
Escola Politécnica da Universidade de São Paulo
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

PMT 595 – Trabalho de Formatura II

***“Curvas de Resfriamento Contínuo
de Aços TRIP para
a Indústria Automobilística.”***

Aluno: Marcelo Chisté

Orientador: Prof. Dr. André Paulo Tschiptschin

São Paulo, Janeiro de 2001

Resumo

Este trabalho tem por objetivos a obtenção dos diagramas CCT de três aços ao Si-Mn com efeito TRIP, através da técnica dilatométrica. O estudo foi acompanhado de análise metalográfica, para determinar o efeito do Manganês nestes diagramas, e observar a cinética da decomposição da austenita. Foram utilizados 10 ciclos térmicos para os ensaios dilatométricos, com taxas de resfriamento que variaram de 0,25 a 80°C/s.

Para auxiliar na determinação dos pontos críticos de transformação, assim como para observação das fases formadas, foi utilizada microscopia ótica e eletrônica de varredura. Também foi utilizada a medida de dureza das amostras como método para auxiliar o entendimento do que ocorria com as ligas submetidas à diferentes taxas de resfriamento.

Desta maneira, foi possível obter os diagramas CCT das três ligas e observar a influência que o Manganês tem na decomposição da austenita para estas ligas.

Sumário

I. Introdução.....	01
II. Objetivos.....	04
III. Dilatometria e Curvas CCT.....	05
III.1 Introdução a dilatométrica.....	05
III.2 Curvas CCT.....	06
IV. Materiais e Métodos.....	09
IV.1 Aços estudados.....	09
IV.2 Ensaios de dilatométrica.....	10
IV.3 Microscopia ótica e Metalografia quantitativa.....	13
IV.4 Testes de dureza.....	13
V. Resultados Obtidos.....	14
V.1 Ensaios dilatométricos.....	14
V.2 Produtos de transformação por resfriamento contínuo: metalografia ótica.....	25
V.3 Dureza Vickers.....	32
V.4 Curvas de resfriamento contínuo.....	32
VI. Discussão	40
VI.1 Cinética de decomposição da austenita para resfriamento contínuo.....	40
VI.2 A influência do Manganês nas curvas CCT.....	45
VII. Conclusão.....	49

VIII. Bibliografia.....	50
IX. Índice de Figuras e Tabelas.....	51

I - Introdução.

Nos últimos anos, a evolução dos processos de produção das plantas siderúrgicas tem sido muito rápida, devido à introdução de novas tecnologias que possibilitam controlar os parâmetros durante o processo de fabricação dos aços.

Chapas finas de aços têm sido utilizadas para a fabricação de carrocerias de automóveis; a cada dia se aperfeiçoam as tecnologias para sua produção e aumentam as exigências de espessuras cada vez menores e conformabilidade cada vez mais alta. O programa ULSAB (*Ultra Light Steel Auto Body*) - Fase II, é um exemplo em que os níveis de resistência de 210-420 MPa, são exigidos para aços do grupo de alta resistência e baixa liga.

A introdução de diferentes categorias de aços de alta resistência para estampagem profunda na forma de chapas finas, com tratamentos de superfície, constituem desenvolvimentos importantes na utilização destes materiais. Na *Figura 1.1* apresenta-se a evolução que têm tido os aços de alta resistência mais usados na indústria automobilística.

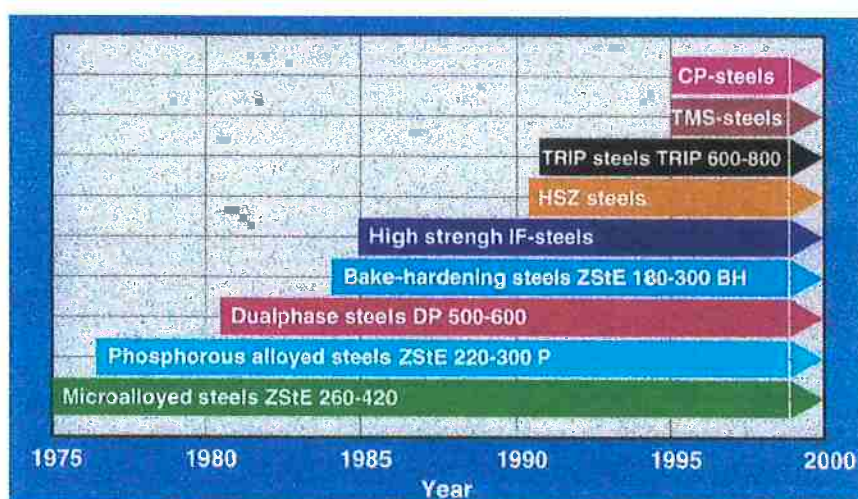


Figura 1.1: Evolução dos aços de alta resistência nos últimos anos⁽¹⁾.

Os aços de baixa liga e alta resistência surgiram na década de 70 com a finalidade de aumentar a segurança e diminuir o peso dos automóveis; nesta época a capacidade de estampagem destes não era muito grande. O endurecimento era conseguido mediante a adição de micro-ligantes, como Nb e/ou Ti, obtendo-se a precipitação de Nb(C,N) ou TiN e refino de grão⁽²⁾.

Depois da crise energética de 1973 e 1978, houve uma grande demanda dos aços de alta resistência para a redução do peso dos automóveis. Começou, naquela época, o uso da

tecnologia de recozimento contínuo em linha para a produção de aços acalmados ao alumínio e aços ao fósforo, com os quais podia se alcançar um bom compromisso entre o grau de conformabilidade (r) e a relação de propriedades mecânicas $YR=YS/TS$ (onde YS é o limite de escoamento e TS é a resistência à tração)⁽²⁾.

Nesta época foram desenvolvidos, nos *Laboratórios da General Motors Company*, os primeiros aços *Dual Phase*, a partir de um aço *HSLA* tipo *SAE 980X* (0,12%C, 0,51%Si, 1,46%Mn). Estes aços, endurecíveis pela transformação de fase $\gamma \rightarrow M$, com formação de microestrutura duplex ferrita - martensita, apresentam forte encruamento em decorrência de uma dispersão de ilhas de martensita na estrutura e de refino de grão⁽³⁾.

Por meio de um recozimento intercrítico entre as temperaturas A_1 e A_3 , é possível obter frações de austenita entre 20 e 40% que, após resfriamento rápido se transformam em martensita e a estrutura fica composta, basicamente, por ferrita poligonal e martensita (15 a 20%).

Há quinze anos vêm sendo desenvolvidos os aços com efeito *Bakehardening* (*BH*), que são produzidos na forma de chapas para estampagem profunda, fundamentalmente, na indústria automobilística. Estes aços têm a característica de, durante os processos de secagem da pintura, endurecerem e apresentarem um aumento do limite de escoamento por meio do bloqueio das discordâncias⁽²⁾.

No início da década de 90 começaram a ser desenvolvidos alguns tipos de aços com teores de intersticiais (carbono e nitrogênio) muito baixos. Estes, chamados Aços Livres de Intersticiais (*Interstitial Free - IF*), têm baixo teor de carbono e nitrogênio em solução devido a sua precipitação na forma de nitretos e/o carbonitretos, de Nb e/ ou Ti.

Os aços *TRIP* constituem uma última geração de materiais de alta resistência, e têm sido estudados com profundidade no contexto atual da siderurgia dos países do primeiro mundo (Japão, Alemanha, Bélgica, Canadá e Estados Unidos). Estes aços contêm na sua microestrutura uma apreciável quantidade de austenita retida, da ordem de 20%⁽⁴⁾.

O fenômeno *TRIP* (*Transformation Induced Plasticity*) é conhecido nos aços de alta liga contendo Cr e Ni. Estes aços, porém, apresentam como limitação seu elevado custo e dificuldades de fabricação, razão pela qual seu uso é limitado na indústria automobilística.

Os aços *TRIP* de baixa liga e de baixo custo, contendo basicamente C, Si, Mn, e elementos de liga como o Nb e/ou Ti, constituem um desenvolvimento recente na metalurgia dos aços. Durante a deformação plástica deste tipo de material, a austenita retida transforma-se em martensita, proporcionando um aumento da capacidade de deformação. Os aços *TRIP* destacam-se por apresentar limite de escoamento entre 500-600 MPa e Resistência Mecânica na faixa de 600-1000 MPa.

Na Tabela 1.1 são comparados o limite de escoamento, o limite de resistência, o alongamento uniforme, o alongamento total, o índice de anisotropia e o coeficiente de encruamento de aços *Dual Phase* e *TRIP*, respectivamente, amplamente utilizados no setor automobilístico.

Tabela 1.1: Comparação do comportamento mecânico de ligas de aços DP e TRIP⁽⁵⁾.

Características Mecânicas	Tipos de Aços			
	DP500	DP600	TRIP 700	TRIP 800
L. de Resistência (MPa)	540	620	725	800
L. Escoamento (MPa)	345	350	390	450
C.de Encruam. (n)	0,16	0,18	0,25	0,24

Os níveis de encruamento dos aços *TRIP* grau 700 e 800, são determinados pela transformação $\gamma_{\text{Retida}} \rightarrow \text{Martensita}$ com deformação plástica induzida pela transformação.

A otimização das propriedades nos aços *TRIP* ao Si-Mn é conseguida, (combinação de resistência e ductilidade) quando é possível obter uma mistura de ferrita, bainita (isenta de carbonetos, conferindo tenacidade) e austenita retida, que mais tarde, no processo de conformação mecânica, se transformará em martensita (efeito *TRIP*); esta última irá conferir maior resistência mecânica ao material.

Torna-se importante, assim, o estudo das curvas de resfriamento contínuo deste último tipo de aço, pois estas são utilizadas para a elaboração dos tratamentos térmicos adequados para se obter as propriedades desejadas, proporcionando um material de baixo custo e de ótima aplicabilidade na indústria automobilística.

II – Objetivos

O objetivo deste trabalho é obter os diagramas de resfriamento contínuo (curvas CCT - *Continuous Cooling Transformation*) de aços TRIP ao Si-Mn, através da técnica dilatométrica, com especial interesse de analisar o efeito que tem a concentração do Manganês nestes diagramas.

III – Dilatometria e Curvas CCT

III.1- Introdução a dilatometria⁽⁶⁾

As transformações de fases no estado sólido têm um papel destacado na prática metalúrgica, permitindo um bom conhecimento das características de expansão de um material submetido a certos ciclos térmicos, através das reações que ocorrem no estado sólido. Dessa maneira é possível determinar o potencial de aplicação de aços e ligas, em função das características microestruturais extraídas de tratamentos térmicos industriais.

Uma das principais aplicações da dilatometria está no estudo das transformações de fases dos aços e ligas metálicas. Destaca-se aqui o pioneirismo dos trabalhos de Davenport e Bain, em 1930, metalurgistas da *United States Corporation Reseach Laboratory*, que idealizaram os diagramas TTT, onde estudaram o tempo necessário para a decomposição da austenita em ferrita e carbonetos em várias temperaturas, analisando sete aços de composição química distintas.

O método dilatométrico é usado para determinar as temperaturas de transformações de fases (pontos críticos), onde as variações de comprimento de um corpo de prova cilíndrico de dimensões padronizadas (tubular ou não) são registradas no seu aquecimento e resfriamento, ou ainda, sob condições isotérmicas. As variações no comprimento do corpo de prova indicam variações volumétricas que acompanham a transformação no metal. Este método é utilizado para a determinação dos pontos críticos dos aços, uma vez que suas transformações são acompanhadas por mudanças substanciais de volume, devido aos diferentes volumes específicos das fases α e γ dos aços.

Através da curva plotada *expansão versus tempo* ou *temperatura*, são observadas as transformações de fases nos pontos de inflexão desta, seja no aquecimento ou no resfriamento.

Dadas suas características peculiares, a dilatometria possibilita uma análise dos produtos obtidos da transformação austenítica, seja isotermicamente ou por resfriamento contínuo. A partir da análise das curvas dilatométricas, é possível determinar as temperaturas de início e fim de transformação dos produtos da decomposição da austenita.

Em ensaios de dilatometria, a taxa de resfriamento aplicada é linear. Em tratamentos térmicos práticos a curva de resfriamento não se comporta linearmente, porque depende da transferência de calor da amostra para o meio refrigerante e da taxa de liberação de calor latente durante a transformação, o que pode levar a um aumento de temperatura, isto é, uma recalescência.

III.2- Curvas CCT⁽⁷⁾

O método dilatométrico tem mostrado ser um excepcional instrumento na determinação dos diagramas de transformações de fases em metalurgia. Essas transformações têm sido estudadas de duas maneiras: isotermicamente (curvas TTT) e por resfriamento contínuo (curvas CCT), esta última em função da sua relevante aplicação industrial e a anterior por causa do interesse acadêmico. Deste modo foram elaboradas curvas CCT e TTT para, praticamente, todos os tipos de aços, proporcionando, assim, um melhor conhecimento de como os diferentes elementos ligantes influenciam estas curvas. A confirmação dos produtos obtidos, assim como suas frações volumétricas, podem ser feitas por metalografia quantitativa e/ou difração de raios-X, por exemplo.

Os diagramas CCT podem ser obtidos através dos dados obtidos nos ensaios de dilatometria, programando um ciclo térmico para austenitização da amostra, e uma taxa de resfriamento conveniente. Assim, plota-se a temperatura de transformação *versus* o tempo que esta levou para ocorrer. Através destes diagramas pode-se prever o desenvolvimento de microestruturas que podem ocorrer durante o resfriamento contínuo de um aço após um tratamento térmico, como acontece na indústria.

Existe uma dificuldade prática em se determinar o início e o fim da transformação da austenita. As curvas de expansão térmica para austenita e os produtos da sua decomposição não são lineares. Para cada curva de resfriamento, a temperatura na qual as primeiras quantidades de austenita se transformam é mais fácil de se determinar. Em contraste, para aquelas ligas que apresentam uma curvatura marcante no diagrama de dilatação *versus* temperaturas, incertezas na localização da temperatura final de transformação são maiores.

Os principais fatores que influenciam a posição das curvas CCT são: a composição química (em geral, aumentando-se o teor dos elementos de liga, atrasa-se o início das transformações) e o tamanho de grão austenítico (aumentando-se o tamanho de grão, atrasa-se o começo e o fim da transformação). Nos diagramas CCT os elementos de liga diminuem as taxas de transformação durante o resfriamento contínuo. Portanto, podemos obter indicações da influência dos elementos de liga nas transformações durante o resfriamento contínuo, comparando as temperaturas nas quais os produtos se formam.

As transformações por resfriamento contínuo são afetadas pelo tratamento que o aço sofreu antes da austenitização. A temperatura de austenitização e o tempo de encharque afetam o tamanho de grão da austenita, modificando as transformações subseqüentes no resfriamento.

A importância na obtenção de diagramas deste tipo está na possibilidade em achar uma taxa de resfriamento limite a ser utilizada de forma a evitar fases indesejadas num aço. Além disso, pode-se determinar "janelas" – intervalos – de taxas de resfriamento em que uma fase só ocorre se outras se formarem anteriormente; ou ainda, que a formação de uma fase aconteça direto da decomposição da austenita.

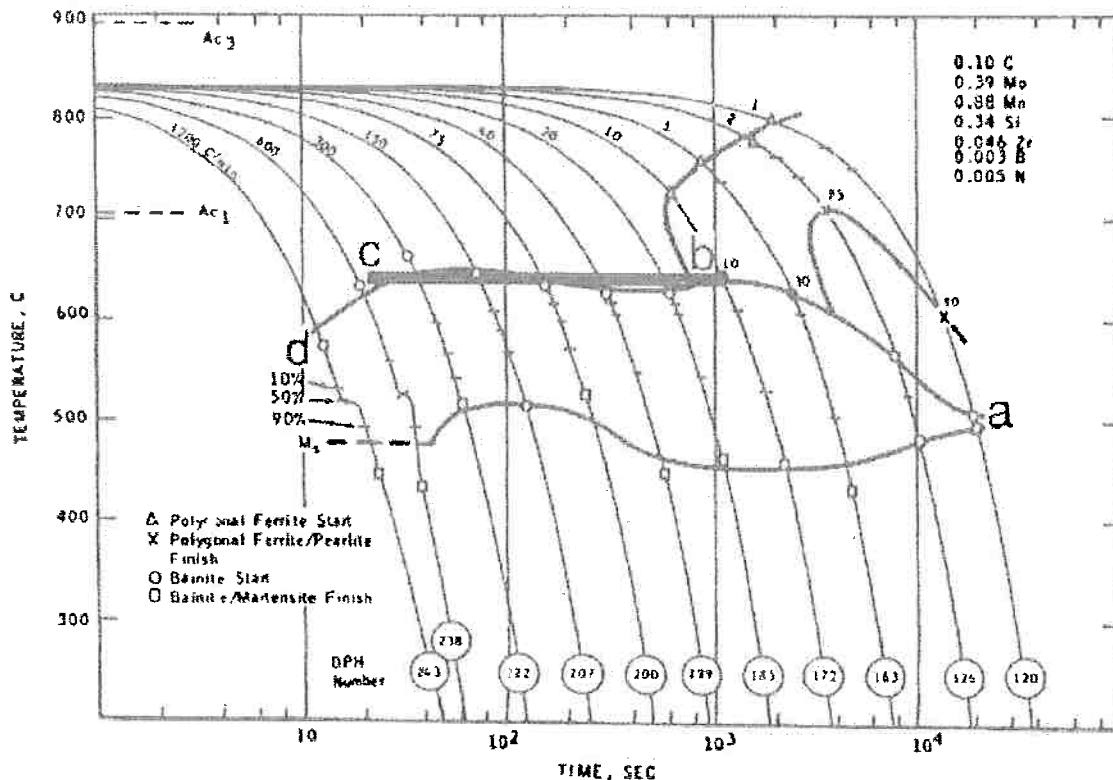


Figura 3.1: Diagrama CCT de um aço 0,10C-0,88Mn-0,34Si-0,39Mo, ilustrando as três regiões de formação da bainita: a-b (sobreposição), dependente dos produtos de região anteriores; b-c (platô), independente da taxa de resfriamento empregada, e c-d, dependente da taxa de resfriamento aplicada.⁽⁷⁾

De acordo com a Figura 3.1, vemos a indicação de três regiões: uma definida pelo segmento de a até b; a temperatura B_s (de "Bainite Start") é influenciada pela transformação de austenita para ferrita e/ou perlita, definindo uma região de sobreposição; uma região de platô (de b até c), onde a temperatura B_s é pouco ou não é influenciada pela taxa de resfriamento empregada, e a bainita se forma diretamente da austenita, e a região de c até d uma região em que também a bainita se forma diretamente da austenita, só que B_s é fortemente influenciado pela taxa de resfriamento empregada. O mesmo pode acontecer para o caso da martensita e sua temperatura de início, M_s .

Pode-se, então, definir uma temperatura B_s somente para a região de patamar, onde a bainita se forma diretamente da austenita. Na região de c a d, onde a temperatura de início de transformação bainítica depende da taxa de resfriamento empregada, pode-se determinar um B_s médio, mas sem muito valor prático. O mesmo se aplica à temperatura M_s .

e outras temperaturas de início de transformação de outros constituintes. Assim, não faz sentido definir em um diagrama CCT, por exemplo, uma temperatura de início de transformação perlítica, já que esta depende, geralmente, da formação de outras duas fases: ferrita e cementita.

IV – Materiais e Métodos

IV.1 – Aços estudados

Foram elaboradas oito ligas, sendo que três foram utilizadas neste trabalho. Suas composições químicas encontram-se na *Tabela 4.1*. As ligas foram elaboradas em um forno de indução a vácuo, do Centro de Desenvolvimento Tecnológico da Companhia Siderúrgica Nacional (CDT-CSN). Foram obtidos lingotes de aproximadamente 50 kg, de seção quadrada.

Tabela 4.1: Composição química das ligas de aços TRIP em estudo.

Identificação das Ligas	Teor dos principais elementos químicos (%)								
	C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	Ni	Nb
TA (Fe-1,0Mn)	0,19	0,99	0,91	0,019	0,005	0,028	0,016	0,004	0,028
TB (Fe-1,5Mn)	0,23	1,60	0,98	0,020	0,006	0,036	0,017	0,004	0,030
TC (Fe-2,0Mn)	0,17	2,14	0,95	0,020	0,006	0,054	0,021	0,004	0,030

O lingote assim obtido teve suas superfícies esmerilhadas com o objetivo de remover imperfeições que pudessem prejudicar os processos de conformação a quente subsequente, e foi cortado em quatro partes iguais para possibilitar seu manuseio. Procedeu-se então à laminação a quente para quebrar a estrutura bruta de solidificação. Cada parte foi aquecida a 1100°C, durante 60 minutos em um forno mufla. A laminação a quente foi feita num laminador duo-reversível. Estes equipamentos estão localizados na oficina mecânica do CDT-CSN. A partir das chapas de 4mm foram usinados corpos de prova para dilatometria. O corpo de prova encontra-se esquematizado na *Figura 4.1*.

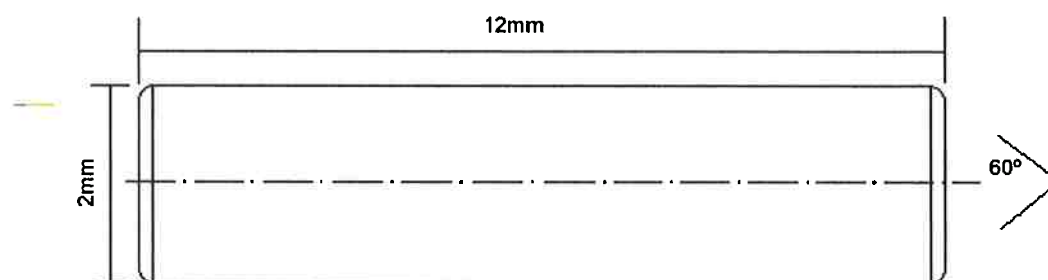


Figura 4.1: Esquema do corpo de prova utilizado em ensaios de dilatometria.

IV.2 – Ensaios de dilatométrica

O equipamento utilizado foi um dilatômetro *Adamel-Lomargi DT1000*, com aquecimento por irradiação de lâmpadas de xenônio concentrada por meio de espelhos parabólicos sobre uma amostra cilíndrica de diâmetro de 2mm e de altura de 12 mm (como *Figura 6.1*). O forno, controlado por um microcomputador, pode ser programado para executar os mais variados ciclos térmicos. O resfriamento foi realizado por gás nitrogênio atuando sobre as amostras. O software dispõe de recursos que possibilitam a determinação dos pontos críticos onde podem ocorrer as transformações de fases.

As variações de dimensão do corpo de prova, durante o ensaio, são detectadas por um transdutor diferencial de variação linear – LVDT – através de uma haste de sílica. Um sistema de medição de transmissão de corrente permite ao deslocamento aplicado ao núcleo do sensor ser transformado em sinal elétrico contínuo proporcional ao deslocamento.

O sistema de bombeamento a vácuo permite que o ar seja evacuado a fim de minimizar problemas de oxidação e ou decarbonetação do corpo de prova durante o aquecimento.

Foram programados, para cada liga, 10 ciclos térmicos, totalizando 30 ensaios, com os seguintes parâmetros:

a) Parâmetros constantes:

- velocidade de aquecimento: 0,25°C/s;
- temperatura de austenitização: 1000°C;
- tempo de encharque: 3 minutos;
- vácuo ligado.

b) Parâmetros variáveis:

- Taxas de resfriamento: 0,25; 0,5; 1,0; 2,5; 5,0; 10,0; 20,0; 40,0; 60,0 e 80,0 °C/s.

A *Figura 4.2* esquematiza os ciclos térmicos de dilatométrica realizados para resfriamento contínuo.

Em relação ao procedimento experimental utilizado, deve-se observar que o uso de uma taxa de aquecimento baixa (0,25°C/s), associada a uma alta temperatura de austenitização (1000°C) objetivou uma total homogeneização do material ensaiado. Em

função das pequenas dimensões do corpo de prova, também não foram necessários tempos longos de encharque.

Para análise dos pontos de início e fim de transformação de fase, foram extraídas curvas $dL/L_0 = f(\theta)$, sendo θ a temperatura em °C, diretamente obtidas do dilatômetro, e usando-se o tradicional método em traçar tangentes à curva de resfriamento (Figura 4.3) ou aquecimento, estipulando-se um percentual de início e fim de transformação (entre 2 e 3% para o início e entre 97 e 98% para o final de transformação). O ponto de inflexão da curva pode ser o ponto de começo ou fim de uma transformação de fase.

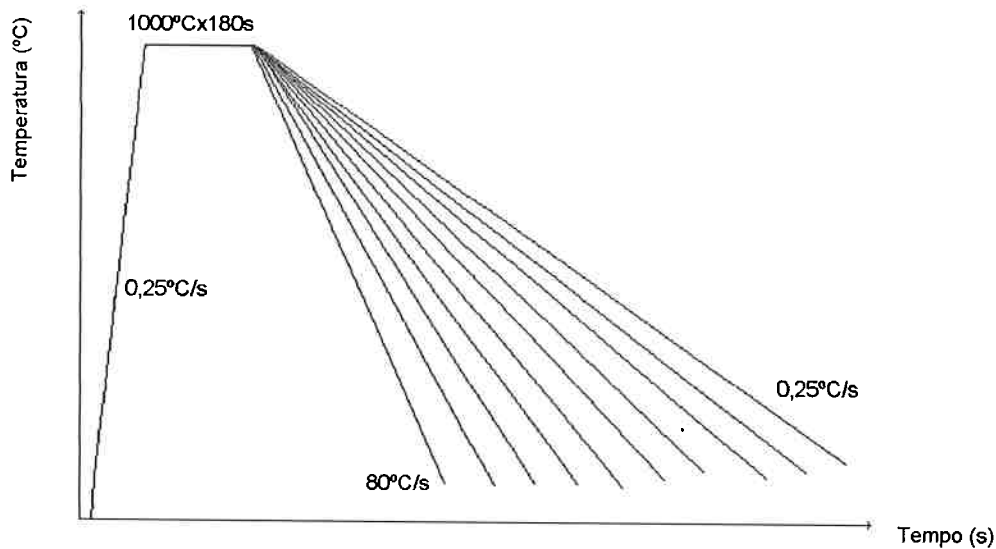


Figura 4.2: Esquema dos ciclos térmicos empregados nos ensaios dilatométricos.

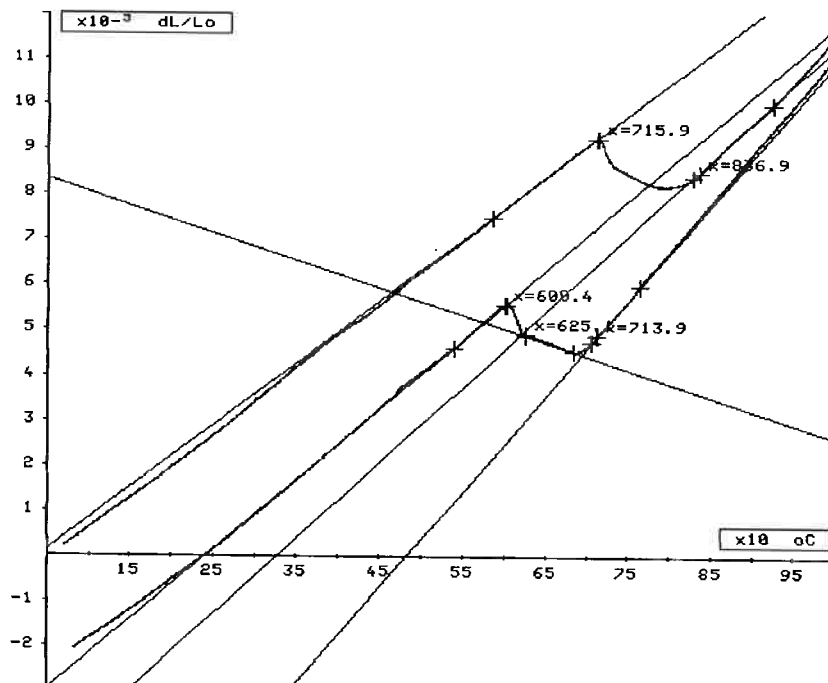


Figura 4.3: Utilização do método das tangentes para determinação dos pontos de início e fim de transformação de fase. A curva utilizada para exemplo é o ciclo térmico utilizado na amostra TB-0,25°C/s.

Os dados obtidos no dilatômetro são transportados para o Microsoft Excel, e através das equações empíricas:

$$T_{real} = \frac{T_{dilatômetro}}{2} \quad \text{e} \quad (dl/L_0)_{real} = \frac{(dl/L_0)_{dilatômetro}}{206091,1381},$$

onde:

- T_{real} = Temperatura real;
- $T_{dilatômetro}$ = valor retornado pelo dilatômetro na planilha, equivalente a temperatura;
- $(dl/L_0)_{real}$ = dilatação sofrida pelo corpo de prova;
- $(dl/L_0)_{dilatômetro}$ = valor retornado pelo dilatômetro na planilha, equivalente a (dl/L_0) .

Assim, pode-se plotar $((dl/L_0)_{real} \text{ versus } T_{real})$, redesenhando-se os ciclos térmicos para melhor apresentação.

Para a determinação do tempo da reação, utilizou-se a seguinte fórmula:

$$t_{reac} = \frac{1000 - T_{real}}{(dT/dt)}$$

onde dT/dt = taxa de resfriamento empregada, e 1000°C é a temperatura de austenitização.

Assim determinados, os pontos de início e fim de transformação T_{real} , versus o tempo t_{reac} , são transportados também para o Microsoft Excel, de modo a obter a curva CCT da liga.

Ainda, para alguns casos, foram realizados testes dilatométricos em faixas de resfriamento intermediárias, entre uma velocidade de resfriamento pré-estabelecida e outra, para: esclarecimento de dúvidas, como as regiões de fechamento ou de sobreposição de domínio de fases nas curvas CCT; ou de poucos pontos críticos de transformação de fase obtidos para se observar uma tendência de comportamento da região. Estes dados encontram-se no **Capítulo V**.

IV.3 – Microscopia Ótica e Eletrônica de Varredura

Os ensaios dilatométricos foram acompanhados por análise microestrutural das amostras submetidas aos ciclos de tratamento térmicos programados, para constatação das transformações de fase acusadas nas curvas obtidas no dilatômetro. Cada amostra foi preparada para a análise metalográfica através de embutimento em baquelite, lixamento na sequência 180, 240, 320, 400, 600, 1000, e polimento em panos com pasta de diamante de granulometria de 6, 3 e 1 micron, sucessivamente, e posterior ataque em Nital 2%, para observação em microscópio óptico em aumentos que variaram de 50 a 500x. Foram obtidas imagens nos aumentos de 500x.

Algumas amostras foram, posteriormente, preparadas para observação no MEV, tendo em vista sanar algumas dúvidas sobre microestruturas formadas, principalmente nas amostras com taxas de resfriamento intermediárias.

IV.4 – Testes de Dureza

Para novamente auxiliar a análise dos resultados obtidos no dilatômetro, foram realizados testes de dureza Vickers (HV1) em todas as amostras, utilizando microdurômetro Zwick. A preparação das amostras para o teste é similar à utilizada para a caracterização metalográfica em MO.

Em cada amostra foram realizadas 5 impressões, utilizando a carga de 1000g. As medidas então eram, através de uma tabela de conversão do manual do aparelho, obtidos os valores de dureza HV1; possibilitando a obtenção de uma média aritmética para cada amostra; estes valores médios foram então incorporados às curvas CCT obtidas, em função da taxa de resfriamento adotada, para efeito comparativo entre as diferentes ligas.

V – Resultados Obtidos

V.1 – Ensaios dilatométricos

A análise dos resultados dilatométricos experimentais está vinculada ao objetivo de determinar-se as temperaturas de início e fim de transformação de fases nos ensaios por resfriamento contínuo, traçando-se, a partir desses resultados, as curvas CCT dos aços ensaiados.

Assim, a seguir são mostradas as curvas dos ciclos térmicos utilizados nos ensaios. As curvas estão separadas por velocidade de resfriamento, para melhor efeito comparativo do que aconteceu com cada liga durante uma mesma taxa de resfriamento.

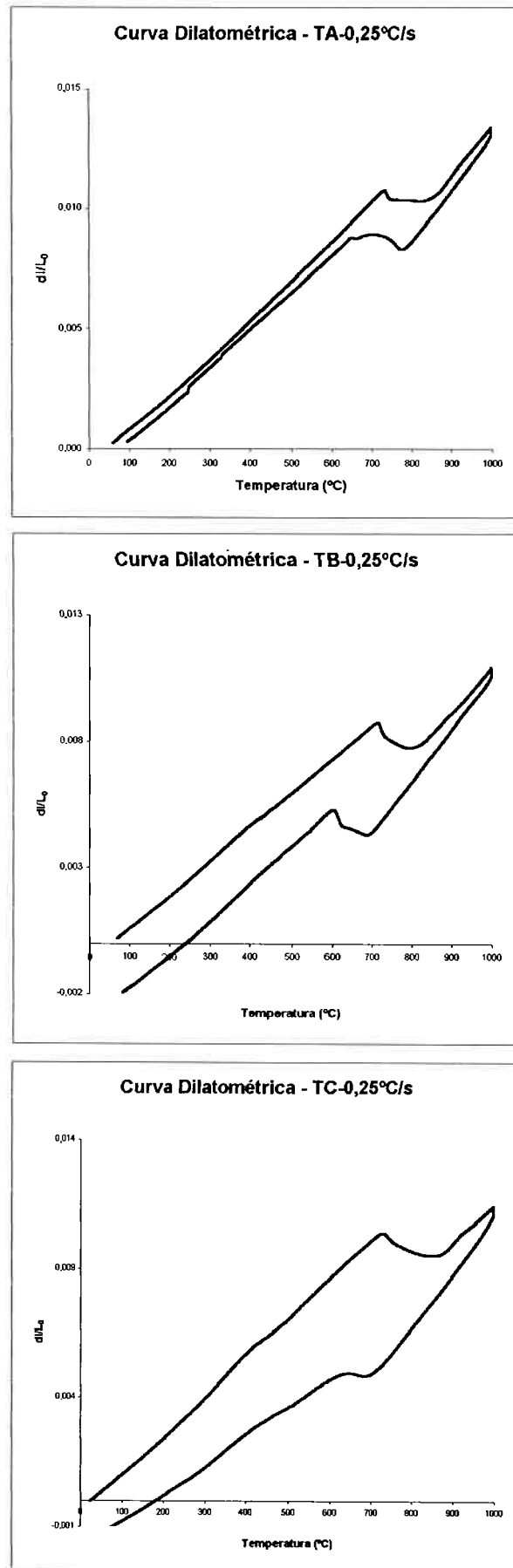


Figura 5.1: Curvas dilatométricas das amostras TA, TB e TC para uma taxa de resfriamento de 0,25°C/s

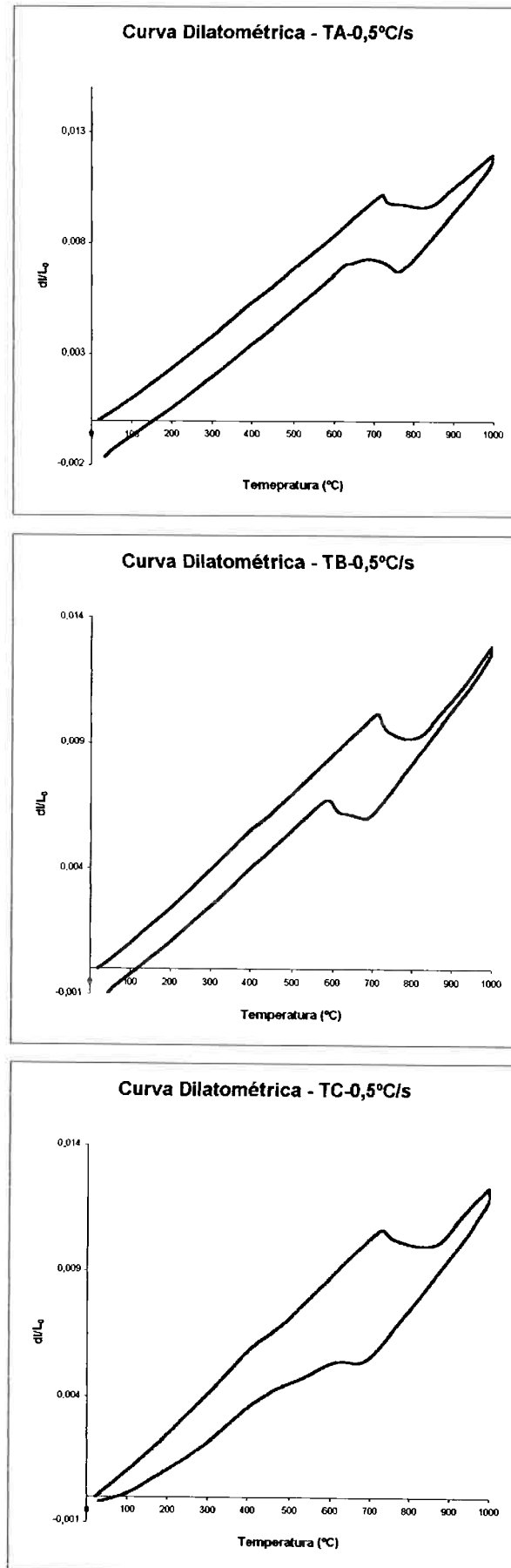


Figura 5.2: Curvas dilatométricas das amostras TA, TB e TC para uma taxa de resfriamento de 0,5°C/s.

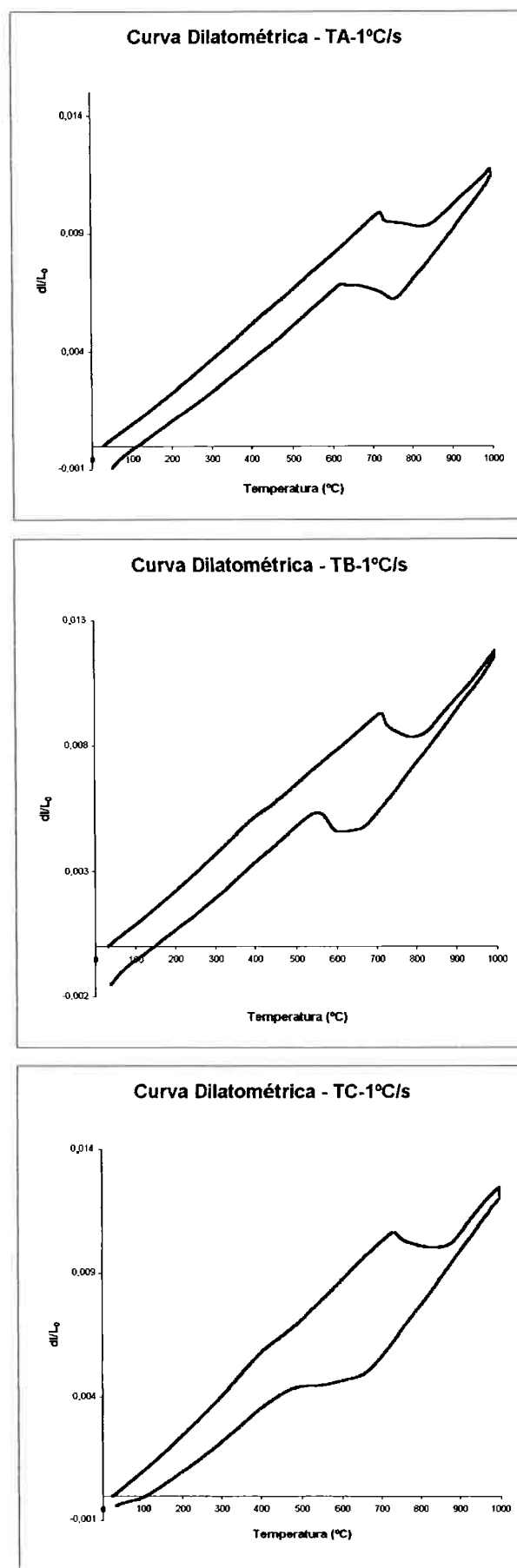


Figura 5.3: Curvas dilatométricas das amostras TA, TB e TC para uma taxa de resfriamento de 1,0°C/s

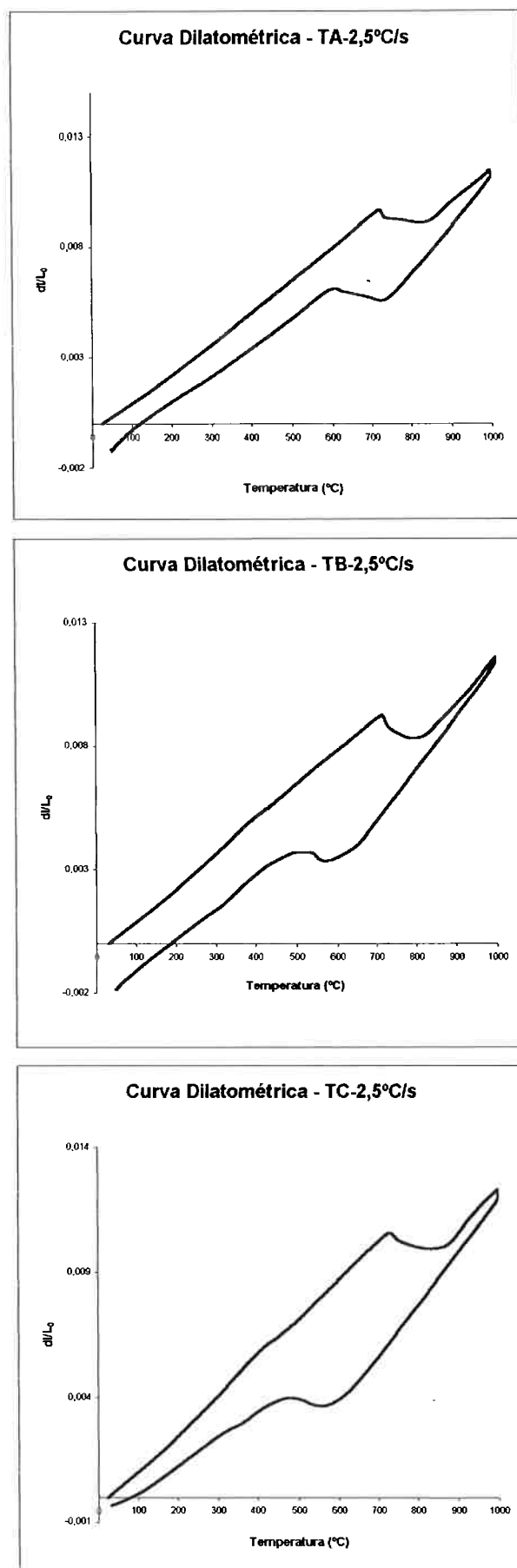


Figura 5.4: Curvas dilatométricas das amostras TA, TB e TC para uma taxa de resfriamento de 2,5°C/s.

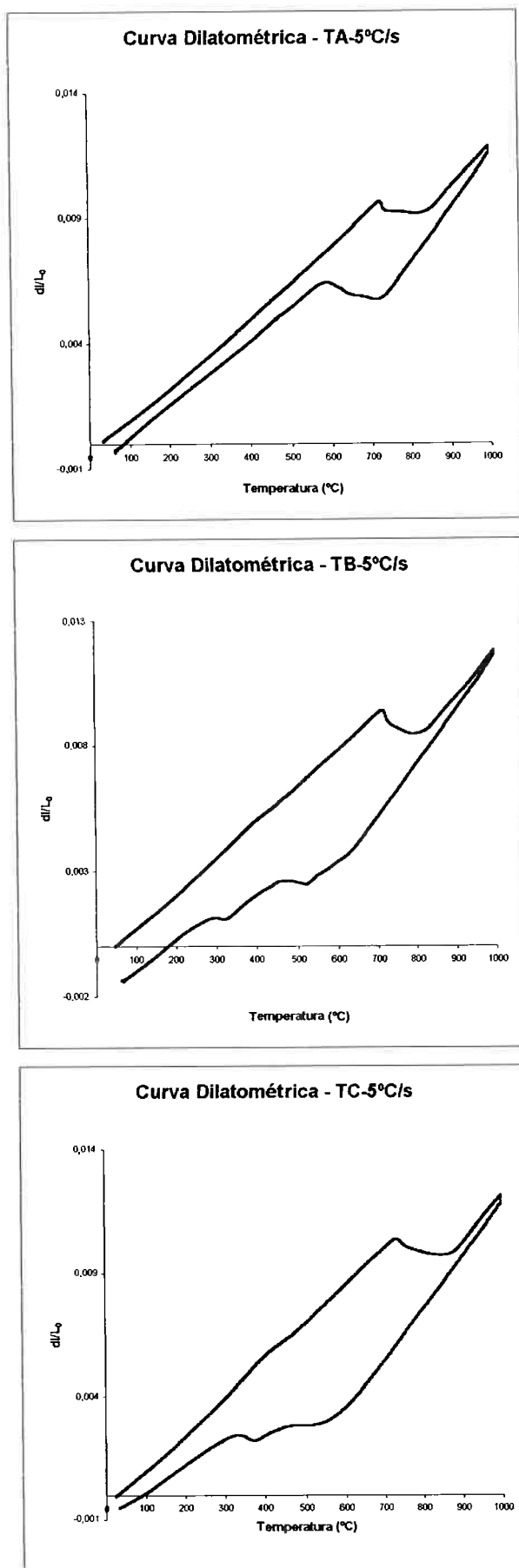


Figura 5.5: Curvas dilatométricas das amostras TA, TB e TC para uma taxa de resfriamento de 5,0°C/s.

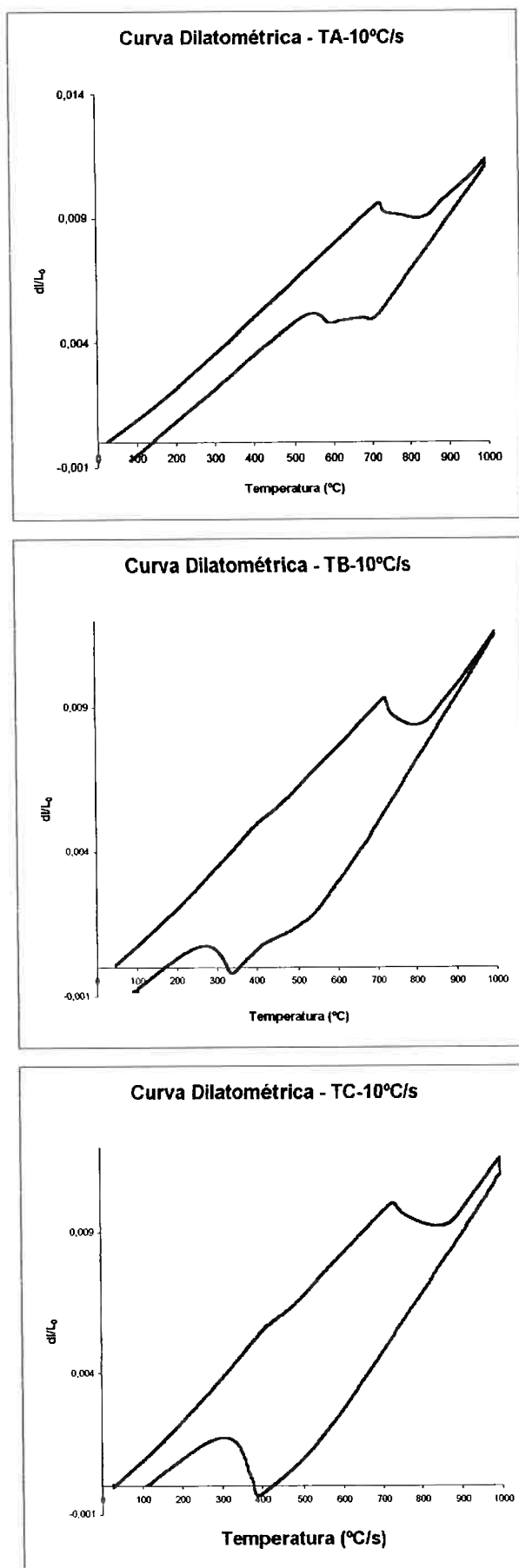


Figura 5.6: Curvas dilatométricas das amostras TA, TB e TC para uma taxa de resfriamento de 10°C/s.

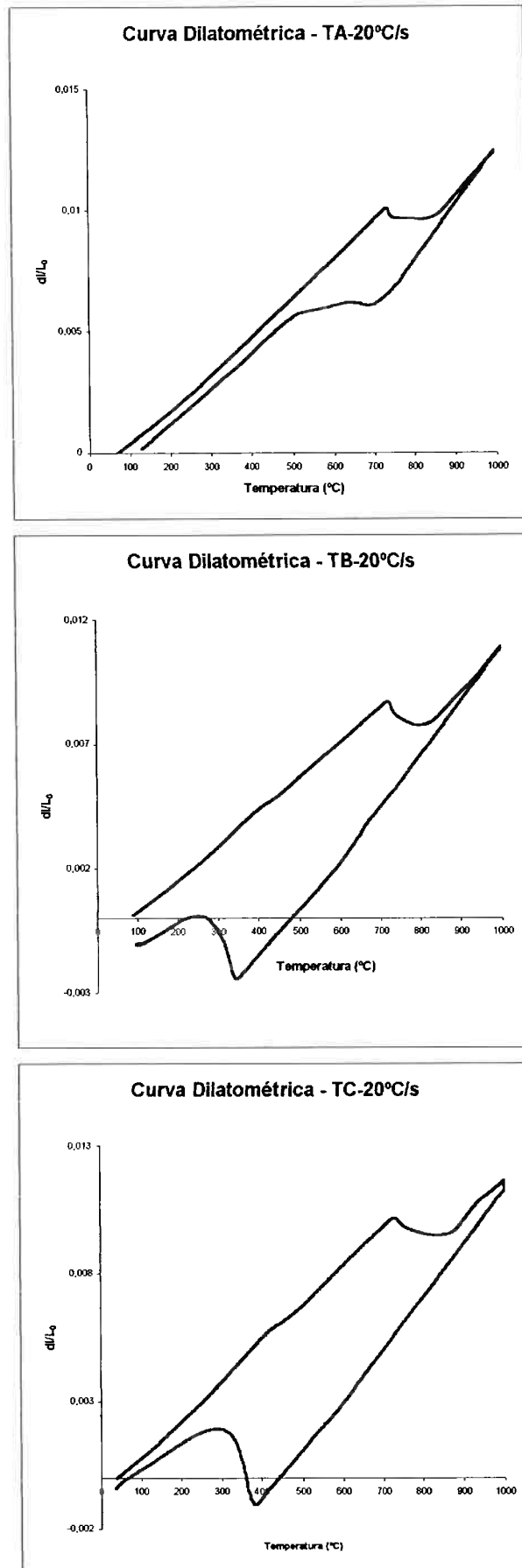


Figura 5.7: Curvas dilatométricas das amostras TA, TB e TC para uma taxa de resfriamento de 20°C/s.

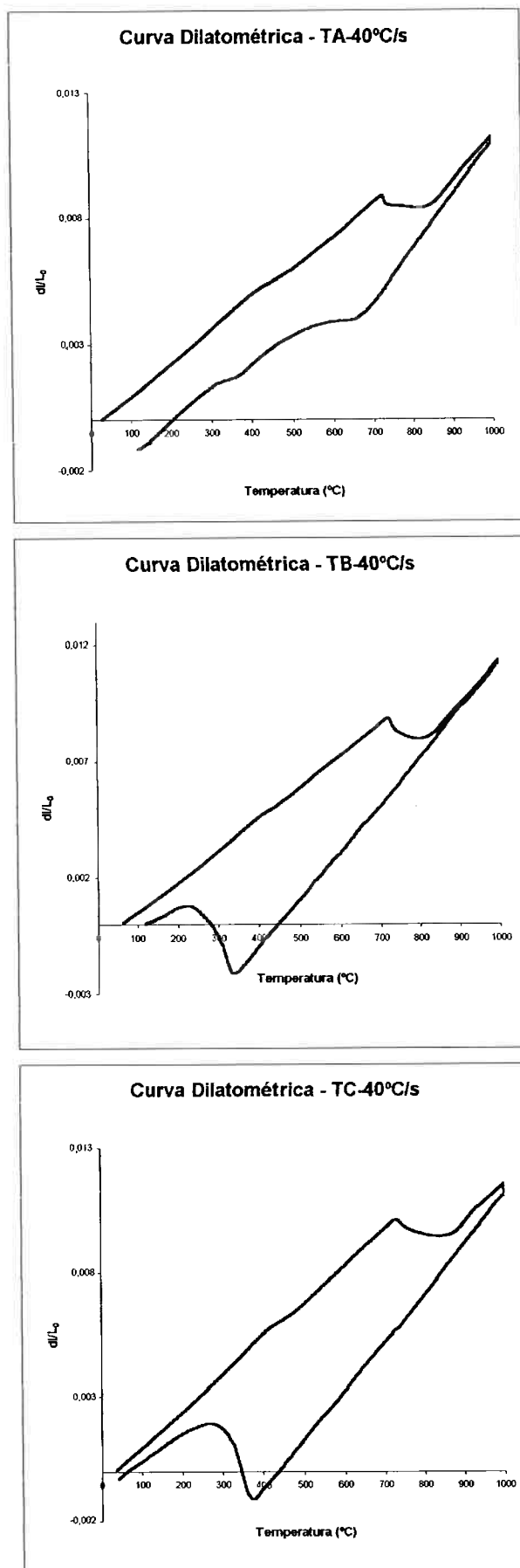


Figura 5.8: Curvas dilatométricas das amostras TA, TB e TC para uma taxa de resfriamento de 40°C/s.

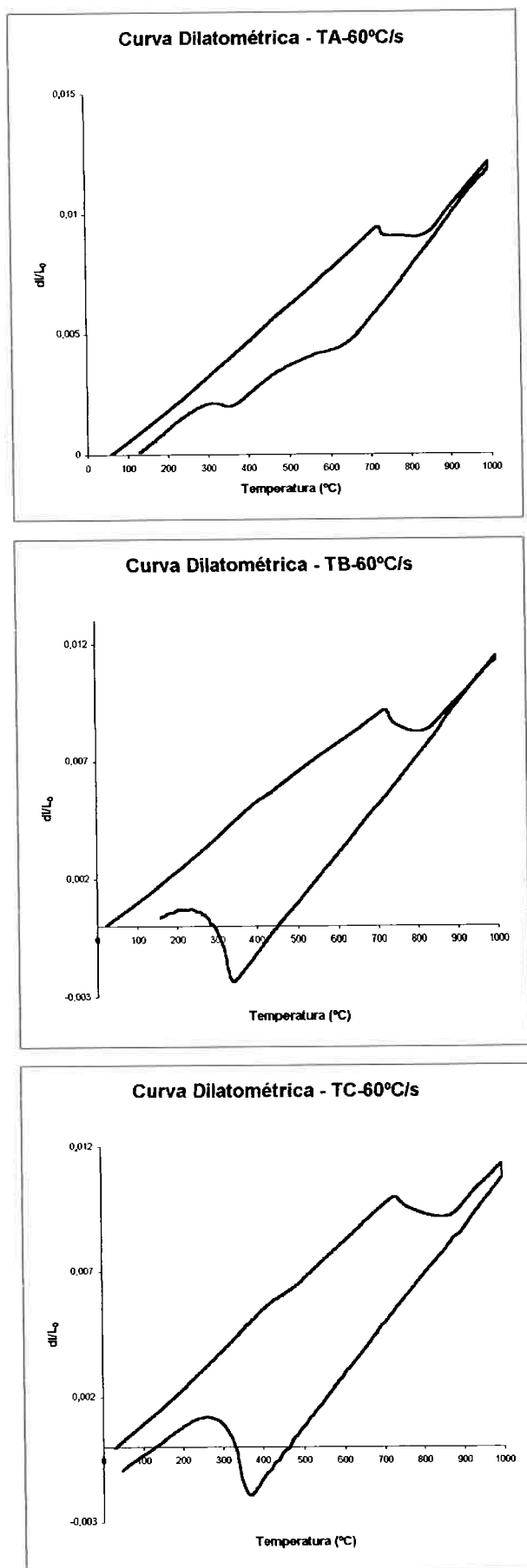


Figura 5.9: Curvas dilatométricas das amostras TA, TB e TC para uma taxa de resfriamento de 60°C/s.

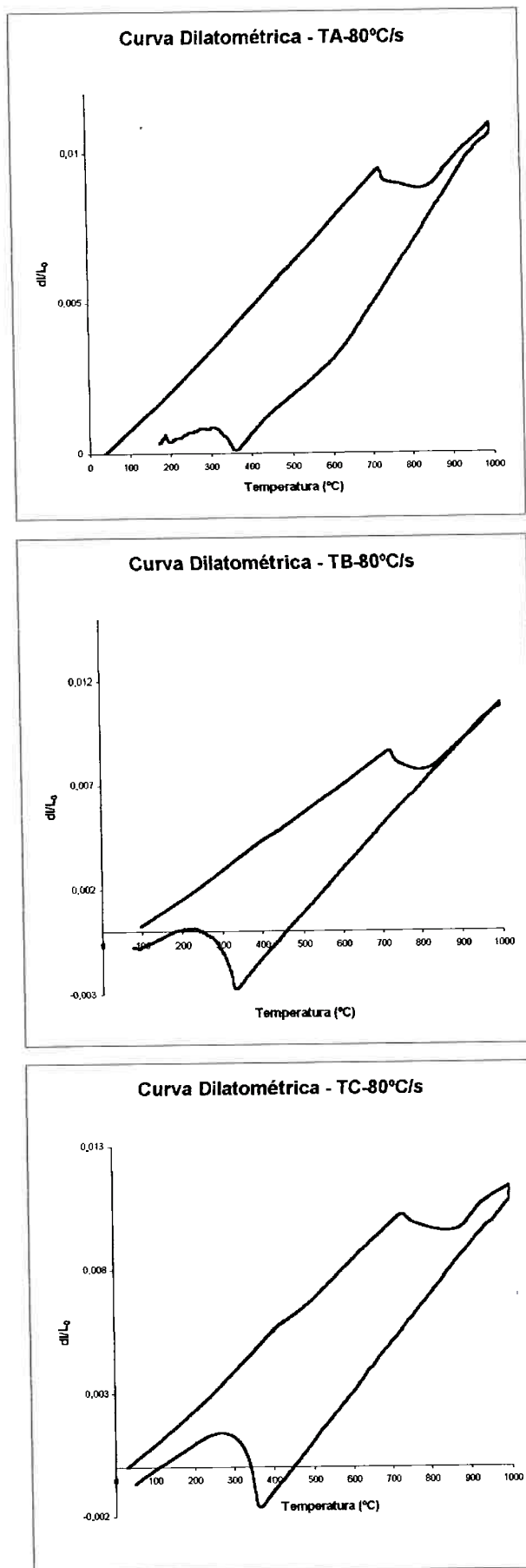


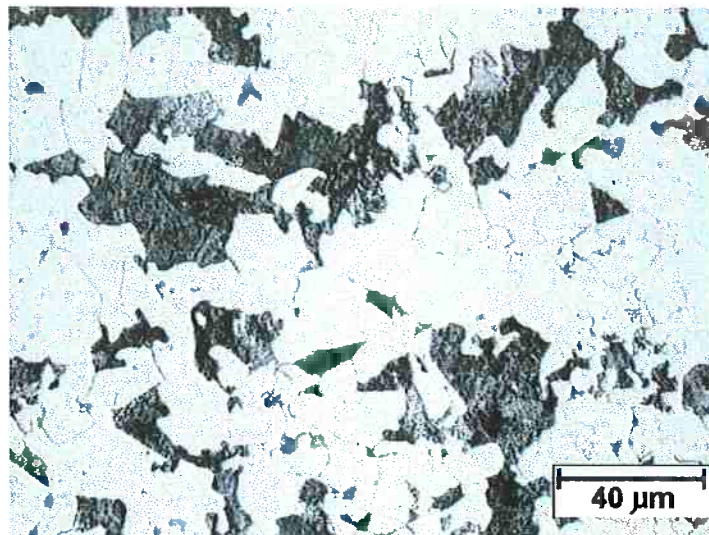
Figura 5.10: Curvas dilatométricas das amostras TA, TB e TC para uma taxa de resfriamento de 80°C/s.

V.2 Produtos de Transformação por Resfriamento Contínuo: Metalografia Ótica

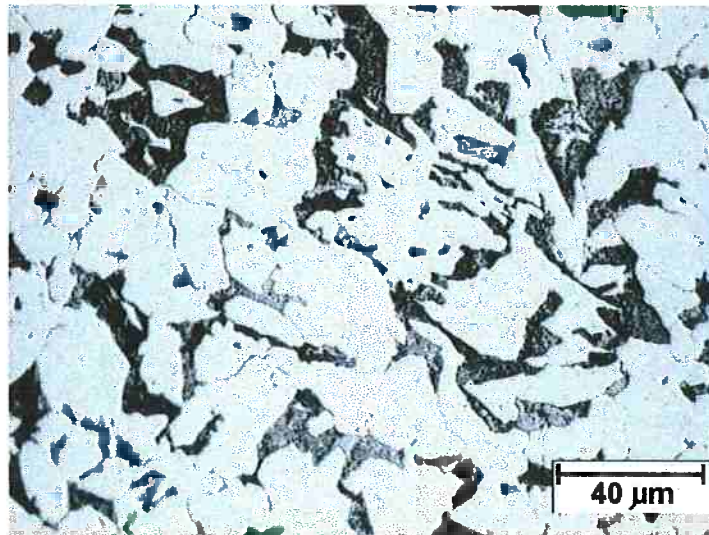
A confirmação dos produtos de transformação obtidos a partir dos ensaios dilatométricos só é possível através de uma análise metalográfica que, juntamente com as curvas de resfriamento, permitem determinar as microestruturas resultantes.

As micrografias a seguir permitem a visualização das fases formadas, servindo como ferramenta de auxílio na determinação dos campos de domínio de fases em função da taxa de resfriamento, mostrando a evolução microestrutural ocorrida nas ligas estudadas para as diferentes taxas de resfriamento. Em todos os corpos de prova o reagente aplicado para revelação da microestrutura foi Nital 2%.

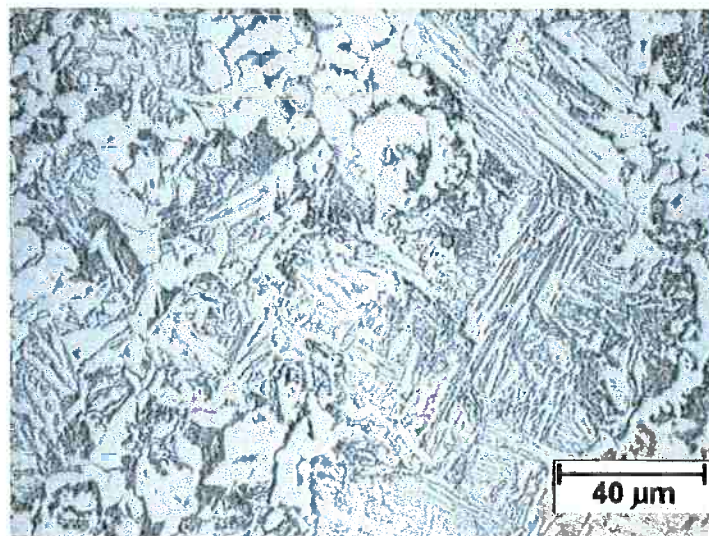
V.2.1 – Liga TRIP A



(a)



(b)



(c)

Figura 5.11: Microestruturas obtidas para: (a) TA-0,25°C/s: ferrita e perlita; (b) TA-1,0°C/s: ferrita, ferrita acicular e perlita; (c) TA-10°C/s: ferrita, ferrita acicular, perlita e bainita.

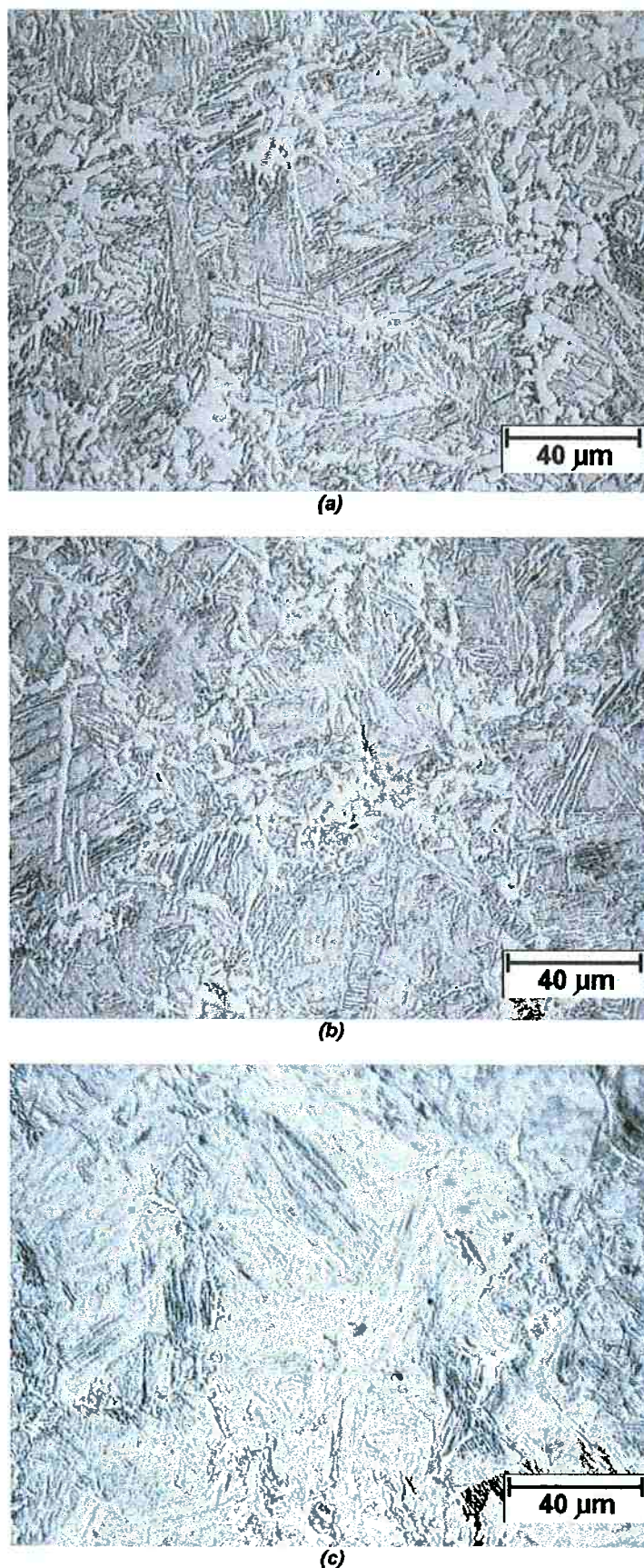
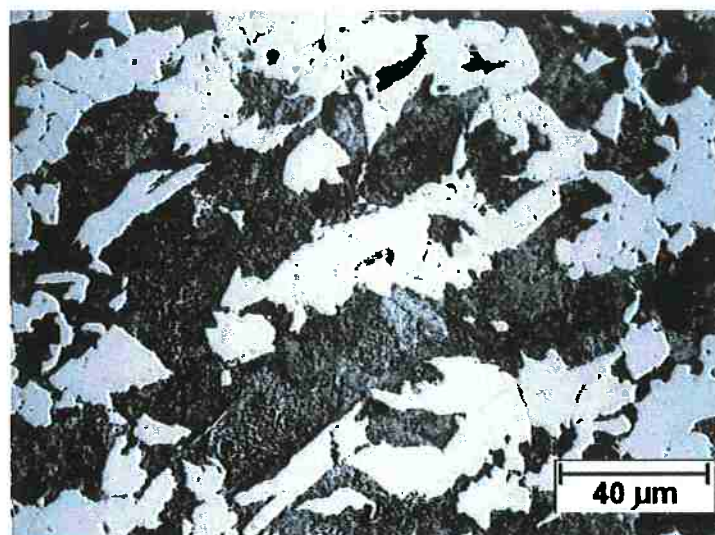
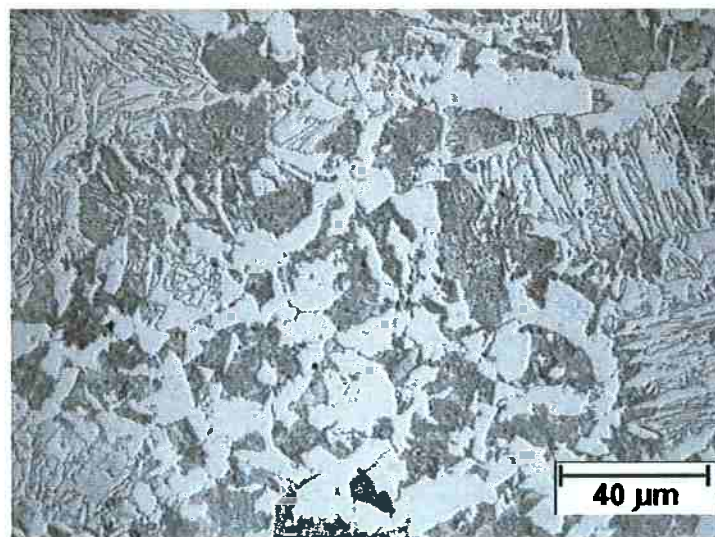


Figura 5.12: Microestruturas obtidas para: (a) TA-20°C/s: ferrita intergranular, ferrita acicular e bainita; (b) TA-40°C/s: ferrita intergranular, bainita e martensita; (c) TA-80°C/s: idem TA-40°C/s

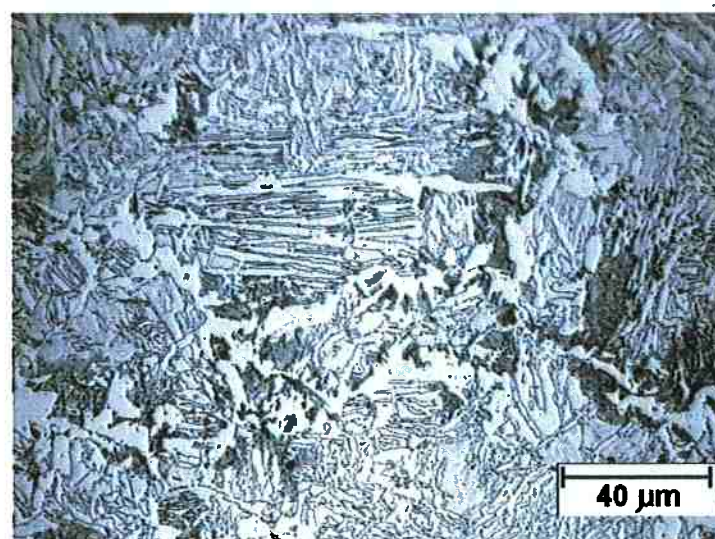
V.2.2 – Liga TRIP B



(a)

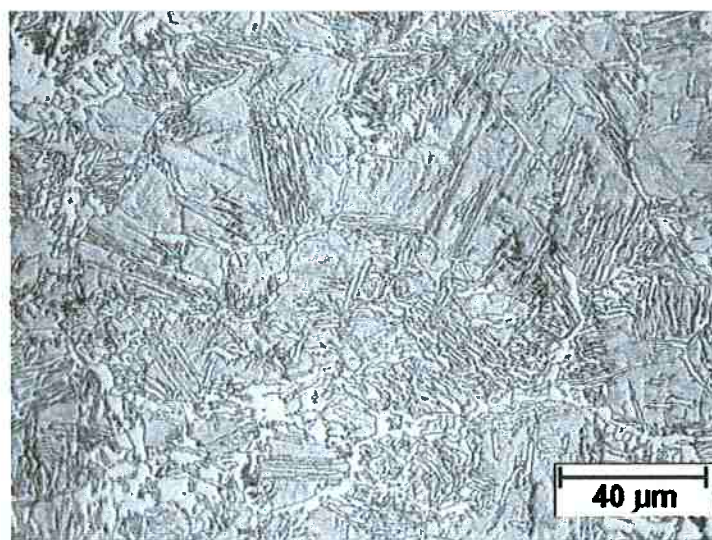


(b)

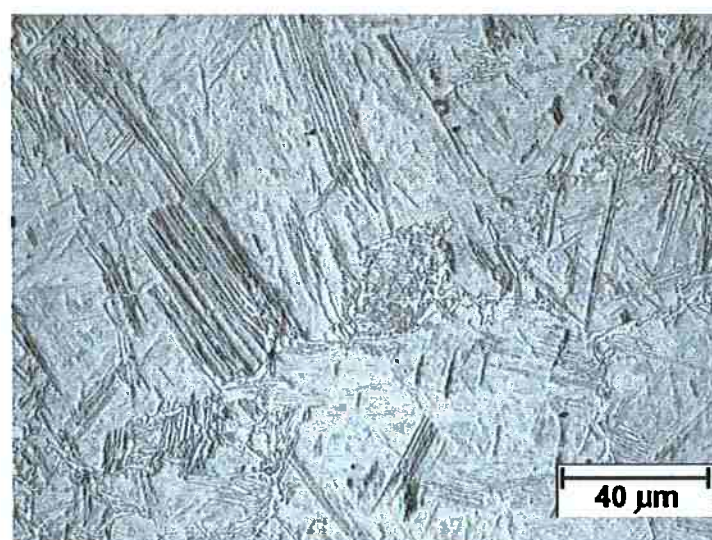


(c)

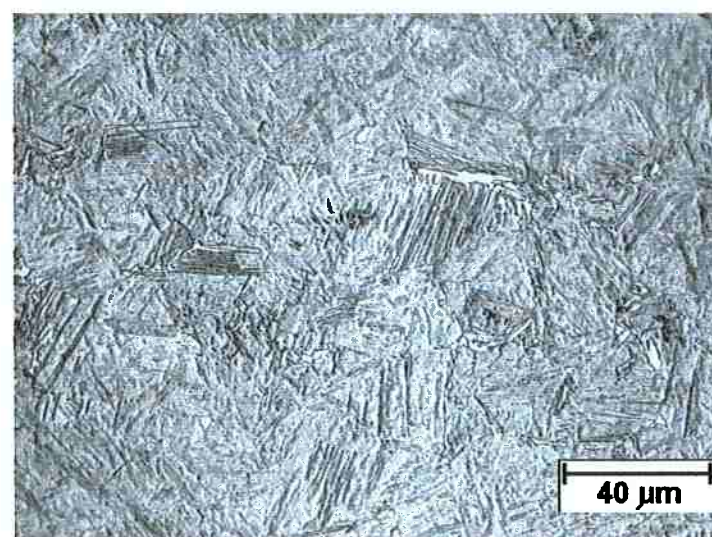
Figura 5.13: Microestruturas obtidas para: (a) TB-0,25°C/s: ferrita e perlita; (b) TB-1,0°C/s: ferrita, ferrita acicular e perlita; (c) TB-2,5°C/s: ferrita, ferrita acicular, perlita e bainita.



(a)



(b)



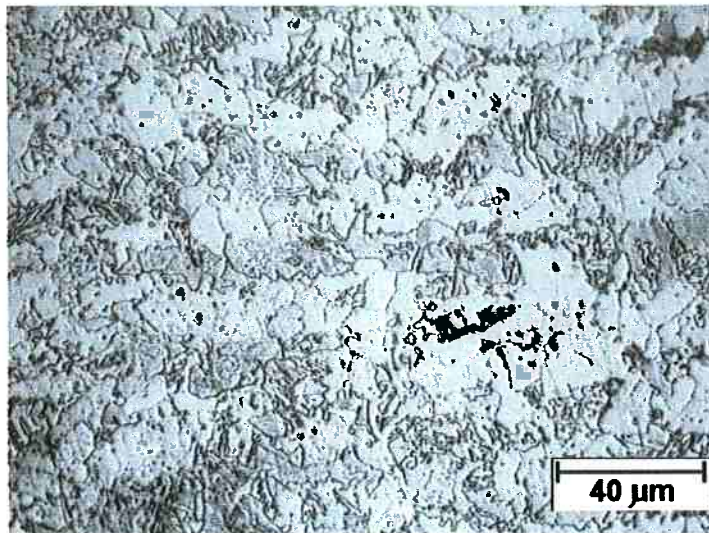
(c)

Figura 5.14: : Microestruturas obtidas para: (a) TB-5°C/s: ferrita intergranular, ferrita acicular, bainita e martensita; (b) TB-10°C/s: ferrita intergranular, bainita e martensita; (c) TB-20°C/s: bainita e martensita.

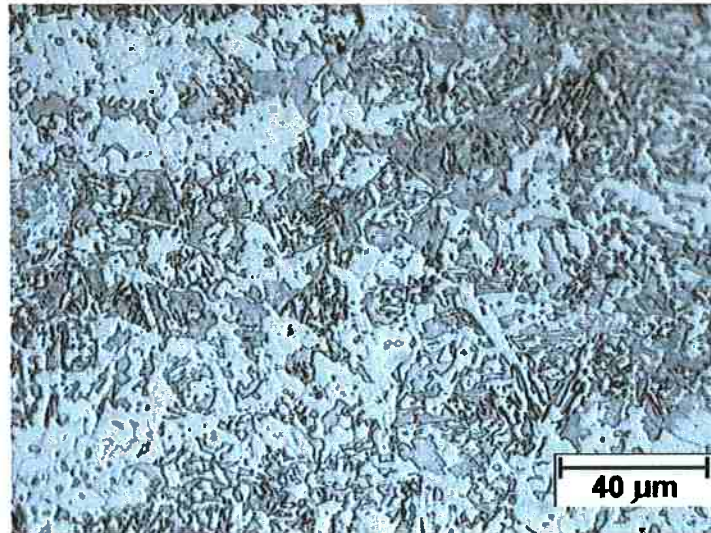


Figura 5.15: Microestrutura obtida para amostra TB-40°C/s: martensita.

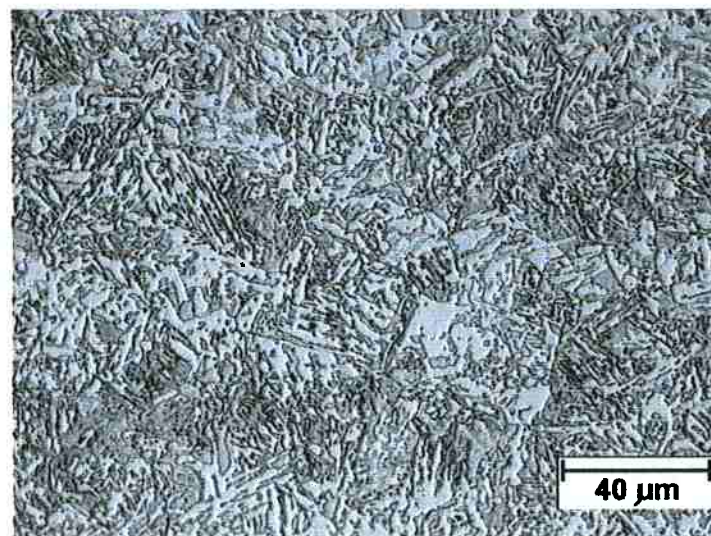
V.3 – Liga TRIP C



(a)

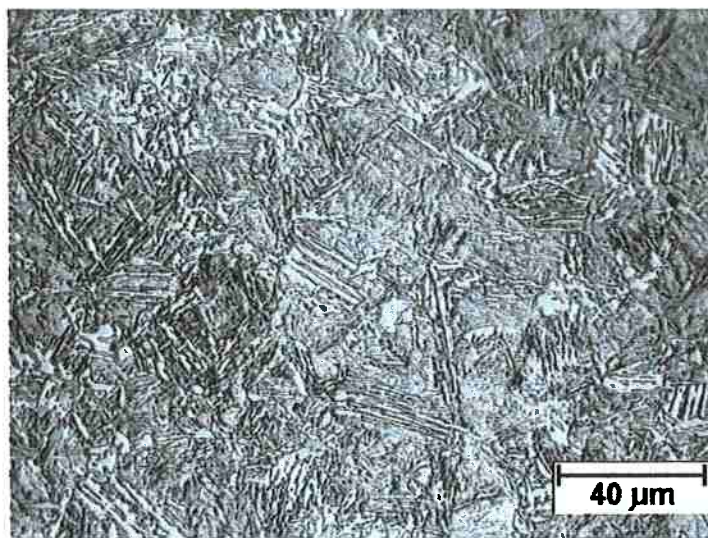


(b)

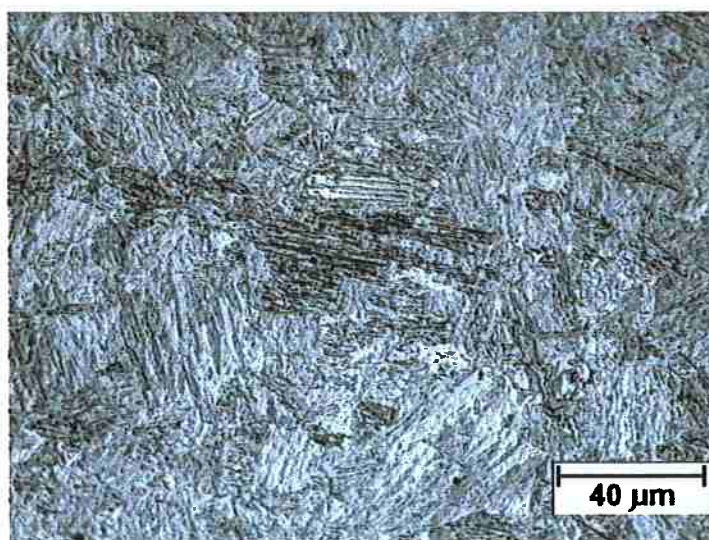


(c)

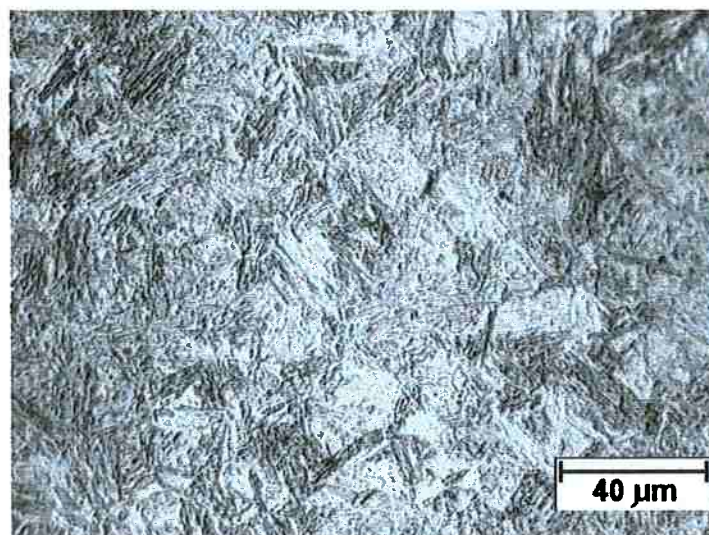
Figura 5.16: : Microestruturas obtidas para: (a) TC-0,25°C/s: ferrita e perlita; (b) TC-0,5°C/s: ferrita, ferrita acicular e perlita; (c) TC-2,5°C/s: ferrita, ferrita acicular, perlita e bainita.



(a)



(b)



(c)

Figura 5.17: Microestruturas obtidas para: (a) TC-5°C/s: ferrita e perlita; (b) TC-20°C/s: bainita e perlita; (c) TC-40°C/s: martensita.

V.3 Dureza Vickers

Os dados obtidos na medida de Dureza Vickers HV1 encontram-se na tabela abaixo, assim como nas curvas CCT obtidas, para as respectivas taxas de resfriamento.

Tabela 5.1: Resumo das medidas de dureza Vickers HV1

Taxas de Resfriamento (°C/s)	Dureza Vickers HV1		
	TRIP A (Fe-1,0Mn)	TRIP B (Fe-1,5Mn)	TRIP C (Fe-2,0Mn)
0,25	169,6	188,2	249
0,5	169,4	213,6	274,8
1,0	175,4	233,6	282
2,5	183,8	248,2	302,4
5,0	215,2	296,6	357
10	222,2	412,8	411,8
20	241	480,4	457
40	291,2	493,4	476,8
60	343,8	538,4	479,4
80	416,2	537,2	478,6

V.4 Curvas de Resfriamento Contínuo

O objetivo central deste trabalho está no levantamento das curvas de transformação por resfriamento contínuo das amostras estudadas.

Com base nos resultados das análises das curvas de resfriamento, metalografia ótica e medidas de dureza, foram traçadas as curvas CCT dos três tipos de ligas estudadas, sendo estas curvas apresentadas a seguir.

Na curva CCT da liga *TRIP A* (Figura 5.18), ensaios de dilatométrica complementares foram necessários entre as taxas de 5 e 10°C/s, realizado a 7°C/s, entre 10 e 20°C/s, realizados a 14 e 18°C/s, e entre 20 e 30°C/s. Estes ensaios se mostraram necessários para poder-se determinar os limites de campo de domínio de fases entre Perlita e Bainita.

Para a constatação das fases obtidas nestes ensaios com taxas intermediárias, foi utilizada microscopia ótica. As micrografias referentes a estes ensaios estão nas Figuras 5.19 e 5.20, respectivamente.

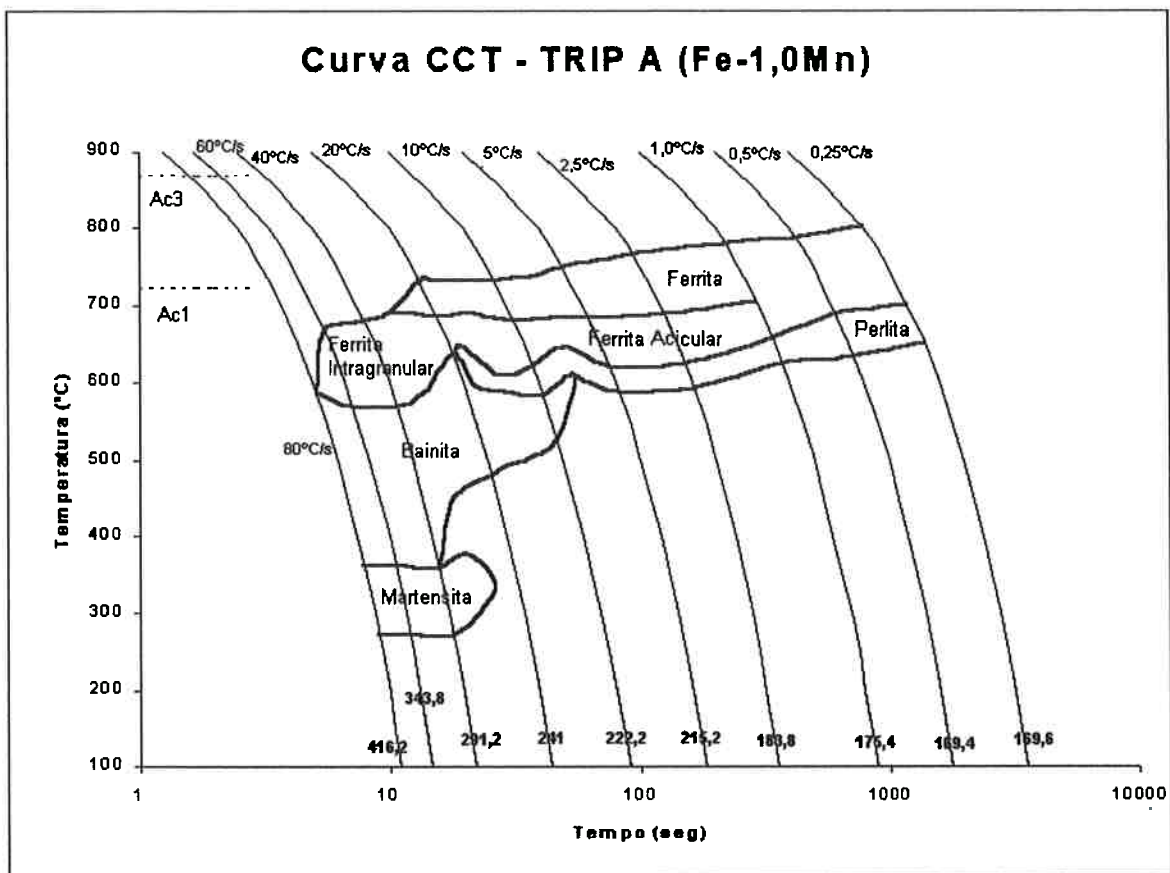


Figura 5.18: Diagrama CCT obtido para a liga TRIP A, com os campos de domínio de fases indicados e os respectivos valores de dureza Vickers HV1 para cada taxa de resfriamento.

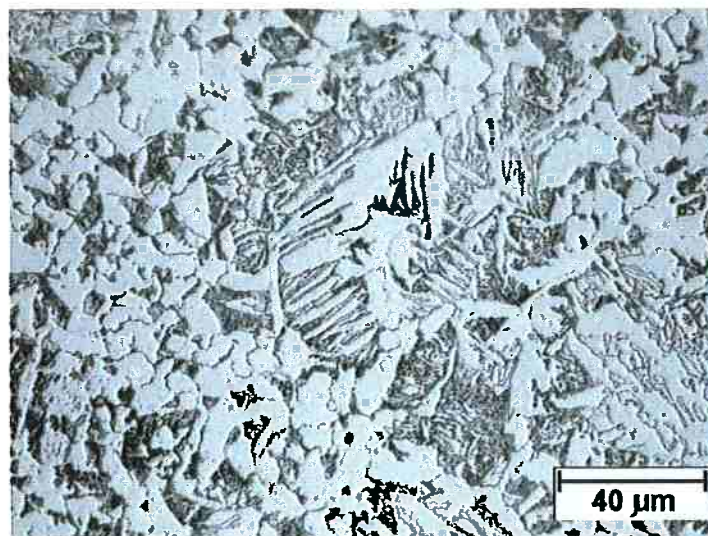


Figura 5.19: Microestrutura resultante na amostra TA-7°C/s: ferrita, ferrita acicular, perlita e bainita.

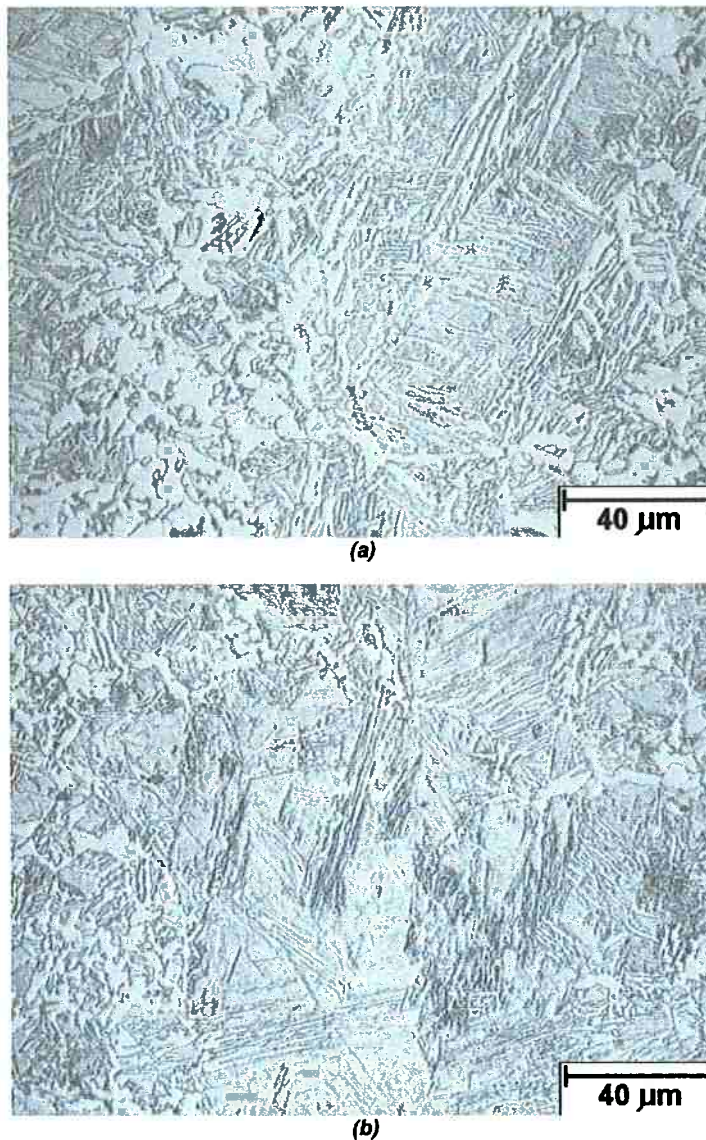


Figura 5.20: Microestrutura obtida para as amostras (a) TRIP A resfriadas a 14 e 18°C/s: ferrita, ferrita acicular, perlita e bainita. Amostra TA-18°C/s; (b) TA-30°C/s, mostrando ferrita intragranular, bainita e martensita.

Como no ensaio à taxa de 20°C/s não houve formação de martensita, e para a taxa de 30°C/s há uma temperatura de início e fim de transformação, o ponto martensítico foi determinado como sendo a taxa intermediária entre os dois ensaios: 25°C/s; e a temperatura pela média das duas temperaturas – começo e fim à 30°C/s – 339,3°C/s.

Para a liga TRIP B (Figura 5.21), ensaios complementares também foram necessários entre as taxas de 1 e 5°C/s (4°C/s), para determinação de limite de campo de domínio de fases entre bainita e perlita, entre 5 e 10°C/s (7°C/s), para os limites entre os campos de ferrita acicular e ferrita intragranular, e entre 10 e 20°C/s (14°C/s), para o limite de campo entre ferrita intragranular e bainita, assim como entre bainita e martensita.

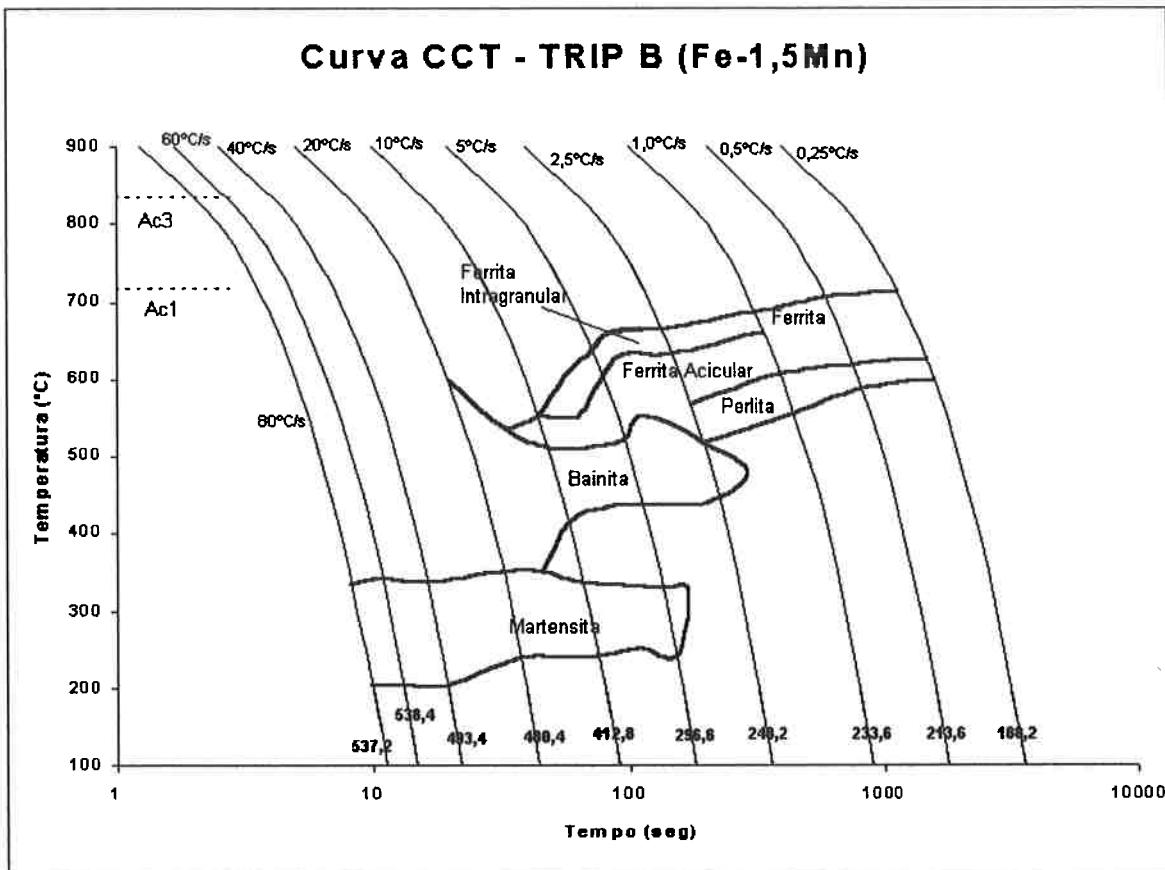


Figura 5.21: Diagrama CCT obtido para a liga TRIP B, com os campos de domínio de fases indicados e os respectivos valores de dureza Vickers HV1 para cada taxa de resfriamento.

Para o ponto bainítico encontrado, o mesmo procedimento de determinação do ponto martensítico da liga TRIP A foi adotado, sendo esse encontrado para a taxa de 1,8°C/s, e uma temperatura de 480,2°C/s.

As microestruturas decorrentes destes ensaios complementares para a liga TRIP B se encontram na Figura 5.22.

Finalmente, na liga TRIP C (Figura 5.23) foram necessários ensaios complementares às taxas de resfriamento de 4°C/s, para obter mais um ponto que possibilitasse delimitar o campo de domínio de fase entre ferrita e ferrita acicular, e entre bainita e perlita, outro a 7°C/s, para delimitação do campo de domínio de fase entre bainita e ferrita acicular, e outro a 14°C/s, para possibilitar obter-se uma tendência do comportamento do patamar bainítico.

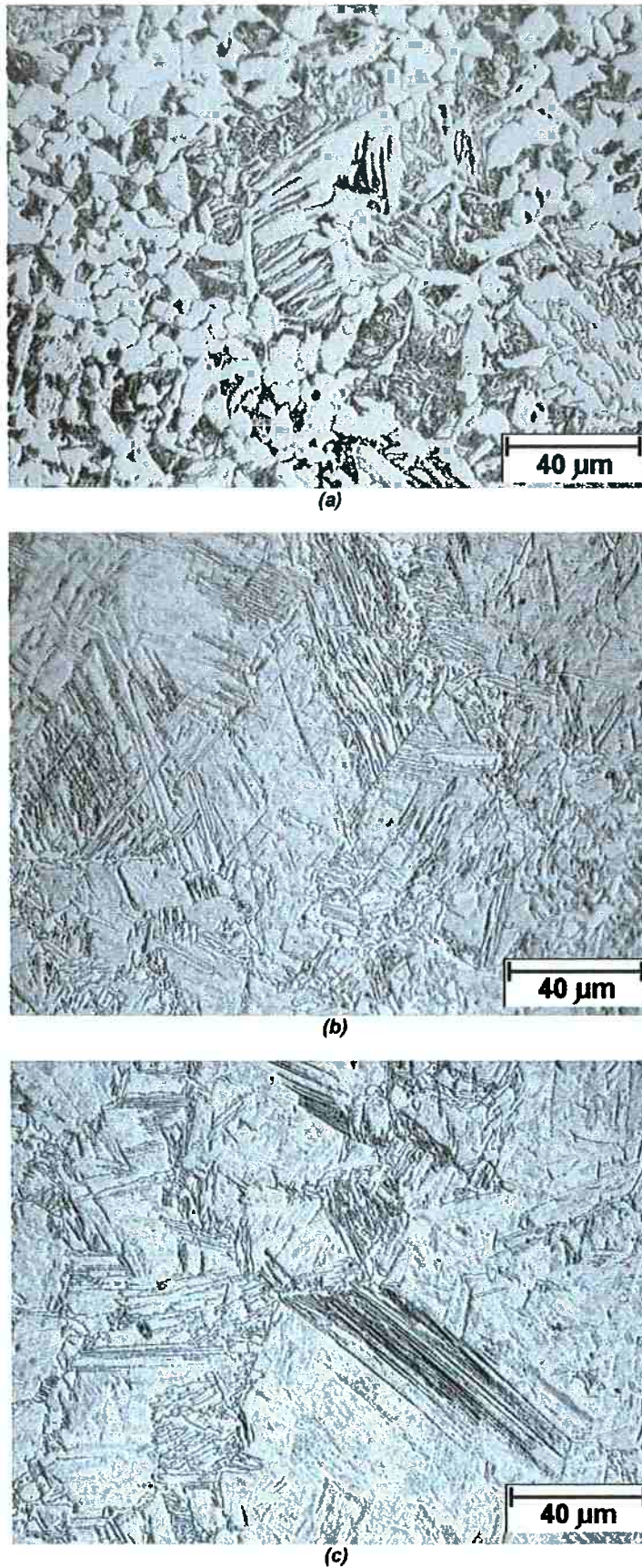


Figura 5.22: Microestruturas obtidas para: (a) TB-4°C/s: ferrita acicular, ferrita intragranular, bainita e martensita; (b) TB-7°C/s: Idem TB-4°C/s; (c) TB-14°C/s: ferrita intragranular, bainita e martensita.

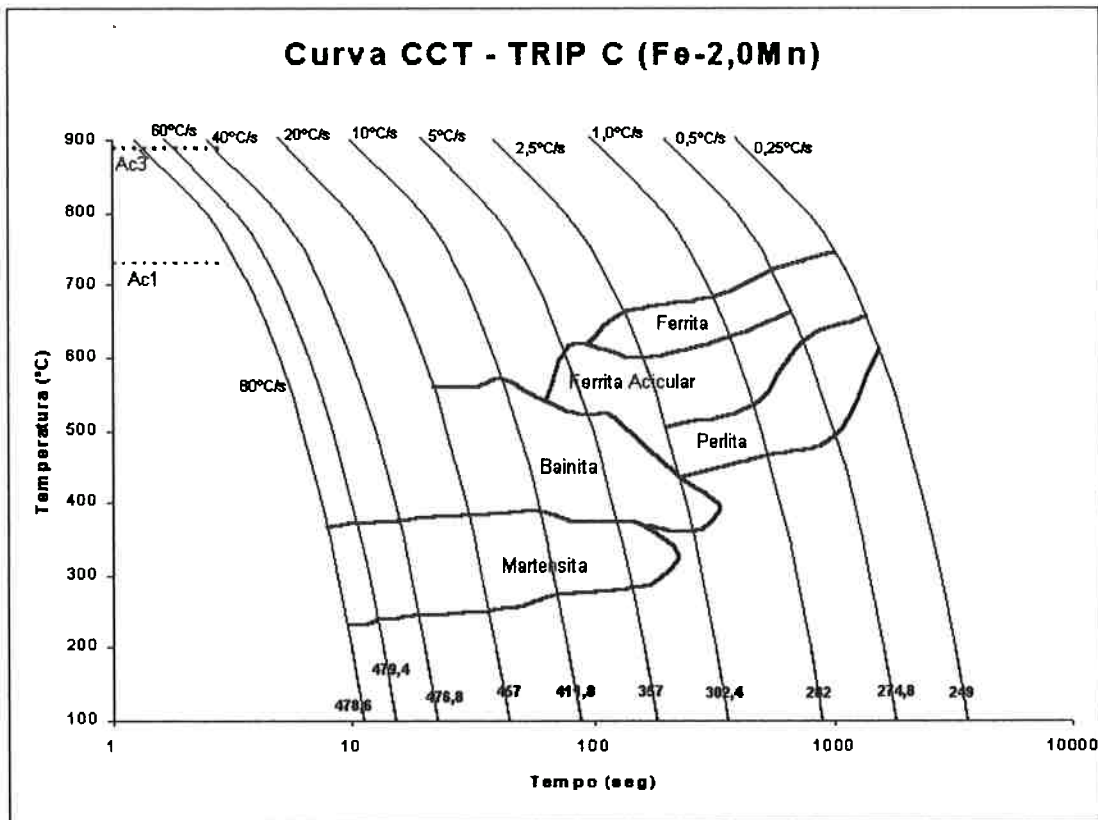


Figura 5.23: Diagrama CCT obtido para a liga TRIP C, com os campos de domínio de fases indicados e os respectivos valores de dureza Vickers HV1 para cada taxa de resfriamento.

Mais uma vez, a exemplo do que foi feito na liga *TRIP B*, o ponto bainítico foi determinado como sendo 1,8°C/s, e uma temperatura de 396,2°C/s, e para ponto martensítico, obteve-se uma taxa de 3°C/s, e uma temperatura M_s de 328,3°C/s.

As microestruturas obtidas nestes ensaios complementares podem ser observadas nas Figuras 5.24 e 5.25.

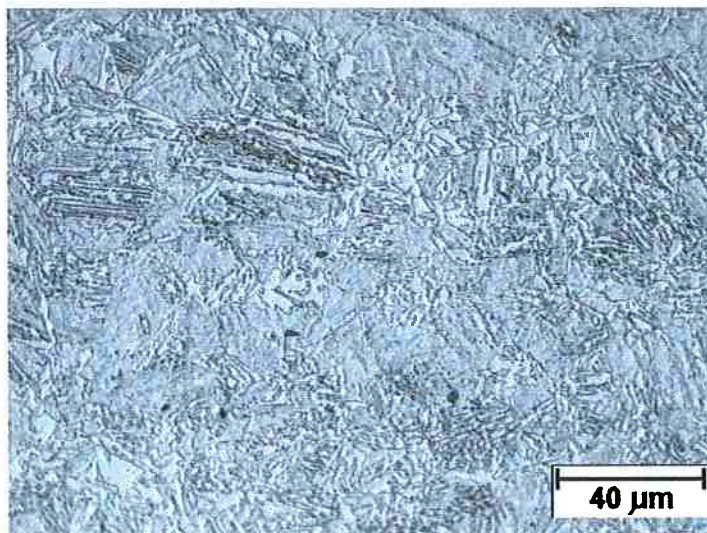


Figura 5.24: Microestrutura obtida para amostra TC-4°C/s: ferrita, ferrita acicular, bainita e martensita.

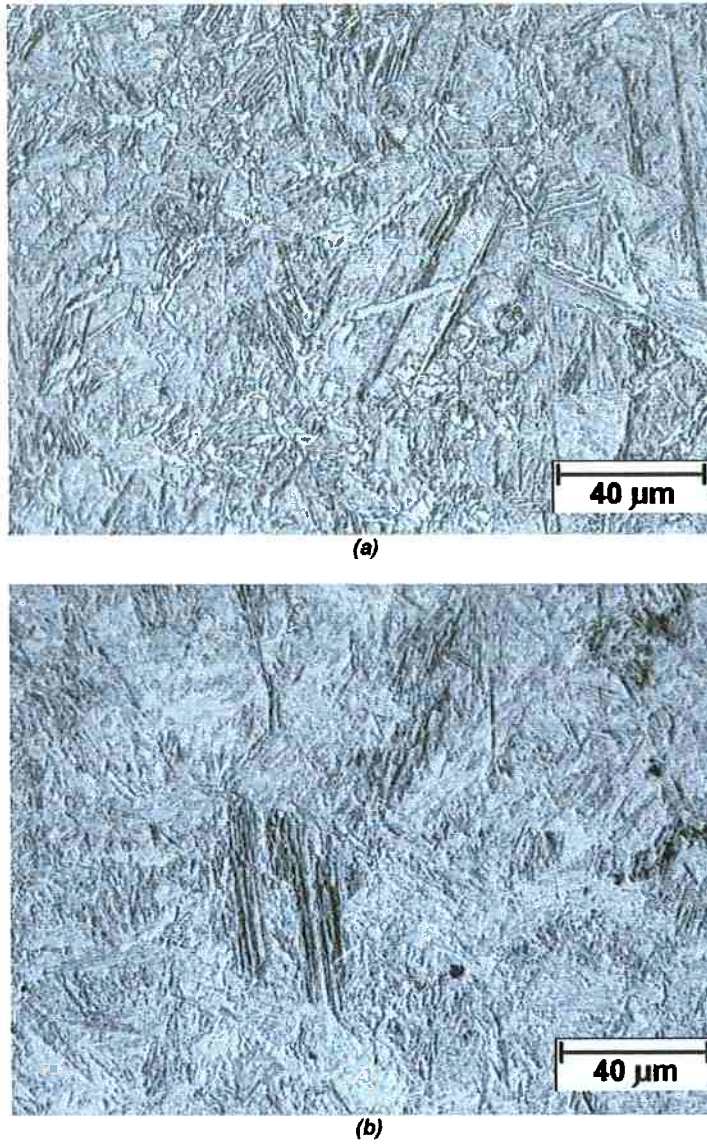


Figura 5.25: Microestrutura obtida para amostra: (a) TC-7°C/s: ferrita acicular, bainita e martensita; (b) TC-14°C/s: bainita e martensita.

VI – Discussão

VI.1 Cinética de decomposição da austenita para resfriamento contínuo

Os diagrama obtidos no capítulo anterior nos permitem realizar uma série de observações do que acontece quando as ligas estudadas quando submetidas às diferentes taxas de resfriamento.

Analisando o diagrama CCT da liga *TRIP A*, podemos observar que o início da transformação ferrítica para a menor taxa de resfriamento empregada ocorre acima da temperatura A_{c1} (*Figura 5.18*), e que até a taxa de 1°C/s , os únicos produtos de decomposição da austenita formados são ferrita e perlita. A partir desta taxa, forma-se ferrita acicular. E a partir de 7°C/s (ciclo dilatométrico intermediário anteriormente citado) forma-se: a bainita, com uma morfologia ainda difícil de perceber (*Figura 6.1*).

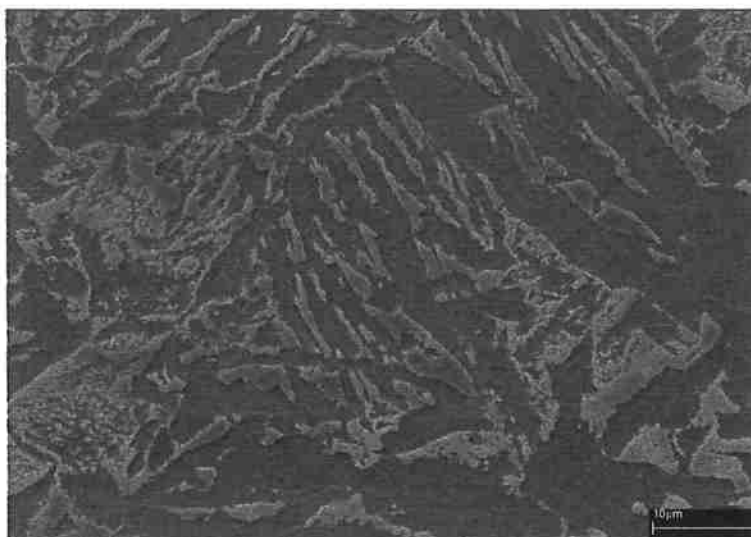


Figura 6.1: Microestrutura da amostra TA-7°C/s, obtida por MEV, mostrando as fases :ferrita , perlita, ferrita acicular e bainita.

A partir da taxa de 20°C/s , vemos que ocorre uma variação na morfologia que a ferrita apresenta: esta, em decorrência da formação de outros produtos da decomposição da austenita, formando ferrita intragranular, conforme podemos observar na *Figura 6.2*. Além disso, pode-se perceber uma tendência da bainita em surgir em contornos de grão.

Na *Figura 6.3*, podemos observar a formação de uma nova fase que se forma por cisalhamento: a martensita, e que realmente a bainita se formou entre os contornos de grão da austenita (agora martensita).



Figura 6.2: Microestrutura da amostra TA-20°C/s, obtida por MEV, mostrando as fases formadas: ferrita acicular, ferrita intragranular e bainita.

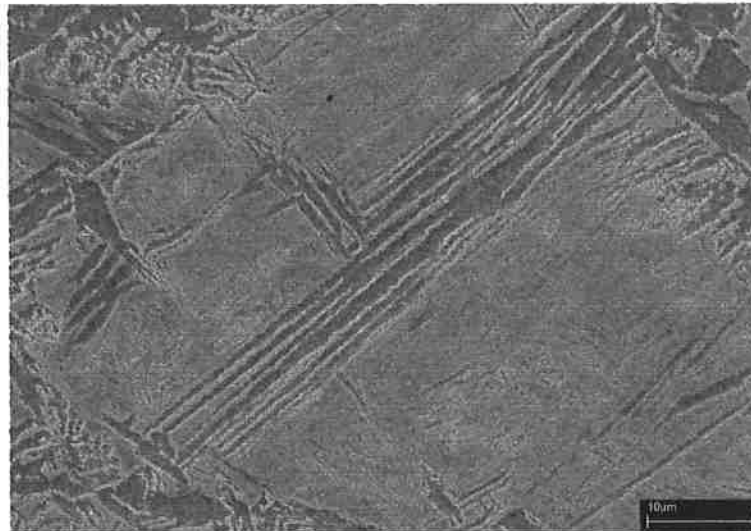


Figura 6.3: Microestrutura da amostra TA-40°C/s, obtida por MEV, mostrando as fases formadas: ferrita intragranular, bainita e martensita.

A formação de ferrita intragranular, bainita e martensita continuou até a maior taxa de resfriamento empregada: 80°C/s, não permitindo a obtenção de bainita diretamente da austenita.

Na liga *TRIP B* pode-se observar que a transformação ferrítica à menor taxa empregada (0,25°C/s) já ocorre abaixo da temperatura A_{c1} (Figura 5.21). À semelhança do que aconteceu para a liga *TRIP A*, até a taxa de 1,0°C/s, os produtos de decomposição da austenita formados são ferrita e perlita.

A partir desta taxa (1,0°C/s) forma-se ferrita acicular e ferrita intragranular, e bainita (2,5°C/s).

À taxa de 5°C/s não se notou mais a presença de perlita, mas sim de martensita, um ensaio à taxa de 4°C/s foi realizado, e observou-se a mesma coisa, conforme a Figura 6.4.

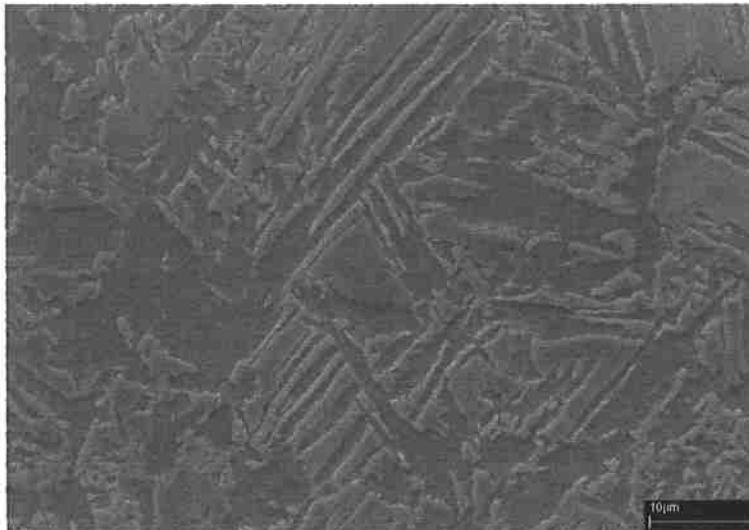


Figura 6.4: Microestrutura obtida na amostra TB-4°C/s: ferrita intragranular, ferrita acicular, bainita e martensita.

A partir de 10°C/s, não é mais formada ferrita acicular, e já se percebe que a bainita forma-se entre os grãos de austenita (*Figura 6.5*), e a partir da taxa de 14°C/s, somente se formam bainita (reforçando o que foi observado a 10°C/s) e martensita – *Figura 6.6*. Assim, nesta liga pôde-se obter bainita diretamente da austenita em decomposição, mas não se observa a tendência a um comportamento de patamar no diagrama CCT. Já à taxa de 40°C/s, nota-se somente a formação abundante de martensita.

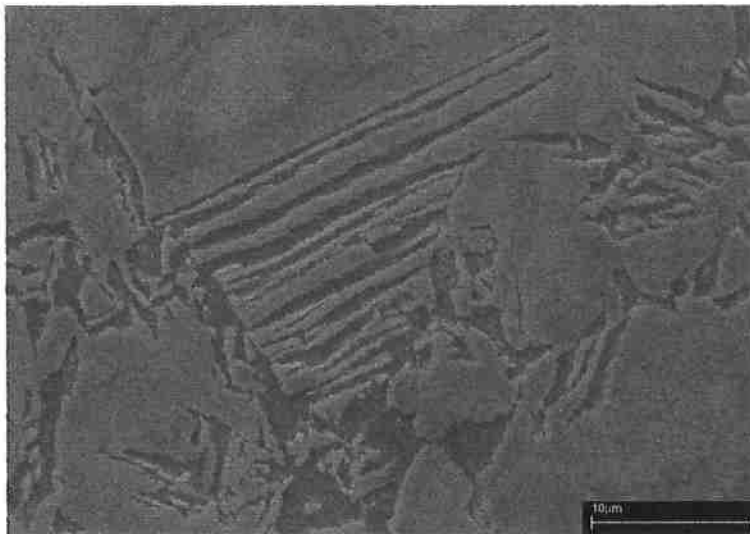


Figura 6.5: Microestrutura obtida por MEV para TB-10°C/s: ferrita intragranular bainita e martensita.

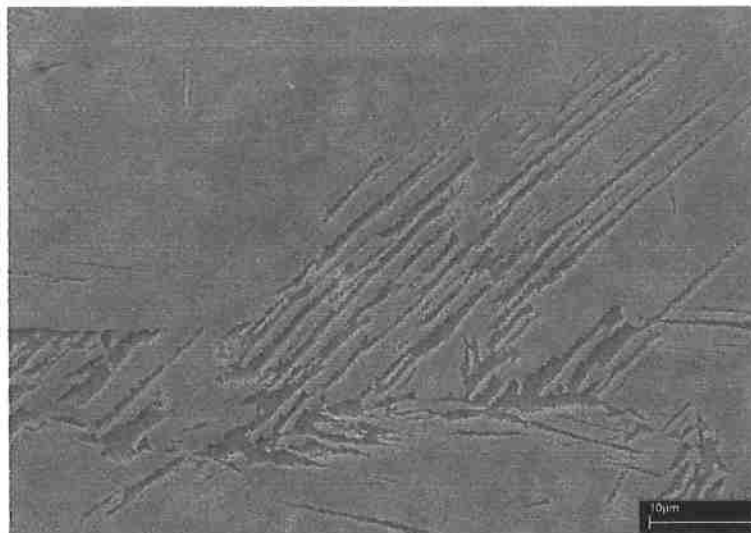


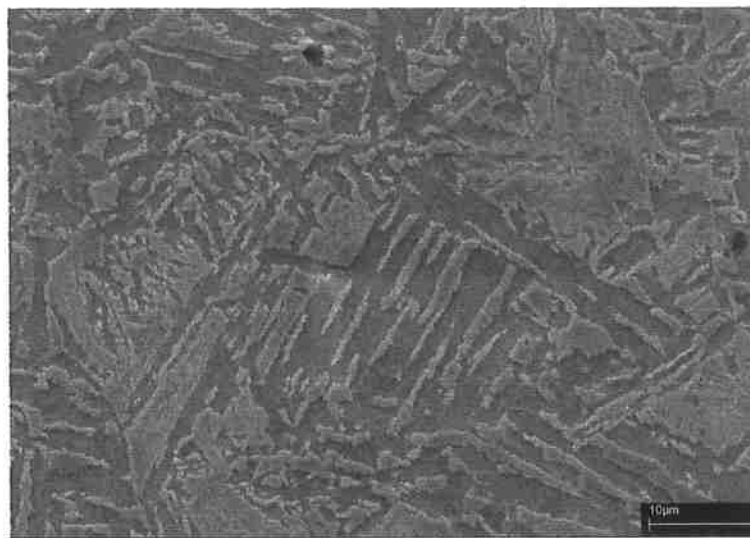
Figura 6.6: Microestrutura obtida por MEV para TB-14°C/s: ferrita intragranular, bainita e martensita.

Analisando o diagrama CCT obtido para a liga *TRIP C*, podemos notar que o início da transformação ferrítica ocorre a uma temperatura pouco acima de A_{c1} obtida para esta liga (Figura 5.23). Outro fato notado é que ocorre ferrita e perlita para a taxa de 0,25°C/s, a 0,5°C/s já existe a ferrita acicular.

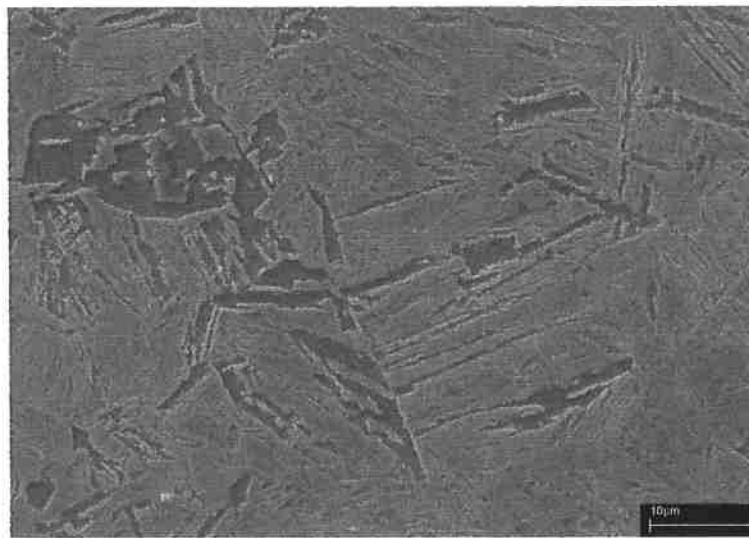
Até a taxa de 2,5°C/s, não há mudança nos produtos de reação obtidos, mas a partir desta taxa observa-se a formação de bainita.

Um ensaio a 4°C/s foi realizado para determinar se haveria formação de ferrita e perlita, já que à 5°C/s não havia indícios de formação de nenhuma destas duas fases, mas sim de martensita: formou-se ferrita (ponto comum a ferrita acicular), e martensita, mas não se obteve perlita (Figura 6.7(a)). Pode-se observar, por esta micrografia, que a bainita, novamente a exemplo das outras duas ligas, se forma no contorno de grão austenítico.

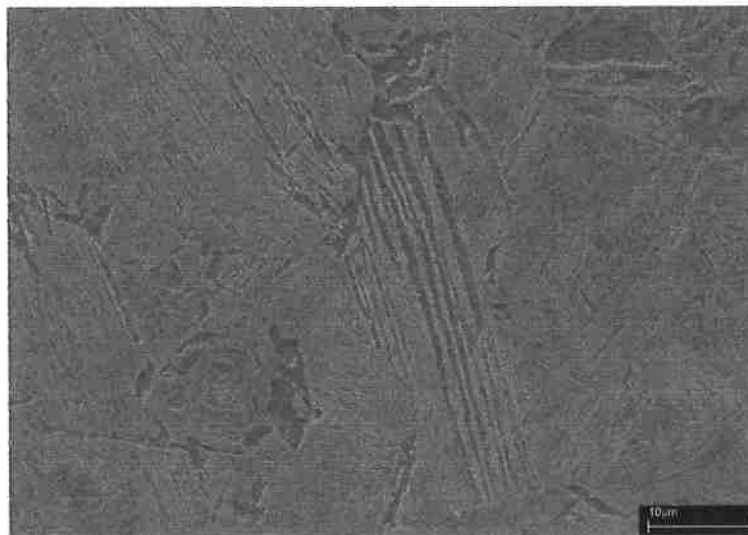
Um ensaio foi realizado a 7°C/s (Figura 6.7(b)) para determinar se haveria ferrita acicular se formando, fato que foi evidenciado: esta pode ser considerada a taxa em que os campos de ferrita acicular e bainita se juntam. A partir desta taxa, somente são formadas bainita e martensita, tornando-se mais forte a evidência de que a bainita formada se encontra no contorno de grão da austenita.



(a)



(b)



(c)

Figura 6.7: Microestruturas obtidas (MEV) para as amostras (a) TC-4°C/s: ferrita, ferrita acicular, bainita e martensita; (b) TC-7°C/s: ferrita acicular, bainita e martensita; (c) TC-10°C/s: bainita e martensita.

No ensaio à 14°C/s (*Figura 6.8*) foi constatado que a região entre as taxas de 10 (*Figura 6.7(c)*) e 20°C/s forma um patamar no qual a formação de bainita não depende da taxa de resfriamento e nem de produtos anteriormente formados da decomposição da austenita. A partir de 20°C/s, somente martensita é formada.



Figura 6.8: Microestrutura obtida (MEV) para a amostra TC-14°C/s: bainita e martensita

VI.2 A influência do Manganês nas curvas CCT

O primeiro fato a se observado é a tendência à diminuição das faixas de intervalos de resfriamento onde se formam ferrita e perlita com o aumento do teor de Manganês. Assim, enquanto que para a liga *TRIP A* esta janela varia de 0,25 à 20°C/s, na liga *TRIP B* este intervalo varia de 0,25 a 2,5°C/s, o mesmo ocorrendo para *TRIP C*.

Pode-se observar, também, que as reações que geram bainita e martensita têm a tendência de ocorrerem para taxas de resfriamento menores, ou seja, cada vez mais cedo, isto é, o Manganês atrasa o início das reações de transformação ferrítica, que tende a iniciar abaixo de Ac_1 de cada liga, conforme a *Tabela 6.1*.

Tabela 6.1: Temperatura Ar_3 (taxa de resfriamento de 0,25°C/s), Ac_1 e tempo para início transformação.

Identificação das ligas	Ac_1 (°C)	Ar_3 (°C)	Δt (seg)
TA (Fe-1,0Mn)	722,63	802,3	790,8
TB (Fe-1,5Mn)	717,49	713,9	1144,4
TC (Fe-2,0Mn)	730,82	745,9	1016,4

Nota-se que, para a liga *TRIP A*, o início de transformação se dá antes que seja atingida a temperatura Ac_1 , enquanto que para a liga *TRIP B* nota-se que esse início se dá depois de ultrapassado o ponto Ac_1 . Além disso, o tempo para o início da reação é aumentado, indicando que o Manganês atrasa o início da reação ferrítica. Assim, percebe-se que a influência do Manganês é marcante até 1,5%, após isso, nota-se esta influência bastante minimizada, pois o tempo de reação tende a se manter o mesmo.

À semelhança do que ocorre com a ferrita, a perlita também sofre o mesmo tipo de influência do Manganês descrito acima, como pode ser visto na *Tabela 6.2*.

Tabela 6.2: Temperaturas e tempos de início de transformação perlítica
(P_s : temperatura de início da reação perlítica)

Identificação das ligas	$P_s(^{\circ}C)$	Δt (seg)
TA (Fe-1,0Mn)	702,1	1191,6
TB (Fe-1,5Mn)	625,9	1496,4
TC (Fe-2,0Mn)	658	1368

Nesta última tabela, deve-se levar em conta somente o tempo de reação, já que em todos os diagramas obtidos, a formação de perlita ocorre sempre depois de alguma outra fase já ter começado a se formar, não fazendo muito sentido em se estabelecer uma temperatura de início de transformação perlítica, conforme já foi visto anteriormente.

Já para a transformação bainítica percebe-se que, pelos diagramas CCT, os campos bainíticos tendem a aumentar com o aumento da concentração de Manganês. Este fato pode ser melhor notado se olharmos a *Figura 6.9*.

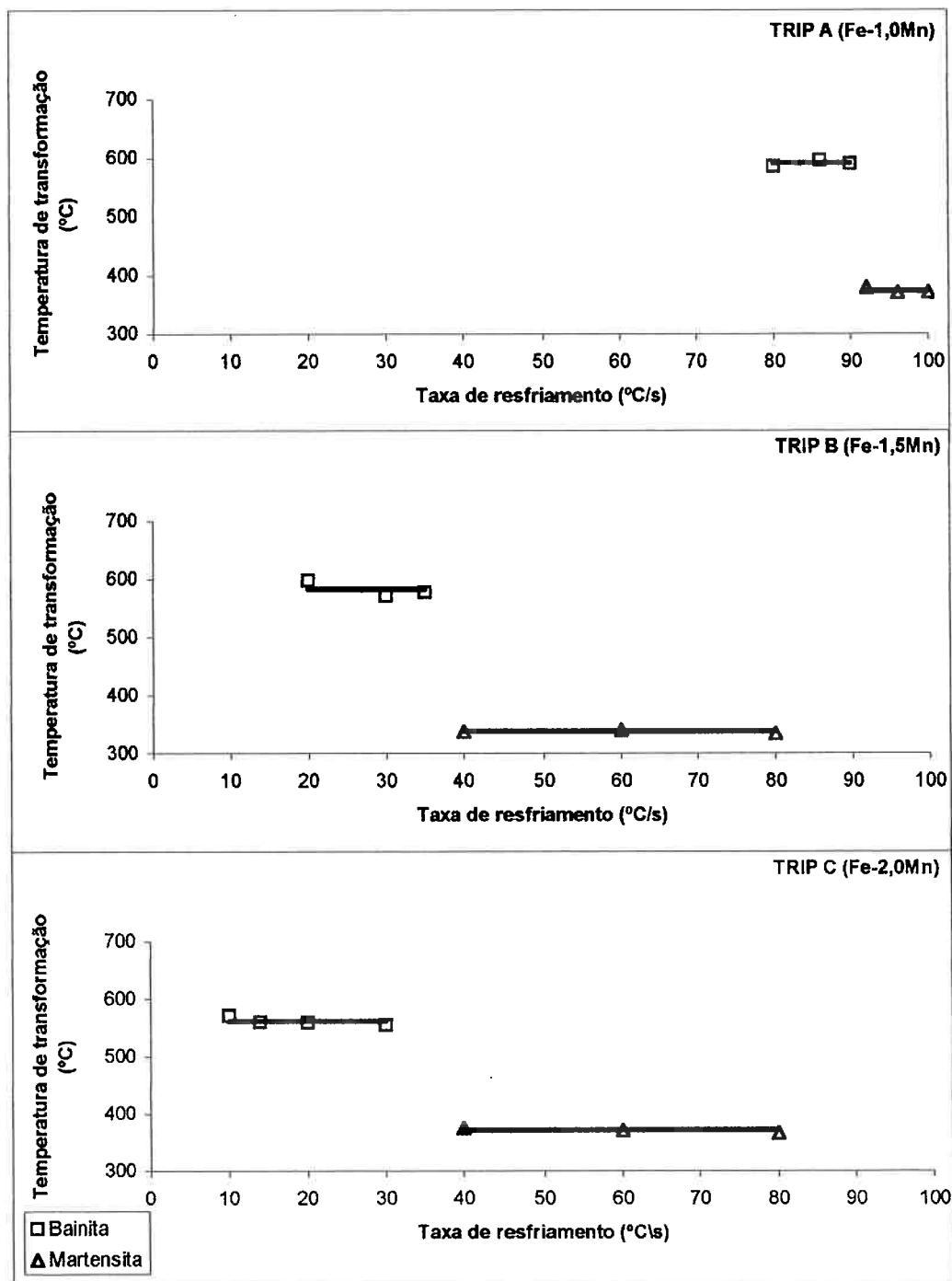


Figura 6.9: Gráficos de temperatura versus taxa de resfriamento.

Para a confecção de tais gráficos é necessário que as temperaturas plotadas sejam àquelas em que a fase formada não seja produto de transformação de nenhuma outra, a não ser da austenita, deste modo, ensaios complementares se tornaram necessários para a liga *TRIP A* – ensaios às taxas de 80, 86, 90, 92, 96 e 100°C/s – e *TRIP B* – 30 e 35°C/s. Desta maneira, vemos que:

- 1) o campo bainítico tem tendência a aumentar sua área;

- 2) a reação bainítica tende a ocorrer em taxas de resfriamento menores;
- 3) a temperatura B_s tende a diminuir.

Analisando a *Figura 6.9*, vemos que para a liga *TRIP A* o intervalo de taxas de resfriamento em que a reação bainítica ocorre vai de 80 a 90°C/s, para a liga *TRIP B* este intervalo vai de 20 a 35°C/s, e para *TRIP C* o intervalo ocorre de 10 a 30°C/s. Nota-se que é uma influência diferente do que ocorre com a ferrita, que tem seu campo diminuído com o aumento do teor de Manganês.

O segundo ponto observado é um reflexo do que já havia sido notado anteriormente com a ferrita: a bainita se forma antes para taxas de resfriamento cada vez menores com o aumento do teor de Manganês, conforme pode ser visto também no parágrafo acima.

A variação da temperatura B_s pode ser acompanhada pela *Tabela 6.3*.

Tabela 6.3: Variação de B_s com o teor de Manganês.

Identificação das ligas	$B_s(^{\circ}\text{C})$
TA (Fe-1,0Mn)	591,2
TB (Fe-1,5Mn)	581,7
TC (Fe-2,0Mn)	561,4

Observando a tabela acima, pode-se ver que a temperatura B_s sofre a influência da adição de Manganês, que tende a diminuí-la.

O campo martensítico sofre a mesma influência do Manganês (nestes três fatores), porém em proporções diferentes. Este fato não será discutido neste trabalho.

Ainda analisando a *Figura 6.9*, vemos que ela indica as janelas de taxas de resfriamento em que se obtêm as fases indicadas; tomando-a juntamente com o diagrama CCT da respectiva liga, é possível determinar tratamentos térmicos que possibilitem a obtenção da microestrutura desejada. Com a determinação das janelas, pode-se também determinar uma taxa mínima e máxima de resfriamento em as fases ocorrem.

Outro ponto a ser notado é a tendência do crescimento da dureza obtida com o teor de Manganês na liga: para uma mesma taxa de resfriamento, vê-se que a dureza tende a aumentar com o teor de Manganês, conforme a *Tabela 5.1*, ou seja, o Manganês eleva a temperabilidade do aço.

VII – Conclusão

A partir dos ensaios dilatométricos realizados com taxas de resfriamento variáveis, e com auxílio de técnicas de análise empregadas, foram obtidas curvas CCT de três ligas TRIP ao Si-Mn.

Podemos concluir, ainda, que o Manganês deslocou os diagramas CCT para a direita (em direção as menores taxas de resfriamento), aumentando os tempos e reduzindo as temperaturas para as reações se iniciarem. Isto ocorre porque o Manganês, quando adicionado a uma liga Fe-C, tende a estabilizar o campo austenítico do diagrama de equilíbrio e aumentar a temperabilidade (capacidade do aço de não formar outras fases que não a martensita). Estabilizando o campo austenítico do diagrama de equilíbrio, tende-se a retardar a formação de ferrita e perlita.

Outro fato importante é que os produtos de decomposição da austenita formam-se dentro de determinadas “janelas” de taxa de resfriamento, podendo-se definir, assim, uma taxa de resfriamento máxima e mínima para alguns produtos se formarem. A posição e o tamanho destas “janelas” são influenciados pela composição química do aço, como foi visto que o Manganês alterou estes parâmetros, já que cada liga possuía suas “janelas de processos”. Estas “janelas” são importantes para a obtenção de propriedades desejadas que dependem da microestrutura, como limites de escoamento, já que através delas pode-se controlar a microestrutura a ser obtida no material.

Ainda, como sugestão para trabalhos futuros, seria importante determinar a influência de fatores que conhecidamente alteram a forma das curvas CCT, como por exemplo o tamanho de grão austenítico, além de outros, que não foram abordados neste trabalho.

VIII – Bibliografia

- 1) BERNHARD ENGL, et all. "Status and potential of materials development as reflected in steels for automotive industry", Forum ThyssenKrupp 1999.
- 2) HOUBAERT, Y. "Aceros de calidad de embutición con efecto Bake Hardening". Deformetal / 96, Barcelona, España, noviembre de 1996.
- 3) KOT, R.A, MORRIS, J. W. "Structure and properties of Dual Fase Steels". Procceding The Metallurgical Society of AIME, 1979.
- 4) AKISNE, O.,HADA,T. "Post development and future outlooks of automotive steel sherts". Nippon Steel Technical Report, nº 64, 1995.
- 5) THYSSENKRUPPSTAHL. "Mechanical Properties of Multiphase steels". 1999.
- 6) S. J. CASARIN. "Caracterização da temperabilidade de um aço C-Mn microligado ao boro, através de dilatométrica e curvas de transformações de fase por resfriamento contínuo". Tese de doutorado. Universidade de São Paulo, São Carlos, 1996.
- 7) ZHAO, J. C. , NOTIS, M. R. , "Continuous-cooling transformation kinetics versus isothermal transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experimental observations". Materials Science and Engineering, R15, No. 4-5, november 1995.
- 8) ZAREI-HANZAKI, A., HODGSON P.D.,YUE,S. "Continuos Cooling Deformation testing of steels". Metallurgical and Materials Transaction A, v 24A, 1993.
- 9) R.W.R. HONEYCOMBE and H.K.D.H BHADESHIA. "Aços, microestrutura e propriedades". Edward Arnold, 1995, 115-139.

IX – Índice de Figuras e Tabelas

FIGURAS

Capítulo I

Figura 1.1.....	1
-----------------	---

Capítulo III

Figura 3.1.....	7
-----------------	---

Capítulo IV

Figura 4.1.....	9
Figura 4.2.....	11
Figura 4.3.....	11

Capítulo V

Figura 5.1.....	15
Figura 5.2.....	16
Figura 5.3.....	17
Figura 5.4.....	18
Figura 5.5.....	19
Figura 5.6.....	20
Figura 5.7.....	21
Figura 5.8.....	22
Figura 5.9.....	23
Figura 5.10.....	24
Figura 5.11.....	26
Figura 5.12.....	27
Figura 5.13.....	28
Figura 5.14.....	29
Figura 5.15.....	30

<i>Figura 5.16</i>	31
<i>Figura 5.17</i>	32
<i>Figura 5.18</i>	34
<i>Figura 5.19</i>	34
<i>Figura 5.20</i>	35
<i>Figura 5.21</i>	36
<i>Figura 5.22</i>	37
<i>Figura 5.23</i>	38
<i>Figura 5.24</i>	38
<i>Figura 5.25</i>	39

Capítulo VI

<i>Figura 6.1</i>	40
<i>Figura 6.2</i>	41
<i>Figura 6.3</i>	41
<i>Figura 6.4</i>	42
<i>Figura 6.5</i>	42
<i>Figura 6.6</i>	43
<i>Figura 6.7</i>	44
<i>Figura 6.8</i>	45
<i>Figura 6.9</i>	47

Tabelas

Capítulo I

<i>Tabela 1.1.....</i>	<i>3</i>
------------------------	----------

Capítulo IV

<i>Tabela 4.1.....</i>	<i>9</i>
------------------------	----------

Capítulo V

<i>Tabela 5.1.....</i>	<i>33</i>
------------------------	-----------

Capítulo VI

<i>Tabela 6.1.....</i>	<i>45</i>
<i>Tabela 6.2.....</i>	<i>46</i>
<i>Tabela 6.3.....</i>	<i>48</i>