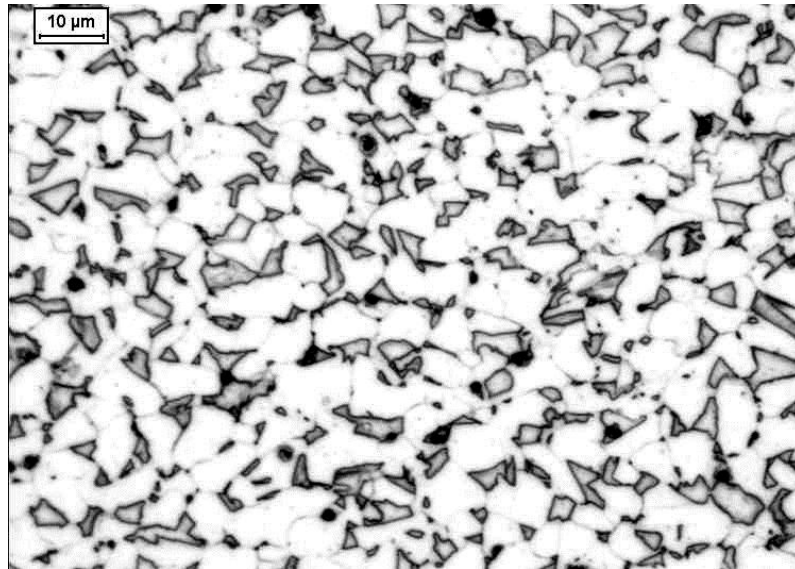
**Figura 1 – Exemplo de aplicação dos aços AHSS (*Advanced High Strength Steel*) na estrutura de um automóvel.**

Fonte: [www.worldautosteel.org](http://www.worldautosteel.org)

No cenário nacional o aço AHSS sofre uma grande ascensão, mas no entanto, somente a USIMINAS produz atualmente este aço. Existem limitações que tornam o produto inviável para alguns clientes como: volume a ser comprado, pois as siderúrgicas vendem somente lote mínimo, como por exemplo, 200 t referente a uma corrida, além de altas tolerâncias dimensionais e heterogeneidades nas propriedades mecânicas do produto laminado à quente. Portanto, existe no mercado uma grande deficiência no mercado interno quanto ao fornecimento deste material no estado de bobinas e *blanks* laminado a quente e a frio para aplicações automotivas estruturais que dependem de espessuras específicas e rolos ou *blanks* com dimensões específicas para o melhor rendimento durante a estamparia, por exemplo: rodas automotivas, trilho de bancos, barras de proteção lateral, etc. Fato que impulsionou o projeto de beneficiar o aço bifásico em espessuras variadas, baixos níveis de tolerância e homogeneidade nas propriedades mecânicas.

Embora as pesquisas com esse tipo de aço iniciaram na década de 60<sup>1,2</sup>, o intenso interesse por esta classe de aços é de origem muito mais recente. A descoberta do aço bifásico é atribuída a Rashid<sup>3,4</sup>, que verificou que a mistura ferrita / martensita podia ser processada num aço com 0,15% CNbV recozido intercriticamente. Hayami e Furakawa mostraram que o recozimento contínuo de aços laminados a frio ao Si-Mn sob temperatura intercrítica, produziam microestruturas ferrita / martensita similar à mostrada na Figura 2, que tinham ductilidade superior que os aços ARBL. A partir deste ponto, pesquisas em larga escala tem sido desenvolvidas para desenvolver novas composições químicas e alternativas para produção em larga escala de aço bifásico para uso na indústria automobilística. As pesquisas apresentadas em congressos<sup>5,6,7</sup>, artigos ajudaram a entender melhor a metalurgia física dos

aços bifásicos, e são embasadas basicamente em tratamento térmico intercrítico, transformações durante o resfriamento contínuo, relações entre microestrutura e propriedades e têmpera.

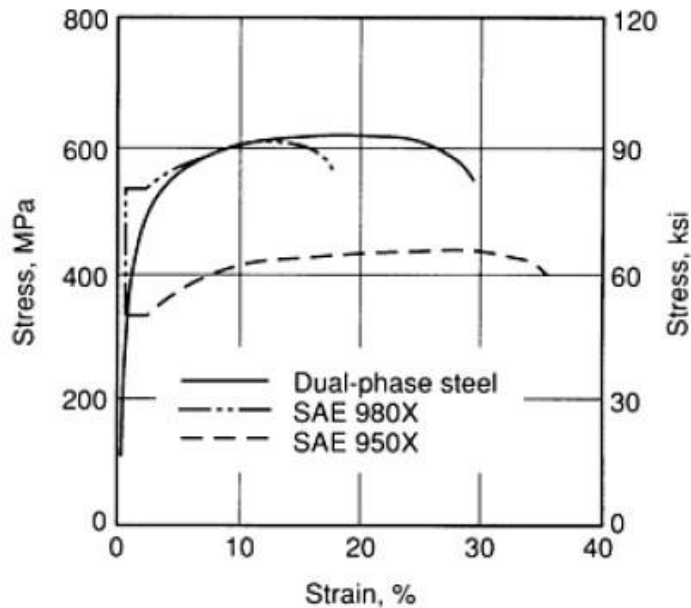


**Figura 2 -** Microestrutura de um aço bifásico tratada termicamente a 880°C e posteriormente resfriada em água. Ataque Nital 2 %, matriz ferrítica com ilhas de martensita dispersas.

### **2.1. Metalurgia física dos aços bifásicos**

A denominação aço bifásico (“*dual-phase steel*”) têm sido temas de muito estudo devido sua principal aplicação no mercado automobilístico, muito promissor e em constante desenvolvimento. Os aços bifásicos podem ser comparados a aços similares, em composição, aos de alta resistência e baixa liga (ARBL)<sup>8</sup>, porém são considerados uma evolução e distintos em suas microestruturas constituídas de matriz ferrítica com 10 – 20% de “ilhas” dispersas de martensita. Porém na prática, suas microestruturas são significativamente mais complexas, podendo conter também pequenas quantidades de microconstituintes como bainita, austenita e perlita. Sendo assim, é preferível conceituar aço bifásico em função das condições de equilíbrio de fases (ferrita + austenita) existentes à temperatura do processamento térmico e/ou termomecânico final.

Como consequência desta microestrutura os aços bifásicos apresentam escoamento contínuo, sem a presença de banda de Luders<sup>9</sup>, e relativamente baixo (300 – 350 MPa) proporcionando um produto acabado de melhor qualidade superficial, aliada a altas taxas de encruamento e considerável alongamento ( até 30%), portanto após encruamento, a tensão limite de escoamento é próxima ao dos aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga: 500 – 700 MPa), como mostra a Figura 3.



**Figura 3 - Curva Tensão-Deformação para Aços de Alta resistência e baixa Liga com limite de escoamento de 340 e 550 MPa respectivamente e Aço Bifásico com 550 MPa de tensão limite de escoamento.**

Fonte: ASM Metals Handbook Vol.1 – Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys. Pág: 1103.

## 2.2. Técnicas de recozimento e composição química

Para a obtenção deste tipo de microestrutura dois critérios são extremamente importantes, sendo, a faixa de composição química do aço e o método de processamento<sup>10</sup>. A microestrutura é obtida a partir do aquecimento do aço com composição química distinta até a região intercrítica, ou seja, faixa de temperatura situada entre as linhas  $A_{E1}$  e  $A_{E3}$ , representada por duas fases, ( $\alpha+\gamma$ ), tema que motivou a realização deste projeto.

Os aços bifásicos têm sido obtidos por três rotas distintas<sup>11</sup>. Na primeira rota, o aço já bobinado é aquecido “em caixa”<sup>12,13</sup> a uma temperatura no intervalo A1-A3 de modo a nuclearem regiões de austenita e resfriado naturalmente até a temperatura ambiente. Trata-se



de um processo descontínuo em que requer a adição de elementos de liga ao aço para garantir a temperabilidade. No recozimento contínuo<sup>14</sup>, o processo que apresenta melhor produtividade e melhor uniformidade das propriedades em relação ao recozimento em caixa, a chapa em sua dimensão final é aquecida entre A1 e A3, mantida por 2 minutos sob temperatura dentro do campo intercrítico e resfriadas controladamente em forno contínuo, com taxa de 10°C/s, possibilitando a transformação da austenita em martensita. Na terceira rota, processamento direto a partir da laminação a quente controlada, o tratamento térmico intercrítico é eliminado. Ao final da laminação a quente (~ 870°C), forma-se cerca de 80% de ferrita no aço. Na saída da plataforma, o aço é resfriado com jatos de água e bobinado no domínio metaestável (510 – 620°C), abaixo da transformação para ferrita / perlita, posteriormente, as regiões de austenita transformam-se em martensita. São colocados elementos de liga a fim de facilitar as operações de resfriamento e bobinamento, garantindo uniformidade na chapa produzida.

A tabela apresentada por Coldren, apresenta as composições químicas indicadas para o tratamento térmico intercrítico a ser realizado.

**Tabela 1 –Composições típicas de aços dual-phase, %peso<sup>15</sup>**

<b>TÉCNICA DE PRODUÇÃO</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>Al</b>	<b>N</b>	<b>S</b>	<b>P</b>	<b>OUTROS</b>
RECOZIMENTO CONTÍNUO (LQ)	0,12	1,55	0,61	-	-	0,06	0,05	0,007	0,006	0,015	Terras Raras
	0,11	1,43	0,58	0,12	0,08	-	0,04	0,007	0,012	0,015	-
RECOZIMENTO CONTÍNUO (LF)	0,11	1,20	0,40	-	-	-	0,04	-	0,005	0,015	-
RECOZIMENTO EM CAIXA	<0,13	<2,20	<1,50	<1,00	-	-	<0,08	-	<0,020	<0,02	Terras Raras
RELAMINADO	0,06	0,90	1,35	0,50	0,35	-	0,03	-	0,010	0,010	Terras Raras

Fonte: Physical Metallurgy of Dual Phase Steel, 1981

Deve-se ressaltar que praticamente todas as transformações de fases no estado sólido nas quais ocorrem variações de estrutura e/ou composição . estão associadas a variações de volume que podem ser medidas<sup>16</sup> e, portanto, estudadas por dilatométrica, que consiste numa técnica usada para medir a variação do comprimento da amostra em função da temperatura. A dilatométrica é utilizada para estudar o comportamento da maioria dos materiais, como

transformações martensíticas no resfriamento dos aços, contração dos corpos verdes cerâmicos durante a sinterização, temperaturas de transições vítreas, temperatura de devitrificação.

A causa atômica da expansão térmica pode ser explicada pelas forças de atração e repulsão entre os átomos no sólido<sup>17</sup>. Em temperaturas elevadas, a energia do sólido aumenta, e os átomos vibram mais com uma menor distância numa mesma posição.

Como os aços bifásicos são dependentes de tratamentos térmicos intercríticos, a dilatométrica apresenta-se como uma ótima técnica para avaliar as temperaturas A1 e A3 a diferentes taxas de aquecimento / resfriamento fora do equilíbrio, reproduzindo uma situação fabril.

### **2.3. Formação da austenita durante recozimento intercrítico**

A formação da Austenita durante o aquecimento até a zona intercrítica tem sido estudada por inúmeros pesquisadores, Speich et al.<sup>18</sup>, mostrou que um aço com 1,5% Mn (que representa o teor típico de manganês dos aços bifásicos), destaca-se a formação da austenita durante o recozimento, que ocorre em vários passos:

1. Através de nucleação instantânea da austenita nas regiões de perlita ou nas interfaces de carbonetos, seguida do rápido crescimento da austenita durante a dissolução dos carbonetos presentes.
2. Crescimento lento da austenita sobre ferrita à taxas controladas pela difusão do carbono à altas temperaturas (~850°C) e difusão do manganês e elementos de liga gamagênicos para a austenita (~750°C).
3. Equilíbrio final lento da entre ferrita / austenita controlada pela difusão do manganês na ferrita.

O tempo também exerce influência fundamental para os mecanismos de formação e crescimento da austenita, estudos indicam que a primeira etapa é completa em menos de 15 segundos, nesta etapa a quantidade de austenita formada é similar à quantidade de perlita. A etapa nº2 é completa em altas temperaturas controlada pela difusão do carbono na austenita, a cinética torna-se muito lenta e a austenita continua a crescer ao longo do tempo por horas. A etapa 3 é extremamente lenta e nunca é completada no tempo normal de recozimento devido a

etapa 3 ser controlada pela difusão substitucional do manganês, muito mais lenta que a difusão intersticial do carbono, situação denominada de paraequilíbrio<sup>19</sup>.

Pela regra das alavancas, mostrado na Figura 4, pode-se verificar que para qualquer %C hipoeutetóide a % de austenita aumenta com o aumento da temperatura intercrítica, ou seja, atinge o valor de 100% quando alcança a temperatura A3. Ou, para qualquer temperatura intercrítica, a quantidade de austenita aumenta com o aumento da % carbono, com 100% de austenita na limite  $\gamma / \alpha + \gamma$  □

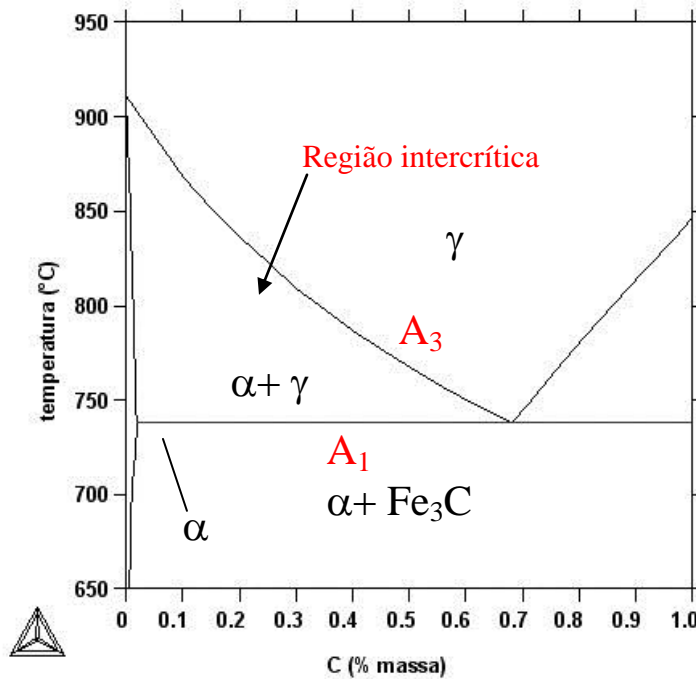


Figura 4 - Simulação no software Thermocalc mostrando o equilíbrio das fases para um aço hipoeutetóide

Fonte: Software Thermocalc disponível no Centro Universitário da FEI

Os elementos de liga (V, Co, Si, Cr, P, Mo) tornam mais complexo o efeito da formação da austenita. Temos que, abaixo da linha A1 não forma austenita<sup>20</sup>.

#### 2.4. Transformação da Austenita após tratamento térmico intercrítico.

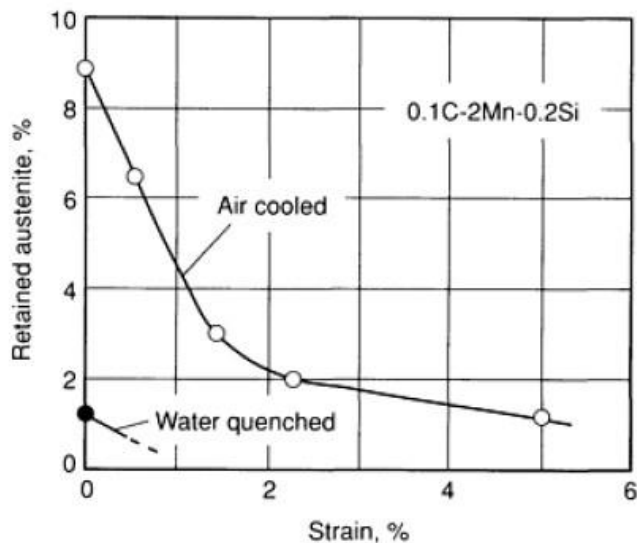
Outra etapa importante é a transformação da austenita após o recozimento intercrítico, muito semelhante a qualquer transformação de austenita durante o resfriamento de aços-carbono.

Dois fatores, no entanto, tornam esta transformação única. Em primeiro lugar, deve-se considerar que o teor de carbono da austenita  $C\gamma$  formada dependerá fortemente da temperatura em que se deu o recozimento intercrítico; assim, quanto maior a temperatura de recozimento, menor o teor de carbono e maior a quantidade de austenita formada; teores de carbono reduzidos implicarão em austenita de menor temperabilidade<sup>21</sup>, o que facilitará a transformação desta em estruturas não martensíticas. Teores maiores de carbono, contudo, podem levar a formação de martensita não completa, resultando em frações consideráveis de austenita retida.

O efeito da temperatura intercrítica e o resfriamento em diferentes taxas tem sido estudado por muitos pesquisadores<sup>22, 23,24</sup>. Sob altas taxas de resfriamento, por exemplo 240°C/min, toda austenita se transforma em martensita. Nas menores taxas de resfriamento, parte da austenita se transforma em ferrita ou ferrita /cementita.

A transformação da fase austenita em martensita nos aços dual-phase ocorre a baixas temperaturas, a ferrita deve ter plasticidade suficiente para acomodar a expansão volumétrica, de 2 a 4 %<sup>25</sup>, como resultado, tensão residual e deslocamento são gerados na ferrita, fase circunvizinha a martensita.

Como a transformação da martensita não é completa, austenita retida geralmente é presente nos aços Dual-Phase, variando de 2 – 9 %<sup>26</sup>. A presença de austenita retida é sensível a um grande número de variáveis, particularmente a taxa de resfriamento. Então, os aços temperáveis em água possuem menos austenita retida que os temperáveis ao ar<sup>27</sup>, como mostra a Figura 5 . Embora a austenita retida seja estável a temperatura ambiente, ela pode ser rapidamente transformada logo após uma pequena porcentagem de deformação<sup>28</sup>.

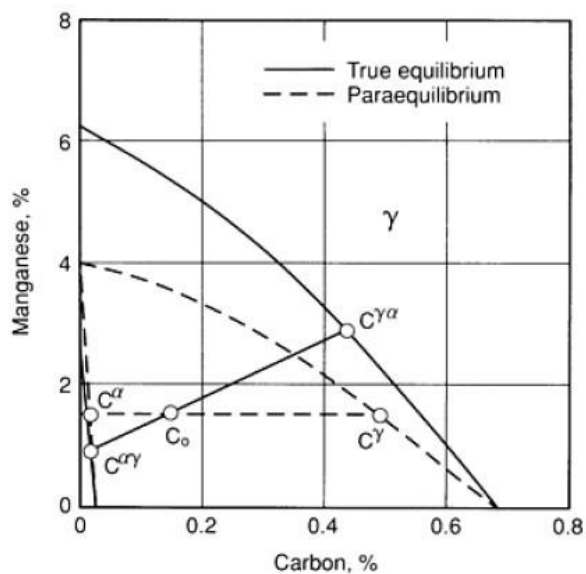


**Figura 5 - Comparação da % de austenita retida presente para um aço bifásico.**  
 Fonte: ASM Metals Handbook Vol.1 – Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys. Pág: 1105.

## 2.5. Mudanças na ferrita durante recozimento intercrítico

Nos aços laminados a frio a recristalização da ferrita ocorre rapidamente e geralmente acontece antes de atingir a temperatura intercrítica, o crescimento do grão ferrítico geralmente é restrito devido a presença da segunda fase austenita que se posiciona impedindo o crescimento do grão ferrítico<sup>29, 30</sup>.

Mudanças na concentração de carbono da ferrita ocorrem durante o recozimento intercrítico, gerando efeito significativos na ductilidade do aço devido a uma série de fatores, primeiro, a solubilidade de carbono na ferrita torna-se menor na região intercrítica, devido à presença de elementos de liga, por exemplo: Com adição de 1,5% Mn, nas condições de equilíbrio, a solubilidade de carbono na ferrita a 740°C reduz de 0,02 para 0,005%, como podemos ver na seção isotérmica de Fe-Mn-C demonstrado na Figura 6. Assim, a correta escolha de composição química e processamento termomecânico são indispensáveis para a obtenção da estrutura bifásica esperada. Finalmente, podem ocorrer transformações na ferrita durante o recozimento, caracterizadas basicamente pela recristalização desta durante o tratamento térmico.



**Figura 6 - seção isotérmica de Fe-Mn-C a 740°C, mostrando os equilíbrios: verdadeiro e para-equilíbrio.**<sup>31</sup>

Fonte: ASM Metals Handbook Vol.1 – Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys. Pág: 1108.

## 2.6. Transformação contínua no resfriamento

Como adição ao tratamento térmico, os aços dual-phase produzidos sob condições relaminadas devem ser cuidadosamente controlados durante o resfriamento contínuo<sup>32</sup>. Para isto, requerem adições de quantidade substanciais de Si, Cr ou Mo junto com pelo menos 1,0%Mn, como mostrado na tabela 1.

## 2.7. Endurecimento e comportamento no escoamento

Em geral os aços bifásicos não apresentam um ponto definido de limite de escoamento, como visto na Figura 3. A combinação entre altas tensões residual aliada a alta mobilidade da ferrita faz com que a deformação plástica ocorra facilmente em baixas tensões<sup>33</sup>. Como resultado, ocorre escoamento em muitos pontos ao longo da ferrita, mas ao encontrar uma descontinuidade o escoamento é suprimido.

Durante a deformação, num primeiro estágio (0,1 a 0,5% de deformação), acontece um rápido encruamento gerando tensões internas pela incompatibilidade das duas fases. No segundo estágio (0,5 a 4% de deformação) ocorre redução na taxa de deformação devido a

atuação das partículas de martensita e ocorre também a transformação da austenita retida, (caso exista). Finalmente no terceiro estágio (4 a 18% de deformação) onde ocorre alongamento das estruturas celulares pela deformação da ferrita e escoamento eventual da martensita. O comportamento observado no encruamento, que é complexo principalmente nos primeiros estágios, também caracteriza o “*Dual Phase*” de forma única. Porém é o encruamento inicial que proporciona uma boa conformação para estes aços<sup>34</sup>, comparados com os ARBL, pois sem a presença da formação da banda de Lüders (transição nítida entre deformações plástica/elástica, devido à presença de átomos de soluto, como carbono, que agem como ancoras variando ciclicamente a tensão) torna-se possível um bom acabamento após a conformação<sup>35</sup>.

## 2.8. Tensões de escoamento e Resistência

Tratando de um aço bifásico, é possível afirmar que a resistência aumenta com o aumento de martensita<sup>36</sup>, como mostra a Figura 7. A resistência da martensita depende primeiramente do teor de carbono contido no constituinte, dependente das condições de recozimento e da concentração inicial do aço. A resistência da ferrita depende exclusivamente dos elementos de liga em solução sólida e do tamanho de grão.

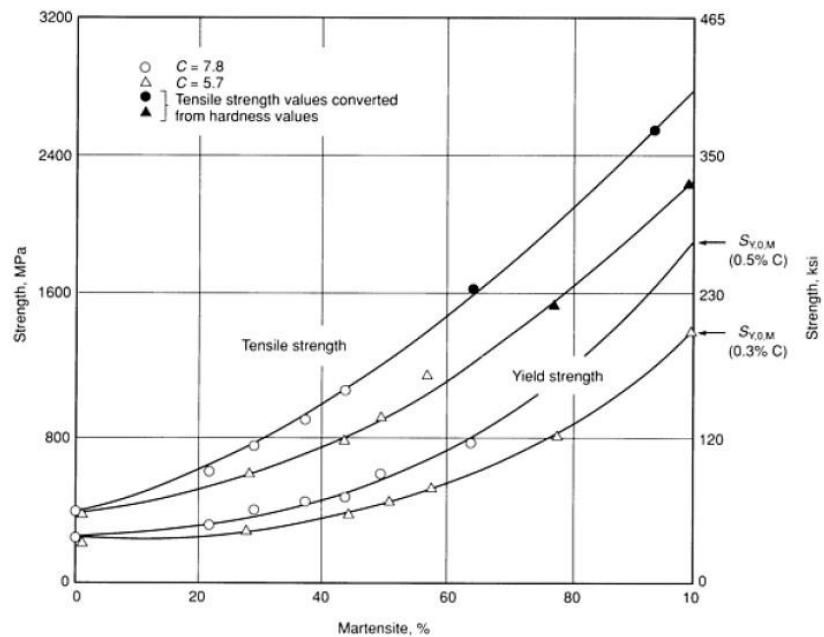


Figura 7 - Evolução das propriedades mecânicas em função da % martensita presente num aço bifásico.

## 2.9. Ductilidade

Rashid e seus colaboradores<sup>37</sup> defendem que o aumento da ductilidade dos aços ferrita / martensita em relação aos aços ferrita / perlita é causada por uma maior plasticidade da fase martensita, ou seja, durante a deformação a deformação e ruptura da fase martensita ocorre a porcentagens de deformação maiores que a fase perlita, gerando aumento de ductilidade.

O ganho de ductilidade dos aços bifásicos (até 18%) não se deve a uma causa isolada, deve ser atribuído a diversas causas, incluindo a baixa concentração de carbono na ferrita, a quantidade de ferrita, a quantidade de martensita, o carbono contido na martensita e a quantidade de austenita retida<sup>38</sup>. Porém a austenita retida é um fator que exige maior explicação. A austenita retida é controlada no ciclo de recozimento, como citado anteriormente, pela determinação da temperatura e concentração de carbono na austenita.

## 2.10. Têmpera

A têmpera é realizada os aços bifásicos para formar a fase martensita. Instantaneamente a reação de tempera gera aumento de tensão interna e alto deslocamento na ferrita, especialmente nas interfaces ferrita / martensita<sup>39</sup>.

A martensita que se forma pelo resfriamento da austenita ocorre sem difusão, ou seja, o carbono inerente da austenita que se transforma em martensita possui concentração muito maior que o aço original C0, como observado na regra das alavancas da Figura 4, em consequência disso, é necessário que haja um balanço de carbono razoável ao selecionar a quantidade de austenita formada na temperatura intercrítica, para que a quantidade de martensita formada fique entre 10 – 20%.

Os diferentes métodos de tempera também geram resultados distintos, por exemplo, a tempera em água, partindo da temperatura intercrítica, promove uma alta taxa de resfriamento, e praticamente toda a austenita se transforma em martensita . Mas, a taxas de resfriamento mais lentas, como, por exemplo, tempera em óleo quente, alguma austenita



retida pode ser observada , como mostrado na Figura 6. Esta austenita retida permite que seja transformada por absorção de energia, princípio do aço “TRIP”.

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS – CARACTERIZAÇÃO DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA

Foi obtido um aço bifásico com a espessura de 4,15 mm fornecido pela Mangels Ind. Com. Ltda, proveniente de laminação a quente controlada pela USIMINAS, na especificação USI-RW-Cr600DP cuja composição química realizada no espectrofotômetro de emissão óptica presente na Mangels Ind. Com. Ltda é apresentada na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição química (% em massa) do aço em estudo

Cr	Ni	Mo	Mn	Si	V	N	C	P	S	Fe
0,09	-	-	1,23	1,13	-	-	0,09	0,012	0,003	balanço

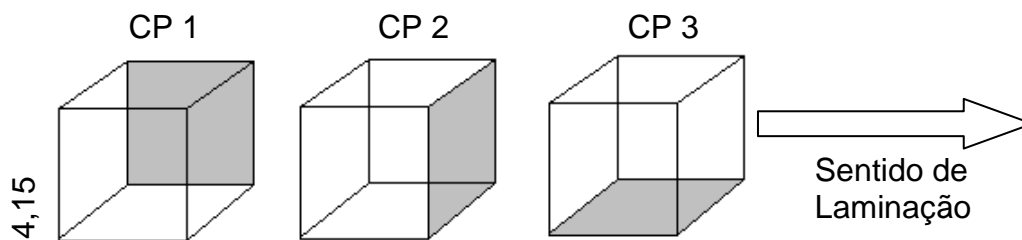
Fonte: Análise de composição química realizada na Mangels Ind. Com. Ltda – Divisão Aços

#### 3.1. Dilatometria

Para avaliar o comportamento do material e identificar as transformações de fases existentes, realizou-se o ensaio de dilatometria, segundo a norma ASTM E-228 - 95 num dilatômetro **modelo xxxxxxxx** presente no Laboratório de Materiais Cerâmicos do Centro Universitário da FEI, como mostra a Figura 8. Os corpos de prova foram retificados para garantir a planicidade e posicionados estrategicamente em todas as direções com objetivo de avaliar o efeito da anisotropia, como mostra a Figura 9 abaixo:



**Figura 8 - Foto do dilatômetro presente no Laboratório de materiais cerâmicos do Centro Universitário da FEI.**



**Figura 9 - Posicionamento dos corpos de prova no dilatômetro, onde a superfície cinza indica o lado apoiado na base do dilatômetro**

Os ensaios foram conduzidos entre 450° à 1100°C sob taxa de 30°C/min, correspondente ao limite da taxa de resfriamento do equipamento, atmosfera de inerte de argônio para evitar oxidação excessiva do corpo de prova. E posteriormente realizou-se novo ensaio a 1°C/min, perto do equilíbrio com objetivo de avaliar possíveis alterações nas temperaturas  $A_{C1}$ ,  $A_{C3}$ ,  $A_{R1}$  e  $A_{R3}$  sob diferentes taxas.

Comparou-se os resultados de 1°C/min com 30°C/min.

### **3.2. Tratamento Térmico Intercrítico**

Foram separadas 12 amostras laminadas a frio com 1,80mm de espessura do aço em questão e realizado tratamento térmico intercrítico de 800 a 900°C num intervalo de 20°C. O

tratamento térmico foi realizado num forno tubular Lindberg (com variação máxima de  $\pm 2^\circ\text{C}$ ), com atmosfera controlada que se encontra no Centro Universitário da FEI, Figura 10. As amostras foram mantidas por 20 / 60 minutos para cada temperatura, sob atmosfera de argônio, com objetivo de avaliar o crescimento do grão ferrítico ao longo do tempo. Após, resfriadas em água, preparada numa politriz automática *Struers Abramin* e analisadas num microscópio óptico *LEICA DMLM*, determinando-se a fração volumétrica das fases ferrita e martensita e o tamanho de grão ferrítico respectivamente.

A revelação da microestrutura foi realizada utilizando Nital 2% diluído em álcool etílico absoluto.



(a)



(b)

**Figura 10 - (a) Forno tubular Lindberg utilizado para realizar o tratamento térmico. (b) Politriz automática Struers Abramin utilizada para os procedimentos de lixamento e polimento – CDMatM-FEI.**



**Figura 11 - Microscópio LEICA DMLM e analisador de imagens – CDMatM –FEI.**

As amostras tratadas termicamente foram ensaiadas num Durômetro da *INSTRON* modelo: *Series 2000 Rockwell Hardness Testers*, segundo a norma NBR NM 146-1 (setembro/1999) utilizando escala HV 10, com objetivo de avaliar a variação de dureza em função da temperatura e quantidade de martensita formada.



**Figura 12 - - Durômetro INSTRON utilizado para avaliar a dureza dos corpos de prova – Mangels Ind. Com. Ltda.**

Foram montados os gráficos:

- % martensita x temperatura;
- % martensita x dureza;

#### 4. MATERIAIS E MÉTODOS – PROCESSAMENTO DO AÇO DUAL-PHASE

A Bobina laminada a quente, fornecida pela USIMINAS, emitida no dia 06/10/2005 com as dimensões de 4,15 x 1235,00 x 0 mm, recebida no dia 18/10/2005 foi utilizada a caráter experimental com dados apresentados na tabela 2:

**Tabela 3 - Dados do material adquirido da USIMINAS**

<b>Material:</b> USI-RW-Cr600DP
<b>Nº Lote:</b> 100669
<b>Nº certificado:</b> 2871663
<b>Nº de corrida:</b> 415413
<b>Nº de inspeção:</b> 9614303
<b>Ordem de venda:</b> 00039969-01
<b>Nº nota fiscal:</b> 1-033906-21
<b>Peso:</b> 13550 Kg
<b>Nº OP:</b> 646022

Fonte: Mangels Ind. Com. Ltda.

A caráter experimental, a OP: 646022 foi criada pela Mangels ind.Com.Ltda, com objetivo de atender as especificações do cliente KF estamparia, que necessita de um material com as seguintes propriedades:

**Tabela 4 - Dados da Ordem de Produção gerada para os testes com o aço Dual- Phase: 646022..**

<b>PESO SOLICITADO:</b> 1500 KG
<b>APLICAÇÃO:</b> PEÇA PARA BANCO DO CARRO
<b>TIPO:</b> ROLO RELAMINADO
MODIFICAÇÃO FÍSICA
SUPERFÍCIE B
ACABAMENTO B
BORDA APARADA
<b>ESPESSURA:</b> 1,800 MM; MIN: 1,750 MM, MÁX: 1,850 MM

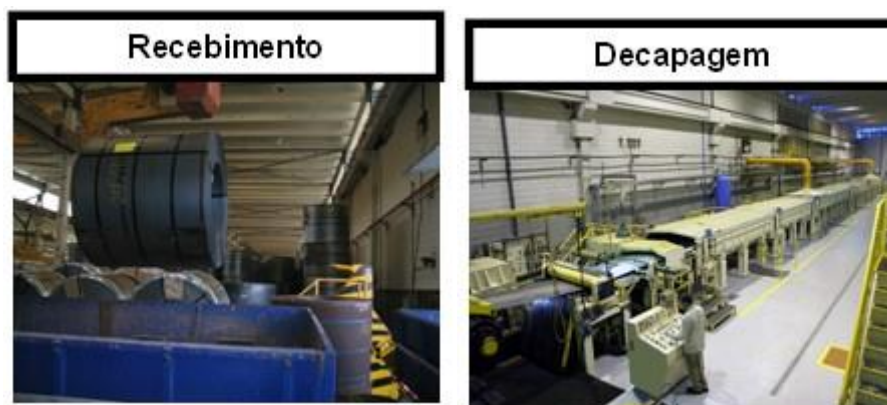
<b>LARGURA:</b> 170,00 MM; MIN: 170,00 MM, MÁX 170,30 MM
<b>COMPRIMENTO:</b> 500,0 MM; MIN 500,0, MÁX 505,0 MM
<b>ABAULAMENTO MÁXIMO:</b> 1,020 MM
<b>EMPENO LATERAL MÁXIMO:</b> 2,00/1M
<b>RUGOSIDADE MÁXIMA:</b> 0,60 $\mu$ MRA
<b>CARBONO MÁXIMO:</b> 0,120%
<b>TENSÃO LIMITE DE ESCOAMENTO:</b> > 500 MPA
<b>TENSÃO LIMITE DE RESISTÊNCIA:</b> 500 - 700 MPA
<b>ALONGAMENTO :</b> >12,0 %

Fonte: Mangels Ind. Com. Ltda

Para atender as especificações a amostra seguiu o processo descrito:

#### 4.1. Decapagem: DC 100;

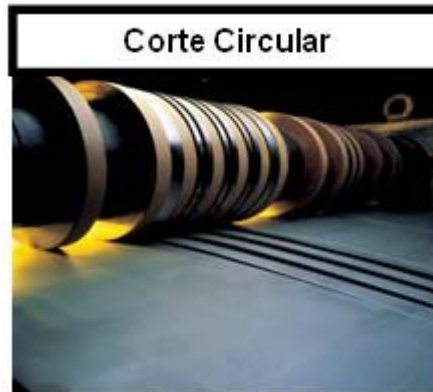
Foi realizada decapagem, Figura 13, que consiste em remover os produtos de oxidação gerados na Usina após lingotamente contínuo e forno de reauecimento de placas. A decapagem é um processo eletroquímico que visa o acabamento final dos materiais conforme apresentado na figura que se destinam a posteriores tratamento superficiais e de conformação.



**Figura 13 – Linha de recebimento de bobinas e Decapagem Mangels Ind. Com. Ltda.**

Fonte: Mangels Ind. Com. Ltda

Após decapada, a bobina seguiu para o Corte Circular, setor onde a bobina é cortada em rolos, como mostra a figura 14. Nesta operação, cortou-se o material com 350 mm de largura, para aumentar a produtividade na laminação.



**Figura 14 – Posicionamento transversal das facas de corte que transformam a bobina em vários rolos.**

Fonte: Mangels Ind. Com. Ltda

## 4.2. Laminação

Na Laminação de desbaste, Figura 15, que tem como objetivo promover a redução de espessura e encruar o material, modificando sua estrutura e propriedades mecânicas, como mostra a figura 11, o material foi laminado de 4,15 mm para 1,80mm, que significa uma redução de 57%, separado de acordo com o plano de passes apresentado na tabela 5.

**Tabela 5- Plano de passes realizado na laminação de desbaste**

1º PASSE	2º PASSE	3º PASSE	4º PASSE	5º PASSE	6º PASSE	7º PASSE
3,75 mm	3,35 mm	3,00 mm	2,70 mm	2,30 mm	1,95 mm	1,80 mm

Fonte: Mangels Ind. Com. Ltda



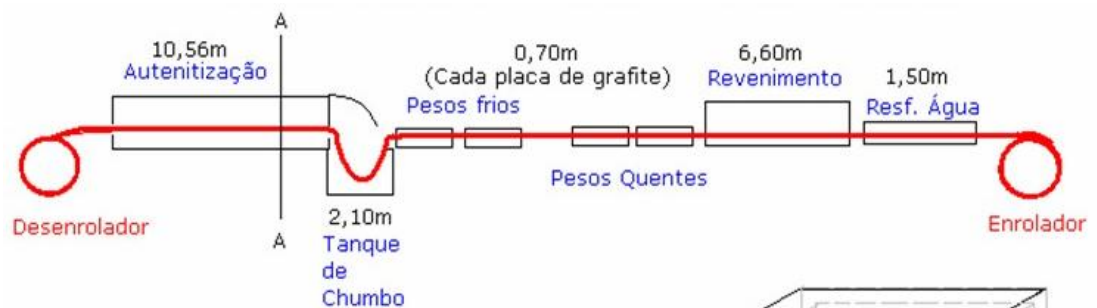
**Figura 15 – Foto do laminador situado na Mangels Ind. Com. Ltda – Divisão Aços.**

Fonte: Mangels Ind. Com. Ltda

Nesta etapa, realizaram-se análises físicas e metalográficas do processo.

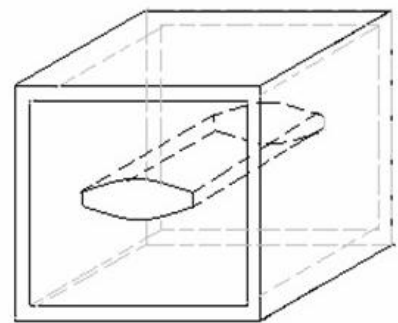
### 4.3. Reozimento Contínuo

Depois de encruado, o material seguiu para o forno contínuo de têmpera, Figura 16, que utiliza um banho de uma liga chumbo / bismuto para realizar martêmpera, como mostra a Figura 17, processo que permite uma alta dureza aliada a um ganho de tenacidade ao ser comparada com a têmpera comum. A figura 12 mostra um resumo do forno de têmpera.



- 2,30m - Zona de pré-aquecimento
- 1,65m - Distância entre Revenimento e Água
- 0,80m - Distância entre Chumbo e Peso Frio
- 0,18m - Distância entre os dois Pesos Frios
- 0,80m - Distância entre Peso Frio e Peso Quente
- 0,46m - Distância entre os dois Pesos Quentes
- 0,70m - Distância entre Peso Quente e Revenimento

**Resistência - Na autenitização: resistencia em cima e em baixo da mufla / No revenimento: apenas em cima / No tanque de chumbo: em baixo**



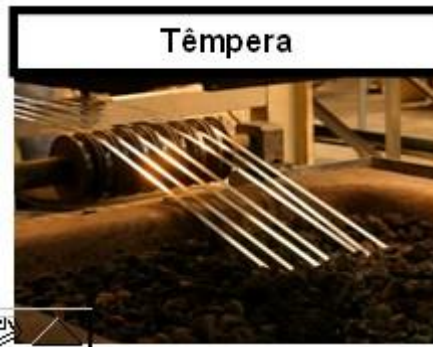
Corte AA

Mufla - Aço Inox  
 Refratário Forno - Silico Aluminoso (A unica utilidade é isolar mesmo, não tem contato com o material) - pode ser apenas poroso.  
 Refratário Chumbo - Vermiculita

Figura 16 – Descrição do forno de têmpera Mangels.

Fonte: Mangels Ind. Com. Ltda



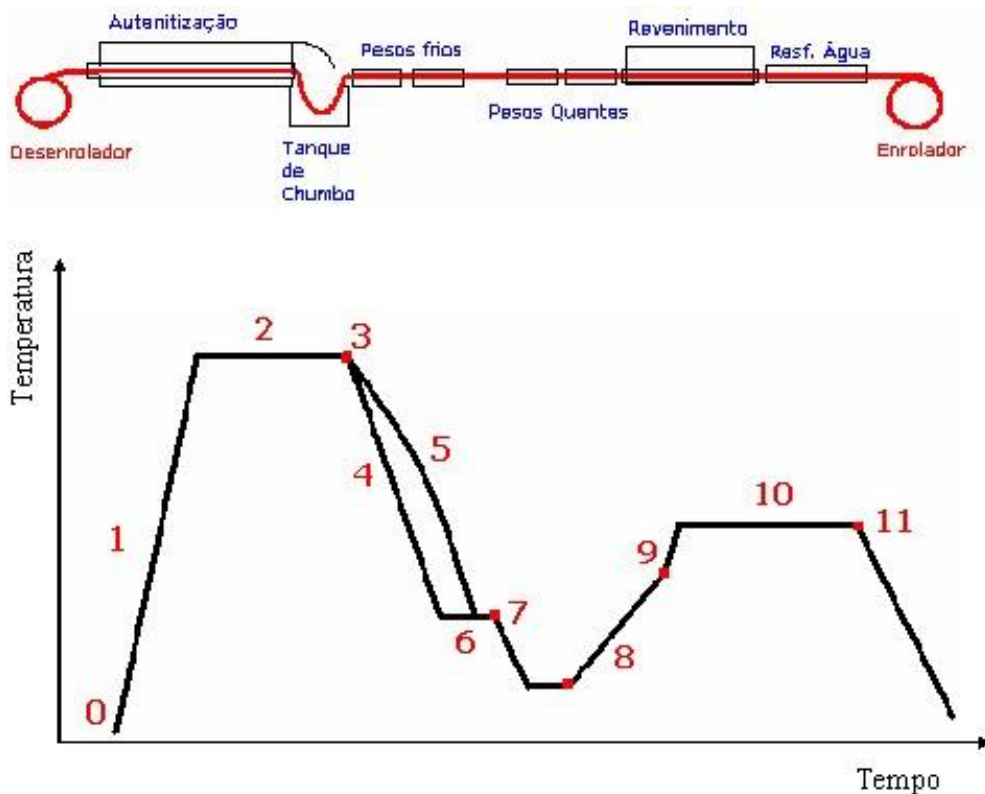


**Figura 17 – Ilustração do banho de metal fundido (Pb – Bi) utilizado no forno de têmpera contínuo Mangels.**

Fonte: Mangels Ind. Com. Ltda

O ciclo térmico aplicado no material foi definido com base nas informações obtidas na caracterização da liga, etapa realizada anteriormente.

O ciclo térmico do material dentro do forno poder explicado de acordo com a Figura 18. Onde:



**Figura 18 – Ciclo térmico realizado no forno de têmpera.**

Fonte: Mangels Ind. Com. Ltda

- 0 – Entrada do material no Forno de Austenitização
- 1 – Aquecimento do material (austenitização)
- 2 – Temperatura de Austenitização (material atinge a temperatura objetivada no forno mantendo-se até a saída do forno)
- 3 – Saída do material do Forno de Austenitização e entrada no Tanque de Chumbo
- 4 – Temperatura (resfriamento) da superfície do material
- 5 – Temperatura (resfriamento) do centro (núcleo) do material
- 6 – Temperatura de homogeneização entre superfície/centro – temperatura objetivada no tanque de chumbo
- 7 – Saída do material do Tanque de chumbo e entrada nos Pesos Frios (resfriamento rápido – têmpera)
- 8 – Saída do material dos Pesos Frios e entrada nos Pesos Quentes (pré-aquecimento para o revenimento – normalmente 50°C abaixo da temperatura de revenimento)
- 9 – Saída do material dos Pesos Quentes e entrada no Forno de Revenimento.
- 10 – Temperatura de revenimento (Objetivado no forno)
- 11 – Saída do material do Forno de Revenimento e entrada no tanque de água (resfriamento rápido até a temperatura ambiente)

Após a martêmpera, realizou-se ensaios de tração e análise metalográfica das amostras. É importante ressaltar que após o recozimento continuo a martensita formada será revenida, melhorando a tenacidade do material e auxiliando a etapa posterior de estampagem o cliente.

**Tabela 6 - Detalhamento dos parâmetros utilizados no forno de têmpera contínua**

<b>AMOSTRA 1 - VELOCIDADE DA LINHA = 2,4 m/min</b>																			
<b>Austenitiza�o T(�C)</b>					<b>Chumbo T(�C)</b>					<b>Revenimento T(�C)</b>					<b>Peso Quente T(�C)</b>				
Z1	Z2	Z3	Z4	Z1	Z2	Resf.	Z1	Z2	Z3	Z4	Z5	Z6	01-SUP	01.1-SUP	INF 1	02 - SUP	02.1 - SUP	INF 2	
841	840	840	841	270	273	840	285	299	300	300	299	301	301	300	299	300	300	301	
<b>AMOSTRA 2 - VELOCIDADE DA LINHA = 2,0 m/min</b>																			
<b>Austenitiza�o T(�C)</b>					<b>Chumbo T(�C)</b>					<b>Revenimento T(�C)</b>					<b>Peso Quente T(�C)</b>				
Z1	Z2	Z3	Z4	Z1	Z2	Resf.	Z1	Z2	Z3	Z4	Z5	Z6	01-SUP	01.1-SUP	INF 1	02 - SUP	02.1 - SUP	INF 2	
916	917	938	946	248	249	250	252	265	271	276	261	250	250	250	270	250	252	282	
<b>AMOSTRA 3 - VELOCIDADE DA LINHA = 2,0 m/min</b>																			
<b>Austenitiza�o T(�C)</b>					<b>Chumbo T(�C)</b>					<b>Revenimento T(�C)</b>					<b>Peso Quente T(�C)</b>				
Z1	Z2	Z3	Z4	Z1	Z2	Resf.	Z1	Z2	Z3	Z4	Z5	Z6	01-SUP	01.1-SUP	INF 1	02 - SUP	02.1 - SUP	INF 2	
830	829	831	800	267	270	268	300	302	300	299	300	315	299	302	300	307	299	301	

Fonte: Mangels Ind. Com. Ltda

## **5. RESULTADOS EXPERIMENTAIS - CARACTERIZA O DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA**

### **5.1. Curvas de Dilatometria A1/A3**

A dilatometria realizada a 30 C/min e os valores das temperaturas em estudo podem ser visualizadas na tabela 7 e o gráfico de dilatometria referente aos 3 corpos de prova em diferentes posi es podem ser observados na Figura 19. Neta figura   possível observar a dilata o do corpo de prova com a varia o de temperatura, que caracteriza as temperaturas  $A_{C1}$ ;  $A_{C3}$ ;  $A_{R1}$  e  $A_{R3}$  para o aço em questão.

Tabela 7 – Tabela de temperaturas intercríticas (°C) do aço em estudo

	30°C / min			
TEMPERATURA	CP1	CP2	CP3	MÉDIA
AC1 (°C)	818	811	807	812
AC3 (°C)	1015	1006	1036	1019
AR1 (°C)	700	691	684	692
AR3 (°C)	819	820	823	821

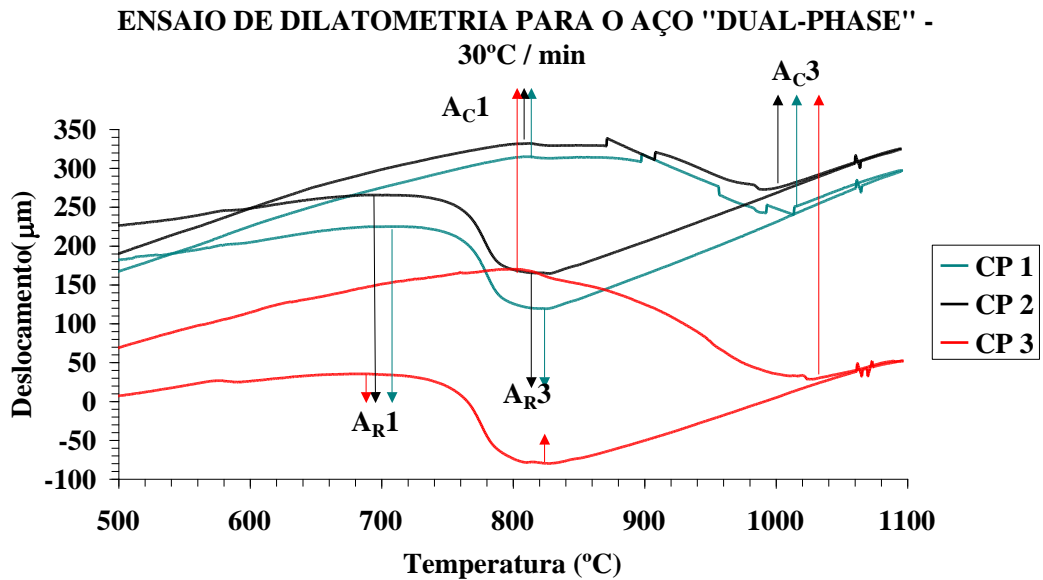
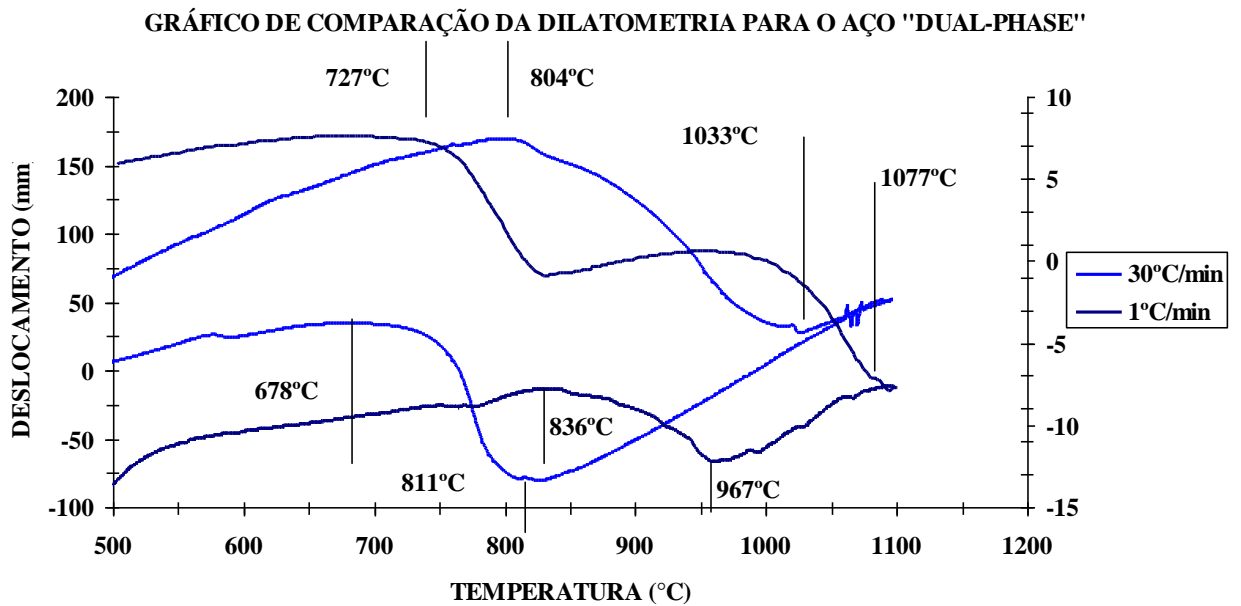


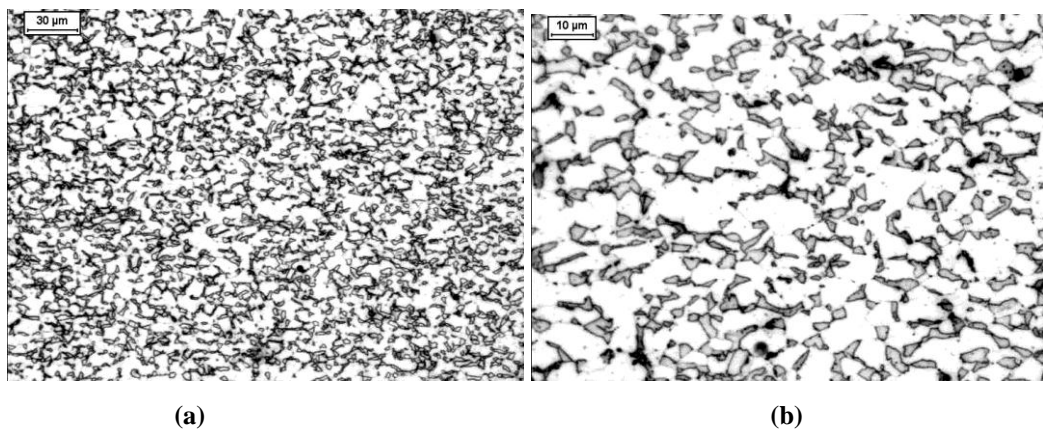
Figura 19 – Gráfico de dilatométria do aço em estudo contendo resultado dos 3 corpos de prova ensaiados com objetivo de avaliar as diferenças nas temperaturas devido o efeito da anisotropia.

A comparação entre os ensaios realizados sob taxas de 30°C/min e 1°C/min é mostrado na figura 20, é possível observar que para a taxa de 1°C/min o deslocamento é muito menor  $\pm 10 \mu\text{m}$  contra  $\pm 175 \mu\text{m}$  para taxa de 30°C/min.

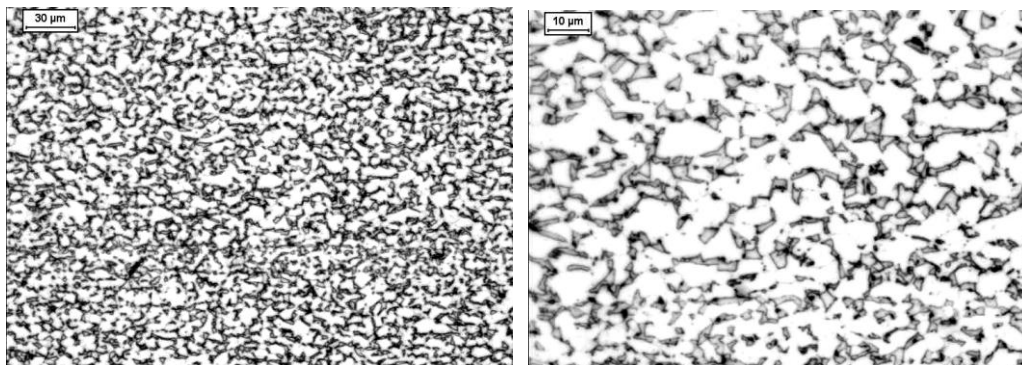


**Figura 20 - Gráfico de dilatométrica apontando a comparação entre ensaio realizado a 30°C/min e 1°C/min**

Analisando as microestruturas apresentadas na seqüência das figuras 20 à 26 é possível observar a martensita formada ( campo escuro) para as diferentes temperaturas de tratamento térmico intercrítico.



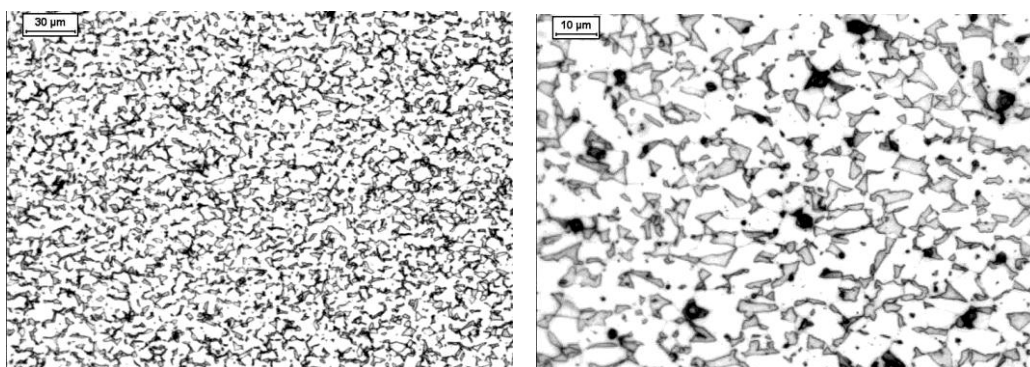
**Figura 21 - (a) amostra tratada termicamente a 800°C por 20 minutos, aumento de 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento de 500 X. Ambas com matriz ferrítica e ilhas de martensita dispersas. Ataque Nital 2% ~10 segundos com objetivo de evidenciar a martensita.**



(a)

(b)

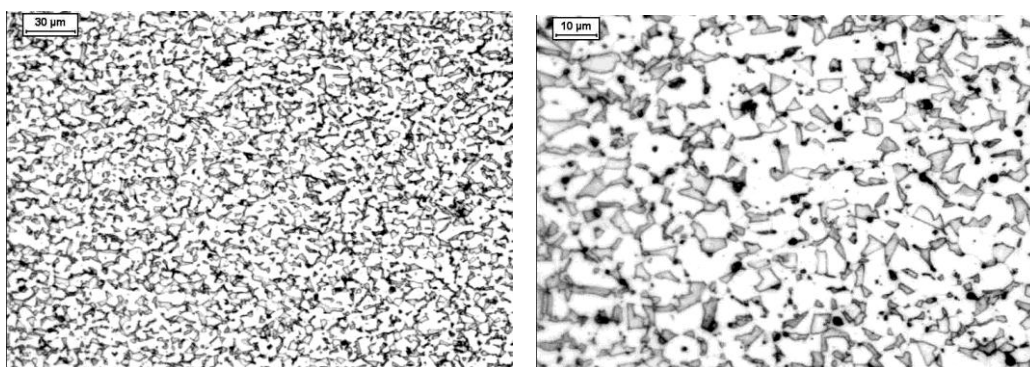
**Figura 22 - (a) amostra tratada termicamente a 820°C por 20 minutos, aumento de 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento de 500 X. Ambas com microestrutura bifásica de ferrita / martensita. Aumento não significativo na quantidade de martensita formada.**



(a)

(b)

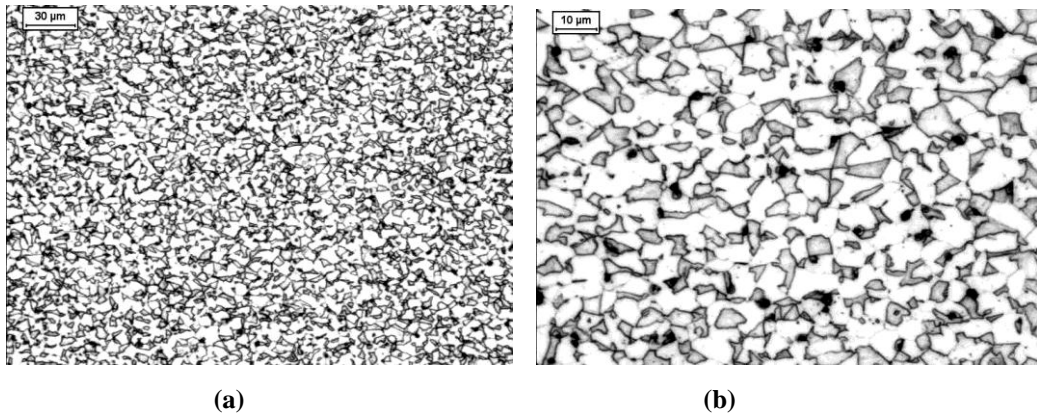
**Figura 23 - Tratamento térmico intercrítico realizado a 840°C por 20 minutos. (a) aumento de 200 X (b) aumento de 500 X.**



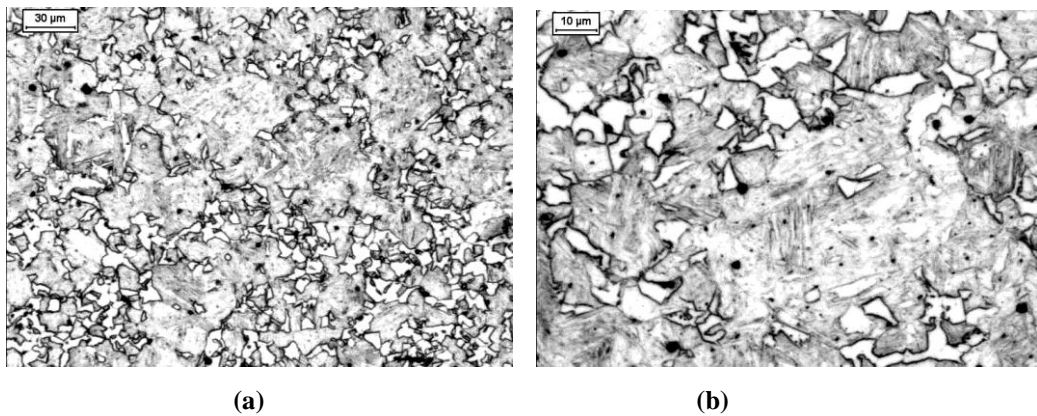
(a)

(b)

**Figura 24 - (a) amostra tratada termicamente à 860°C por 20 minutos, aumento de 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento de 500 X. Ambas com matriz ferrítica e ilhas de martensita dispersas.**



**Figura 25 - (a) amostra tratada termicamente a 880°C por 20 minutos, aumento de 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento de 500 X. Aumento significativo no tamanho das partículas de martensita dispersas.**



**Figura 26 - (a) amostra tratada termicamente à 900°C por 20 minutos, aumento de 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento de 500 X. Microestrutura predominantemente martensítica, com pequenos grãos ferríticos dispersos.**

Até 880°C não é perceptível uma constante evolução na quantidade de martensita. A 900°C observa-se um aumento significativo na quantidade de martensita formada.

A avaliação do tamanho de grão ferrítico com o tempo é demonstrada no ciclo térmico da Figura 27, que compara as microestruturas tratadas por 20 minutos com as microestruturas mantidas por 60 minutos à temperatura de ensaio. Nas figuras 28 e 29 é possível observar o aumento da % martensita com a temperatura e aumento da dureza com a % martensita.

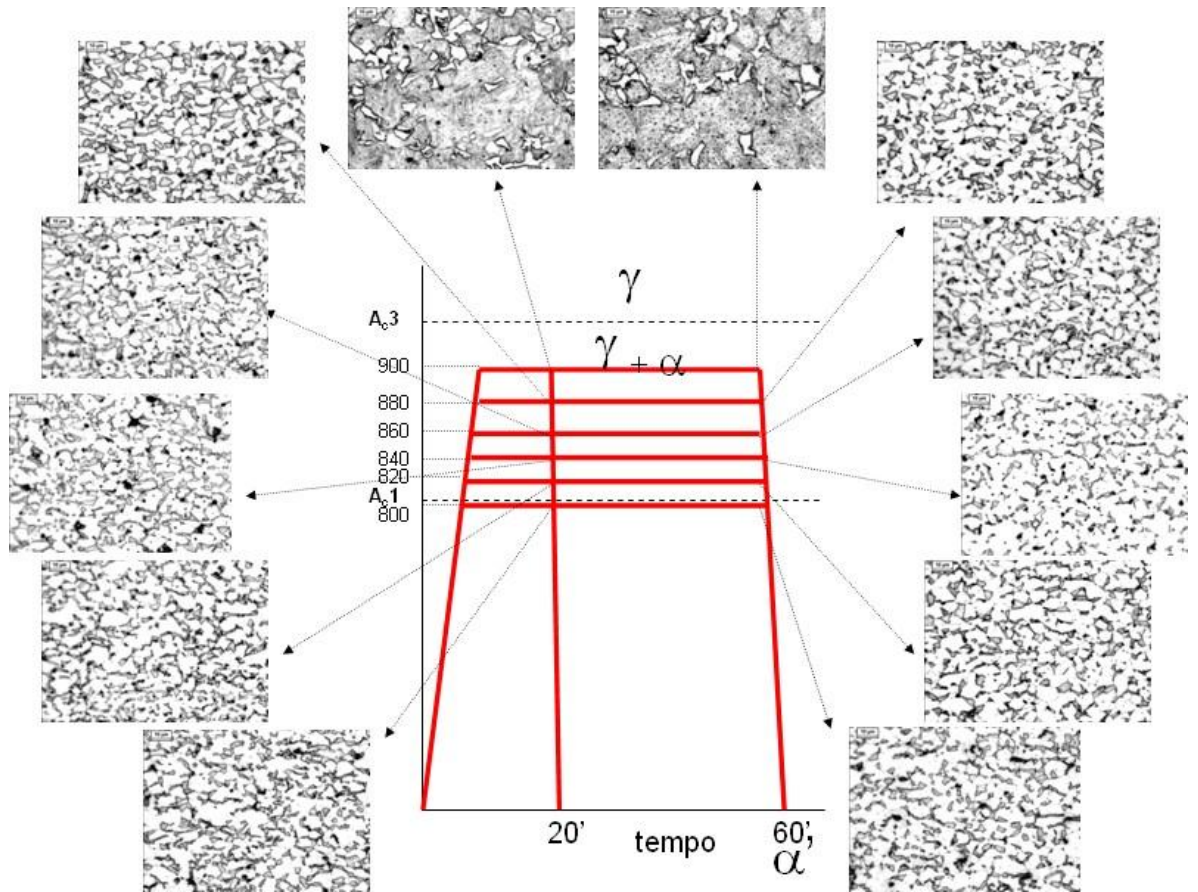


Figura 27 – Ciclo de tratamento térmico intercrítico comparando os materiais realizados por 20 e 60 minutos acompanhado de suas respectivas microestruturas.

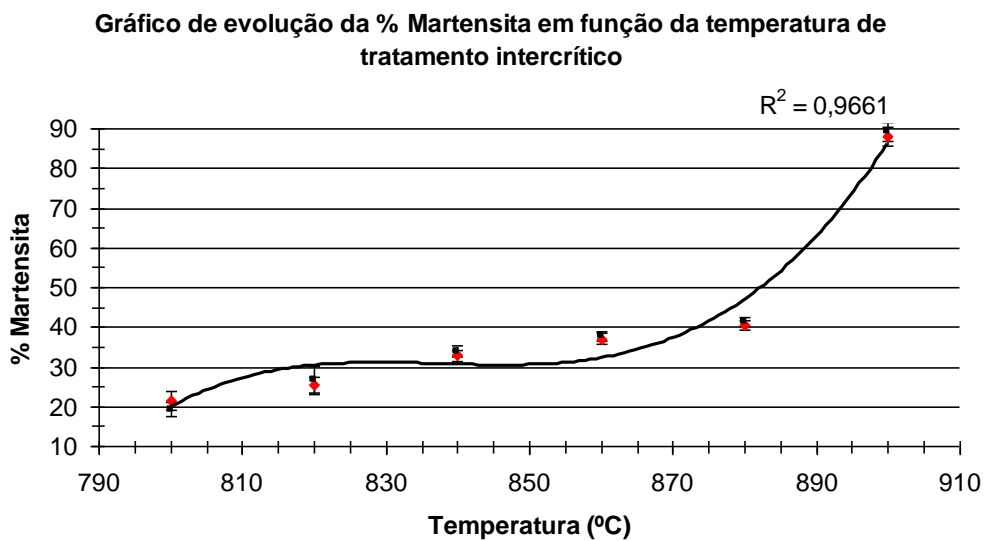
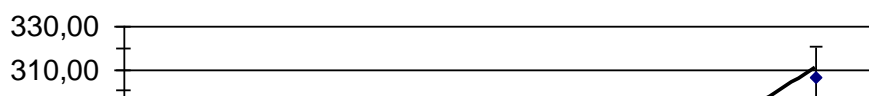


Figura 28 - Evolução da % martensita com a temperatura

Gráfico de evolução da Dureza em função da temperatura de tratamento intercrítico



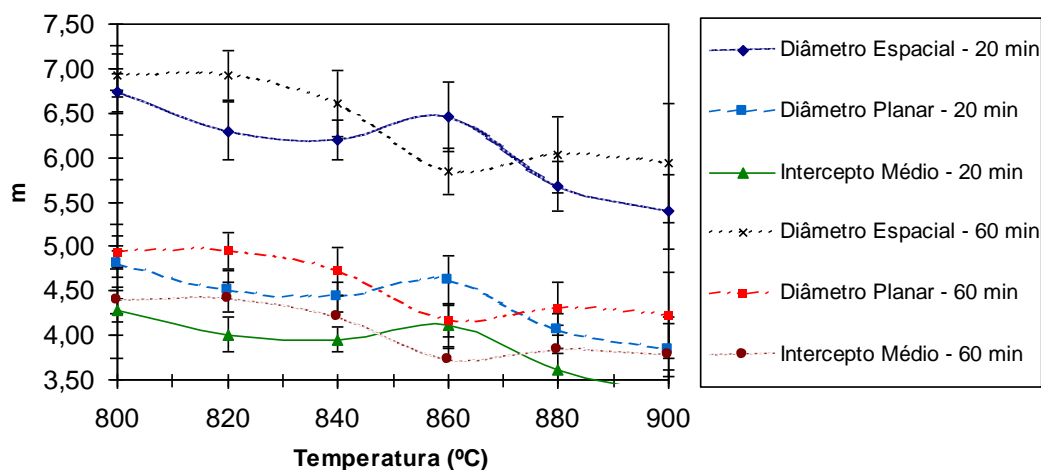


O tamanho de grão ferrítico para as respectivas temperaturas de tratamento térmico é apresentado na tabela 8, seguido do gráfico na Figura 30, que indica a variação do diâmetro espacial, diâmetro planar e intercepto médio em diferentes temperaturas.

**Tabela 8 - Tabela de detalhamento do tamanho de grão ferrítico**

<b>TAMANHO DE GRÃO FERRÍTICO</b>							
<b>T(°C)</b>	<b>TEMPO DE TT (MIN)</b>	<b>DIÂM. ESPACIAL (µm)</b>	<b>DESVIO</b>	<b>DIÂM. PLANAR (µm)</b>	<b>DESVIO</b>	<b>INTECEPTO MÉDIO (µm)</b>	<b>DESVIO</b>
800	20	6,73	0,21	4,8	0,15	4,28	0,13
800	60	6,92	0,24	4,94	0,17	4,4	0,15
820	20	6,3	0,32	4,5	0,23	4,01	0,2
820	60	6,93	0,28	4,95	0,2	4,41	0,18
840	20	6,2	0,22	4,43	0,16	3,95	0,14
840	60	6,61	0,37	4,72	0,27	4,21	0,24
860	20	6,46	0,39	4,61	0,28	4,11	0,25
860	60	5,84	0,26	4,17	0,18	3,72	0,16
880	20	5,67	0,28	4,05	0,2	3,61	0,18
880	60	6,03	0,43	4,3	0,3	3,84	0,27
900	20	5,39	0,42	3,84	0,3	3,34	0,27

**Tamanho de Grão Ferrítico Dual - Phase**



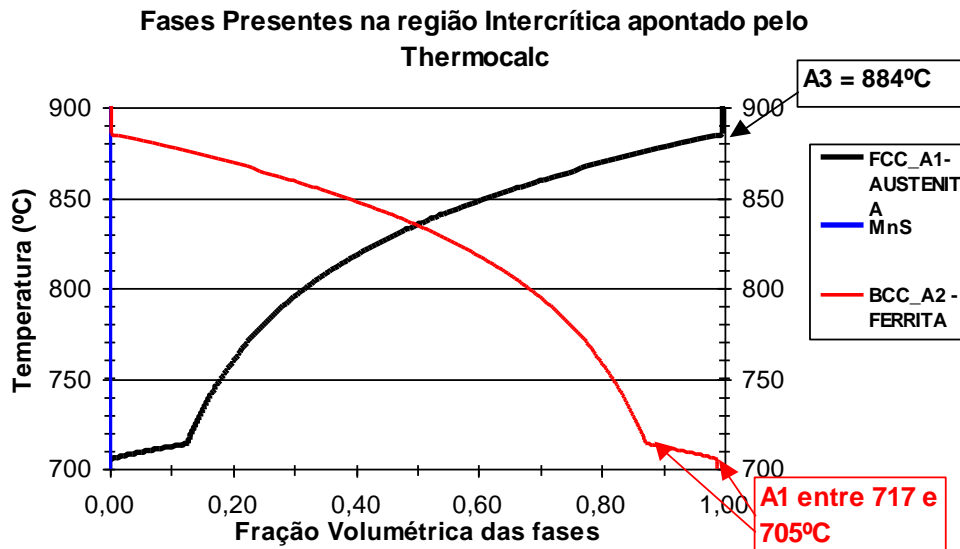
**Figura 30 - Variação do tamanho de grão ferrítico com a temperatura. Os resultados não apresentaram diferenças significativas.**

## 6. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS - CARACTERIZAÇÃO DA TEMPERATURA INTERCRÍTICA

### 6.1. Comparação das temperaturas: dilatometria / Thermocalc

A comparação entre temperatura intercrítica próximo ao equilíbrio, dados dilatométricos e thermocalc é demonstrada na tabela 9, verifica-se que no ensaio de dilatometria realizado a 1°C/min, situação próxima ao equilíbrio e simulação no *Thermocalc*, que representa o equilíbrio propriamente dito, a temperatura A1 é caracterizada não por uma temperatura específica, mas por uma faixa de temperaturas, observado também na Figura 31. Tais resultados se devem ser considerados devido ao equilíbrio final lento da entre ferrita /

austenita controlada primeiro pela difusão do carbono e seguido pela difusão do manganês que ocorre a taxas muito menores.



**Figura 31 - Simulação do aço em estudo quanto a região inter-critica no software *Thermocalc*.**

**Tabela 9 - Tabela de comparação da temperatura inter-critica para os métodos: dilatométrica e software *Thermocalc***

	A1	A3	AC1	AC3	AR1	AR3
<b>30°C/min</b>	-	-	812	1019	692	821
<b>1°C/min</b>	697 - 727	910				
<b>THERMOCALC</b>	705 - 717	884	-	-	-	-

Os dados da dilatométrica indicam forte influência da taxa de aquecimento / resfriamento. Será possível no futuro com auxílio de mais ensaios dilatométricos à diferentes taxas de aquecimento / resfriamento determinar a variação da temperatura inter-critica em relação à taxa de aquecimento e extrapolar para situação fabril onde as taxas são muito maiores, determinando a faixa de trabalho do equipamento. No entanto, os dados para baixas taxas de aquecimento indicam que as simulações pelo *ThermoCalc* são admissíveis,

considerando a situação próxima ao equilíbrio. Essas simulações foram verificadas através da determinação da fração de ferrita e austenita, mostrando a eficiência do procedimento de determinação da região intercrítica, que pode ser visualizada na Figura 32.

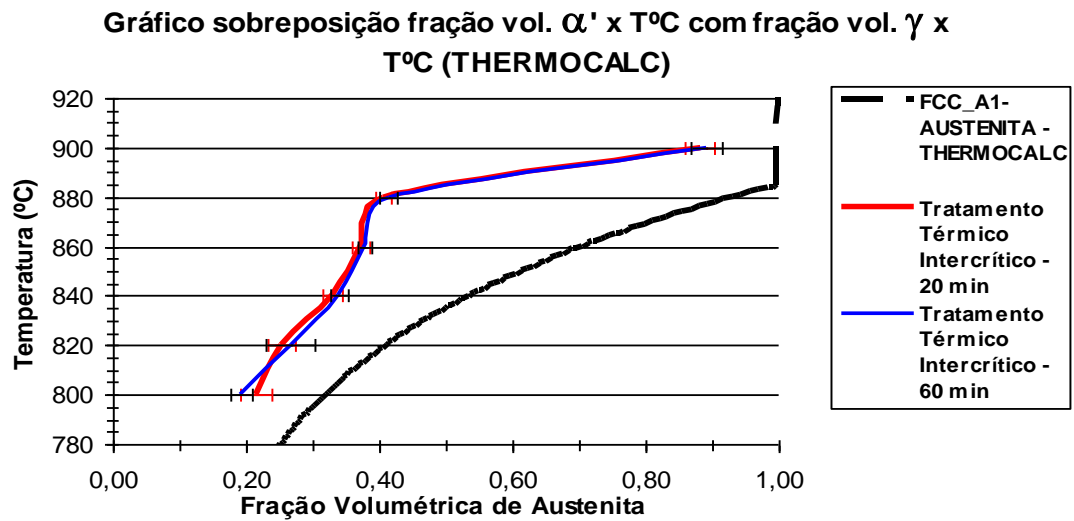
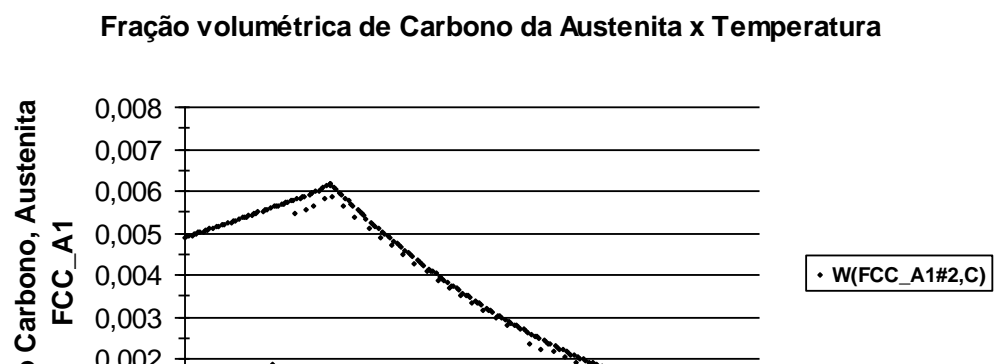


Figura 32 - Comparação da fração volumétrica de martensita entre tratamento térmico intercrítico e simulação no ThermoCalc

A figura 32 mostra claramente que não há variações significativas na quantidade de martensita formada entre o tratamento térmico de 20 minutos e 60 minutos. Em comparação com o *ThermoCalc*, o tratamento térmico realizado apresenta uma discrepância significativa, até 880°C, onde a quantidade de martensita formada diverge de 41,3%, contra 94,0% indicado pelo *ThermoCalc*.

É admissível que o aço bifásico em estudo contém elemento de liga como silício, cromo, fósforo, entre outros listados na tabela 1, que tornam mais complexa a formação da austenita durante o recozimento intercrítico e simulação no *ThermoCalc*. Outro fator a ser considerado consiste na etapa de estereologia quantitativa de fases, sendo que, o nível do ataque pode induzir a resultados controversos.



A figura 33 demonstra claramente a variação da Fração de carbono da Austenita na região intercrítica. À partir da temperatura A3 em 884°C apresentam-se duas fases  $\gamma + \alpha$ , então começa a ocorrer variação na fração volumétrica do carbono da austenita devido a difusão do carbono até a temperatura A1 em 714°C. À medida que a temperatura diminui a fração de carbono contido na austenita aumenta, isto significa que, a quanto menor as temperaturas durante o tratamento térmico intercrítico a fase austenita sofrerá enriquecimento de carbono, gerando uma martensita com maior porcentagem de carbono, ou ainda, a quantidade de carbono da martensita formada varia de acordo com a temperatura de tratamento térmico intercrítico. Teores de carbono reduzidos implicarão em austenita de menor temperabilidade, o que facilitará a transformação desta em estruturas não martensíticas. Teores maiores de carbono, contudo, podem levar a formação de martensita não completa, resultando em frações consideráveis de austenita retida.

## **7. RESULTADOS EXPERIMENTAIS - PROCESSAMENTO DO AÇO DUAL-PHASE**

### **7.1. Resultado - Matéria-Prima**

A matéria prima obtida passou pelo ensaio de tração e feita a preparação metalográfica, os resultados são apresentados no Relatório de Análises (RA)nº 4487 - Mangels, como mostra a tabela 10.

Tabela 10 - Tabela de resultado das propriedades mecânicas da matéria-prima

	Esp. (mm)	SLE (MPa)	SLR (MPa)	AI (%) (...)	Dur.(...)	Dobra (180 e 1)
<b>Amostra MP</b>						

Falta dados da MP!!

As microestruturas da matéria prima são apresentadas na figura 24.

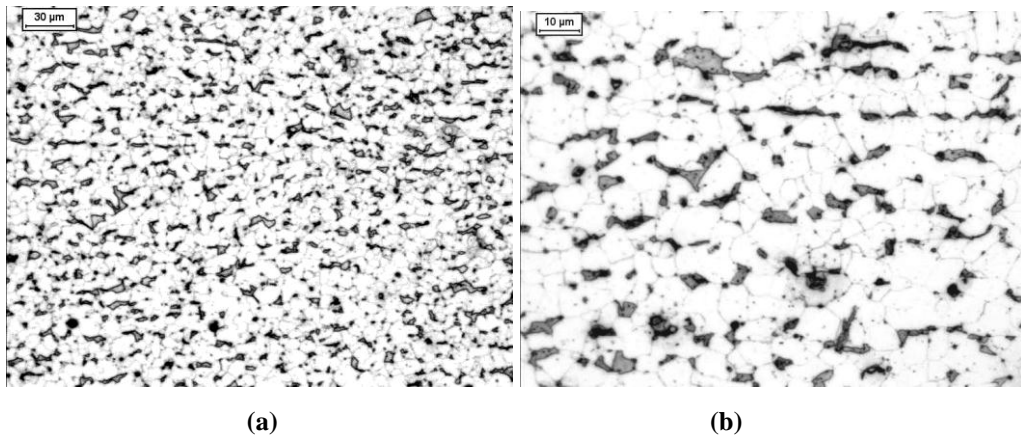


Figura 34 - (a) amostra da matéria-prima com estrutura bifásica proveniente de laminação controlada, aumento de 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento de 500 X. Ambas com microestrutura bifásica.

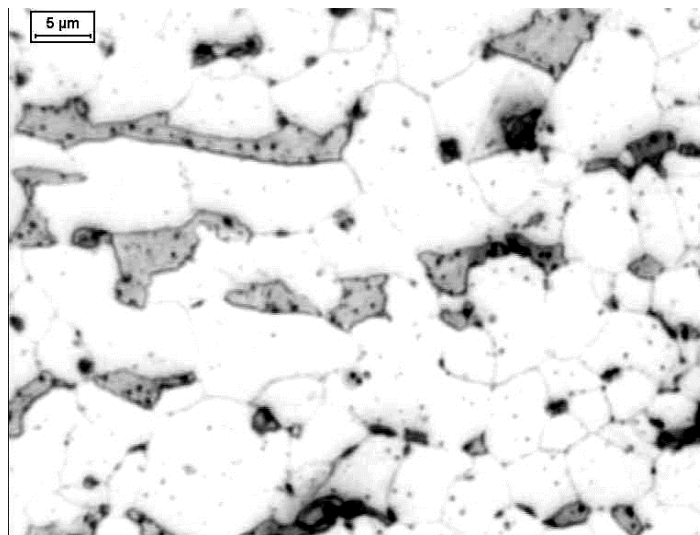
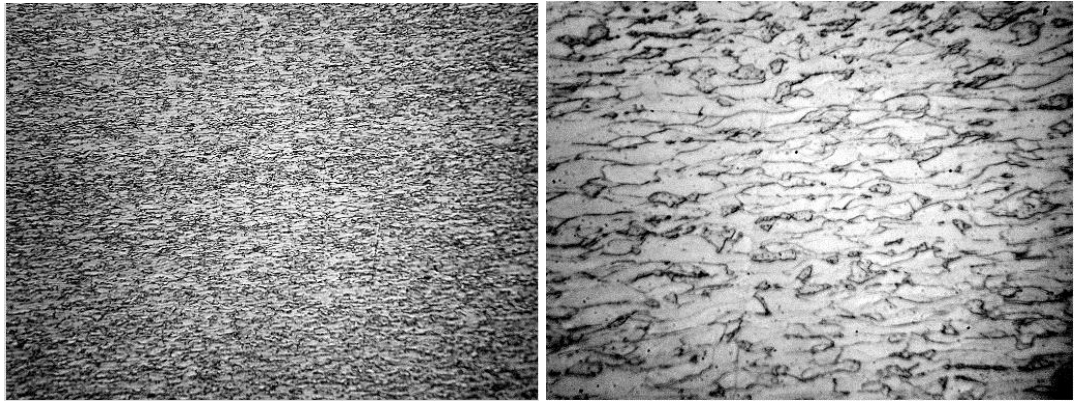


Figura 35 - amostra da matéria-prima com estrutura bifásica proveniente de laminação controlada, aumento de 1000 X. Ilhas de martensita dispersas e posicionadas no contorno de grão ferrítico.

## 7.2. Resultados - Laminação

A matéria-prima laminada passou por ensaio de tração, apresentado na tabela 11 conforme RA nº 4484 e metalografia, como mostra figura 36.



(a)

(b)

Figura 36 - (a) amostra após laminação a frio, aumento desconhecido; (b) – idem amostra (a), aumento desconhecido . Ambas com microestrutura bifásica encruada devido à redução de 57% na qual o material foi submetido.

Tabela 11 - Tabela de propriedades mecânicas do material encruado

	Esp. (mm)	SLE (MPa)	SLR (MPa)	Al (%) (80)	Dur.(HRC)	Dobra (180 e 1)
<b>DL</b>	1,840	1014	1026	2,8	30,5	DOD

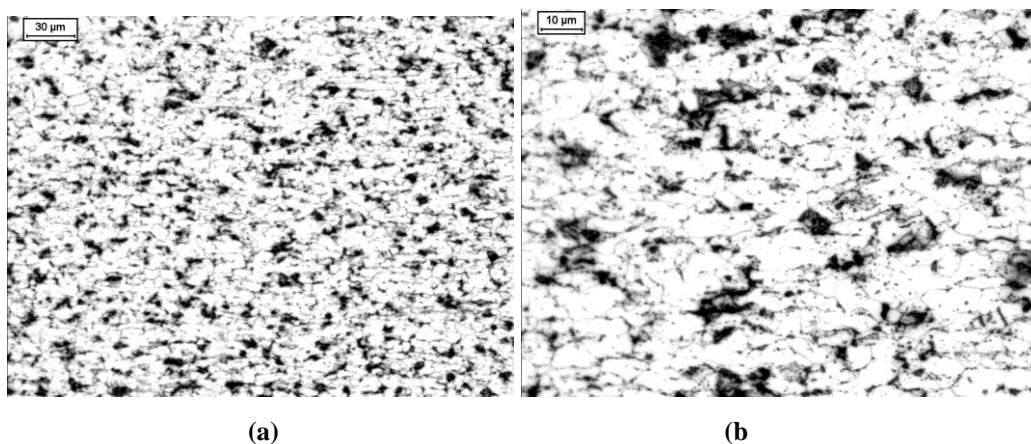
### 7.3. Resultado – Reozimento contínuo:

Após o forno contínuo de têmpera, a amostra 1 apresentou as propriedades mecânicas apresentadas na tabela 11. As microestruturas são apresentadas na figura 37.

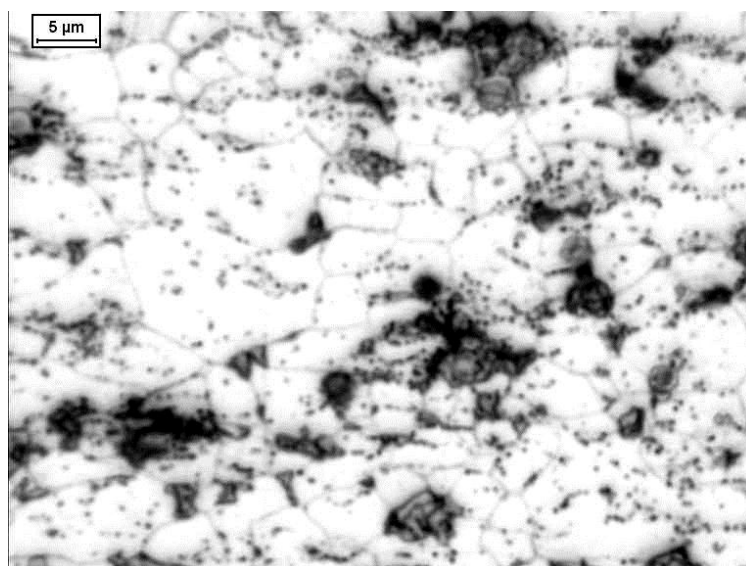
Tabela 12 - Tabela de propriedades mecânicas da amostra 1

	Esp. (mm)	SLE (MPa)	SLR (MPa)	Al (%) (80)	Dur.(HRC)	Dobra (180 e 1)

TR	1,840		679,4	13,80	89,71	
----	-------	--	-------	-------	-------	--



**Figura 37 - (a) amostra após recozimento contínuo, aumento 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento 500X  
Ambas microestruturas apresentando matriz ferrítica e má distribuição da martensita revenida.**



**Figura 38 - amostra do recozimento contínuo com estrutura bifásica, aumento de 1000 X. Ilhas de martensita revenida dispersas e mau posicionadas devido ao tempo ou temperatura insuficientes.**

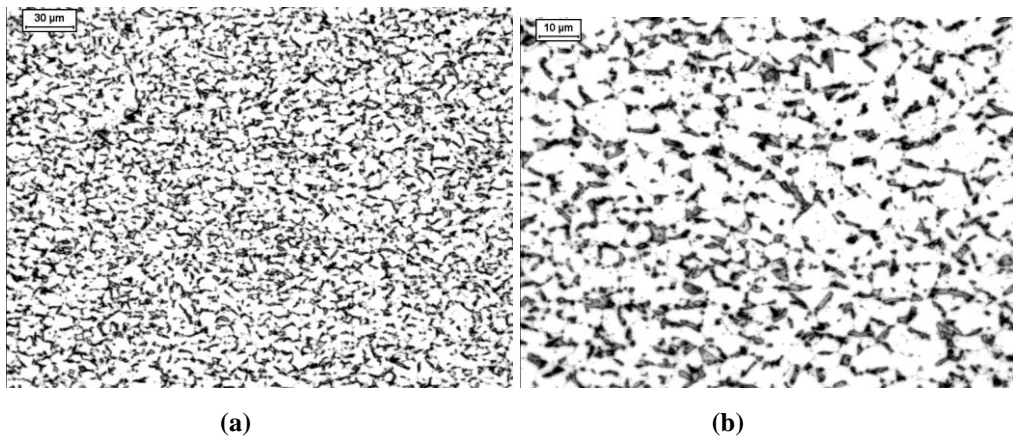
Observa-se na figura 38 que as partículas de martensita estão dispersas na matriz ferrítica de forma não aglomerada e pontual, devido à má formação da Austenita durante o aquecimento até a zona intercrítica. Ou seja, por motivo de temperatura ou tempo insuficiente, houve apenas a nucleação instantânea da austenita sem o crescimento da mesma que depende da difusão do carbono da austenita gerando a microestrutura apresentada na figura 38.



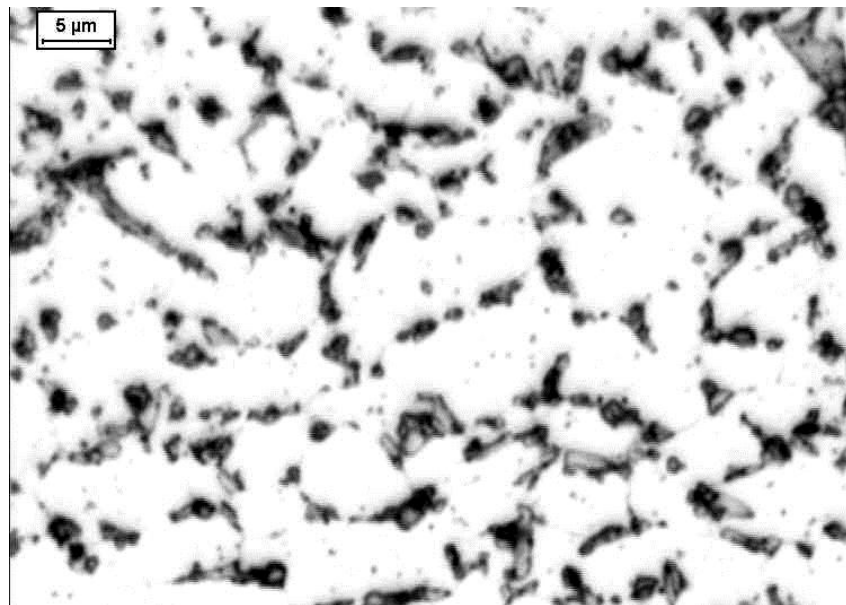
A tabela 13 mostra as propriedades mecânicas da amostra 2, seguido das microestruturas apresentadas na figura 27.

**Tabela 13 - Propriedades mecânicas da amostra 2 após forno de recozimento contínuo**

	Esp. (mm)	SLE (MPa)	SLR (MPa)	Al (%) (80)	Dur.(HRC)	Dobra (180 e 1)
TR	1,840					



**Figura 39 - (a) amostra após recozimento contínuo, aumento 200 X; (b) – idem amostra (a), aumento 500X . Ambas microestruturas apresentando matriz ferrítica e ilhas da martensita revenida.**



**Figura 40 - amostra do recozimento contínuo com estrutura bifásica, aumento de 1000 X. Ilhas de martensita revenida dispersas nos contornos de grão ferrítico.**

Os resultados da amostra 2 apresentados na figura 39 mostram que a quantidade de martensita formada nas condições do forno geraram uma microestrutura constituída basicamente de uma matriz ferrítica com martensita revenida dispersa no contorno de grão.

A Amostra 3 apresentou as propriedades mecânicas descritas na tabela 14 :

**Tabela 14 - Propriedades mecânicas apresentadas pela amostra 3**

	<b>Esp. (mm)</b>	<b>SLE (MPa)</b>	<b>SLR (MPa)</b>	<b>Al (%) (80)</b>	<b>Dur.(HRB)</b>	<b>Dobra (180 e 1)</b>
<b>TR</b>	1,840	327,9	559,23	43,19	81,05	

Falta metalografia!!!

## **8. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS- PROCESSAMENTO DO AÇO DUAL-PHASE**

Após laminado, como esperado na figura 36, ocorreu intenso encruamento de ambos constituintes, ferrita e martensita, acompanhado de aumento na dureza e resistência mecânica e diminuição na ductilidade. O comportamento inicial da deformação do *dual-phase* é complexo, que contribui para a boa conformação desses aços, porém com a deformação produzida ~ 57% sem recozimento intermediário, é possível sugerir que houve aumento da quantidade de martensita formada, devido a transformação da austenita retida.

É importante ressaltar que os parâmetros selecionados para os testes no forno de recozimento contínuo produziram um aço bifásico com martensita revenida, etapa de peso quente, como mostra a figura 40. Tal constituinte se apresenta como vantagem para a estampagem posterior, possibilitando ao aço uma maior tenacidade aliada a uma dureza razoável.

As amostras 1,2 e 3 não atenderam as especificações solicitadas pelo cliente KF estamparia. Porém, foi possível estudar o comportamento no recozimento contínuo.

### **Gráfico de ensaio de tração das 3 amostras**

## **9. CONCLUSÕES**

Como era esperado, a quantidade de martenista formada varia com temperatura de tratamento térmico intercrítico, bem como o carbono da austenita  $C_\gamma$  formada depende fortemente da temperatura em que se deu o recozimento intercrítico.

Nos aços laminados a frio a recristalização da ferrita ocorre rapidamente e geralmente acontece antes de atingir a temperatura intercrítica, o crescimento do grão ferrítico geralmente é restrito devido a presença da segunda fase austenita que se posiciona impedindo o crescimento do grão ferrítico .

A temperatura A1 é caracterizada não por uma temperatura específica, mas por uma faixa de temperaturas devido ao equilíbrio final lento da entre ferrita / austenita controlada pela difusão do carbono.

## 10. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 
- <sup>1</sup> CAINS, R.L.; CHARLES, J. A., **Production of Controlled Martensite-Ferrite Microstructure in Steel**, Journal Iron and Steel Inst., 1967, p. 1044 -50.
- <sup>2</sup> GRANGE, R.A., **Fibrous Microstructures Developed in Steel by Thermochemical Processing**, In: Proceedings 2<sup>nd</sup> Int. Conf. on Strength of Metal and Alloys, ASM, Cleveland, 1970, p. 861-76
- <sup>3</sup> RASHID, M.S., **A Unique High-Strength Sheet Steel with Superior Formability**, SAE Preprint 760206, 1976.
- <sup>4</sup> RASHID, M.S., **GM980X – Potential Applications and Review**, SAE Preprint 770211, 1977.
- <sup>5</sup> **Dual-Phase and Cold Presing Vanadium Steels in the Automobile Industry**, Vanitec, Berlin, 1978.
- <sup>6</sup> DAVENPORT A.T., **Formable HSLA and Dual-Phase Steels**, ed. AIME, New York, NY, 1979.
- <sup>7</sup> KOT R. A.; MORRIS J. W., **Structure and Properties of Dual-Phase Steel**, ed. AIME, New York, NY, 1979.
- <sup>8</sup> HONEYCOMBE R. W. K.; BHADESIA H. K. D. H., **Steels – Microstructure and Properties, Metallurgy & Materials Science**, 1996, 2. ed, p. 211-212.
- <sup>9</sup> RASHID M. S., **A Unique High-Strength Sheet Steel with Superior Formability**, Preprint 760206, Society of Automotive Engineers, 1976.
- <sup>10</sup> **High strength structural and high strength low alloys steels**: IN: METALS HANDBOOK 10.ed Metals Park: ASM, 1990. v.1: Properties and selection: irons, steels and high performance alloys, p. 1102–1120.
- <sup>11</sup> **High strength structural and high strength low alloys steels**: IN: METALS HANDBOOK 10.ed Metals Park: ASM, 1990. v.1: Properties and selection: irons, steels and high performance alloys, p. 1121–1125.
- <sup>12</sup> MOULD, P.R.; SKENA, C. C., **Structure and Properties of Cold-Rolled Ferrite-Martensite (Dual Phase) Steel Sheets**, In: Formable HSLA and Dual-Phase Steels, R.A. Kot and J.W.Morris, ed. AIME, New York, NY, 1979, p. 183–205.
- <sup>13</sup> MATSUOKA, T.; YAMOMORI, K., **Metallurgical Aspects of cold-Rolled High Strength Steel Sheets**: Metallurgical Transactions, 6A, 1975, p. 1613-1622.
- <sup>14</sup> BUCHE, J.H.; HAMBURG, E.G., **High-Strength Formable Sheet Steel**, SAE Reprint 770164, 1977.

- 
- <sup>15</sup> COLDREN, A. P. et al, ELDIS, G. T., BUCK, R.M., TITHER, G.,BOUSSEL, P., and CHIHARA, T.,**Journal of Molybdenum Technology**, 14, 1980, N°3.
- <sup>16</sup> SPEYER,R.F. **Thermal Analysis of Materials**: School of Materials Science and Engineering, Georgia Institute of Technology, Atlanta, Georgia, 169p.
- <sup>17</sup> SPEYER,R.F. **Thermal Analysis of Materials**: School of Materials Science and Engineering, Georgia Institute of Technology, Atlanta, Georgia, 175p.
- <sup>18</sup> SPEICH, G. R. et al, DEMAREST, V. A., and MILLER, R.L., **Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels**, submitted to Metallurgical Transactions, 1980.
- <sup>19</sup> GILMOUR, J.B. et al, PURDY, G.R., and KIRHALDY, J.S., **Thermodynamics Controlling the Pro-eutectoid Ferrite Transformatios in Fe-Mn-C Alloys**, Met.Trans., 3, 1972, p. 1455-64.
- <sup>20</sup> ANDREWS, K. W., **Empirical Formula for the alculatoin of Some Transformation Temperatures**, J. Iron and Steel Inst., 203, 1965, p. 721-27.
- <sup>21</sup> MOULD MOULD, P.R.; SKENA, C. C., **Structure and Properties of Cold-Rolled Ferrite-Martensite (Dual Phase) Steel Sheets**, In: Formable HSLA and Dual-Phase Steels, R.A. Kot and J.W.Morris, ed. AIME, New York, NY, 1979, p. 183-205.
- <sup>22</sup> SPEICH, G. R. et al, DEMAREST, V. A., and MILLER, R.L., **Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels**, submitted to Metallurgical Transactions, 1980.
- <sup>23</sup> SPEICH, G.R.; MILLER, R.L.,**private communication**, Research Laboratory, U.S. Steel Corporation, Monroeville, Pa., 1980.
- <sup>24</sup> GEIB, M. D. et al, MATLOCK, D. K., and KRAUSS, G., **The Effect of Intercritical Temperature on the Structure of Niobium Micro Alloyed, Dual Phase Steel**, Met. Trans. 11A, 1980, p. 1683-89.
- <sup>25</sup> MOYER, J. M.; ANSELL, G. S., **The volume Expansion Accompanying the Martensite Transformation in Iron-Carbon Alloys**, Met. Trans. 6A, 1975, p. 178-91.
- <sup>26</sup> FURUKAWA, T. et al, MORIKAWA, H., TAKECHI, H., and KOYAMA, K. , **Process Factors for Highly Ductile Dual-Phase Steel Sheet**, In: Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A. Kot and J.W.Morris, ed. AIME, New York, NY, 1979, p. 281-303.
- <sup>27</sup> FURUKAWA, T. et al, MORIKAWA, H., TAKECHI, H., and KOYAMA, K., **Process Factors for Highly Ductile Dual-Phase Steel Sheet**, In: Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R.A. Kot and J.W.Morris, ed. AIME, New York, NY,1979, p. 281-303.
- <sup>28</sup> ELDIS, G.T.,**The influence of Microstructure and Testing Procedure on the Measured Mechanical Properties of Heat Treated Dual-Phase Steel**, In: Structure and Properties of Dual-Phase Steel, R.A. Kot and J.W.Morris, ed. AIME, New York, NY, 1979, p. 202-20.
- <sup>29</sup> GARCIA, C.I.; DeArdo, A. J., **Formation of austenite in 1,5% Mn Steels**, submitted to Metallurgical Transaction, 1980.
- <sup>30</sup> GARCIA, C.I.; DEARDO, A. J, **Formation of Austenite in Low Alloy Steels**, In: Structure and Properties of Dual-Phase Steels, R. A. Kot and J. W. Morris, ed. AIME, New York, NY, 1979, p. 40-61.
- <sup>31</sup> M. HILLERT; M. WALDENSTROM, **Isothermal Sections of the Fe-Mn-C System in the Temperature Range 873-1373 K**, Apud: METALS HANDBOOK 10. ed., Calphad, 1v, 1977, p. 97-132.
- <sup>32</sup> COLDREN, A. P.; TITHER, G., **Development of a Mn-Si-Cr-Mo As-Rolled Dual-Phase Steel**, J. Metals,30 (4) (1978), p. 6-19.

- 
- <sup>33</sup> ELDIS, G.T., **The influence of Microstructure and Testing Procedure on the Measured Mechanical Properties of Heat Treated Dual-Phase Steel**, In: Structure and Properties of Dual-Phase Steel, R.A. Kot and J.W.Morris, ed. AIME, New York, NY, 1979, p. 202-220.
- <sup>34</sup> GERABASE, J. et al, EMBURY, J. D. and HOBBS, R. M., **The Mechanical Behavior of Some Dual-Phase Steels with Emphasis on the Initial Work hardening Rate**, In: Structure and Properties of Dual-Phase Steel, R.A. Kot and J.W.Morris, ed. AIME, New York, NY, 1979, p. 118-144.
- <sup>35</sup> DUNCAN, J.; EMBURY, J. D. **Mechanical Metallurgy of Dual-Phase Steel: Fundamentals of Dual-Phase Steels**, R.A. Kot and J.W.Morris, ed. AIME, New York, NY, 1979.
- <sup>36</sup> TAMURA, I. et al, TOMATA, Y.AKAO, A., YAMAOHA, Y., OZAWA, M. and KANOTONI, S., **On the Strength and Ductility of Dual-Phase Iron Alloys**, Trans. Iron and Steels Inst. Japan, 13 , 1973, p. 283-292.
- <sup>37</sup> RASHID, M. S., **The Relationship Between Steel Microstructure and Formability**, In: Formable HSLA and Dual-Phase Steels, R.A. Kot and J. Morris, ed. AIME, New York, NY, 1979, p. 1-24.
- <sup>38</sup> DAVIES, R. G., **Influence o Martensite Composition and Content on the Properties of Dual-Phase Steels**, Met. Trans. 9A, 1978, p. 671-79.
- <sup>39</sup> SPEICH, G.R.; MILLER, R.L., **Tempering of Ferrite-Martensite Steels**, this book.