

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**FORMAÇÃO DE GRÃOS FERRÍTICOS ULTRAFINOS ATRAVÉS DE  
TRANSFORMAÇÃO DE FASE INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO**

Elcio Geraldo Ferracini Junior

São Carlos

2007

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**FORMAÇÃO DE GRÃOS FERRÍTICOS ULTRAFINOS ATRAVÉS DE  
TRANSFORMAÇÃO DE FASE INDUZIDA POR DEFORMAÇÃO**

Elcio Geraldo Ferracini Junior

Dissertação apresentada ao  
Programa de Pós-Graduação em Ciência  
e Engenharia de Materiais como requisito  
parcial à obtenção do título de MESTRE  
EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Oscar Balancin

São Carlos  
2007

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da  
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

F368fg

Ferracini Junior, Elcio Geraldo.

Formação de grãos ferríticos ultrafinos através de transformação de fase induzida por deformação / Elcio Geraldo Ferracini Junior. -- São Carlos : UFSCar, 2008. 81 f.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2008.

1. Metalurgia física. 2. Ensaio de torção. 3. Transformação de fase. 4. Tratamento termomecânico. 5. Microestrutura I. Título.

CDD: 620.11 (20ª)

Dedico este trabalho aos meus Pais.

VITAE

Engenheiro de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos (2003).

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE  
ELCIO GERALDO FERRACINI JUNIOR  
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO  
CARLOS, EM 26 DE OUTUBRO DE 2007.

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. OSCAR BALANCIN  
ORIENTADOR  
PPG-CEM

Prof. Dr. ALBERTO MOREIRA JORGE JÚNIOR  
PPG-CEM

Prof. Dr. LUIZ CARLOS CASTELETTI  
EESC-USP



## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente a Deus por permitir a realização deste trabalho.

A minha família pelo apoio em todos os momentos.

A Marcos Macedo, Eduardo Campos e Roberto Agnolon pela confiança, compreensão e apoio a minha aprendizagem, permitindo que eu realizasse este trabalho.

Ao Prof. Dr. Oscar Balancin pela orientação e pelos valorosos conselhos dados durante as horas de conversa.

Aos amigos e companheiros de trabalho: Gilberto Ranalli, Rodrigo Becatti, José Senna, Jocemar, Marcos Figueiredo, Marcio, João, Ivan, Enio, e a todos que contribuíram de forma direta ou indireta para a execução deste trabalho.

À THYSSENKRUPP pelo apoio, material e recursos laboratoriais fornecidos para o desenvolvimento da pesquisa.

À GERDAU PIRATINI pelos ensaios dilatométricos.

Ao PPG-CEM pela oportunidade de realização deste trabalho.





## RESUMO

Um dos pontos chave no desenvolvimento de aços têm sido o refinamento da microestrutura, porém sem alterar a composição química com a adição de elementos de liga. O refinamento do tamanho de grão ferrítico conduz simultaneamente a um aumento de resistência e tenacidade. Grãos ultrafinos podem ser produzidos através de tratamentos termomecânicos controlados, gerados pela transformação dinâmica de fase ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) induzida por deformação, podendo estar ainda associado a outros fenômenos, como recristalização dinâmica. Neste trabalho um aço com baixo e outro com médio teor de carbono foram previamente austenitizados a 900°C por 180 s, sendo em seguida resfriados a uma taxa de 1°C/s e deformados por ensaios isotérmicos de torção em temperaturas estabelecidas segundo suas temperaturas críticas de transformação. As deformações foram aplicadas com uma quantidade de 2,5 e a uma taxa 1 s<sup>-1</sup>. O comportamento dos materiais durante a deformação foi analisado utilizando as curvas de escoamento plástico obtidas dos ensaios de torção. Após a deformação, as amostras foram resfriadas ao ar e a microestrutura final caracterizada por microscopia eletrônica de varredura. Foi determinada com sucesso uma rota capaz de produzir grãos ferríticos ultrafinos, onde grãos de 1,6 µm foram produzidos para o aço Cos Ar 60 e 1,3 µm para o aço SAE 1548.



## ULTRAFINE FERRITE GRAINS FORMATION THROUGH DYNAMIC STRAIN-INDUCED TRANSFORMATION

### ABSTRACT

One of the key points in steel development has been the refinement of the microstructure, however without change the chemical composition with addition of alloy elements. The refinement of the ferrite grain size leads simultaneously to an increase in strength and toughness. Ultrafine grains can be produced through thermomechanical controlled treatments, generated by dynamic strain-induced phase transformation ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ), which also can be associated with others dynamic phenomena, such as dynamic recrystallization. In this work a low and a middle carbon steel were previously austenitized at 900°C for 180 s and cooled at 1°C/s to a given deformation temperature established in relation to their critical temperatures. The deformation were applied with a strain of 2,5 at a strain rate of 1 s<sup>-1</sup>. The behavior of the materials during the deformation was analyzed using the stress-strain curves obtained from torsion experiments. After deformation, the samples were air cooled and the final microstructure characterized by scanning electron microscopy. It was determined with success a route capable to produce ultrafine ferrite grains, where grain size of 1,6 μm were produced for the Cos Ar 60 steel and 1,3 μm for the SAE 1548 steel.



## ÍNDICE DE ASSUNTOS

	Pág.
BANCA EXAMINADORA .....	i
AGRADECIMENTOS.....	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT.....	vii
SUMÁRIO.....	ix
ÍNDICE DE TABELAS.....	xi
ÍNDICE DE FIGURAS.....	xiii
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xvii
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1 Introdução.....	5
2.2 Transformações de Fases e Morfologias da Ferrita em Aços Hipoeutetóides.....	5
2.2.1 Diagrama de Fases Ferro-Carboneto de Ferro.....	6
2.2.2 Efeito do Aquecimento e Resfriamento sobre as Linhas de Transformação do Diagrama Fe-Fe <sub>3</sub> C.....	7
2.2.3 Transformação Austenita-Ferrita em Aços Hipoeutetóides...	9
2.2.4 Decomposição da Austenita.....	9
2.2.5 Morfologia da Ferrita em Aços Hipoeutetóides.....	11
2.3 Processamento Termomecânico Tradicional.....	14
2.4 Processos de Obtenção de Grãos Ultrafinos.....	19
2.4.1 Técnicas de Deformação Plástica Severa.....	19
2.4.2 Rotas Avançadas de Processamento Termomecânico.....	20
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	29
3.1 Materiais.....	29
3.2 Determinação das Temperaturas de Transição de Fase.....	29
3.2.1 Equação Empírica.....	29
3.2.2 Ensaios de Dilatometria.....	31
3.3 Ensaios de Torção.....	31

3.3.1	Corpo de Prova e Preparação do Ensaio.....	31
3.3.2	Máquina de Torção.....	32
3.3.3	Ensaio de Múltiplos Passes em Resfriamento Contínuo.....	35
3.3.4	Ensaio Isotérmico.....	35
3.4	Análises Microestruturais.....	36
4	RESULTADOS.....	39
4.1	Introdução.....	39
4.2	Temperaturas de transição de Fase.....	39
4.2.1	Temperaturas de Equilíbrio – $A_{e_3}$ .....	39
4.2.2	Curvas de Transformação em Resfriamento Contínuo.....	40
4.2.3	Ensaio de Múltiplos Passes.....	41
4.2.4	Temperaturas Críticas de Transformação.....	43
4.3	Ensaio Isotérmico de Torção.....	43
4.3.1	Temperaturas de Ensaio.....	43
4.3.2	Curvas de Escoamento Plástico.....	45
4.3.3	Tensões e Deformações de Pico.....	46
4.4	Análise Microestrutural.....	53
4.4.1	Tamanho de Grão Austenítico.....	54
4.4.2	Evolução Microestrutural.....	54
4.4.3	Tamanho Médio de Grão Ferrítico.....	62
5	DISCUSSÕES.....	65
6	CONCLUSÕES.....	73
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	75
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	77

## ÍNDICE DE TABELAS

	Pág.
Tabela 3.1: Composições químicas dos aços utilizados (% peso).....	29
Tabela 3.2: Dados para o cálculo da temperatura de equilíbrio $Ae_3$ .....	30
Tabela 4.1: Valores calculados das temperaturas de equilíbrio $Ae_3$ , segundo método de Andrews.....	39
Tabela 4.2: Temperaturas críticas de processamento obtidas dos diagramas TRC e curvas de TME para os materiais.....	43
Tabela 4.3: Temperaturas estabelecidas para os ensaios isotérmicos de torção.....	44
Tabela 4.4: Valores de $\sigma_p$ e $\epsilon_p$ para o aço Cos Ar 60.....	47
Tabela 4.5: Valores de $\sigma_p$ e $\epsilon_p$ para o aço SAE 1548.....	47
Tabela 4.6: Tamanho médio de grão ferrítico para o aço Cos Ar 60.....	62
Tabela 4.7: Tamanho médio de grão ferrítico para o aço SAE 1548.....	62





## ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Figura 2.1: Sistema Metaestável Fe-Fe <sub>3</sub> C.....	6
Figura 2.2: Efeito do aquecimento e resfriamento nas linhas de transformação entre as fases.....	8
Figura 2.3: Microestrutura formada durante o resfriamento lento de um aço hipoeutetóide.....	10
Figura 2.4: Mecanismos de decomposição da austenita.....	11
Figura 2.5: Sistema morfológico de classificação de Dubé modificado por Aaronson [5]: (a) alotriomorfos de contorno de grão; (b) placas (ou agulhas) de Widmanstätten primárias e secundárias; (c) dentes de serra de Widmanstätten primários e secundários; (d) Idiomorfos; (e) placas (ou agulhas) intragranulares de Widmanstätten; e (f) estrutura massiva.....	12
Figura 2.6: Ilustração esquemática dos quatros estágios do processamento termomecânico e das mudanças microestruturais que ocorrem durante cada um desses estágios.....	16
Figura 2.7: Modos para refinar o tamanho de grão ferrítico.....	18
Figura 2.8: Esquema do processamento para obtenção de grãos ferríticos ultrafinos através do mecanismo de transformação de fase induzida por deformação.....	24
Figura 2.9: Esquema mostrando a evolução da nucleação intragranular durante a transformação de fase induzida por deformação.....	25
Figura 2.10: Rotas do Processamento Termomecânico que conduzem à formação de grãos ultrafinos.....	29
Figura 3.1: (a) Dimensões da região útil (mm) e posição do furo para inserção do termopar e (b) Esquema do corpo de prova na máquina de torção.....	32
Figura 3.2: (a) Esquema da sistemática de operação e componentes da máquina de torção; (b) foto da máquina de ensaios de torção a quente do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA.....	34
Figura 3.3: Diagrama esquemático da rota de processamento.....	36

Figura 3.4: Ilustração mostrando a região analisada da parte útil dos corpos de prova de torção.....	37
Figura 4.1: Curva de transformação em resfriamento contínuo obtida para o aço Cos Ar 60.....	40
Figura 4.2: Curva de transformação em resfriamento contínuo obtida para o aço SAE 1548.....	41
Figura 4.3: Curva de TME versus inverso da temperatura absoluta indicando as temperaturas críticas de processamento: $A_{r3}$ e $A_{r1}$ - Aço Cos Ar 60.....	42
Figura 4.4: Curva de TME versus inverso da temperatura absoluta indicando as temperaturas críticas de processamento: $A_{r3}$ e $A_{r1}$ - Aço SAE 1548.....	42
Figura 4.5: Curvas de escoamento plástico obtidas para o aço Cos Ar 60.	45
Figura 4.6: Curvas de escoamento plástico obtidas para o aço SAE1548..	46
Figura 4.7: Tensão de Pico ( $\sigma_p$ ) e Deformação de Pico ( $\epsilon_p$ ) versus temperatura para o aço Cos Ar 60.....	48
Figura 4.8: Tensão de Pico ( $\sigma_p$ ) e Deformação de Pico ( $\epsilon_p$ ) versus temperatura para o aço SAE 1548.....	48
Figura 4.9: Conjuntos de curvas do Cos Ar 60 que tendem ao mesmo comportamento durante a deformação. (a) Grupo 1 – Acima de $A_{e3}$ ; (b) Grupo 2 – Entre $A_{e3}$ e $A_{r3}$ com tendência da $\sigma_p$ aumentar; e (c) Grupo 3 – Abaixo de $A_{r3}$ .....	45
Figura 4.10: Conjuntos de curvas do aço SAE 1548 que tendem ao mesmo comportamento durante a deformação. (a) Grupo 1 – Acima de $A_{e3}$ ; (b) Grupo 2 – Entre $A_{e3}$ e $A_{r3}$ com tendência da $\sigma_p$ aumentar; e (c) Grupo 3 – Abaixo de $A_{r3}$ .....	51
Figura 4.11: Tamanho de grão austenítico após 180 s a 900°C: (a) Aço Cos Ar 60 e (b) Aço SAE 1548.....	54

Figura 4.12: Evolução microestrutural obtida para o Cos Ar 60 como conseqüência da temperatura de ensaio. (a) e (b) - 900°C; (c) e (d) - 880°C; (e) e (f) - 840°C; (g) e (h) - 820°C; (i) e (j) - 800°C; (l) e (m) - 750°C; (n) e (o) - 735°C; (p) e (q) - 700°C; (r) e (s) - 550°C.....	57
Figura 4.13: Evolução microestrutural obtida para o SAE 1548 como conseqüência da temperatura de ensaio. (a) e (b) - 900°C; (c) e (d) - 800°C; (e) e (f) - 750°C; (g) e (h) - 725°C; (i) e (j) - 700°C; (l) e (m) - 680°C; (n) e (o) - 670°C; (p) e (q) - 650°C; (r) e (s) - 570°C.....	60
Figura 4.14: Variação do tamanho médio de grão ferrítico em função da temperatura de ensaio para o aço Cos Ar 60.....	63
Figura 4.15: Variação do tamanho médio de grão ferrítico em função da temperatura de ensaio para o aço SAE 1548.....	64
Figura 5.1: Microestrutura obtida para o aço SAE 1548 através do processo convencional de forjamento de virabrequins. Conformação a 1150°C e resfriamento controlado (Cortesia da Thyssenkrupp Metalúrgica Campo Limpo Ltda.).....	65
Figura 5.2: Microestrutura produzida no aço SAE 1548 oriunda do corpo de prova deformado a 670°C por ensaio de torção.....	66



## SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

$\alpha$	ferrita alfa
$\delta$	ferrita delta
$\gamma$	austenita
$\varepsilon$	deformação
$\varepsilon_e$	deformação equivalente
$\varepsilon_p$	deformação de pico
$\theta$	cementita
$\sigma$	tensão
$\sigma_e$	tensão equivalente
$\sigma_p$	tensão de pico
$A_1$	temperatura limite entre os campos ferrita-cementita e os campos contendo austenita + ferrita ou austenita + cementita.
$A_3$	temperatura limite entre as fases ferrita + austenita e o campo austenítico.
$Ae_1$	temperatura limite entre os campos ferrita-cementita e os campos contendo austenita + ferrita ou austenita + cementita em condição de equilíbrio
$Ae_3$	temperatura limite entre as fases ferrita + austenita e o campo austenítico em condição de equilíbrio
$Ar_1$	temperatura limite entre os campos ferrita-cementita e os campos contendo austenita + ferrita ou austenita + cementita fora do equilíbrio, durante resfriamento
$Ar_3$	temperatura limite entre as fases ferrita + austenita e o campo austenítico fora do equilíbrio, durante resfriamento
ccc	cúbico de corpo centrado
cfc	cúbico de face centrada
CG	contorno de grão
TME	tensão média equivalente
TRC	curvas de transformação em resfriamento contínuo



## 1 INTRODUÇÃO

Aços de engenharia requerem uma ampla gama de aplicações para que sejam economicamente e tecnologicamente viáveis. As principais propriedades de interesse desses aços são: resistência, tenacidade e soldabilidade. Sabe-se também que as ligas de aço com menor custo e maior volume de produção são os aços baixo carbono e baixa liga. São materiais com uma vasta gama de aplicações, porém limitados a solicitações em que não são exigidos altos níveis de resistência mecânica, resistência ao calor ou a meios químicos agressivos, por exemplo. Adição de elementos de liga e/ou tratamentos térmicos podem promover a esses materiais as propriedades necessárias para aplicações específicas.

A adição de elementos de liga e ciclos de tratamentos térmicos exigem processos fabris com maior densidade tecnológica, conduzindo a um maior custo desses materiais. O refino microestrutural é uma forma efetiva de se conseguir significantes aumentos de resistência sem sacrificar a tenacidade das ligas metálicas.

A equação de Hall-Petch é uma relação geral que correlaciona a influência do tamanho médio dos grãos com resistência dos metais. Essa relação afirma que a tensão de escoamento plástico aumenta conforme o diâmetro médio dos grãos diminui, uma vez que contornos de grãos atuam como barreiras ao deslizamento de discordâncias e ao processo de maclagem que operam dentro dos grãos.

O tamanho médio dos grãos pode ser reduzido de diversas formas durante a elaboração e processamento de materiais metálicos, como pela adição de inoculantes ao banho líquido, instantes antes ao vazamento, proporcionando aumento dos sítios de nucleação durante a solidificação ou por aplicação de ciclos de tratamentos térmicos controlados durante as transformações de fase. Porém o modo mais efetivo é durante a laminação ou forjamento a quente, onde o controle da cinética de recristalização nos

intervalos entre deformações conduz a decréscimos significativos na granulação de aços.

Em meados da segunda metade do século passado, devido à demanda tecnológica da época, as indústrias requisitaram grandes quantidades de aços de alta resistência com baixo custo. Esta demanda foi satisfeita graças ao desenvolvimento em paralelo dos aços microligados e do processamento termomecânico. O efeito sinérgico causado pela ação de elementos microligantes e pelo processamento termomecânico conduz a aumentos em resistência e tenacidade. Assim, nos aços microligados, o principal mecanismo que confere propriedades mecânicas superiores é o refino de grão obtido com o controle da interação precipitação – recristalização durante a laminação a quente. Deste modo, a microestrutura final é obtida com o processamento a quente, não havendo necessidade de tratamentos térmicos posteriores.

As propriedades mecânicas de aços conformados a quente têm sido melhoradas nas últimas décadas através do desenvolvimento de rotas otimizadas para o processamento termomecânico, como na laminação controlada convencional, que tem produzido com sucesso produtos com tamanhos médios de grãos ferríticos da ordem de 5  $\mu\text{m}$ .

A equação de Hall-Petch prediz que uma redução no tamanho médio dos grãos ferríticos de 5 para 1  $\mu\text{m}$  conduz a um aumento de até 350 MPa na tensão de escoamento. Assim, vários pesquisadores têm concentrado esforços em criar novos métodos capazes de produzir grãos ferríticos ultrafinos utilizando a tecnologia disponível atualmente. Deste modo, novas técnicas têm sido criadas e modificações em técnicas tradicionais vêm sendo promovidas visando à obtenção de grãos ultrafinos (em torno de 1  $\mu\text{m}$ ), grãos submicrom (menores que 1  $\mu\text{m}$ ) e materiais nanocristalinos (menores que 100 nm).

Este trabalho teve como objetivo investigar o fenômeno de transformação de fase induzida por deformação e estabelecer rotas otimizadas capazes de conduzirem ao refino microestrutural durante o processamento termomecânico. O estudo foi realizado através de ensaios em várias temperaturas por meio de torção a quente, onde foi avaliado o comportamento



de dois aços com teores diferentes de carbono na formação de microestrutura ultrafina.



## **2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 Introdução**

Nas últimas décadas, grupos de pesquisadores ao redor do mundo têm conseguido grandes avanços e descobertas na área de materiais metálicos o que tem conduzido a inovações tecnológicas. Suportados por fenômenos e mecanismos descobertos recentemente, como a formação de subgrão/grão por deformações severas a temperatura ambiente, transformação dinâmica de fase induzida por deformação, recristalização dinâmica da ferrita durante deformações a morno, vários pesquisadores [1] têm estudado a formação de grãos ultrafinos na ferrita em aços carbono baixa liga. Similar ao processamento de aços microligados, a microestrutura final deve ser obtida sem a necessidade de tratamentos térmicos posteriores. A obtenção de microestruturas ultrafinas aumentaria significativamente a resistência mecânica de aços comuns e, conseqüentemente, expandiria o campo de aplicações dos mesmos.

Neste tópico, faz-se uma breve revisão das transformações de fases e temperaturas críticas presentes em aços hipoeutetóides e do processamento metalúrgico atualmente praticado, dando ênfase aos processos termomecânicos controlados. Na seqüência são apresentados alguns exemplos de rotas de processamento que levam à formação de grãos ferríticos ultrafinos e na parte final, discutem-se os fundamentos da formação de grãos ultrafinos.

### **2.2 Transformações de Fases e Morfologias da Ferrita em Aços Hipoeutetóides**

## 2.2.1 Diagrama de Fases Ferro-Carboneto de Ferro

Aços são ligas de ferro, carbono e outros elementos, cujo teor de carbono é inferior a 2,0 % em peso. O diagrama metaestável ferro-cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) mostrado na Figura 2.1 define regiões onde as várias fases são estáveis, bem como os contornos de equilíbrio entre elas, de acordo com a composição e temperatura. O elemento ferro possui três formas alotrópicas  $\alpha$ ,  $\delta$  e  $\gamma$ , sendo duas delas com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (ccc), que diferenciam entre si pelo tamanho do parâmetro de rede, e a outra cúbica de face centrada (cfc). A faixa de temperatura onde cada uma destas formas é estável e o grau de solubilidade do carbono em suas respectivas estruturas cristalinas dá origem ao diagrama mencionado anteriormente.

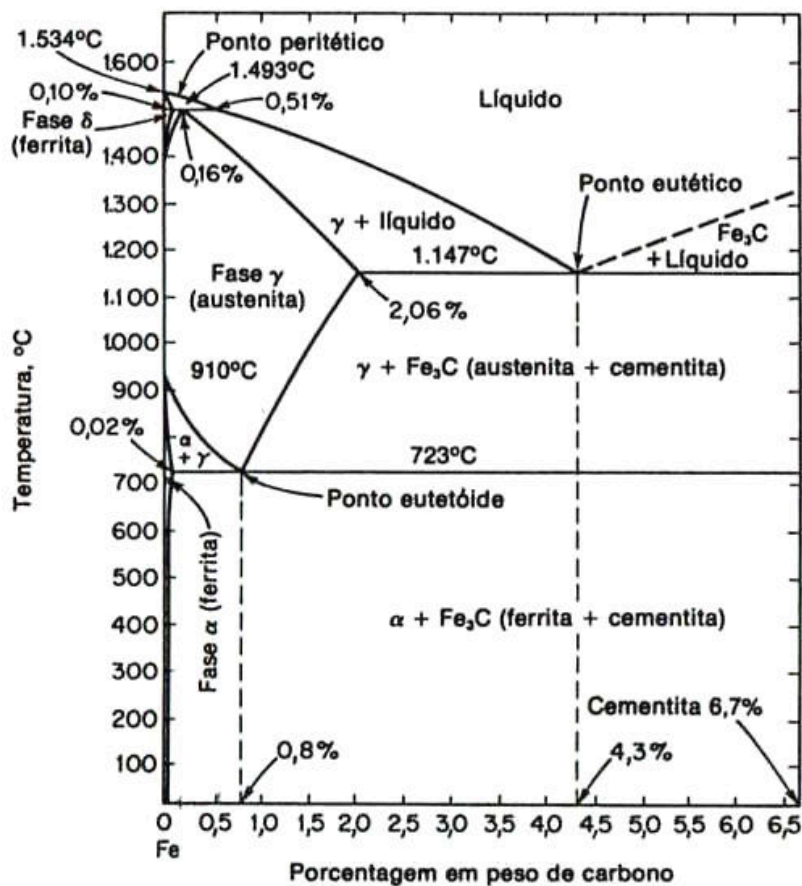


Figura 2.1: Sistema Metaestável Fe-Fe<sub>3</sub>C [2].

### 2.2.2 Efeito do Aquecimento e Resfriamento sobre as Linhas de Transformação do Diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C

Quando amostras de aço são aquecidas ou resfriadas, observa-se, por medidas de transferência de calor ou variação de volume, que ocorrem mudanças nas chamadas temperaturas críticas. Sob aquecimento, o calor é absorvido e ocorre contração da amostra quando a ferrita e cementita mudam para a estrutura compacta da austenita. No resfriamento, a amostra expande com a liberação de calor devido à transformação da austenita em ferrita e cementita. A absorção ou liberação de calor durante a transformação de fase produz mudanças na inclinação da curva, ou “interrupção”, em um gráfico de temperatura versus tempo [3].

A letra **A** utilizada para identificar as temperaturas críticas foi designada pelo francês Le Chatelier e indica a ocorrência de uma parada (Arrêt) durante a transformação [4]. Três linhas críticas são de interesse para o tratamento térmico de aços (Figura 2.2):

⇒  $A_1$  → corresponde ao limite entre os campos ferrita-cementita e os campos contendo austenita + ferrita ou austenita + cementita. Indica a reação eutetóide  $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$  a 723 °C.

⇒  $A_3$  → corresponde ao limite entre as fases ferrita + austenita e o campo austenítico. Para o ferro puro a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  ocorre a 910 °C. Essa temperatura tende a diminuir até 723°C (reação eutetóide) à medida que o teor de carbono aumenta em direção a composição eutetóide.

⇒  $A_{cm}$  → corresponde ao limite entre as fases cementita + austenita e o campo austenítico. Essa linha inicia-se a temperatura de 723°C (reação eutetóide) e aumenta com aumento do teor de carbono até o teor máximo de 2,06 % em peso, atingido a temperatura de 1147°C (transformação  $\gamma \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$ ).

Condições de equilíbrio são assumidas para estabelecer essas temperaturas, onde se tem longos períodos de tempo naquela temperatura ou taxas de resfriamento e aquecimento extremamente baixas. Assim a

designação dessas temperaturas é seguida pela letra **e**, indicando condição de equilíbrio ( $Ae_1$ ,  $Ae_3$ , e  $Ae_{cm}$ ).

Como essas temperaturas de transformação são controladas por difusão, elas são sensíveis à composição e taxas de resfriamento e aquecimento. Aquecimentos rápidos representam menor tempo para a difusão e tendem a aumentar as temperaturas críticas em relação às de equilíbrio. Do mesmo modo, resfriamentos rápidos tendem a diminuir as temperaturas críticas. O efeito das taxas de resfriamento e aquecimento resulta em uma nova designação das temperaturas críticas **Ar** e **Ac** (resfriamento e aquecimento, respectivamente). Terminologia estabelecida pelo metalurgista francês Osmond, onde *r* = refroidissement (resfriamento) e *c* = chauffage (aquecimento). Deste modo, considerando os efeitos de aquecimento e resfriamento, as temperaturas críticas assumem duas outras designações:  $Ac_1$ ,  $Ac_3$ ,  $Ac_{cm}$ , e  $Ar_1$ ,  $Ar_3$ , e  $Ar_{cm}$  [3].

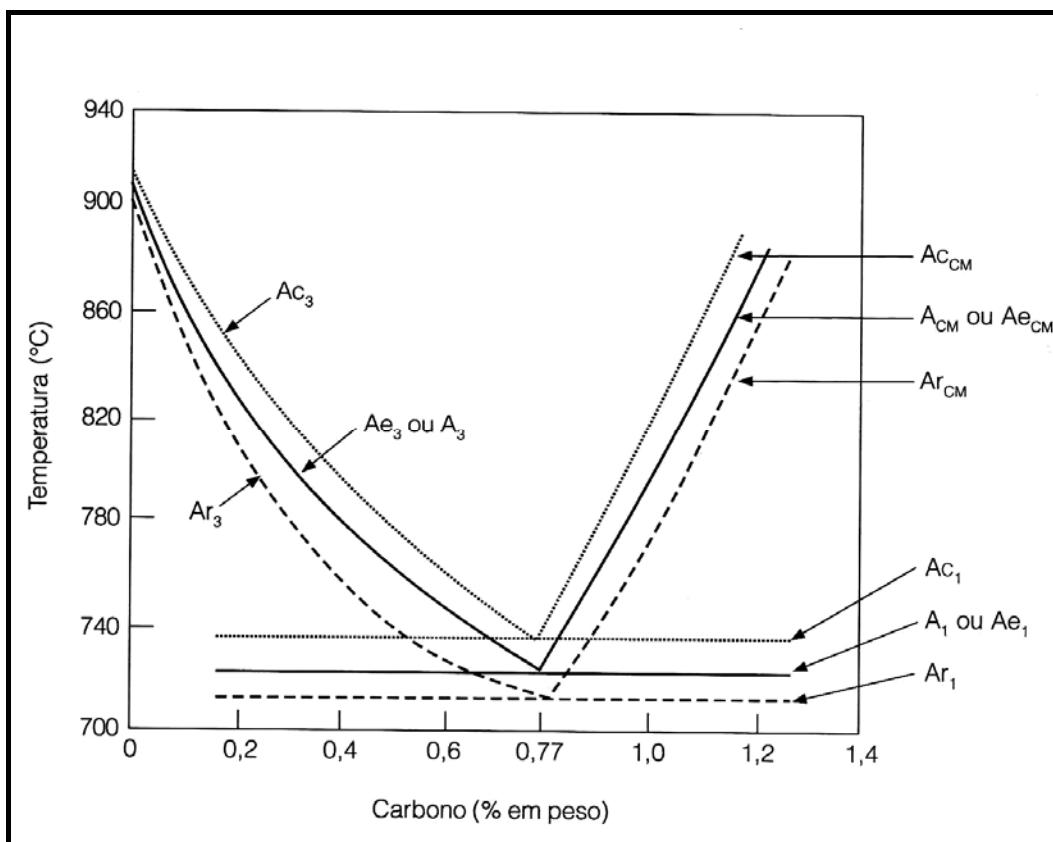


Figura 2.2: Efeito do aquecimento e resfriamento nas linhas de transformação entre as fases [3].

### 2.2.3 Transformação Austenita-Ferrita em Aços Hipoeutetóides

Aços com teores de carbono inferiores a 0,8 % em peso são definidos como hipoeutetóides e quando resfriados sob condições de equilíbrio, a ferrita se torna estável a temperaturas abaixo da temperatura de equilíbrio  $Ae_3$ . A ferrita possui um teor de carbono muito inferior, menor que 0,02% em peso, em relação à austenita da qual é formada e seu crescimento é difusional envolvendo a partição dos átomos de carbono para a austenita remanescente. A nucleação ocorre heterogeneamente nos contornos de grão da austenita, sendo está envolvida por uma rede de cristais de ferrita e que continuam a crescer até a temperatura de equilíbrio  $Ae_1$ . Deste ponto em diante, a austenita remanescente possui uma composição eutetóide e transforma-se em perlita, que consiste de uma estrutura lamelar composta por lamelas de ferrita e cementita ( $Fe_3C$ ). Abaixo desta temperatura não ocorre mudanças visíveis na microestrutura devido à baixa solubilidade do carbono na ferrita (Figura 2.3).

A ferrita formada entre as temperaturas de equilíbrio  $Ae_3$  e  $Ae_1$  é denominada de ferrita proeutetóide e também conhecida como ferrita poligonal ou alotriomorfa.

### 2.2.4 Decomposição da Austenita

O resfriamento lento de um aço a partir do campo austenítico resultará, à temperatura ambiente, em duas fases (ferrita e cementita) ou no microconstituente perlita, dependendo do seu teor de carbono. Porém, se o resfriamento do aço a partir do campo austenítico for realizado fora das condições de equilíbrio (por exemplo, resfriamento brusco em água),

aparecerão outras fases metaestáveis, como a martensita, a qual não é prevista pelo diagrama de fases Fe–Fe<sub>3</sub>C.

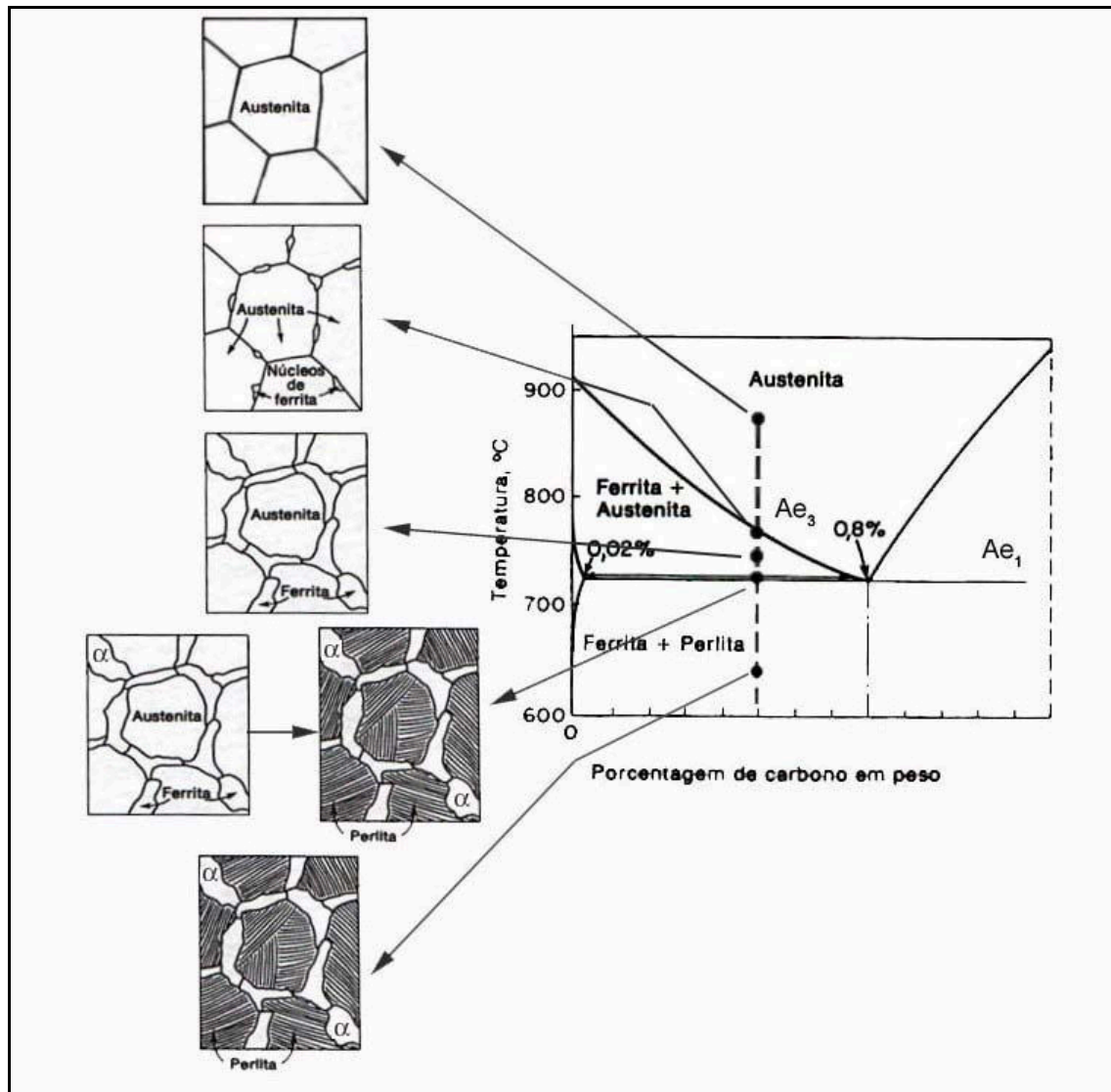


Figura 2.3: Microestrutura formada durante o resfriamento lento de um aço hipoeutetóide.

Curvas TTT (temperatura, tempo e transformação) permitem acompanhar a formação destes constituintes. A transformação da austenita em outro constituinte pode ocorrer por difusão, cisalhamento ou uma mistura dos dois mecanismos [4], conforme observado na Figura 2.4.



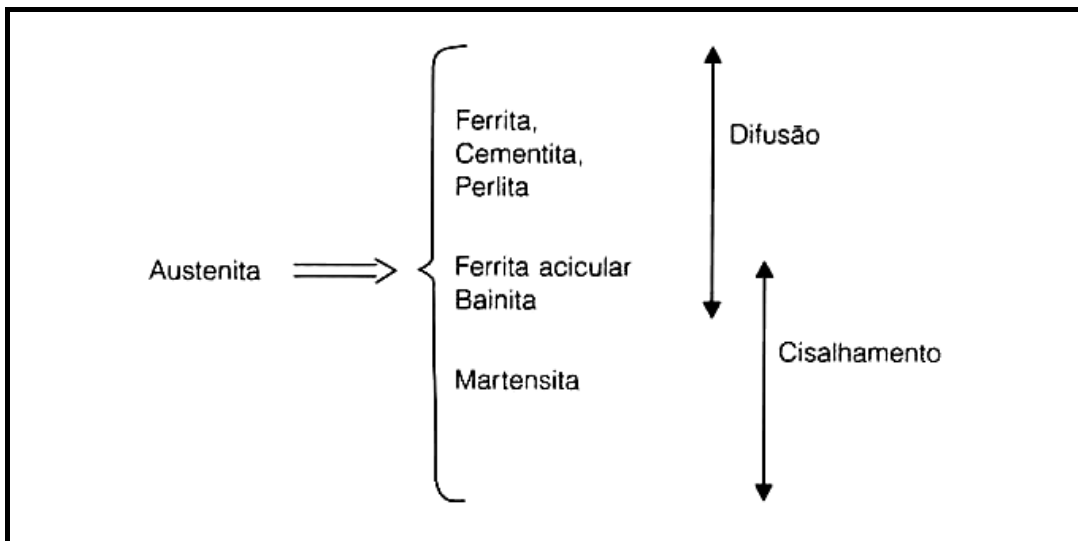


Figura 2.4: Mecanismos de decomposição da austenita [4].

A difusão é um processo lento que envolve o rearranjo e movimentação de átomos na formação de uma nova fase, enquanto o processo de cisalhamento ocorre instantaneamente, envolvendo apenas a deformação da rede cristalina.

### 2.2.5 Morfologia da Ferrita em Aços Hipoeutetóides

O foco deste trabalho é a obtenção de ferrita equiaxial, porém várias formas de ferrita podem ser produzidas, estando estas associadas à composição química do aço (temperabilidade) e a taxa de resfriamento. Assim, a ferrita formada por difusão tem sua morfologia dependente da taxa de resfriamento, resultando para baixas taxas de resfriamento na forma equiaxial, enquanto que para taxas mais elevadas tem a tendência de formar ferrita Widmanstätten.

Na Figura 2.5 estão apresentadas as diferentes morfologias de ferrita originalmente classificadas por Dubé e posteriormente modificadas por Aaronson.

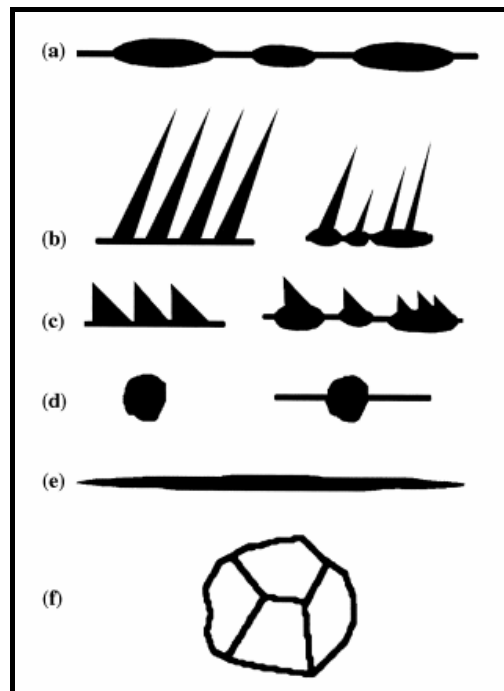


Figura 2.5: Sistema morfológico de classificação de Dubé modificado por Aaronson [5]: (a) alotriomorfos de contorno de grão; (b) placas (ou agulhas) de Widmanstätten primárias e secundárias; (c) dentes de serra de Widmanstätten primários e secundários; (d) Idiomorfos; (e) placas (ou agulhas) intragranulares de Widmanstätten; e (f) estrutura massiva.

**(i) Ferrita Alotriomorfa**

A ferrita alotriomorfa se forma temperaturas abaixo de  $Ae_3$  em condições de resfriamento lento e nucleia sobre contorno entre dois grãos austeníticos, apresentando uma relação de orientação de Kurdjumov-Sachs com um (algumas vezes com ambos) dos grãos austeníticos. A relação de orientação de Kurdjumov-Sachs é definida como [6]:

$$\begin{aligned} (111)_\gamma // (011)_\alpha \\ [1 \bar{1}0]_\gamma // [1 \bar{1}1]_\alpha. \end{aligned}$$

A ferrita alotriomorfa tende a crescer com uma maior velocidade ao longo do antigo contorno de grão austenítico do que na direção normal ao

plano do contorno, sendo sua forma fortemente influenciada pela presença do antigo contorno de grão austenítico. Necessariamente a ferrita alotriomorfa não precisa ter apenas a forma do contorno da austenita, mas invariavelmente isto ocorre, uma vez que, presumidamente não existam outros sítios apropriados na austenita (bi-dimensional) para nucleação heterogênea [7].

**(ii) Ferrita Idiomorfa**

O termo idiomorfa implica que a fase formada possui suas faces idênticas à sua estrutura cristalina. Este tipo de ferrita tem uma morfologia equiaxial e nucleia intragranularmente em inclusões ou outros sítios de nucleação heterogênea [7].

**(iii) Ferrita de Widmanstätten**

Para maiores taxas de resfriamento há um aumento na tendência à formação de ferrita com a forma de placa ou agulhas que crescem a partir do antigo contorno de grão austenítico, também chamada de Widmanstätten e que se tornam mais finas à medida que se aumenta a taxa de resfriamento.

Medidas experimentais sobre a ferrita de Widmanstätten e em outros ferros liga mostraram que os planos de formação são irracionais, espalhados de 4° a 20° dos planos {111} da austenita, e a relação de orientação próximas aos tipos de Nishiyama-Wasserman ou Kurdjumov-Sachs são usualmente encontradas [8].

Esta morfologia de ferrita pode nuclear a partir do contorno, bem como no interior dos grãos da austenita. A ferrita de Widmanstätten é observada somente em aços com teores de carbono inferiores a 0,4% e em grãos grossos de austenita, sendo formada no intervalo de temperaturas abaixo de  $A_3$  (50°C) a 600-550°C [9]. Este tipo de microestrutura é indesejada em aços, uma vez que trincas podem facilmente ocorrer ao longo de agulhas grosseiras, conduzindo a uma baixa tenacidade [6].

### 2.3 Processamento Termomecânico Tradicional

Uma das rotas mais importantes no meio industrial capaz de produzir aços estruturais de alta resistência a baixo custo é a moderna técnica de processamento termomecânico. É a habilidade do controle microestrutural desta técnica que permite significantes reduções de custos, uma vez que as propriedades finais são alcançadas sem a necessidade de tratamentos adicionais. O controle microestrutural final é baseado no entendimento de como os aços respondem ao processamento a quente e de como essas respostas podem ser alteradas com micro adições de elementos de liga [10]. A estratégia básica por trás dessa técnica consiste em maximizar a razão área de contorno do grão austenítico por unidade de volume ( $S_v$ ) antes da transformação para a ferrita poligonal por aplicação simultânea de controle de temperatura e deformação. Os processos termomecânicos controlados foram introduzidos gradativamente, alterando o quadro da gama de aços estruturais que, até meados dos anos de 1960, apresentavam-se essencialmente em duas formas básicas, aços carbono-manganês-silício disponíveis tanto na forma como laminado ou normalizado e aços de alta resistência obtidos através de tratamentos térmicos [10].

Existem duas abordagens diferentes para a deformação da austenita: processamento termomecânico convencional e processamento termomecânico controlado [11]. O primeiro consiste em uma seqüência de passes de deformações, objetivando somente a alteração de forma e eliminação da microestrutura bruta de fusão. E o segundo, que pode seguir duas linhas para o condicionamento da austenita, visa, como objetivo único, o refino microestrutural. Assim, o refino microestrutural pode ser conseguido inibindo-se o crescimento de grão austenítico e, conseqüentemente, aumentando-se a área de contorno de grão por unidade de volume, o que resulta em um aumento no número de sítios para nucleação da ferrita durante a transformação de fase. De outro modo, inibe-se a recristalização da austenita e aumenta-se o número de sítios de nucleação com a aplicação de deformação,

que além de alterar a forma do grão (maior área de contorno por unidade de volume), também, gera sítios potenciais de nucleação através da formação de maclas e bandas de deformação no interior dos grãos deformados.

O processamento termomecânico controlado vem sendo aplicado industrialmente com sucesso em todo mundo e pode ser definido como seqüências disciplinadas de deformações, seguidas por resfriamento controlado, visando-se obter microestruturas com características específicas que garantam propriedades adequadas ao produto semi-acabado [12-14]. Este processo é considerado como um dos mais importantes operações para se produzir aços com baixo custo, elevada resistência e com excelente tenacidade, resistência à fadiga e soldabilidade.

Do ponto de vista metalúrgico, o processamento termomecânico controlado é comumente dividido em quatro estágios [15].

- 1º - Deformação na região de recristalização da austenita;
- 2º - Deformação na região de não recristalização da austenita;
- 3º - Deformação na região intercrítica (região bifásica  $\gamma + \alpha$ ); e
- 4º - Resfriamento acelerado.

A figura 2.6 ilustra esquematicamente cada um dos estágios e as variações microestruturais que ocorrem durante o processamento termomecânico controlado de um aço baixo carbono microligado ao nióbio.

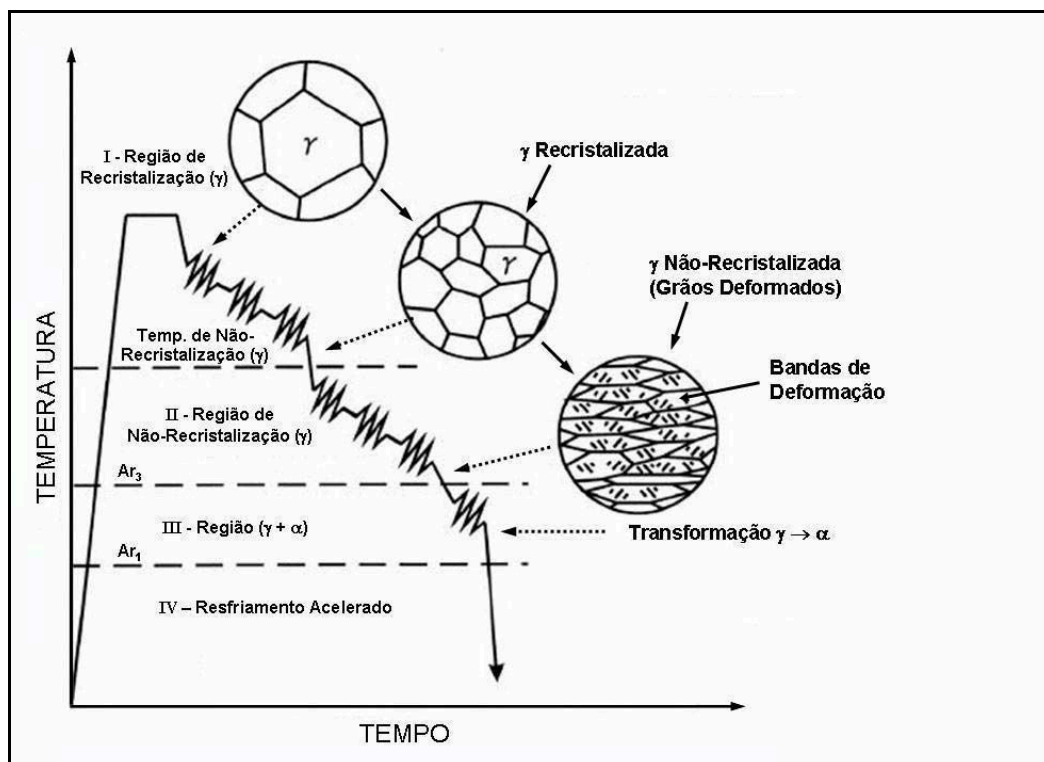


Figura 2.6: Ilustração esquemática dos quatro estágios do processamento termomecânico e das mudanças microestruturais que ocorrem durante cada um desses estágios [15].

### 1º Estágio - Deformação na região de recristalização da austenita

Neste estágio o material é reaquecido e mantido em temperaturas e tempos suficientes para que precipitados e outros compostos sejam dissolvidos. Os grãos grosseiros de austenita são consideravelmente reduzidos através de repetidas deformações e recristalizações. Micro adições de Ti podem auxiliar no refino durante este estágio, evitando o crescimento excessivo do grão austenítico após cada recristalização [11].

No processamento convencional, a seqüência de deformações se restringe a este estágio, onde a cinética de recristalização é muito rápida e a recristalização estática ocorre completamente com crescimento de grãos entre deformações, não havendo o acúmulo de deformação de um passe para o seguinte. Usualmente, no processamento convencional, tem-se obtido aços

com grãos ferríticos da ordem de 20 a 30  $\mu\text{m}$ , sendo que o tamanho mínimo está em torno de 10  $\mu\text{m}$  [16].

### **2º Estágio - *Deformação na região de não recristalização da austenita***

Abaixo da temperatura de não-recristalização ( $T_{nr}$ ), a recristalização da austenita é suprimida devido ao efeito combinado de arraste de soluto (o movimento das discordâncias é inibido devido à substituição de átomos de ferro da matriz pelos átomos de nióbio) e pela presença de precipitados induzidos por deformação [6, 11,17]. A deformação sobre a austenita nesta região conduz ao achatamento dos grãos e a introdução de defeitos intragranulares, como bandas de deformação, maclas e subgrãos. O resultado é um aumento considerável no número de sítios potenciais para nucleação de ferrita.

### **3º Estágio - *Deformação na região intercrítica (austenita + ferrita)***

No terceiro estágio, a deformação ocorre na região de transição de fase. A austenita já deformada continua sendo deformada, enquanto ocorre o início da deformação da fase ferrítica que esta se transformando. A ferrita continua se transformando à medida que a temperatura diminui, nucleando no contorno e defeitos no interior dos grãos autênticos deformados. Ao final deste estágio, tem-se uma microestrutura composta por grãos ferríticos recém transformados ou recristalizados livres de deformação e grãos encruados resultantes do trabalho mecânico.

### **4º Estágio - *Resfriamento Acelerado***

Durante a etapa de resfriamento uma gama de microestruturas pode ser obtida, dependendo da taxa de resfriamento e dos estágios nos quais a seqüência de passes foi realizada. O resfriamento acelerado aumenta a força

motriz para a transformação da ferrita, além de evitar o crescimento do grão ferrítico no estágio de resfriamento, gerando grãos mais finos e homogêneos.

O processamento termomecânico controlado tem pelo menos três de seus quatro estágios (1,2 e 4) baseados nos quatro métodos para o refino de grão ferrítico [15]. Estes métodos incluem:

(i) - Redução do grão austenítico - ciclos de deformação e recristalização na região de recristalização da austenita (1º estágio);

(ii) - Encruamento da austenita - aumento dos sítios de nucleação (discordâncias, bandas de deformação e etc) para a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  com o acúmulo de deformação abaixo da temperatura de não recristalização da austenita (2º estágio);

(iii) – Dispersão de partículas de segunda fase como inclusões não metálicas no interior dos grãos austeníticos (atuam como sítios de nucleação);

(iv) – Aumento da taxa de resfriamento - aumento da força motriz da transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  através de resfriamento acelerado.

Entre todos os métodos de refino, a deformação da austenita não recristalizada é o mais eficiente para o refinamento do grão ferrítico.

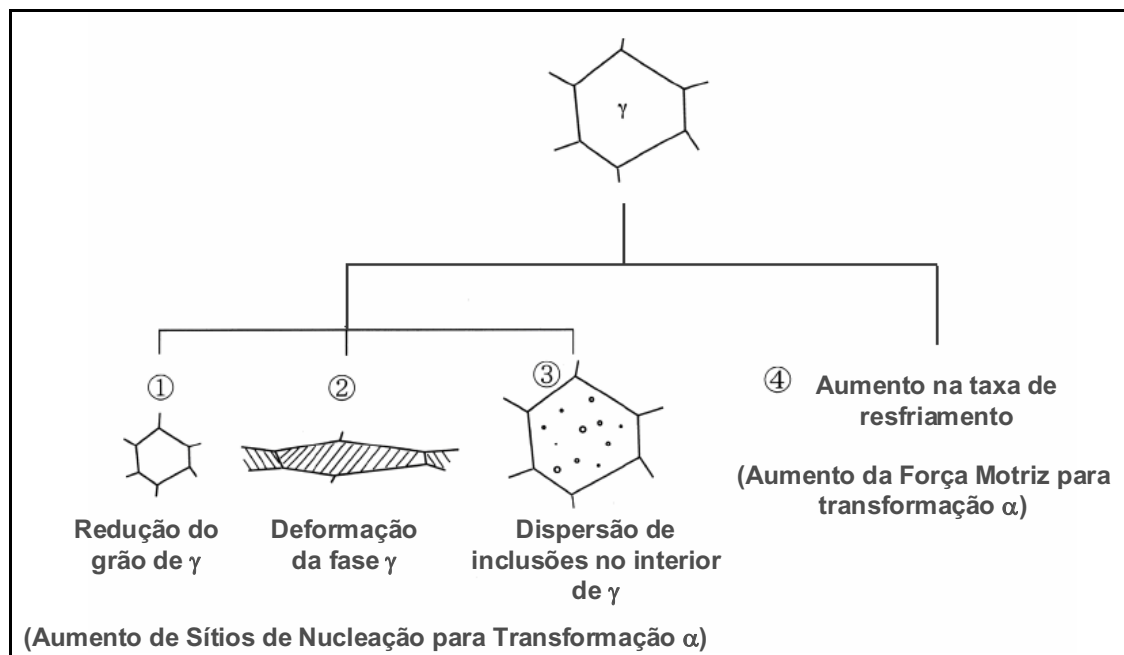


Figura 2.7: Modos para refinar o tamanho de grão ferrítico [15].



O tamanho médio mínimo de grãos que tem sido obtido no processamento industrial tem um limite em torno de 4 a 5  $\mu\text{m}$ . Este limite, que parece existir de fato no processamento industrial, independe da quantidade de deformação imposta na austenita ou da taxa de resfriamento utilizada. Este limite muito provavelmente é imposto pela saturação dos sítios de nucleação nos contornos e interiores dos finos grãos austeníticos e pelo crescimento dos grãos ferríticos formados [18].

## **2.4 Processos de Obtenção de Grãos Ultrafinos**

A possibilidade de gerar elevada resistência, elevada tenacidade e outras propriedades refinando-se o tamanho de grão, sem a necessidade de alterações na composição química, vem atraindo a atenção sobre o grande potencial desses métodos de refino. Grupos de pesquisa têm intensamente buscado desenvolver rotas e alternativas viáveis para o refino microestrutural.

Atualmente existem duas abordagens utilizando técnicas laboratoriais para gerar granulação ultrafina em aços: técnicas de deformação plástica severa e as rotas avançadas de processamento termomecânico [1,19]. Na seqüência serão citadas as técnicas empregadas em cada abordagem, porém, maior atenção será concentrada ao processamento termomecânico, principalmente sobre a rota que emprega a transformação de fase induzida por deformação, que é o foco deste trabalho.

### **2.4.1 Técnicas de Deformação Plástica Severa**

Estas técnicas consistem em impor ao material uma grande quantidade de deformação plástica tanto à temperatura ambiente, quanto em temperaturas elevadas, mas principalmente na região de deformação a morno. Pesquisadores têm reportado a obtenção de grãos com tamanhos abaixo de 1  $\mu\text{m}$  utilizando essas técnicas.

As técnicas comumente utilizadas de deformação plástica severa incluem [1, 19]:

- ECA – Extrusão em Canal Angular (Equal-Channel Angular Pressing – ECAP);
- Deformação Cumulativa por Laminação (Accumulative Roll Banging);
- Torção com Alta Pressão (High Pressure Torsion); e
- Deformação Bi-Direcional (Bi-Directional Large Strain Deformation).

### **2.4.2 Rotas Avançadas de Processamento Termomecânico**

Nas últimas duas décadas, pesquisadores reportaram obter grãos ferríticos com tamanhos médios da ordem de 1  $\mu\text{m}$  em aços, utilizando diferentes rotas do processamento termomecânicos em escala de laboratório.

Em comparação com as técnicas de deformação plástica severa, o grande diferencial das rotas avançadas de processamento termomecânico está no fato de derivar de um processo já existente em escala industrial e que prontamente pode-se adaptar para incorporar as novas rotas. As rotas avançadas do processamento termomecânico reportadas atualmente são apresentadas na seqüência.

### **- Laminação a Quente na Região Intercrítica**

Matsumura e Yada [20] obtiveram grãos ferríticos menores que 1  $\mu\text{m}$  em aço carbono manganês através da laminação a quente na região intercrítica. Esse refino foi associado à transformação dinâmica de fase durante a deformação e a recristalização dinâmica da ferrita. A nucleação intensa de ferrita nos contornos de grãos austeníticos durante a transformação dinâmica da austenita em ferrita foi considerada como a principal responsável pela formação de grãos ultrafinos, sendo a recristalização dinâmica da ferrita de menor relevância.

### **- Recristalização Dinâmica da Ferrita durante Deformação a Morno**

Na ferrita -  $\alpha$ , com estrutura cúbica de corpo centrado (ccc), o processo de restauração tradicionalmente reconhecido durante deformações em altas temperaturas é a recuperação dinâmica, ficando a recristalização suprimida. Este comportamento está relacionado ao fato da ferrita possuir elevada energia de falha de empilhamento, resultando em rápido processo de recuperação devido ao movimento de discordâncias, sendo a escalagem parte essencial deste mecanismo. Assim, diminui-se a quantidade de defeitos cristalinos e, conseqüentemente, o potencial termodinâmico resultante do armazenamento de deformação é insuficiente para promover a recristalização.

Entretanto, a ocorrência da recristalização dinâmica da ferrita tem sido reportada por vários pesquisados [21, 22]. Jonas e colaboradores [21] simulando a laminação a morno de aço livre de intersticiais (IF) através de ensaios de torça obtiveram uma microestrutura ferrítica ultrafina com tamanho médio de 1,3  $\mu\text{m}$ . Nesse caso, a recristalização dinâmica da ferrita foi considerada como a principal responsável pelo refinamento microestrutural. Os autores apontam que a principal barreira à ocorrência da recristalização dinâmica da ferrita é a presença de

elementos intersticiais como o carbono e nitrogênio. Assim, removendo esses elementos da matriz, evita-se a precipitação induzida por deformação, aumentando a possibilidade da recristalização dinâmica da ferrita nos aços livres de intersticiais.

Em trabalhos recentes Murty e colaboradores [22] confirmaram a ocorrência de recristalização dinâmica da ferrita em um aço de ultra baixo carbono (0,0016C – 0,1Si – 0,3 Mn) deformado a morno sob baixa condição do parâmetro de Zener-Holomon (taxa de deformação de  $0,01 \text{ s}^{-1}$ ). Os autores confirmaram a ocorrência da recristalização dinâmica da ferrita utilizando a técnica da EBSD (eletron backscattered diffraction) para caracterizar as amostras e observaram uma grande quantidade de grãos de ferrita com contornos de alto ângulo.

#### **- Revenimento e *Deformação a Morno da Martensita***

Nesta rota de processamento, a microestrutura ultrafina é obtida realizando tratamentos térmicos de revenimento seguido por deformação em um material com estrutura martensítica.

Balancin et al. [23, 24], utilizando um aço baixo carbono (C = 0,16%), obtiveram microestruturas ferríticas com tamanho médio de grão inferior a  $1,5 \mu\text{m}$ . Nestes trabalhos, amostras com estrutura martensítica foram submetidas a tratamentos térmicos de revenimento e a grandes deformações em temperaturas logo abaixo  $A_{e1}$ .

#### **- *Pronunciada Recuperação da Ferrita Durante Deformação a Morno e Recozimento***

Recentemente, Song e colaboradores [25, 26] obtiveram em aços planos C-Mn, ferrita ultrafina com tamanhos de grão de  $0,8-1,3 \mu\text{m}$  através de pronunciada recuperação após deformação a morno e recozimento. Neste trabalho, grãos ferríticos ultrafinos e partículas de cementita homoganeamente distribuídas foram produzidos por grandes

deformações (deformação = 1,6) a 823 K e subsequente recozimento. Os autores atribuíram à obtenção de altas frações de contornos de alto ângulo a recuperação pronunciada ao invés da recristalização primária.

#### **- *Deformação a Frio e Revenimento da Martensita***

Ferrita ultrafina também pode ser produzida através da rota desenvolvida por Tsuji [27]. Esta rota implica na deformação a frio da martensita (50% de redução) com subsequente recozimento, que foram realizados por 30 minutos em várias temperaturas na faixa de 200 a 700 °C. Uma microestrutura composta por grãos ferríticos ultrafinos e carbonetos precipitados foi obtida. A principal razão para a formação de uma microestrutura ultrafina foi atribuída à fina microestrutura de partida da martensita, que aumenta o efeito da deformação plástica melhorando a subdivisão dos grãos. A alta densidade de discordâncias e o elevado número de átomos de soluto na martensita também foram considerados grandes responsáveis para melhorar a subdivisão dos grãos.

#### **- *Transformação de Fase Induzida por Deformação***

Pesquisas têm mostrado que essa é uma rota muito eficiente para a formação de grãos ferríticos ultrafinos [6, 28-32] e, conseqüentemente, no refino da microestrutura. Várias rotas têm sido reportadas para a formação de grãos ultrafinos, porém uma maneira simples e viável para a produção de grãos ultrafinos é através do fenômeno chamado de transformação dinâmica de fase induzida por deformação [28]. Um esquema simplificado desta rota de processamento está apresentado na figura abaixo.

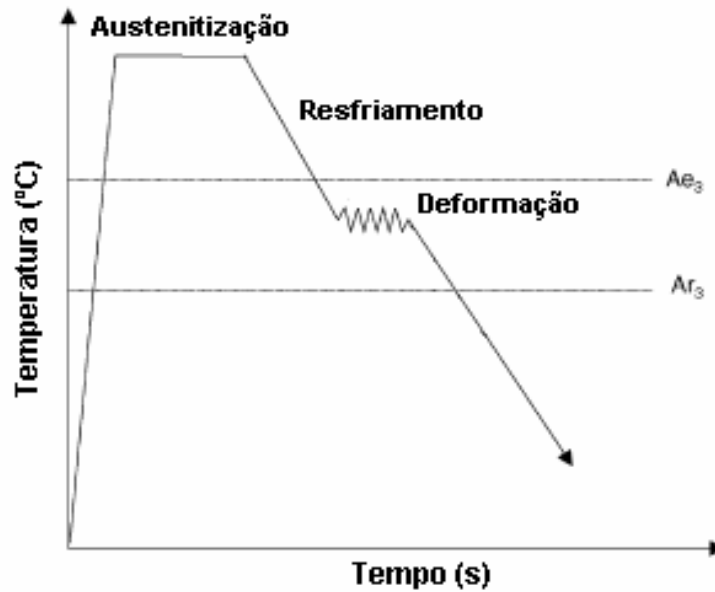


Figura 2.8: Esquema do processamento para obtenção de grãos ferríticos ultrafinos através do mecanismo de transformação de fase induzida por deformação.

É sabido que a deformação aumenta a temperatura  $Ar_3$  (temperatura de transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$  em resfriamento contínuo), embora outros fatores também possam ter influência como: tamanho de grão austenítico, taxa de resfriamento e composição química. Portanto, se o aço é deformado próximo ou ligeiramente abaixo a “ $Ar_3$ ”, de forma que a quantidade de deformação imposta aumente esta temperatura, a ferrita irá se transformar dinamicamente durante a deformação [30].

A explicação da evolução do mecanismo de transformação de fase induzida por deformação para a formação de grãos ferríticos ultrafinos é proposta por Hodgson e col. [28, 30 e 31] e consiste das seguintes etapas:

1º - Nos primeiros estágios da deformação a ferrita formada por transformação de fase induzida por deformação nucleia inteiramente no contorno de grão da austenita;

2º - Com o progresso da deformação, os contornos de grão da austenita são completamente saturados pela ferrita, seguindo com a nucleação de ferrita intragranular na subestrutura da austenita (contornos de subgrão, bandas de deformação - defeitos intragranulares).

3º - A fração em volume de ferrita intragranular aumenta gradualmente à medida que a quantidade de deformação avança para a deformação crítica para a formação de grãos ultrafinos – deformação para o início da formação de grãos ultrafinos. O aumento da deformação conduz a um aumento progressivo no refinamento do tamanho de grão ferrítico.

A Figura 2.9 representa esquematicamente o processo de nucleação intragranular que ocorre após o contorno da austenita estar completamente preenchido com grãos ferríticos formados pela transformação de fase induzida por deformação. A nucleação intragranular ocorre sobre os contornos dos subgrãos e bandas de deformação formados no interior dos grãos austeníticos.

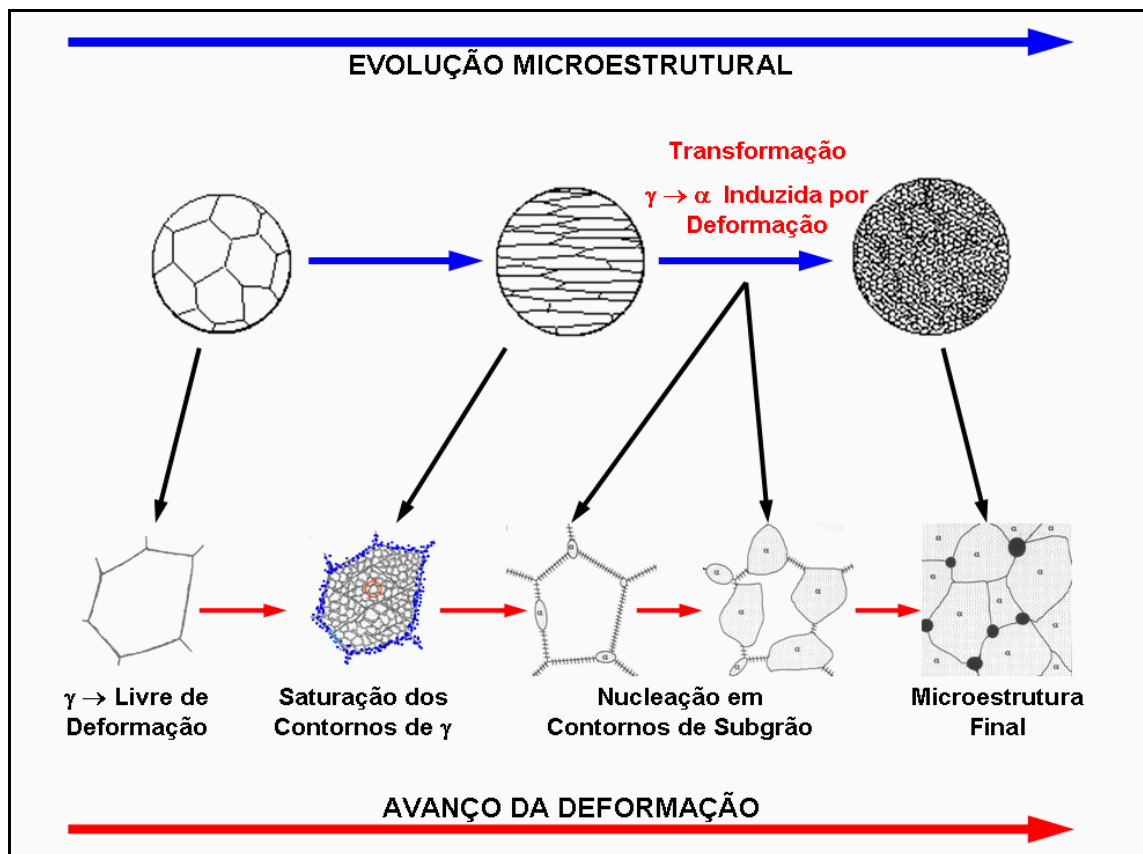


Figura 2.9: Esquema mostrando a evolução da nucleação intragranular durante a transformação de fase induzida por deformação. Nota-se que a microestrutura final é composta por grãos finos de ferrita com partículas de cementita precipitadas em pontos triplos do contorno dos novos grãos ferríticos formados.

Do ponto de vista da termodinâmica, o mecanismo de transformação de fase induzido por deformação está associado à deformação e aos altos níveis de resfriamento, pois a deformação fornece força motriz adicional para a transformação de  $\gamma \rightarrow \alpha$ , conduzindo a uma redução da energia de ativação para nucleação. O tempo de incubação da transformação ferrítica é reduzido acentuadamente em decorrência da deformação em temperaturas próximas a  $Ae_3$ , quando associado à elevada taxa de resfriamento [30].

Desta forma, embora muitas sejam as rotas propostas para a obtenção de grãos ultrafinos através do processamento termomecânico, estes podem ser classificados em três tipos, segundo Maki [15], onde as grandes deformações são as principais responsáveis pelo refinamento:

- Grandes deformações aplicadas no material antes da transformação de fase, no sentido de introduzir um grande número de sítios de nucleação para a transformação na microestrutura final;
- Grandes deformações durante a transformação de fase, fornecendo energia potencial adicional para transformação de fase e aumento do número de sítios de nucleação para a nova fase;
- Grandes deformações aplicadas após a transformação, onde o produto é mecanicamente refinado, e algumas vezes são seguidas por recozimento para obtenção de grãos ultrafinos equiaxiais por recuperação.



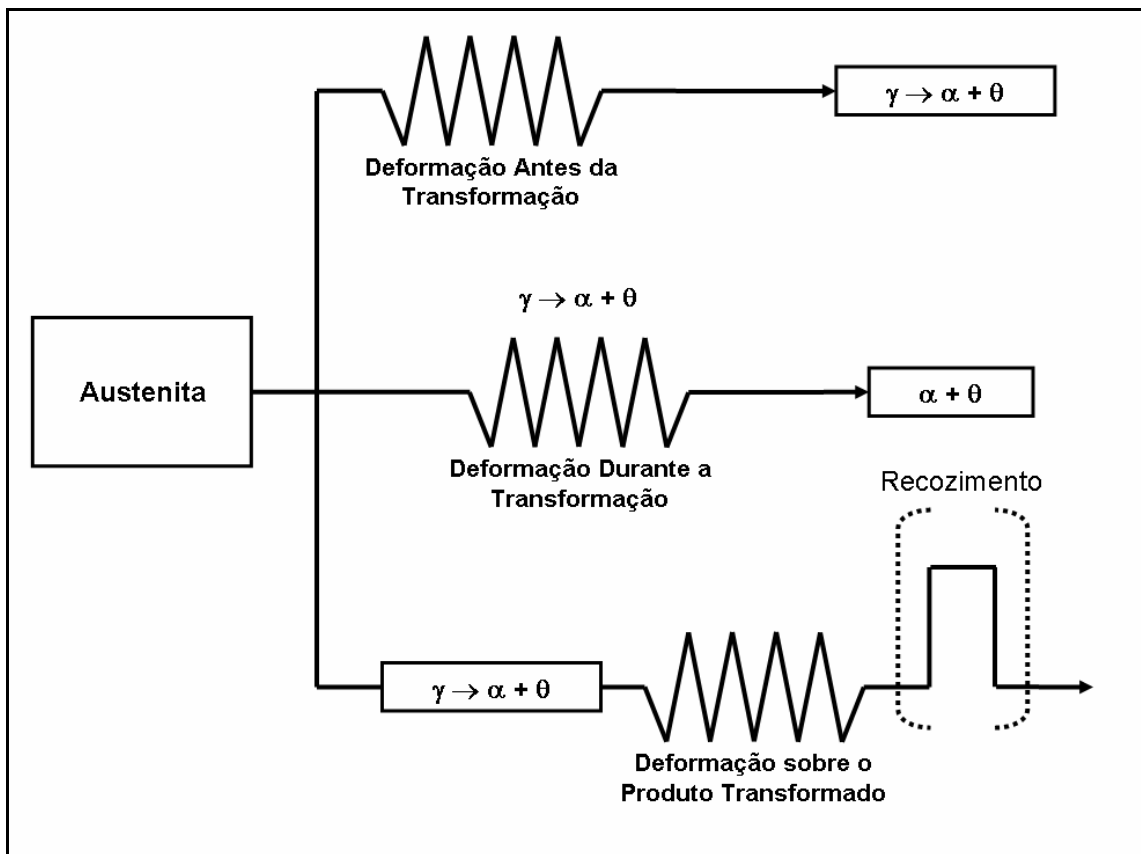


Figura 2.10: Rotas do Processamento Termomecânico que conduzem à formação de grãos ultrafinos.

Assim, pode-se associar o refinamento microestrutural à aplicação de grandes deformações em temperaturas próximas as de transformação de fase ou dentro do domínio ferrítico, as quais tendem a [32]:

(i) aumentar drasticamente os sítios de nucleação e a força motriz para a transformação de fase e a recristalização, e facilitar a transformação difusional  $\gamma \rightarrow \alpha$  e a recristalização da fase  $\alpha$  em intervalos de temperaturas muito menores dos que ocorrem nos tratamentos termomecânicos tradicionais.

(ii) ativar fenômenos dinâmicos como a transformação dinâmica de fase ou a recristalização dinâmica, que acarretam numa deformação continuada sobre uma microestrutura já refinada e perturbam a relação de orientação na transformação, recristalização ou recuperação.



### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais

O projeto foi desenvolvido utilizando-se dois aços, cujas composições químicas estão apresentadas na Tabela 3.1. O aço Cos Ar 60 é um aço baixo carbono doado pela Companhia Siderúrgica Paulista (COSIPA S/A), e o aço SAE 1548 é um aço médio carbono modificado com manganês empregado atualmente em grande volume pela THYSSENKRUPP METALÚRGICA CAMPO LIMPO Ltda. na fabricação de componentes automotivos.

Tabela 3.1: Composições químicas dos aços utilizados (% peso).

Aço	%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Al	%Cr	%Mo	%V	%Ni
<b>Cos Ar 60</b>	0,16	1,34	0,46	0,009	0,019	0,038	-	-	0,03	-
<b>SAE 1548</b>	0,49	1,29	0,30	0,017	0,017	-	0,17	0,01	-	0,02

#### 3.2 Determinação das Temperaturas de Transição de Fase

##### 3.2.1 Equação Empírica

A temperatura de equilíbrio -  $Ae_3$  entre os campos austenítico + ferrítico e austenítico para os materiais foi determinada através do método proposto por Andrews [33], que considera para o cálculo as porcentagens em peso dos elementos químicos presentes na liga.

O procedimento de cálculo de  $Ae_3$ , segundo Andrews, está apresentado abaixo:

1 – Calcular a influência dos elementos de liga, exceto C e Ni, com a equação 3.1.

$$Ae_3 = 910 - 25Mn - 11Cr - 20Cu + 60Si + 60Mo + 40W + 100V + 700P + 3 - (+250Al + 120As + 400Ti) \quad (3.1)$$

Notas:

- O número 3 na equação se refere ao elemento S, que é assumido dar um constante aumento a  $A_3$ .
- Os elementos entre parênteses têm sua influência particularmente duvidosa sobre  $Ae_3$ .

2 – Adicionar 10 C para cada Ni ou Ni/10 para cada C e subtrair o respectivo valor de  $\Delta T$  para os teores de C e Ni do resultado da equação 3.1 de acordo com a Tabela 3.2.

Tabela 3.2: Dados para o cálculo da temperatura de equilíbrio  $Ae_3$ .

%C	%Ni	$\Delta T$ (°C)
0.05	0.5	24
0.10	1.0	48
0.15	1.5	64
0.20	2.0	80
0.25	2.5	93
0.30	3.0	106
0.35	3.5	117
0.40	4.0	128
0.45	4.5	137
0.50	5.0	145
0.60		160
0.70		173

Nota: A fórmula parece tornar-se menos precisa para Mn > 1%

\*Observação:

- O resultado da equação 3.1 é dado em graus Celsius (°C);

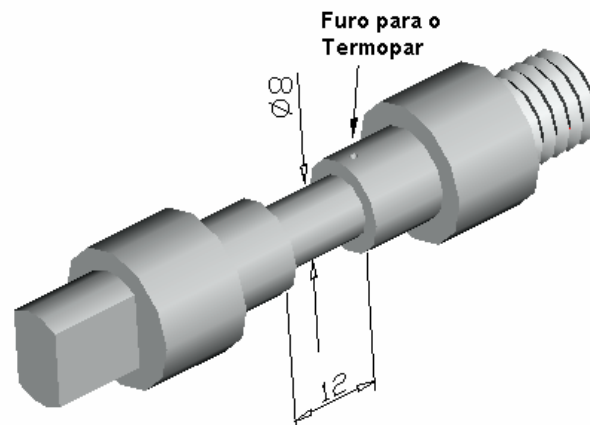
### **3.2.2 Ensaios de Dilatometria**

As curvas TRC (Transformação em Resfriamento Contínuo) foram obtidas em um simulador termo-mecânico GEEBLE 3500 pertencente a Gerdau Aços Especiais Piratini – RS. Confeccionou-se para o ensaio corpos de prova com diâmetros de 6 e 10 mm e comprimento de 86,36 mm com o eixo longitudinal paralelo a direção de laminação das chapas e barras das quais se originaram.

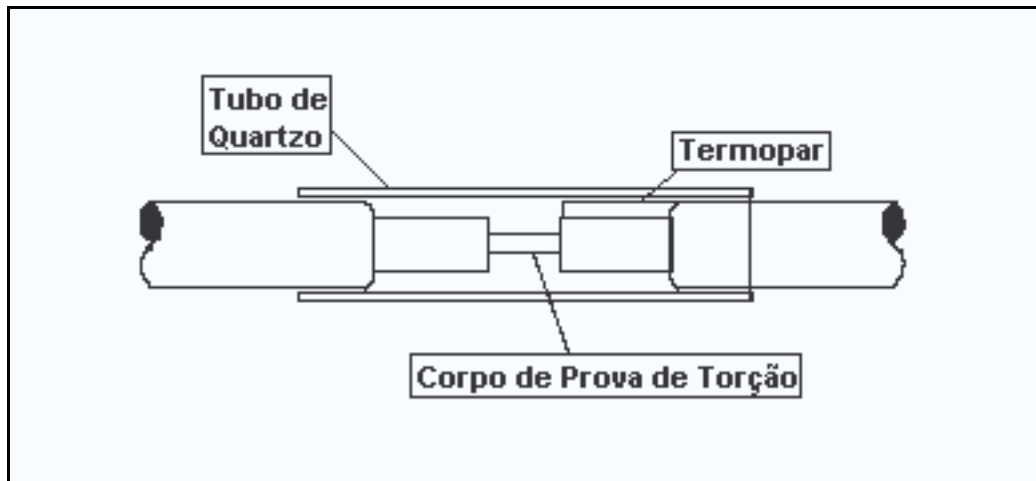
## **3.3 Ensaios de Torção**

### **3.3.1 Corpo de Prova e Preparação do Ensaio**

Corpos de prova foram extraídos de chapas e barras laminadas (Cos AR 60 e SAE 1548 respectivamente) e usinados com o eixo de torção paralelo a direção de laminação, apresentando na região útil um diâmetro de 8 mm e um comprimento de 12 mm. Durante o teste, as amostras foram enclausuradas em um tubo de quartzo onde era mantida uma pressão positiva de argônio para prevenir a oxidação e descarbonetação na etapa de aquecimento. O aquecimento foi realizado por meio de um forno de radiação infravermelha acoplado ao controlador central da máquina de torção e o controle de temperatura feito por um termopar tipo-K inserido em um furo transversal próximo à região útil de cada corpo de prova, como mostra a Figura 3.1.



(a)



(b)

Figura 3.1: (a) Dimensões da região útil (mm) e posição do furo para inserção do termopar e (b) Esquema do corpo de prova na máquina de torção.

### 3.3.2 Máquina de Torção

As simulações físicas dos tratamentos termomecânicos foram realizadas em uma máquina de ensaios de torção a quente controlada por computador do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do Departamento de Engenharia dos Materiais da UFSCAR (Figura 3.2). Na máquina os esforços mecânicos são aplicados às amostras por um servo motor elétrico de 6 KVA com

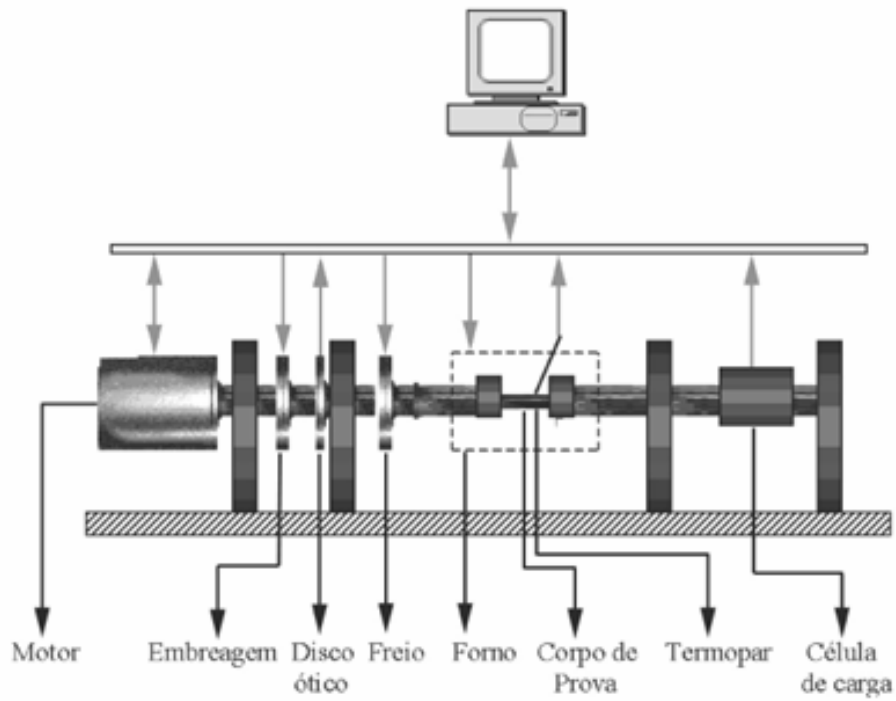
velocidade variável de 1 a 2000 rpm, e são medidos por uma célula de carga com capacidade de 100 N.m, desse modo é possível aplicar varias velocidades de rotação e, conseqüentemente, promover uma ampla faixa de taxas de deformação similares às impostas nos processos industriais. A deformação e a taxa de deformação são calculadas a partir de medidas do ângulo de rotação realizadas por um transdutor de rotação. A aquisição de dados é realizada por um computador interligado à máquina, que com um programa, controla os ensaios impondo a temperatura, a deformação, a taxa de deformação e o tempo de espera entre deformações. O sistema permite ainda utilizar gases (argônio e hélio, por exemplo) para produzir uma atmosfera protetora ou para resfriamento da amostra, uma vez que a amostra está enclausurada em tubo de quartzo, bem como efetuar têmpera em qualquer momento do ensaio. Através dos valores de torque e ângulo de rotação medidos durante os ensaios, são calculadas as curvas de tensão equivalente *versus* deformação equivalente para a superfície das amostras utilizando-se as relações a seguir [34]:

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{3} \cdot M}{2 \pi R^3} (3 + m + n) \quad (3.2)$$

$$\epsilon_{eq} = \frac{R \theta}{\sqrt{3} \cdot L} \quad (3.3)$$

onde M é o torque aplicado,  $\theta$  ângulo de rotação, R e L são o raio e o comprimento útil do corpo de prova. Os coeficientes m e n representam a sensibilidade do material às mudanças na taxa de deformação e na deformação, respectivamente.

A figura 3.2 contém uma ilustração esquemática e uma foto da máquina de ensaios de torção a quente.



(a)



(b)

Figura 3.2: (a) Esquema da sistemática de operação e componentes da máquina de torção [35]; (b) foto da máquina de ensaios de torção a quente do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos do DEMA.



### 3.3.3 Ensaios de Múltiplos Passes em Resfriamento Contínuo

Com o objetivo de confrontar os resultados de início e fim de transformação de fase obtidos através das curvas TRC para os materiais, foram realizados ensaios de múltiplas deformações em resfriamento contínuo seguindo o método proposto por Boratto e colaboradores [36]. Nos ensaios, os corpos de prova foram aquecidos a 900°C por um tempo de 180 s e na seqüência resfriados a uma taxa de 1 °C/s, enquanto múltiplos passes de deformação eram aplicados. As deformações foram aplicadas em 17 passes com tempo de espera entre passes de 20 s e uma quantidade de deformação de 0,3 a uma taxa de 1 s<sup>-1</sup>.

### 3.3.4 Ensaios Isotérmicos

Ensaios de torção permitem simular processos industriais de conformação (laminação, por exemplo) com a vantagem de se ter o controle de variáveis como temperatura, quantidade e taxa de deformação.

Corpos de prova dos materiais em estudo foram aquecidos até o campo austenítico a uma temperatura de 900 °C durante 180 s e, em seguida, resfriados a uma taxa de 1°C/s a temperaturas pré estabelecidas e mantidos por 2 s antes do início da deformação. As deformações foram conduzidas com uma quantidade de 2,5 a uma taxa de 1 s<sup>-1</sup>. Estabeleceram-se as temperaturas de deformação para cada material com base nas curvas de transformação em resfriamento contínuo e nos valores calculados através da equação de Andrews. Após a deformação, os corpos de prova foram resfriados ao ar, como mostra o diagrama esquemático da Figura 3.3.

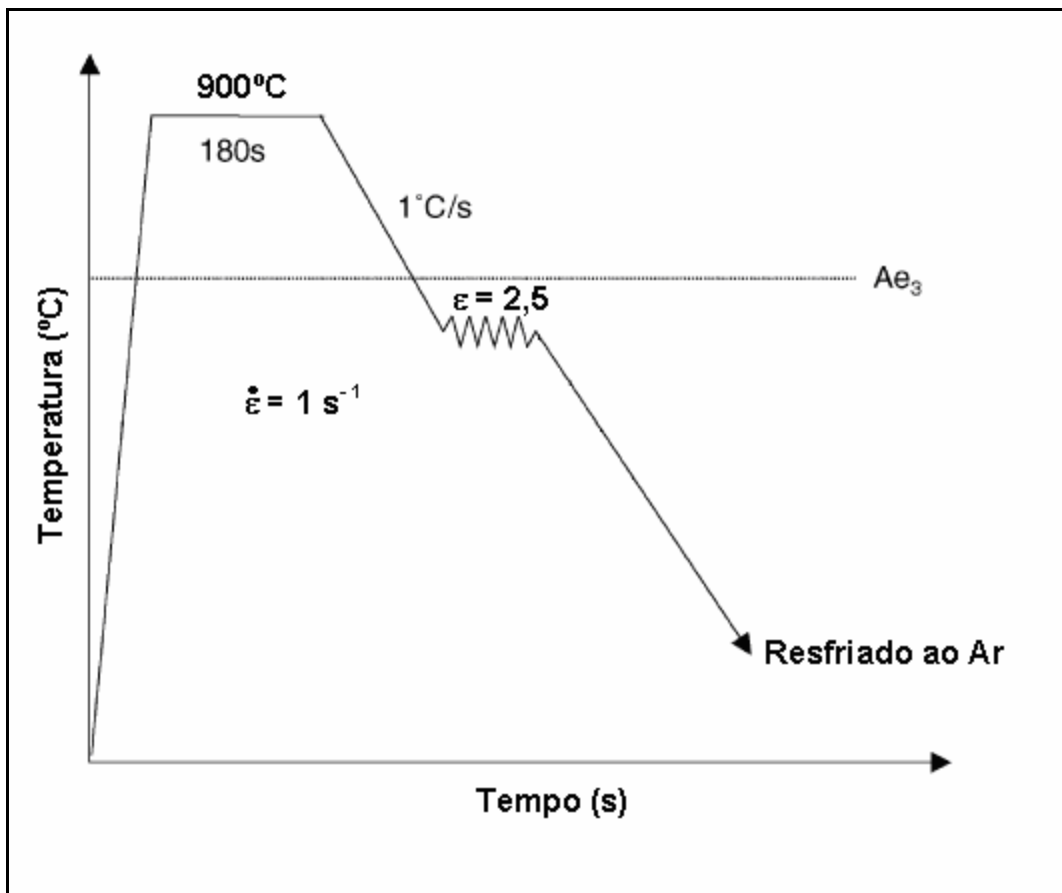


Figura 3.3: Diagrama esquemático da rota de processamento.

### 3.4 Análises Microestruturais

A caracterização microestrutural foi realizada através de microscopia eletrônica de varredura com observações metalográficas de seções tangenciais de toda extensão da região útil dos corpos de prova a uma profundidade de  $\cong 500\ \mu\text{m}$  da superfície, como mostra a Figura 3.4. As amostras foram embutidas em baquelite e a preparação seguiu os métodos metalográficos convencionais, isto é, lixadas com lixas de carbeto de silício (320#, 400# e 600#), e polimento em alumina e diamante  $1\ \mu\text{m}$ , seguido por ataque em nital 5% .

Utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura LEICA modelo STEREO SCAN 440 para a obtenção de imagens. O tamanho médio dos grãos

ferríticos foi determinado com auxílio de um software para análise de imagens, analySIS PRO 3.1.

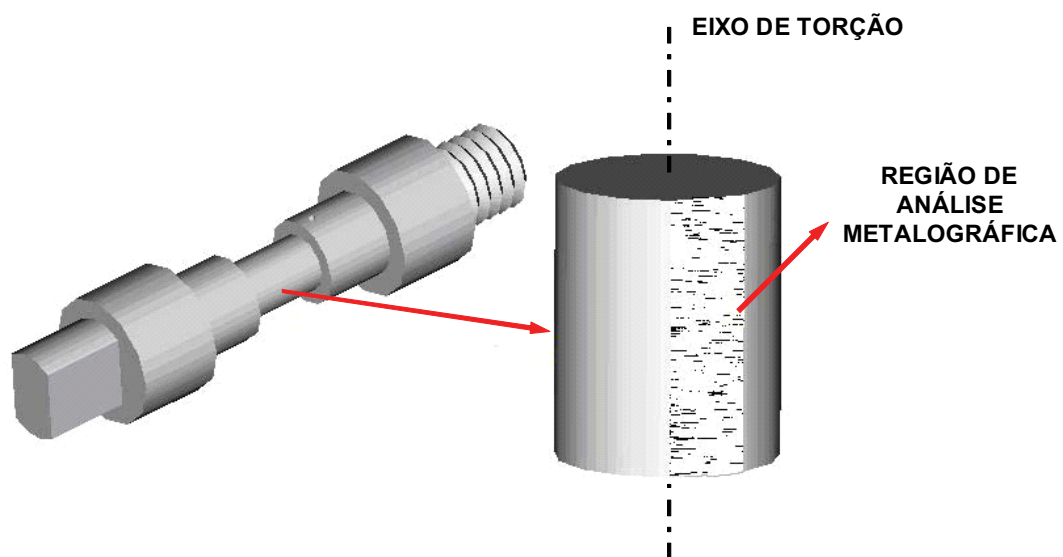


Figura 3.4: Ilustração mostrando a região analisada da parte útil dos corpos de prova de torção.



## 4 RESULTADOS

### 4.1 Introdução

Este trabalho apresenta resultados do estudo da influência da temperatura de deformação sobre a formação de grãos ferríticos ultrafinos. O objetivo foi verificar e comparar para cada aço o comportamento e a faixa de temperaturas onde é possível induzir a formação de grãos ferríticos ultrafinos. As seções seguintes contêm o conjunto de resultados obtidos.

### 4.2 Temperaturas de transição de Fase

#### 4.2.1 Temperaturas de Equilíbrio – $Ae_3$

Com base nas composições químicas apresentadas na Tabela 3.1 e a metodologia descrita na seção 3.2.1, calculou-se as temperaturas de equilíbrio  $Ae_3$  entre os campos austenítico + ferrítico e austenítico para os materiais em estudo (Tabela 4.1).

Tabela 4.1: Valores calculados das temperaturas de equilíbrio  $Ae_3$ , segundo método de Andrews [33].

Aços	Cos Ar 60	SAE 1548
Temperatura de Equilíbrio $Ae_3$ (°C)	846	758

## 4.2.2 Curvas de Transformação em Resfriamento Contínuo

Através das curvas de transformação em resfriamento contínuo de cada aço foi possível identificar as temperaturas de início e fim de transformação de fase, bem como, as fases presentes para a taxa de resfriamento escolhida para os ensaios.

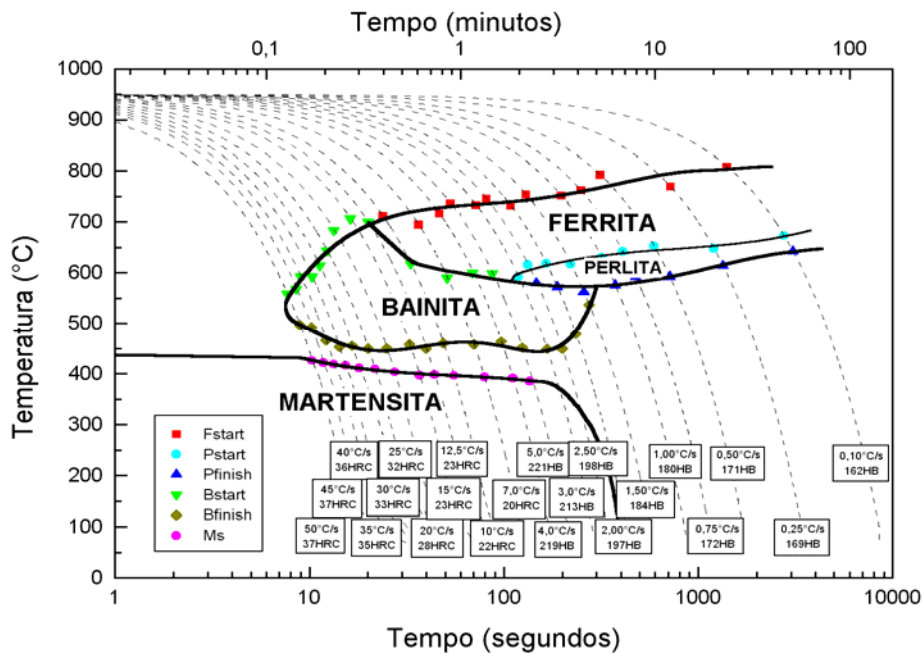


Figura 4.1: Curva de transformação em resfriamento contínuo obtida para o aço Cos Ar 60.

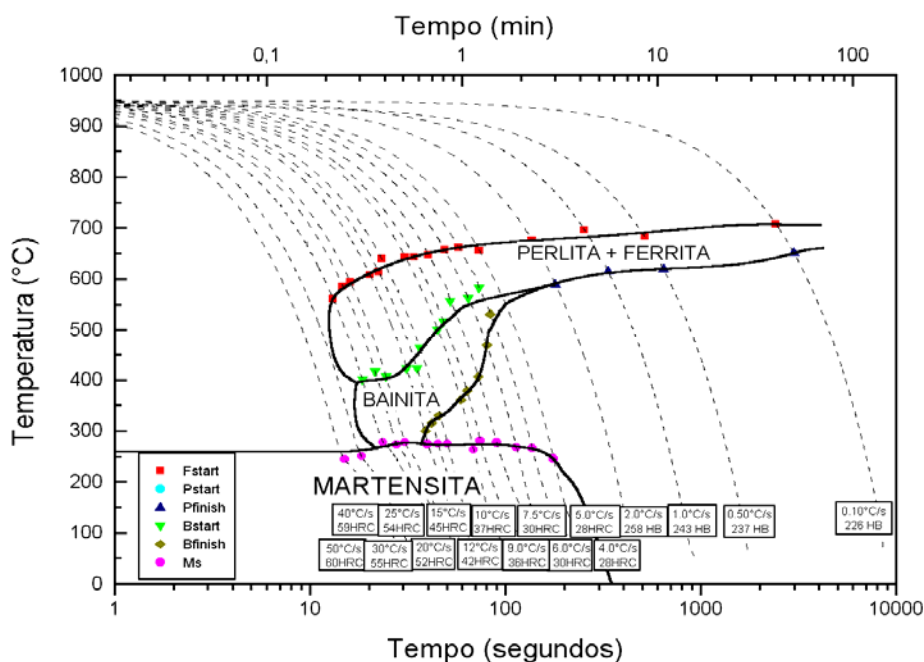


Figura 4.2: Curva de transformação em resfriamento contínuo obtida para o aço SAE 1548.

Pode-se verificar que há boa concordância entre os valores calculados de  $Ae_3$  e os valores estimados nos diagramas TRC dos materiais (Figuras 4.1 e 4.2), fazendo-se o prolongamento da linha referente à temperatura de transformação  $Ar_3$  tendendo ao infinito, ou seja, para taxas de resfriamento extremamente baixas. Devem ser considerados, também, erros experimentais característicos dos ensaios e dos cálculos na análise das discrepâncias entre as temperaturas calculadas e as indicadas nos diagramas.

#### 4.2.3 Ensaios de Múltiplos Passes

Os ensaios de múltiplos passes foram realizados com o intuito de se determinar as temperaturas críticas de processamento, segundo a metodologia proposta por Boratto e co-autores [36, 37]. A partir destes ensaios foi calculada a tensão média equivalente (TME) em cada deformação, a qual foi plotada contra o inverso da temperatura absoluta das deformações. As temperaturas

$Ar_3$  e  $Ar_1$  foram comparadas com as encontradas nas curvas de transformação em resfriamento contínuo (TRC).

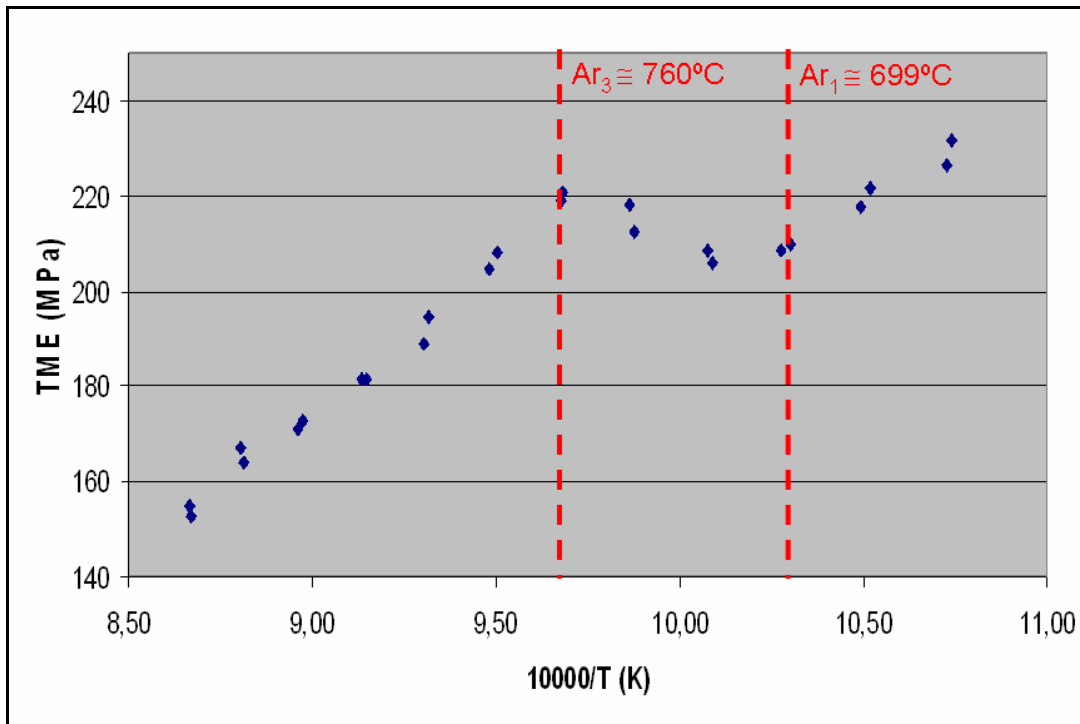


Figura 4.3: Curva de TME versus inverso da temperatura absoluta indicando as temperaturas críticas de processamento:  $Ar_3$  e  $Ar_1$  - Aço Cos Ar 60.

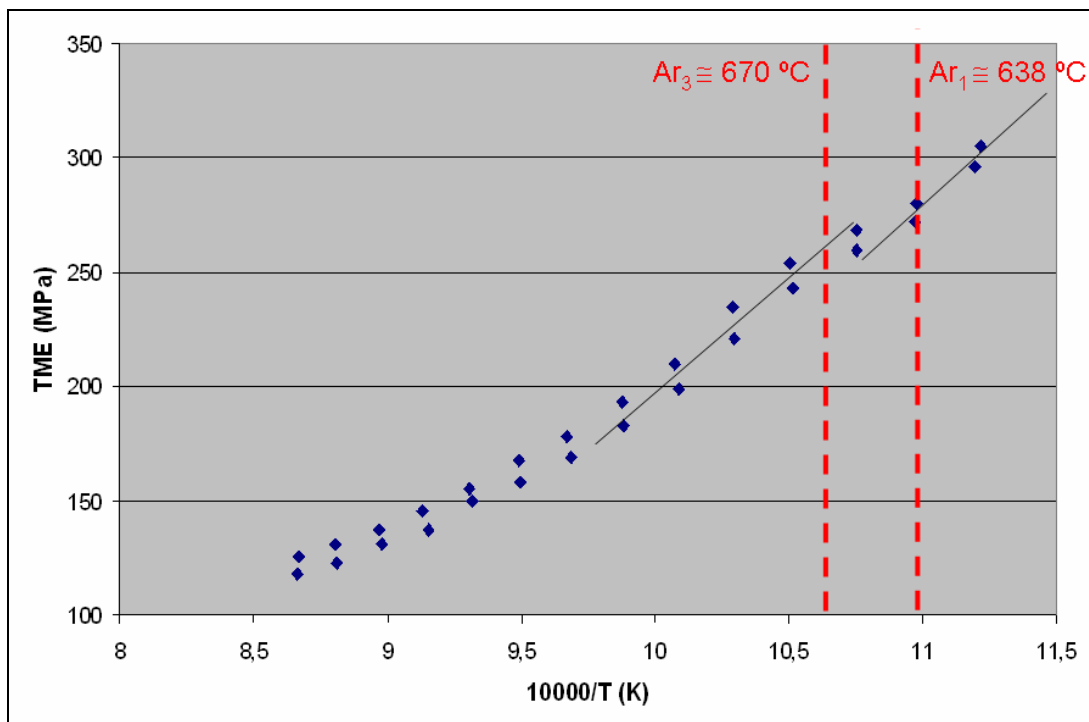


Figura 4.4: Curva de TME versus inverso da temperatura absoluta indicando as temperaturas críticas de processamento:  $Ar_3$  e  $Ar_1$  - Aço SAE 1548.



#### 4.2.4 Temperaturas Críticas de Transformação

A partir dos diagramas de transformação em resfriamento contínuo e curvas de tensão média equivalente foram estimadas as temperaturas críticas de processamento dos aços em estudo, que se encontram condensadas na tabela abaixo (Tabela 4.2).

Tabela 4.2: Temperaturas críticas de processamento obtidas dos diagramas TRC e curvas de TME para os materiais.

Material	Método	Temperaturas Críticas (°C)	
		Ar <sub>3</sub>	Ar <sub>1</sub>
Cos Ar 60	Diagrama TRC	750	640
	Curvas de TME	760	699
SAE 1548	Diagrama TRC	680	-
	Curvas de TME	670	638

### 4.3 Ensaios Isotérmicos de Torção

#### 4.3.1 Temperaturas de Ensaio

A temperatura de equilíbrio Ae<sub>3</sub> e as temperaturas de início, meio e próximas ao final das transformações de fase foram tomadas como referência para se estabelecer as temperaturas de deformação utilizadas nos ensaios torção. As Figuras 4.1 e 4.2 apresentam os diagramas de transformação em resfriamento contínuo e a Tabela 4.3 contém as temperaturas de ensaio.

Tabela 4.3: Temperaturas estabelecidas para os ensaios isotérmicos de torção.

<b>Material</b>	<b>Temperatura de Deformação (°C)</b>	<b>Posição em Relação às temperaturas Críticas</b>
<b>Cos Ar 60</b>	900	Acima de $Ae_3$
	880	
	840 <sup>(1)</sup>	Entre $Ae_3$ e $Ar_3$
	820 <sup>(1)</sup>	
	800 <sup>(1)</sup>	
	750	Entre $Ar_3$ e $Ar_1$
	735	
	700	
	550 <sup>(2)</sup>	Abaixo de $Ar_1$
<b>SAE 1548</b>	900	Acima de $Ae_3$
	800	
	750 <sup>(1)</sup>	Entre $Ae_3$ e $Ar_3$
	725 <sup>(1)</sup>	
	700 <sup>(1)</sup>	
	680	Entre $Ar_3$ e $Ar_1$
	670	
	650	
	570 <sup>(2)</sup>	Abaixo de $Ar_1$

\*Observações: Temperaturas escolhidas para efeito comparativo de análise do comportamento dos materiais em deformação, assim:

<sup>(1)</sup> – deformação na região de austenita instável, ou seja, abaixo de  $Ae_3$  e acima de  $Ar_3$ ;

<sup>(2)</sup> – deformação após as transformações de fase, campo perlítico.

### 4.3.2 Curvas de Escoamento Plástico

Resultado direto dos ensaios de torção, as curvas de escoamento plástico para os materiais foram obtidas seguindo o procedimento descrito na seção 3.3.4, cujo objetivo é analisar o comportamento dos aços em deformação e identificar indícios do fenômeno da transformação de fase induzida por deformação que conduz a formação de grãos ultrafinos. Essas curvas podem ser vistas nas Figuras 4.5 e 4.6, onde são identificados para os materiais nas maiores temperaturas de deformação (900°C), comportamento típico de materiais que se recristalizam dinamicamente (região austenítica), enquanto que nas menores temperaturas (Cos Ar 60 – 550°C e SAE1548 – 570°C), o comportamento característico de materiais deformados no campo perlítico [37].

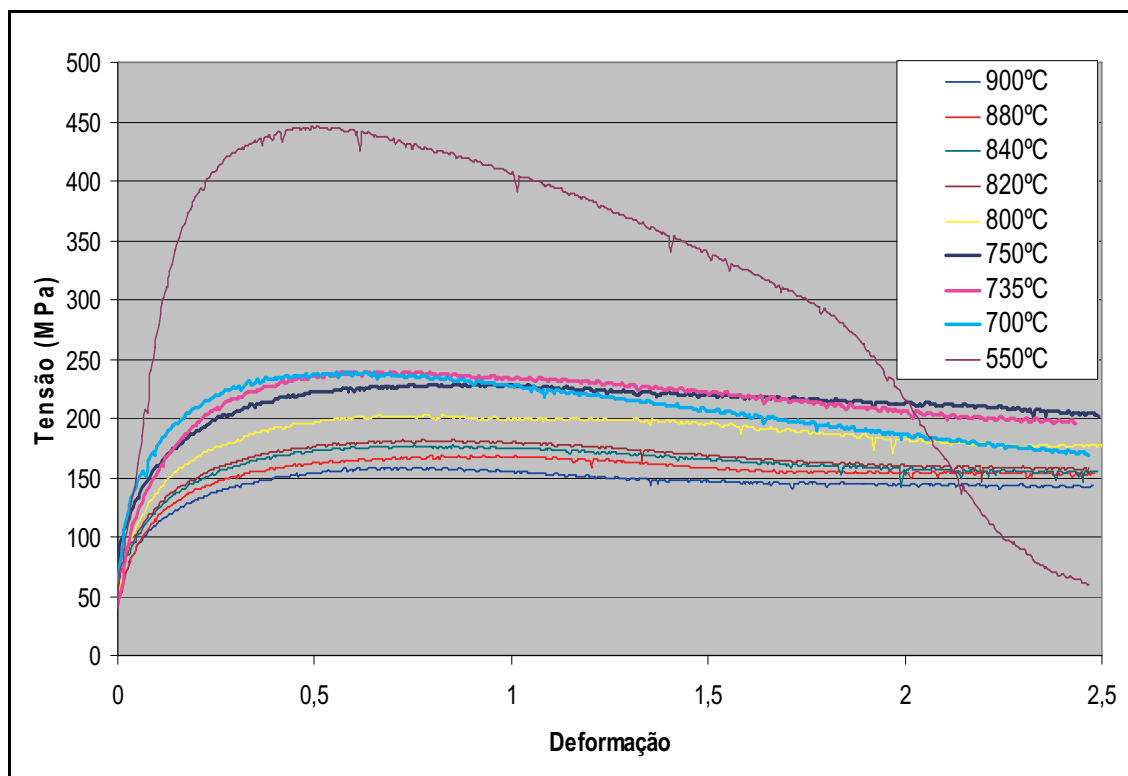


Figura 4.5: Curvas de escoamento plástico obtidas para o aço Cos Ar 60.

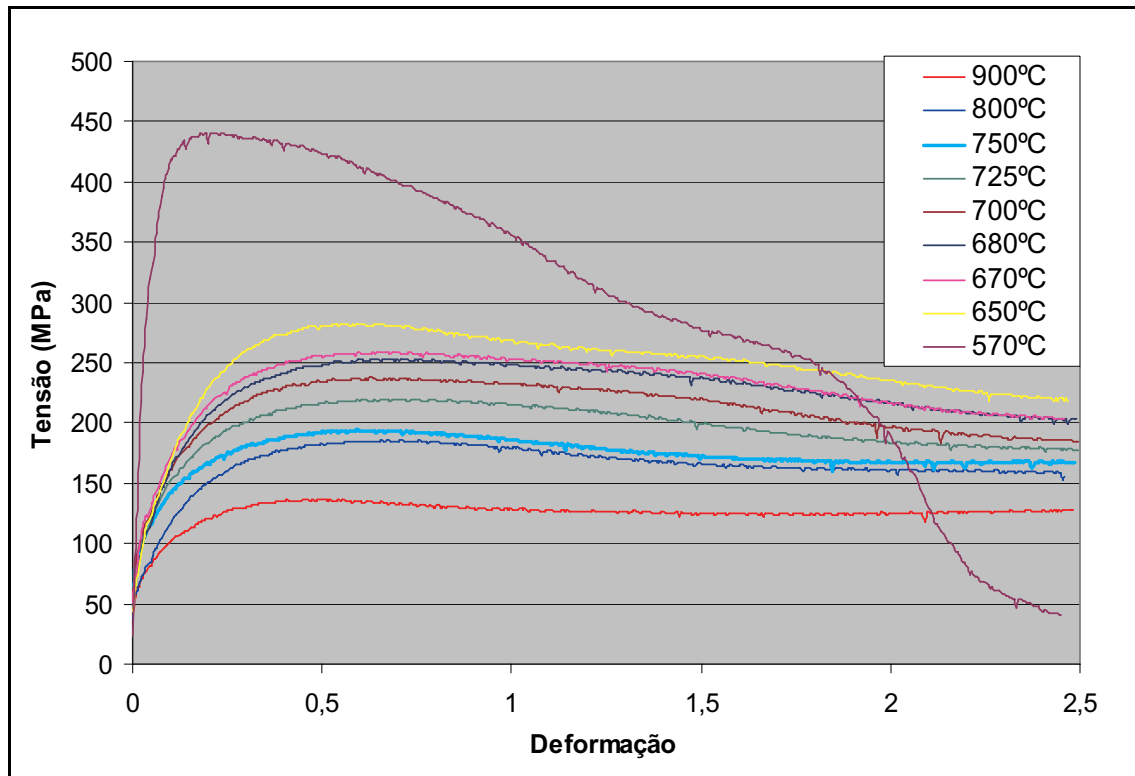


Figura 4.6: Curvas de escoamento plástico obtidas para o aço SAE1548.

### 4.3.3 Tensões e Deformações de Pico

A partir das curvas de escoamento plástico, Figuras 4.5 e 4.6, foram extraídos os valores de tensão de pico ( $\sigma_p$ ) e das deformações para a tensão de pico ( $\varepsilon_p$ ), que podem ser encontrados nas Tabelas 4.4 e 4.5 para o Cos Ar 60 e SAE1548, respectivamente.

Tabela 4.4: Valores de  $\sigma_p$  e  $\varepsilon_p$  para o aço Cos Ar 60.

Temperatura (°C)	$\sigma_p$ (MPa)	$\varepsilon_p$
900	158	0,69
880	169	0,98
840	177	0,76
820	181	0,72
800	203	0,77
750	229	0,86
735	239	0,68
700	239	0,61
550	446	0,51

Tabela 4.5: Valores de  $\sigma_p$  e  $\varepsilon_p$  para o aço SAE 1548.

Temperatura (°C)	$\sigma_p$ (MPa)	$\varepsilon_p$
900	137	0,51
800	186	0,71
750	194	0,60
725	220	0,70
700	238	0,63
680	253	0,64
670	259	0,66
650	282	0,61
570	441	0,22

Para melhor análise do comportamento dos materiais em deformação nas diversas temperaturas de ensaio, foram traçadas curvas de tensão e deformação de pico em função da temperatura (Figuras 4.7 e 4.8).

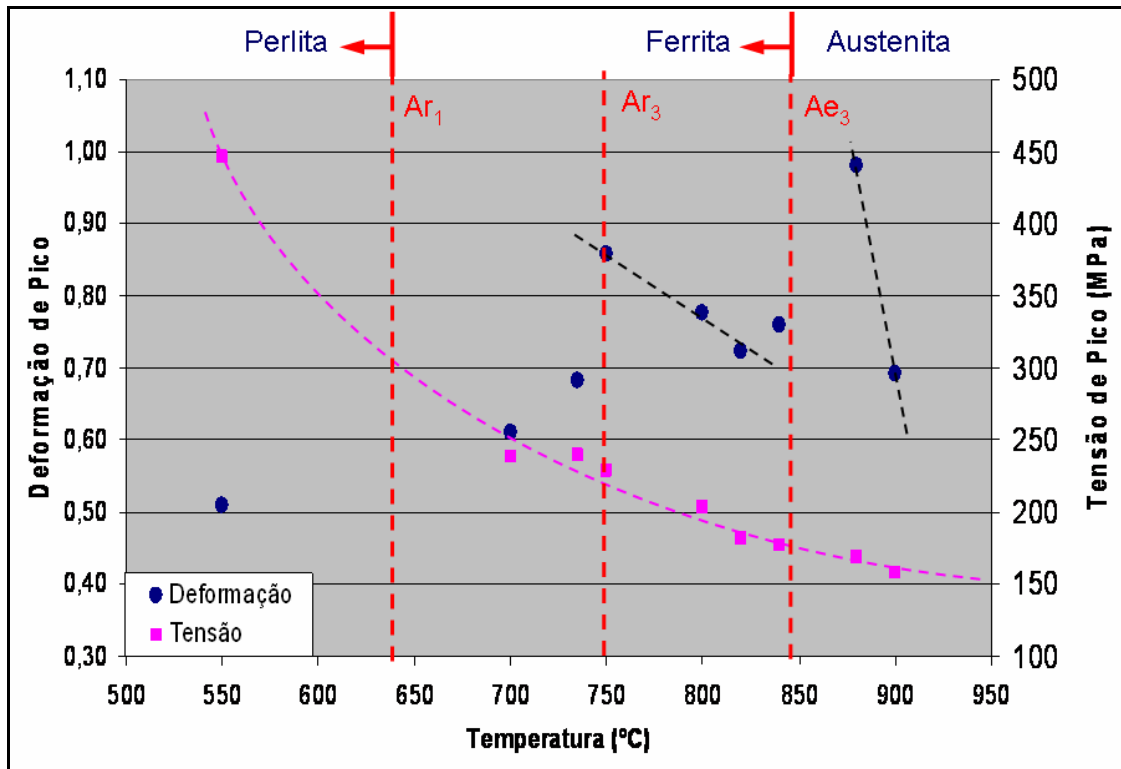


Figura 4.7: Tensão de Pico ( $\sigma_p$ ) e Deformação de Pico ( $\epsilon_p$ ) versus temperatura para o aço Cos Ar 60.

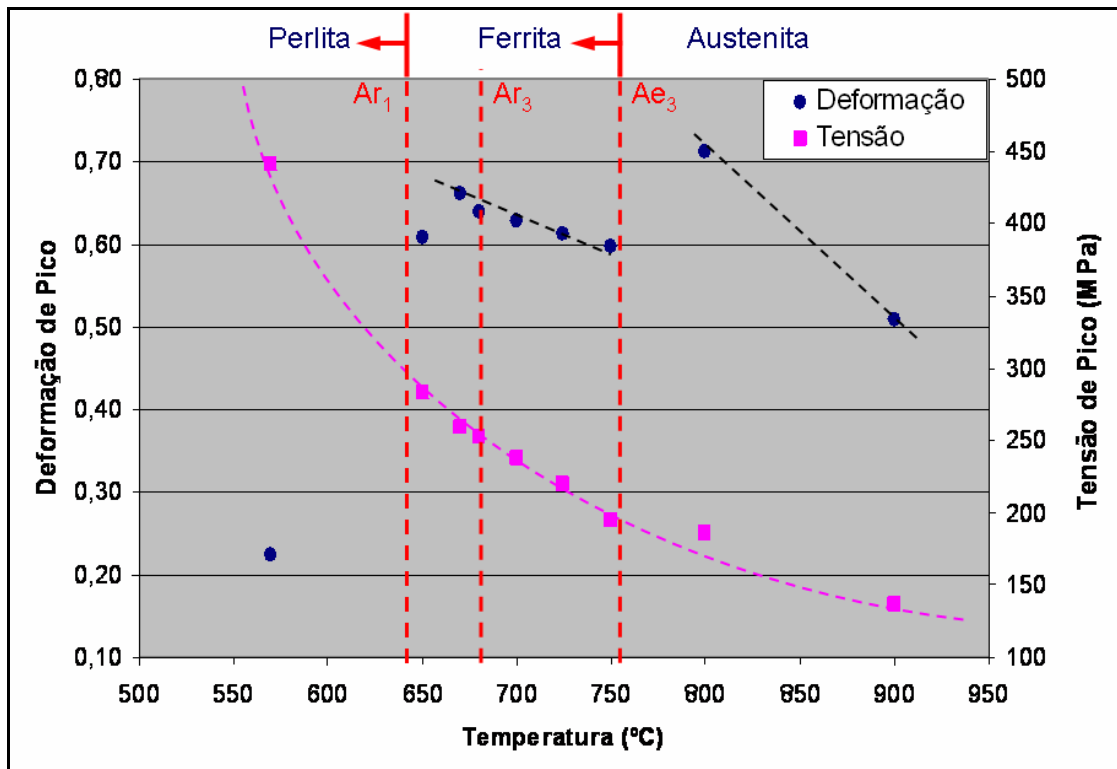
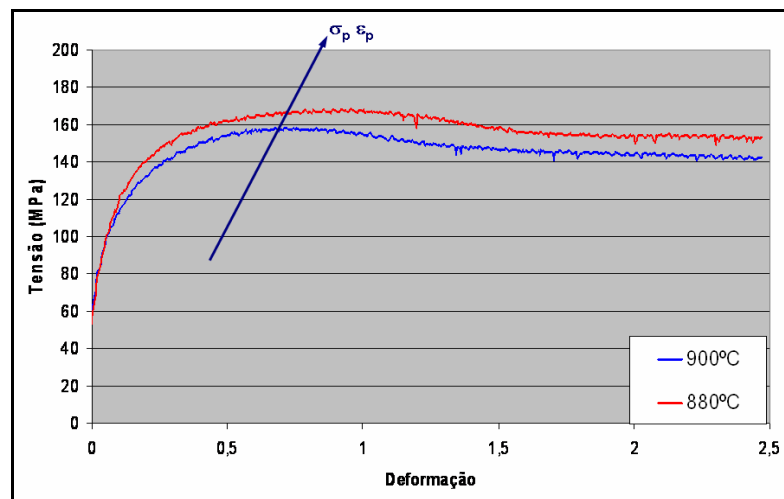


Figura 4.8: Tensão de Pico ( $\sigma_p$ ) e Deformação de Pico ( $\epsilon_p$ ) versus temperatura para o aço SAE 1548.

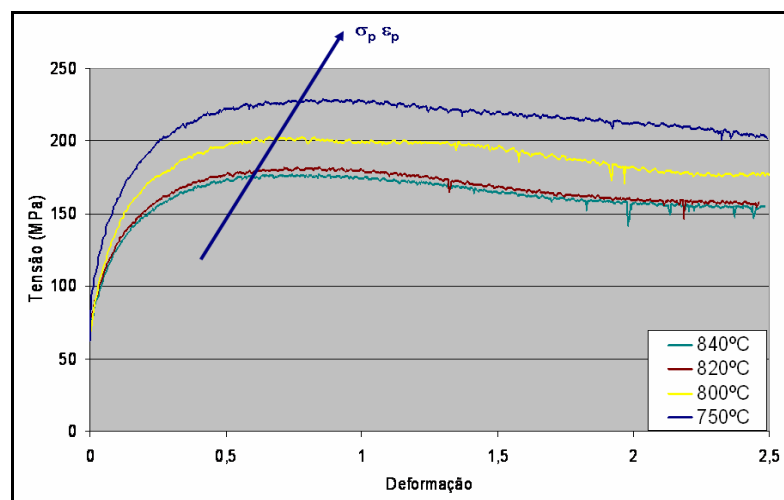
As figuras 4.7 e 4.8 sugerem que os experimentos devem ser separados em três grupos:

- Grupo 1 - Deformação na austenita estável, acima de  $A_{e3}$ ;
- Grupo 2 - Deformação na austenita instável e início da formação de ferrita com tendência da  $\epsilon_p$  aumentar, região entre  $A_{e3}$  e  $A_{r3}$ ;
- Grupo 3 - Deformação abaixo de  $A_{r3}$ .

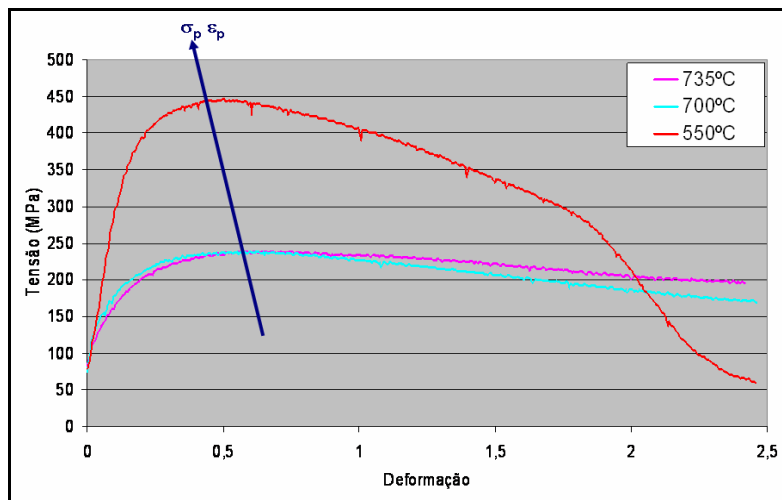
Há uma tendência das deformações de pico evoluírem de uma mesma forma dentro de cada um dos grupos, porém há diferenças significativas entre eles. Abaixo são apresentadas as curvas de escoamento plástico dos materiais separadas em conjuntos segundo o critério acima adotado.



(a)

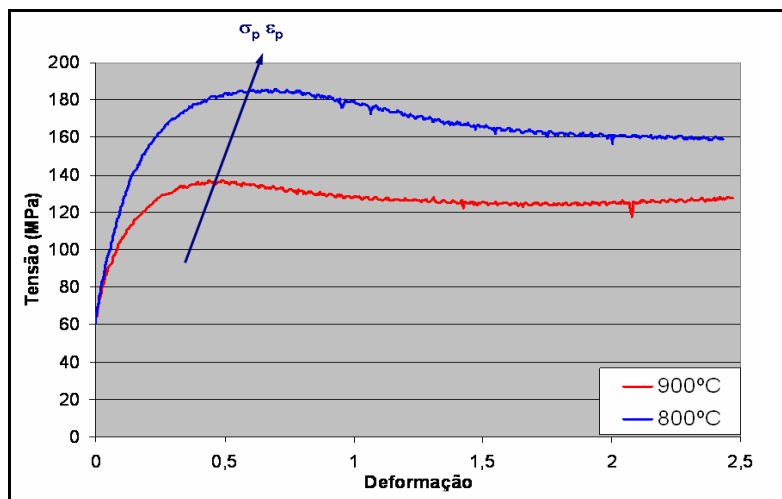


(b)

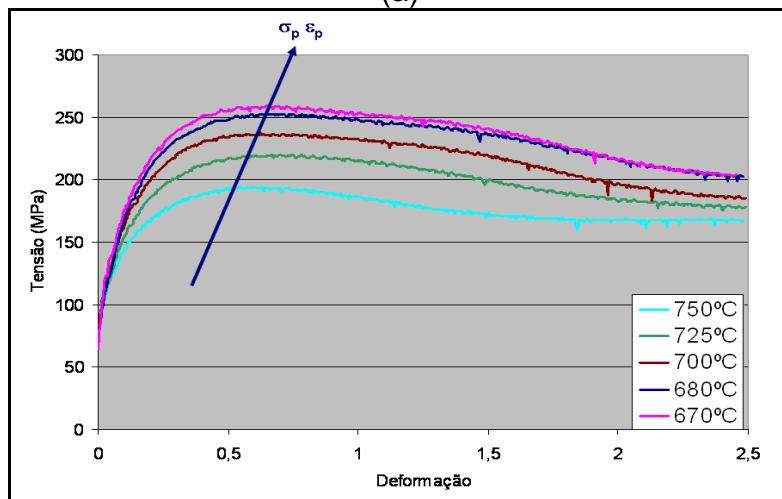


(c)

Figura 4.9: Conjuntos de curvas do Cos Ar 60 que tendem ao mesmo comportamento durante a deformação. (a) Grupo 1 – Acima de  $Ae_3$ ; (b) Grupo 2 – Entre  $Ae_3$  e  $Ar_3$  com tendência da  $\epsilon_p$  aumentar; e (c) Grupo 3 – Abaixo de  $Ar_3$ .



(a)



(b)



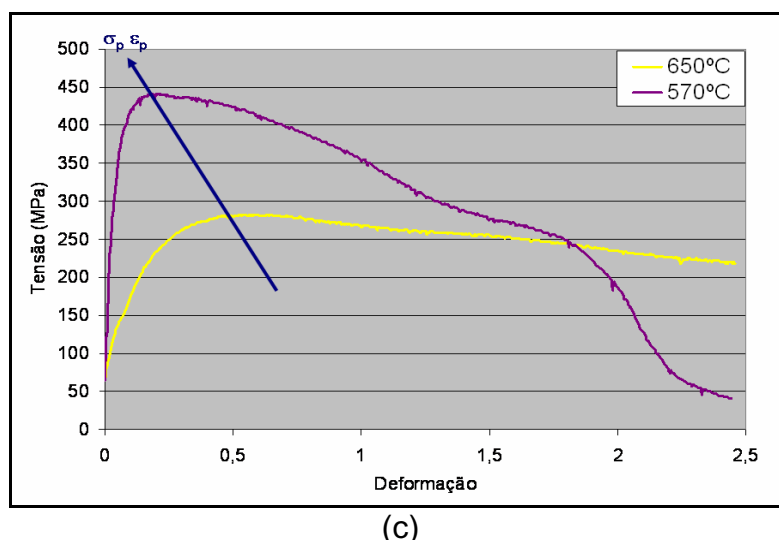


Figura 4.10: Conjuntos de curvas do aço SAE 1548 que tendem ao mesmo comportamento durante a deformação. (a) Grupo 1 – Acima de  $Ae_3$ ; (b) Grupo 2 – Entre  $Ae_3$  e  $Ar_3$  com tendência da  $\varepsilon_p$  aumentar; e (c) Grupo 3 – Abaixo de  $Ar_3$ .

A observação das Figuras 4.9 e 4.10 aponta que as similaridades já vistas nas curvas de  $\sigma_p$  e  $\varepsilon_p$  versus temperatura (Figuras 4.7 e 4.8) se estendem ao comportamento das curvas dos materiais dentro de cada grupo.

No grupo de experimentos acima de  $Ae_3$  (Região de austenita estável), como já era de se esperar, as curvas de escoamento plástico apresentam um formato típico de curvas onde há recristalização dinâmica, ou seja, com um pico seguido por uma queda na tensão necessária para deformar o material que se mantém constante durante a deformação como consequência da recristalização dinâmica. Nesta região, como é bem conhecido, a deformação de pico e a tensão de pico nas curvas de escoamento plástico tendem a aumentar com o decréscimo da temperatura para uma mesma taxa de deformação [38,39].

A deformação de pico sofre uma queda abaixo de  $Ae_3$ , voltando a aumentar com o decréscimo da temperatura, porém com uma inclinação diferente daquela existente na região de austenita estável. Esta queda na  $\varepsilon_p$  provavelmente está associada com a transformação de fase durante a deformação, a qual altera o formato das curvas à medida que a temperatura diminui. A alteração no formato da curva pode ser explicada pelo fato de que o decréscimo na temperatura de ensaio resulta em maior força motriz para a

transformação de fase, provavelmente conduzindo à formação de uma maior quantidade de ferrita intragranular, fazendo com que a deformação se concentre sobre a ferrita formada que é mais macia que a austenita para a dada temperatura. Embora semelhanças estejam presentes entre os conjuntos dos materiais, há algumas características particulares a serem notadas.

- Cos Ar 60.

Nos ensaios de 840°C, 820°C e 800°C as curvas apresentam formato análogo às curvas com recristalização dinâmica, porém a queda na tensão é suave após o pico chegando a atingir um estado estacionário a partir da deformação igual a 2,0 para a maior temperatura de ensaio. Para o corpo de prova deformado a 750°C houve um amaciamento constante após a deformação de aproximadamente 1,1, que pode ser atribuído a formação de ferrita intragranular.

- SAE 1548.

A curva do corpo de prova deformado a 750°C é praticamente idêntica às curvas de recristalização dinâmica e o estado estacionário é atingido para uma deformação de 1,5. As curvas de escoamento plástico das deformações nas temperaturas de 725°C e 700°C tendem a um estado estacionário a partir das deformações de 2 e 2,1 respectivamente, porém há uma ligeira e contínua queda na tensão. Nas temperaturas de ensaio de 680°C e 670°C, há uma queda acentuada na tensão a partir da deformação de 0,8, principalmente para o ensaio na menor temperatura que acaba por sobrepor a curva da deformação a 680°C. Pode-se inferir que houve a formação de uma grande quantidade de ferrita intergranular nestas temperaturas de ensaio, explicando o decréscimo contínuo da tensão de aproximadamente 255 para 200 MPa para a deformação realizada a 680°C e de 260 para 200 MPa para a deformação a 670°C.

Para o conjunto de ensaios abaixo de Ar<sub>3</sub> (Grupo 3), nota-se que novamente a deformação de pico sofre alteração em seu comportamento e passa a diminuir com o decréscimo da temperatura, embora a tensão de pico

continue aumentando. Este comportamento pode ser explicado assumindo que há ferrita pró-eutetóide presente nos antigos contornos de grão da austenita antes dos ensaios e que esta pode ter contribuído de modo significativo para o amaciamento sofrido nos ensaios realizados a 735°C e 700°C para o Cos Ar 60 e 650°C para o SAE 1548. O argumento pode ser suportado pelo fato do ensaio realizado a 700°C no Cos Ar 60 apresentar tensão de pico equivalente ao ensaio realizado a 735°C, porém com um grau de amaciamento muito superior.

Nas menores temperaturas de ensaio para cada material, 550°C para o Cos Ar 60 e 570°C para o SAE 1548, a deformação procedeu sobre uma estrutura totalmente composta por ferrita e perlita, como pode ser observado nas micrografias mais adiante.

#### **4.4 Análise Microestrutural**

Análises metalográficas foram realizadas em corpos de prova dos dois materiais em estudo. Microscopia ótica foi utilizada para determinar o tamanho de grão austenítico resultante do tempo e temperatura de encharque, enquanto microscopia eletrônica de varredura foi utilizada para as observações microestruturais das amostras após os ensaios isotérmicos de torção devido à necessidade de grandes ampliações para caracterizar a fina microestrutura formada.

#### 4.4.1 Tamanho de Grão Austenítico

Estes experimentos foram realizados para verificar se havia variações significativas entre os tamanhos de grão austenítico dos materiais que pudessem afetar ou influenciar na formação de uma microestrutura ultrafina. Corpos de prova dos dois materiais foram austenitizados a 900°C por 180s e posteriormente temperados em água. Foram encontrados tamanhos de grão austenítico de 7  $\mu\text{m}$  para o Cos Ar 60 e de 6  $\mu\text{m}$  para o SAE 1548.

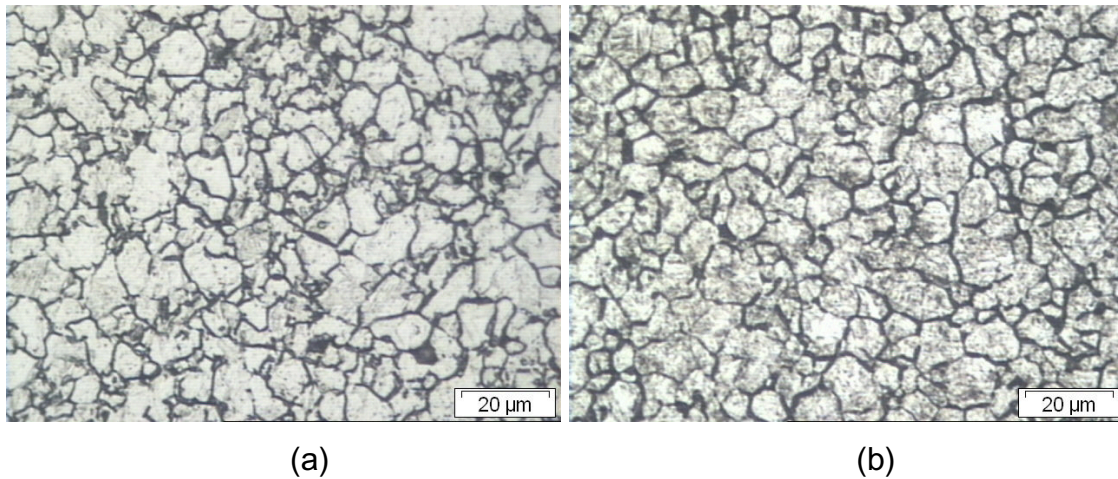
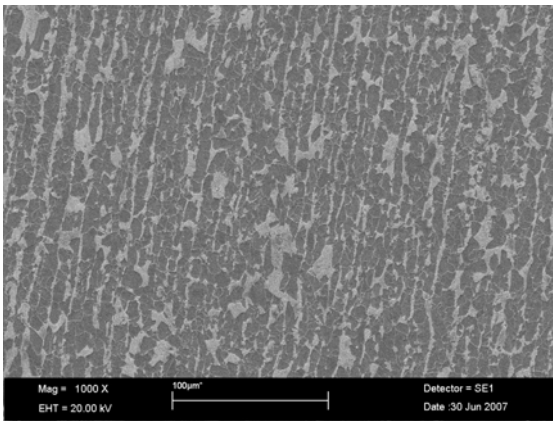


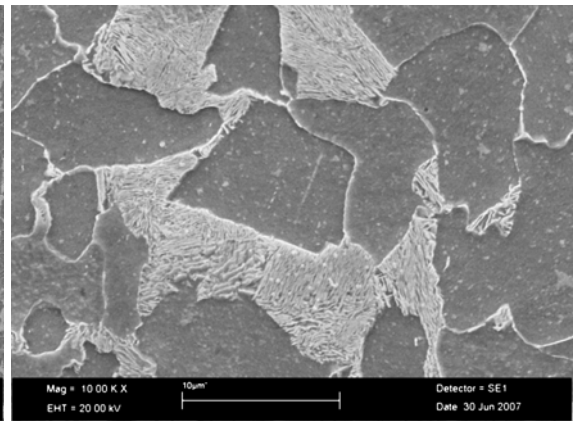
Figura 4.11: Tamanho de grão austenítico após 180 s a 900°C: (a) Aço Cos Ar 60 e (b) Aço SAE 1548.

#### 4.4.2 Evolução Microestrutural

A evolução microestrutural para cada material pode ser analisada através das séries de metalografias mostradas a seguir.

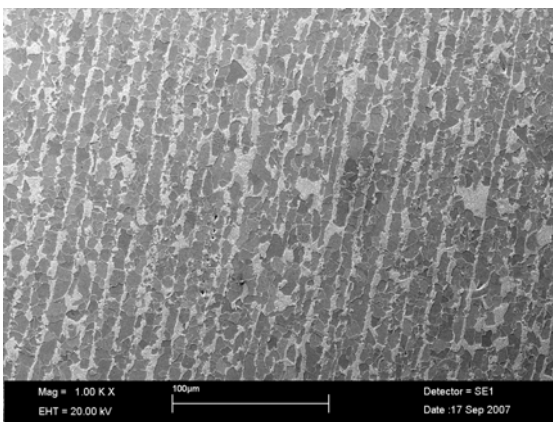


(a)

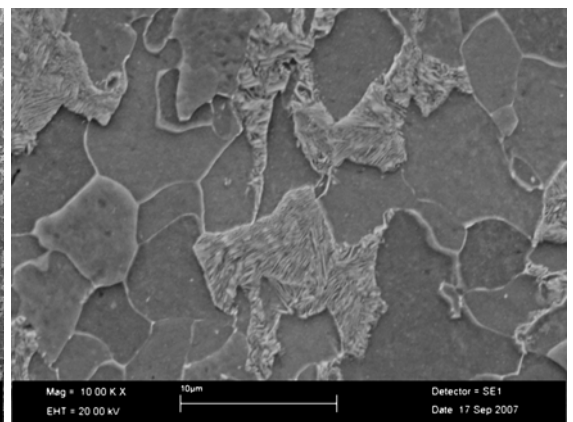


(b)

(Cos Ar 60 – 900°C)

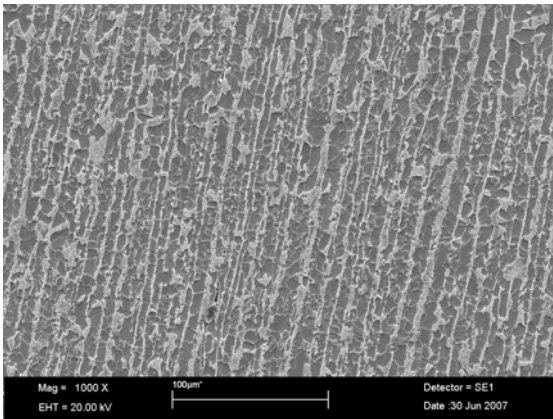


(c)

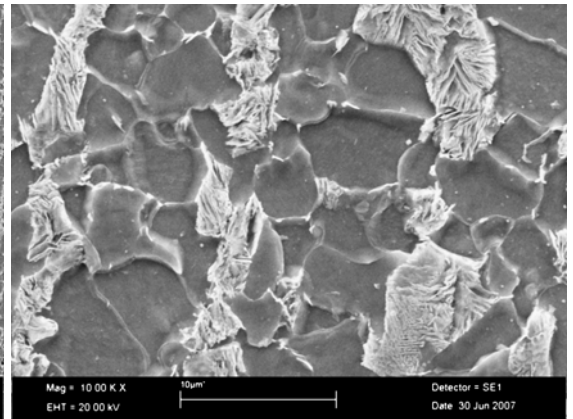


(d)

(Cos Ar 60 – 880°C)

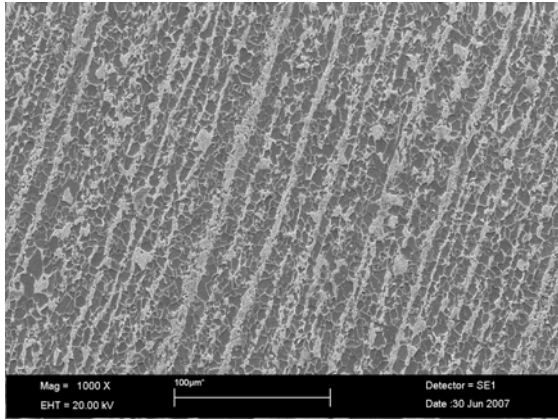


(e)

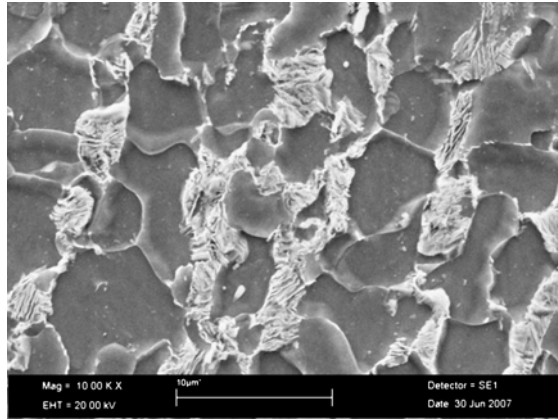


(f)

(Cos Ar 60 – 840°C)

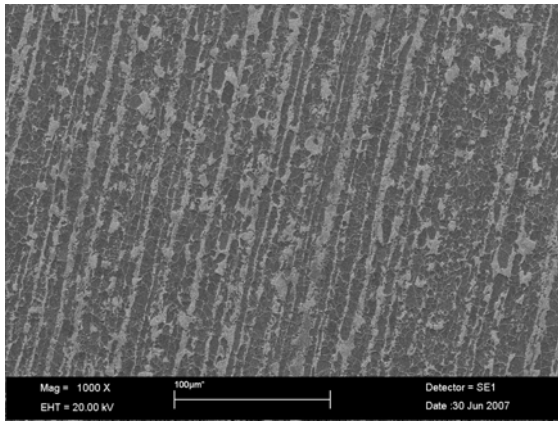


(g)

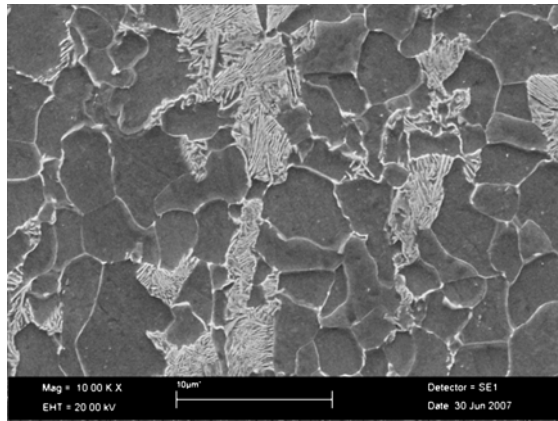


(h)

(Cos Ar 60 – 820°C)

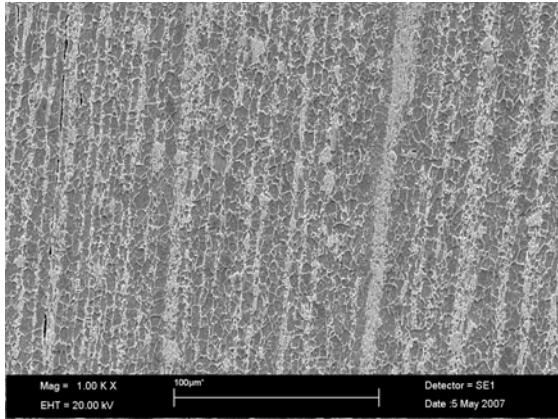


(i)

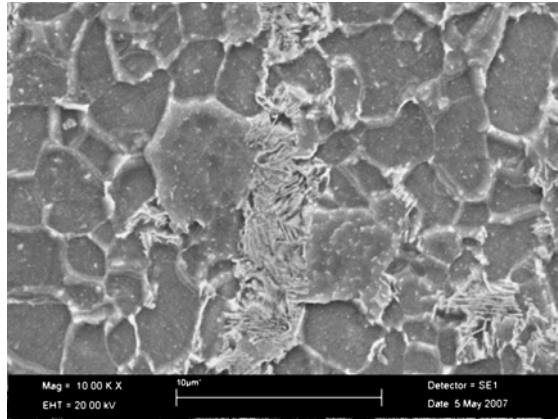


(j)

(Cos Ar 60 – 800°C)



(l)



(m)

(Cos Ar 60 – 750°C)

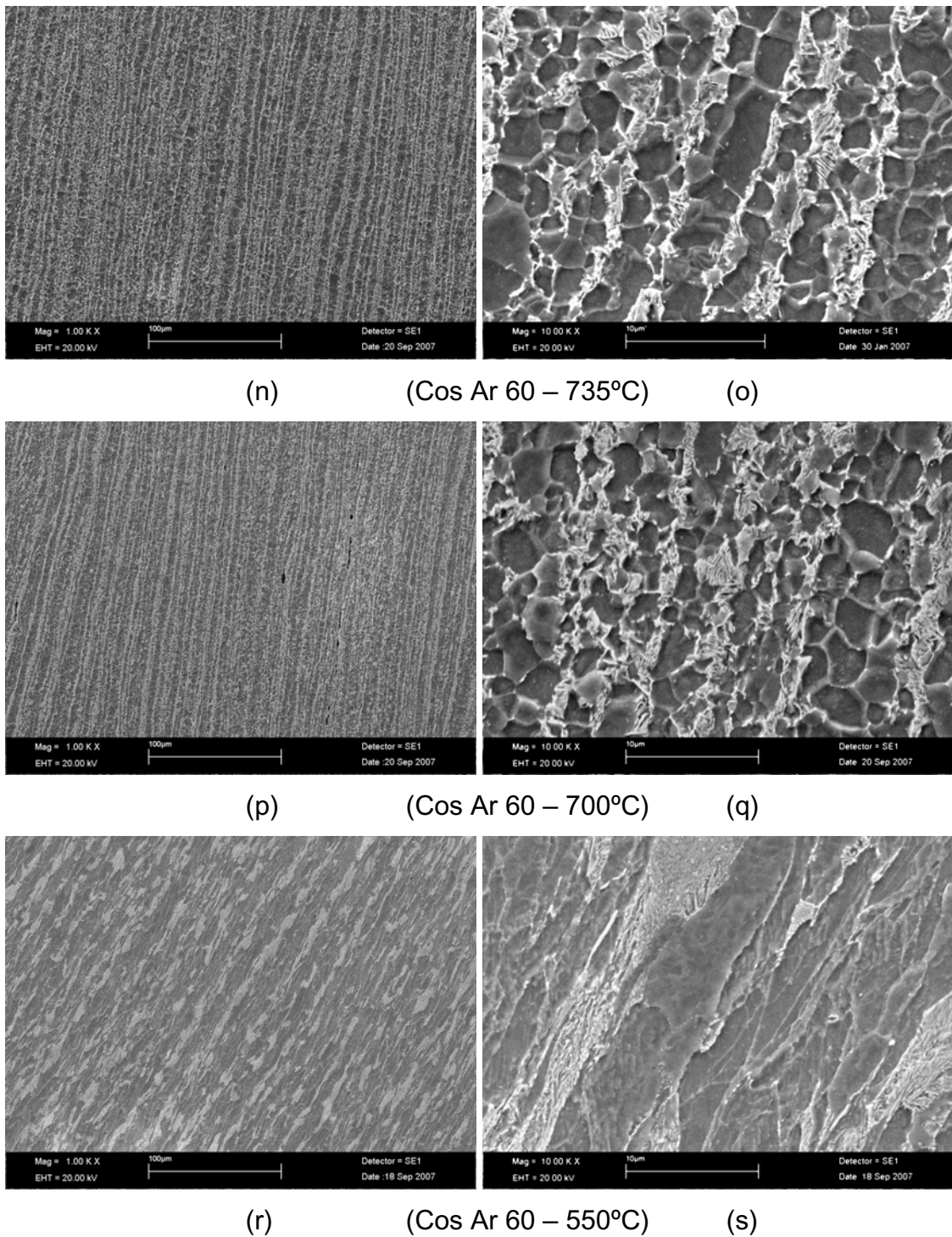
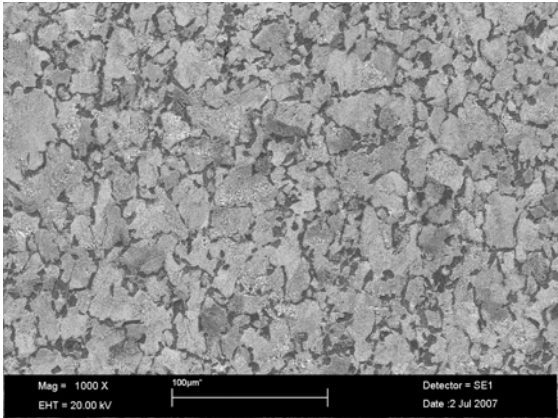
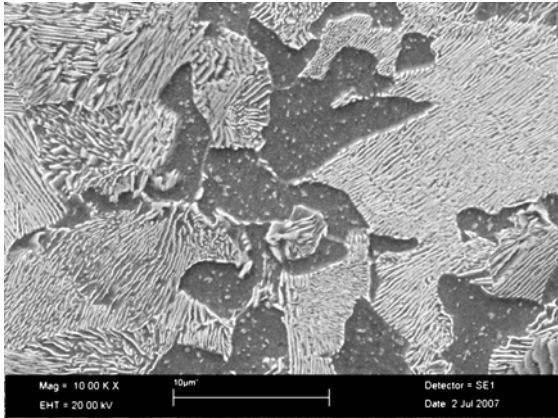


Figura 4.12: Evolução microestrutural obtida para o Cos Ar 60 como consequência da temperatura de ensaio. (a) e (b) - 900°C; (c) e (d) - 880°C; (e) e (f) - 840°C; (g) e (h) - 820°C; (i) e (j) - 800°C; (l) e (m) - 750°C; (n) e (o) - 735°C; (p) e (q) - 700°C; (r) e (s) - 550°C.

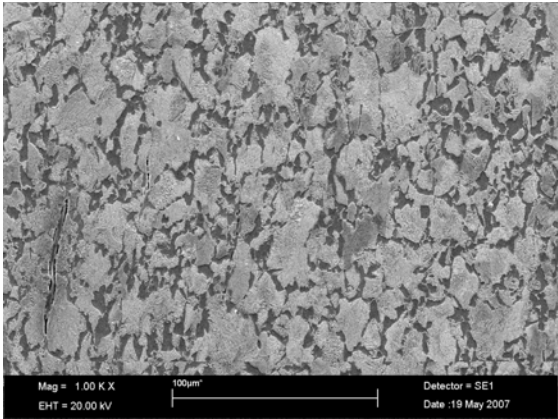


(a)

(SAE 1548 – 900°C)

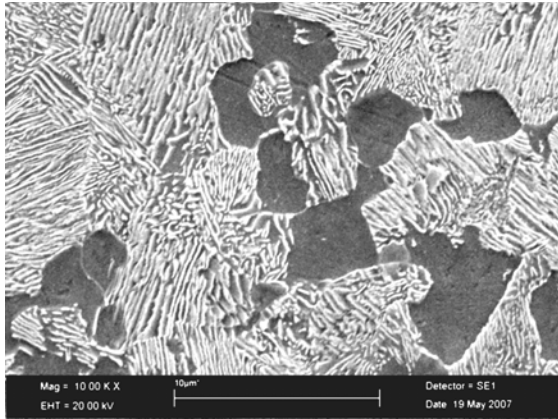


(b)

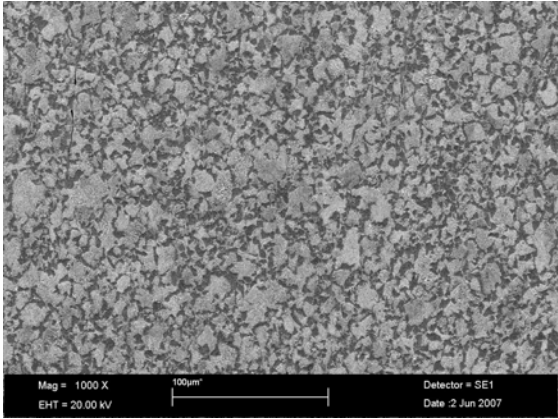


(c)

(SAE 1548 – 800°C)

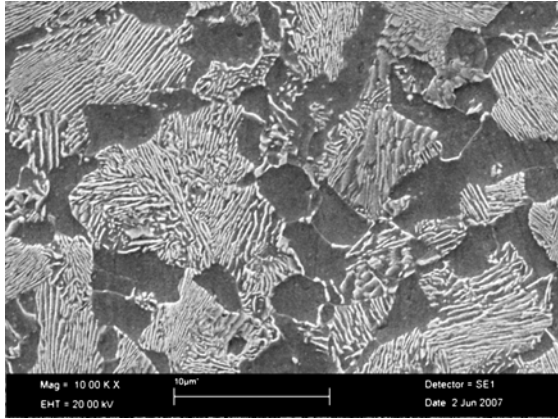


(d)



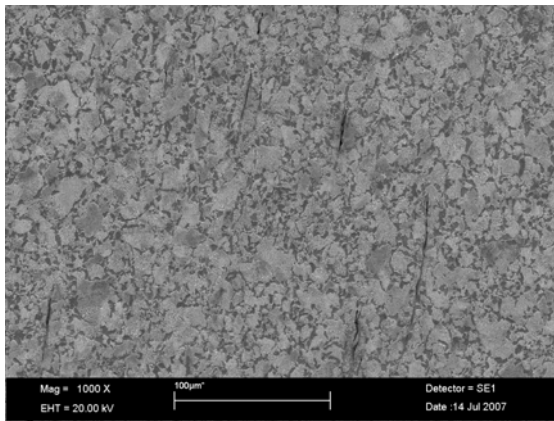
(e)

(SAE 1548 – 750°C)



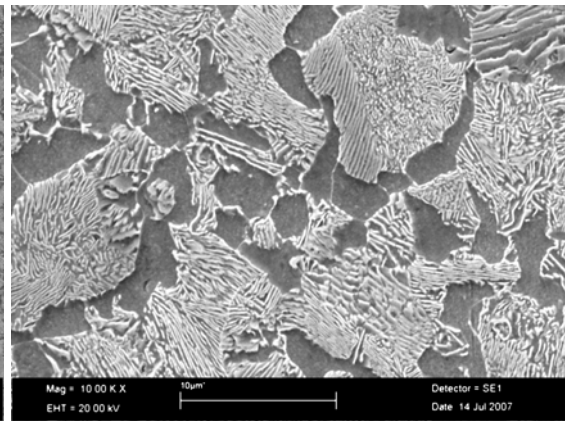
(f)



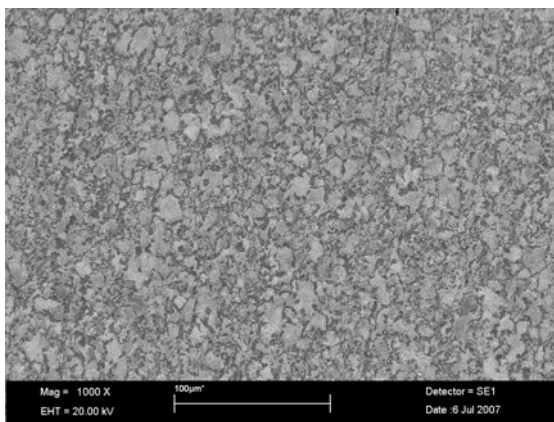


(g)

(SAE 1548 – 725°C)

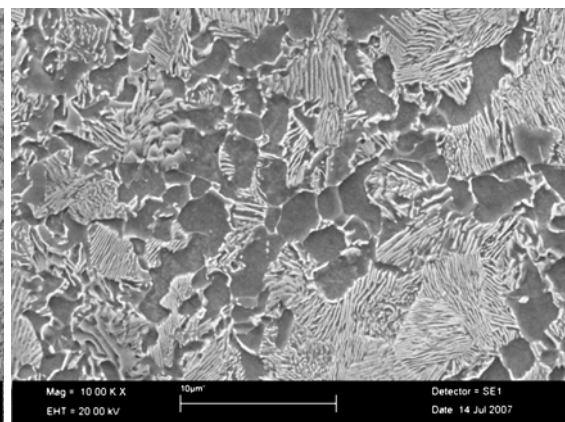


(h)

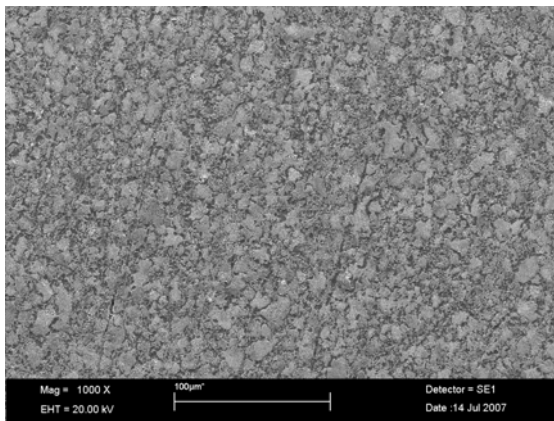


(i)

(SAE 1548 – 700°C)

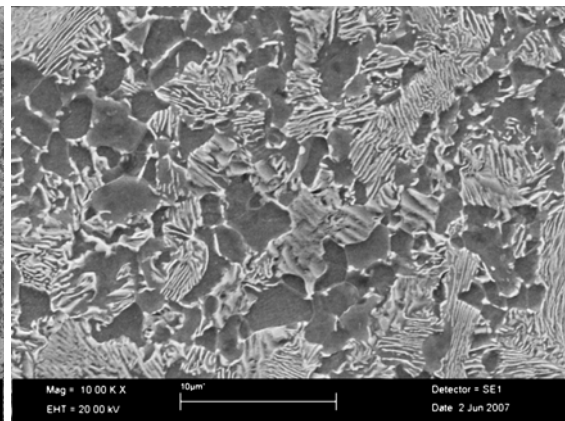


(j)

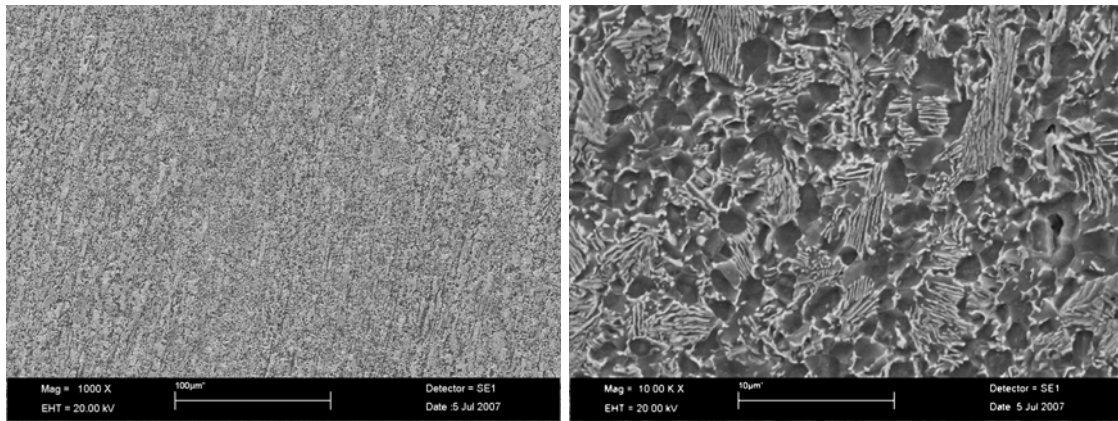


(l)

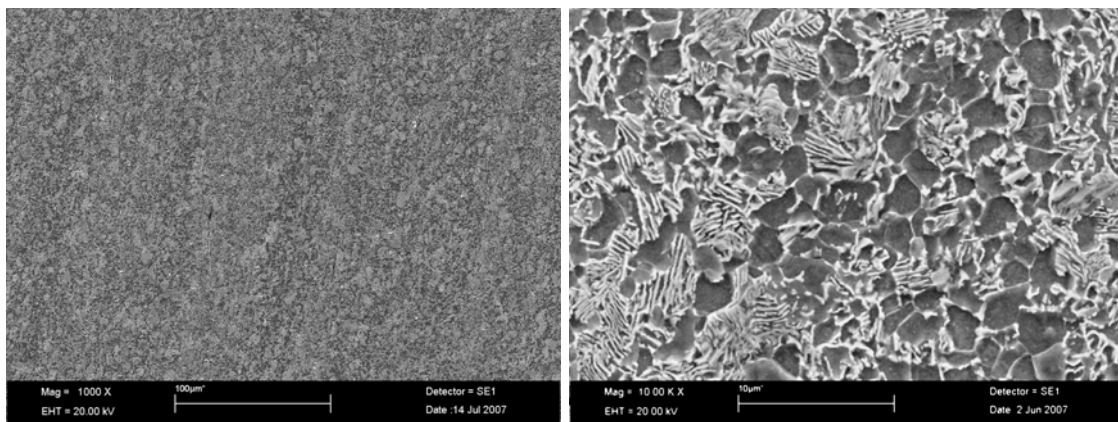
(SAE 1548 – 680°C)



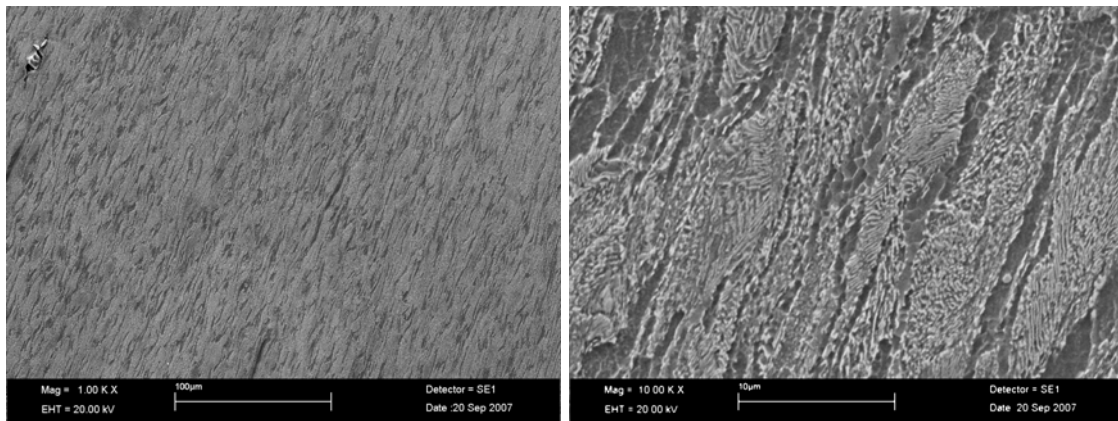
(m)



(n) (SAE 1548 – 670°C) (o)



(p) (SAE 1548 – 650°C) (q)



(r) (SAE 1548 – 570°C) (s)

Figura 4.13: Evolução microestrutural obtida para o SAE 1548 como conseqüência da temperatura de ensaio. (a) e (b) - 900°C; (c) e (d) - 800°C; (e) e (f) - 750°C; (g) e (h) - 725°C; (i) e (j) - 700°C; (l) e (m) - 680°C; (n) e (o) - 670°C; (p) e (q) - 650°C; (r) e (s) - 570°C.

Observa-se claramente que há um refino significativo do tamanho de grão ferrítico nos dois aços e a morfologia da ferrita formada evolui de alotriomorfa para idiomorfa com o decréscimo da temperatura de ensaio.

A ferrita resultante dos ensaios nas maiores temperaturas, acima de  $Ae_3$ , apresenta uma morfologia alotriomorfa, uma vez que as deformações ocorreram totalmente no campo austenítico, e sua formação se dá pelo processo convencional de nucleação e crescimento, sendo os contornos dos grãos austeníticos os principais pontos de nucleação. Isto fica mais claro, observando-se as micrografias do aço SAE 1548 (figura 4.13 – (a) e (c)), onde se vê uma rede de grãos ferríticos nucleados nos antigos contornos dos grãos austeníticos.

Diminuindo-se a temperatura de ensaio o tamanho de grão decresce para os dois materiais, porém as microestruturas sofrem alterações distintas:

- Cos Ar 60 – apresenta uma microestrutura com bandeamento de perlita, sendo esta disposição mantida independente da temperatura de ensaio. A perlita tem o tamanho das suas colônias reduzidas com o refino do grão ferrítico.

- SAE 1548 – apresenta uma microestrutura que se torna mais homogênea com o decréscimo da temperatura de ensaio. As colônias de perlita se tornam menores e homogêneas distribuídas. É importante notar a presença de carbonetos nos contornos dos grãos ferríticos que podem ancorar o contorno dos mesmos, e conseqüentemente, inibir o crescimento de grão. O corpo de prova deformado na temperatura de 670°C foi o que apresentou a microestrutura mais homogênea e, concomitantemente, o menor tamanho de grão (figura 4.13 – (n) e (o)).

Aparentemente, ocorre a precipitação de carbonetos finos no interior dos grãos ferríticos para os dois materiais, o que pode contribuir favoravelmente com o aumento da resistência mecânica destes aços.

Na menor temperatura de ensaio dos dois aços, a microestrutura é composta de colônias deformadas de perlita, grãos ferríticos proeutetóides alongados e grãos ferríticos extremamente finos oriundos, provavelmente, da recristalização da ferrita.

#### 4.4.3 Tamanho Médio de Grão Ferrítico

Medidas de tamanho de grão foram realizadas nas amostras, objetivando relacionar o refino com a temperatura de ensaio. As tabelas 4.6 e 4.7 mostram os tamanhos de grão encontrados e as figuras 4.14 e 4.15 as curvas de tamanho médio de grão contra temperatura de ensaio para os dois materiais.

Tabela 4.6: Tamanho médio de grão ferrítico para o aço Cos Ar 60.

Temperatura (°C)	Tamanho Médio de Grão ( $\mu\text{m}$ )
700	$1,6 \pm 1,0$
735	$1,7 \pm 1,0$
750	$1,8 \pm 1,1$
800	$2,6 \pm 1,6$
820	$2,8 \pm 1,7$
840	$3,2 \pm 1,5$
880	$3,7 \pm 2,5$
900	$3,7 \pm 2,1$

Tabela 4.7: Tamanho médio de grão ferrítico para o aço SAE 1548.

Temperatura (°C)	Tamanho Médio de Grão ( $\mu\text{m}$ )
650	$1,5 \pm 0,7$
670	$1,3 \pm 0,5$
680	$1,5 \pm 0,8$
700	$1,7 \pm 1,2$
725	$2,0 \pm 1,0$
750	$2,2 \pm 1,3$
800	$2,8 \pm 1,5$
900	$3,0 \pm 2,0$

Vale notar a presença de uma queda no tamanho de grão no ensaio a temperatura de 670°C (temperatura logo abaixo de  $Ar_3$ ) para o aço SAE1548, indicando a ocorrência do fenômeno de transformação de fase induzido por deformação e que pode ainda estar associado a outros fenômenos (recristalização dinâmica da ferrita, por exemplo). A mesma queda não é observada para o Cos Ar 60 por razões que serão discutidas mais adiante.

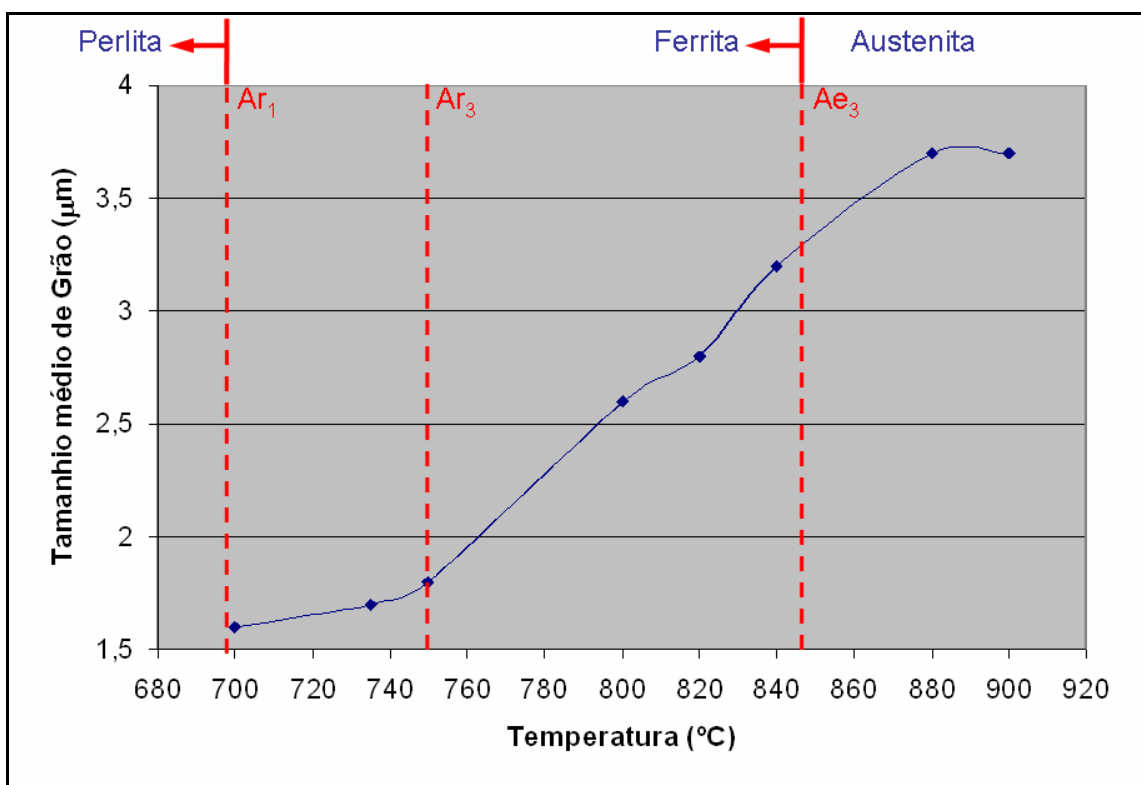


Figura 4.14: Variação do tamanho médio de grão ferrítico em função da temperatura de ensaio para o aço Cos Ar 60.

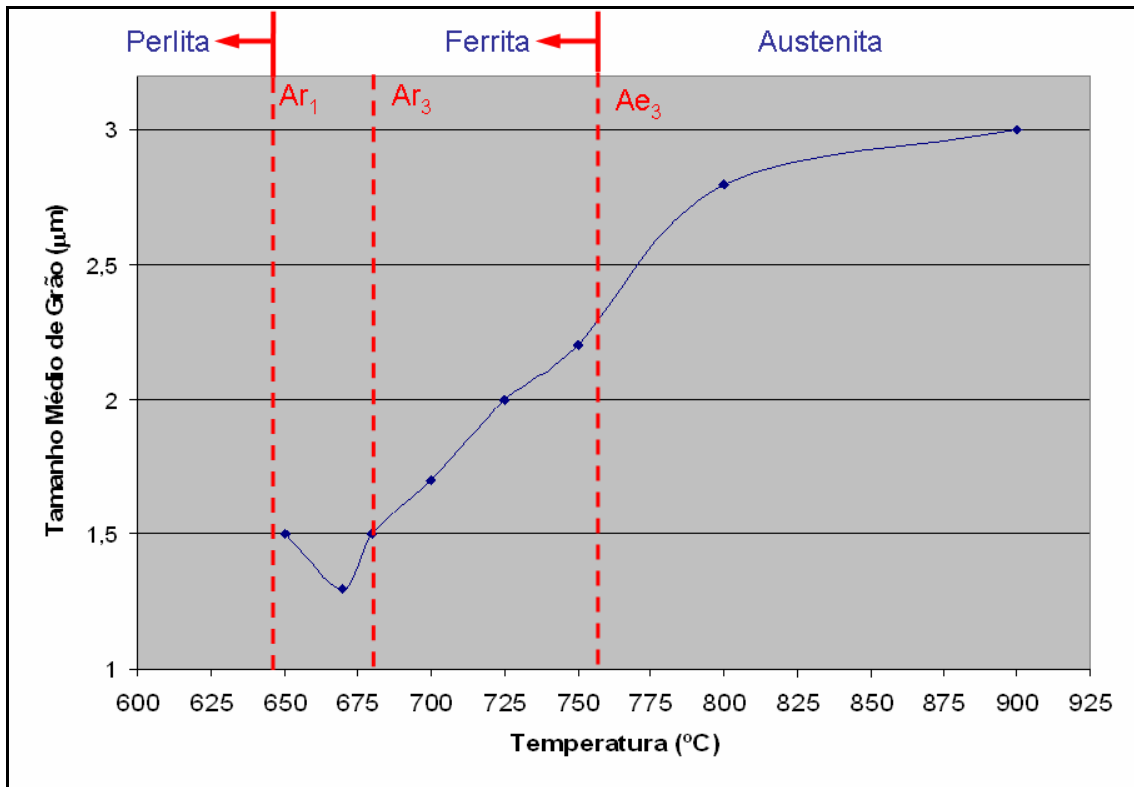


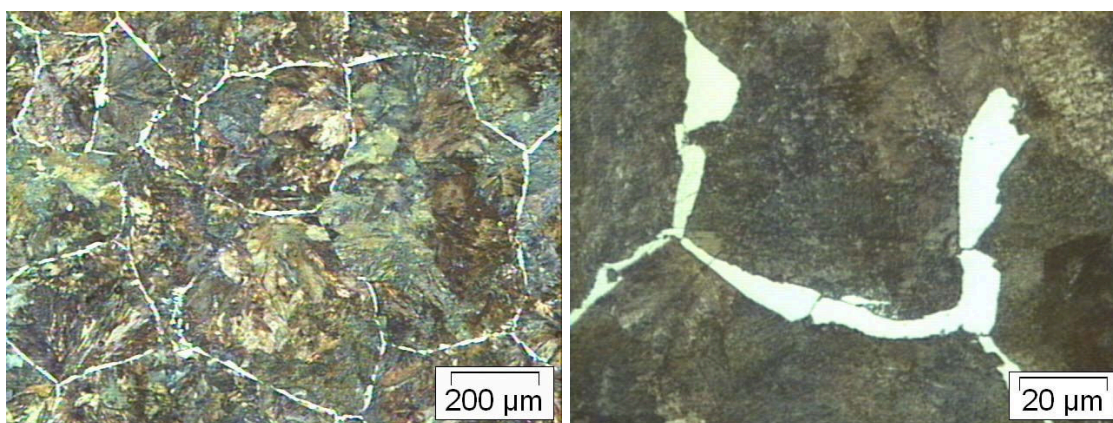
Figura 4.15: Variação do tamanho médio de grão ferrítico em função da temperatura de ensaio para o aço SAE 1548.

## 5 DISCUSSÕES.

Neste tópico busca-se o entendimento dos principais fatores que influenciaram e contribuíram ao refino microestrutural a partir da gama de resultados apresentados anteriormente.

O principal objetivo do trabalho foi atingido. Foram conseguidos elevados níveis de refino com a produção de grãos ferríticos ultrafinos, aplicando-se, durante o resfriamento, deformações em temperaturas próximas ou após o início da transformação ferrítica, induzindo a transformação dinâmica de fase.

O refino não se deu exclusivamente sobre o tamanho de grão ferrítico, mas na microestrutura como um todo, afetando o tamanho e distribuição das colônias de perlita. A dimensão do refino produzido pode ser vista comparando-se a microestrutura do aço SAE 1548 proveniente do processo convencional de forjamento de um virabrequim (conformação a 1150°C e resfriamento controlado) com a microestrutura do mesmo aço obtida através do ensaio de torção utilizando a rota proposta (deformação a 670°C).



(a)

(b)

Figura 5.1: Microestrutura obtida para o aço SAE 1548 através do processo convencional de forjamento de virabrequins. Conformação a 1150°C e resfriamento controlado (Cortesia da Thyssenkrupp Metalúrgica Campo Limpo Ltda.).

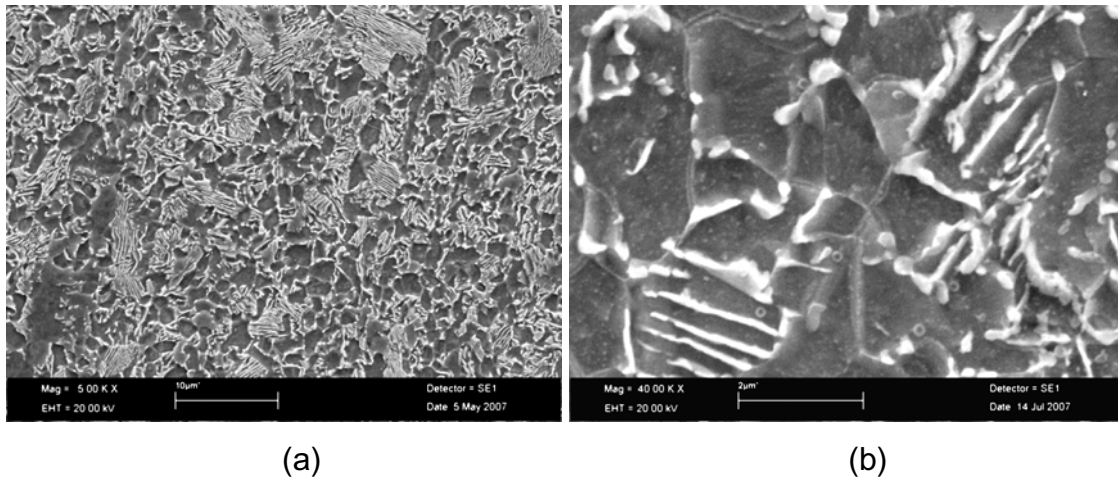


Figura 5.2: Microestrutura produzida no aço SAE 1548 oriunda do corpo de prova deformado a 670°C por ensaio de torção.

Ficam evidentes as diferenças microestruturais, sendo possível passar de uma microestrutura grosseira e heterogênea composta por perlita e grãos de ferrita da ordem 15-25  $\mu\text{m}$  nucleados nos antigos contornos dos grãos austeníticos para uma microestrutura homogênea e refinada com grãos ferríticos da ordem de 1,3  $\mu\text{m}$ , alterando-se a rota de processamento. Assim, este material provavelmente terá suas propriedades mecânicas aumentadas de maneira significativa pela presença de grãos finos e homogeneamente distribuídos com carbonetos nucleados nos contornos e pontos triplos, além de carbonetos finos dispersos no interior dos grãos ferríticos.

Independente da composição química do aço observou-se que  $\sigma_p$  e  $\varepsilon_p$  têm a mesma tendência em evoluir dentro de um mesmo intervalo de temperaturas de ensaio, porém com significativas diferenças entre estes intervalos. Seguindo a divisão proposta no item 4.3.3 do capítulo anterior, cada conjunto de experimentos será discutido em detalhes confrontando o comportamento das curvas de escoamento plástico com a análise microestrutural dos materiais.



- *Deformações acima de  $A_{e3}$  (Grupo – 1).*

No conjunto de experimentos realizados para aços nesta faixa de temperatura, a ferrita formada apresenta morfologia alotriomorfa, ou seja, formou-se pelo processo convencional de transformação de fase (transformação estática) a partir da nucleação no contorno do antigo grão austenítico. Isto pode ser melhor visualizado na figura 4.13 –(a) e (c) para aço SAE 1548, onde há uma rede de grãos ferríticos ao redor dos antigos grãos austeníticos. Este fato era esperado, pois nesta faixa de temperaturas não há potencial termodinâmico para transformação de fase e a deformação ocorre sobre a austenita estável. O formato da curva de escoamento plástico obtida nos ensaios nestas temperaturas é típico de materiais que se recristalizam dinamicamente, evidenciando o exposto acima. Os comportamentos da  $\sigma_p$  e  $\epsilon_p$  são conhecidos e tendem a aumentar com o decréscimo da temperatura, pois maior é energia crítica necessária para iniciar a recristalização dinâmica.

Embora não tenha ocorrido a transformação de fase induzida por deformação, os grãos ferríticos formados são relativamente finos em virtude de dois motivos simples:

- Partiu-se de uma microestrutura refinada com grãos austeníticos da ordem de 7  $\mu\text{m}$  para o Cos Ar 60 e 6  $\mu\text{m}$  para o SAE 1548;
- A deformação ocorreu em temperaturas relativamente baixas para o processamento a quente.

Assim, aumentou-se a área de contorno por unidade de volume através da recristalização dinâmica e o tempo/temperatura para o crescimento é curto para promover o crescimento acentuado da austenita, resultando em maior número de sítios para nucleação da ferrita durante a transformação de fase. O teor de carbono tende a influir no tamanho de grão, uma vez que diminui a temperatura para o início da transformação de fase e, conseqüentemente, a região do intercrítico, justificando o menor tamanho de grão ferrítico encontrado para o SAE 1548.

- *Deformação na austenita instável e início da formação de ferrita com tendência da  $\varepsilon_p$  aumentar, região entre  $Ae_3$  e  $Ar_3$  (Grupo – 2).*

Este conjunto de experimentos se diferencia do primeiro por uma queda repentina na  $\varepsilon_p$ , o que sugere uma mudança no mecanismo de deformação. Esta pode ser uma evidência do início do fenômeno de transformação de fase induzida por deformação e está suportada, principalmente, por dois fatos observados nas análises microestruturais: redução acentuada no tamanho de grão a partir da temperatura de ensaio abaixo de  $Ae_3$  (Figuras 4.14 e 4.15) e o início da formação de ferrita equiaxial (Figuras 4.12 e 4.13). Com o decréscimo da temperatura de ensaio, a  $\varepsilon_p$  volta a subir com uma inclinação diferente da que ocorre na região de austenita estável, o grau de refino no tamanho de grão é aumentado e o formato da curva de escoamento plástico é alterado gradativamente.

O refino acentuado e a alteração no formato da curva podem ser explicados devido ao aumento do potencial termodinâmico para a transformação de fase durante a deformação como resultado do decréscimo da temperatura. O primeiro em decorrência da criação de maior número de sítios de nucleação de ferrita, tanto nos contornos como no interior dos grãos austeníticos, e o segundo pelo fato da ferrita ser mais macia que a austenita concentrando a deformação sobre ela.

Pode-se inferir que o teor de carbono tem uma grande influência sobre o fenômeno de transformação de fase induzida por deformação, pois aumenta o super-resfriamento da austenita (condição metaestável) e diminui a região de transformação de fase. Isto explica porque para o aço SAE 1548 deformado a 670°C observa-se um máximo no refino de grão. Provavelmente, nesta temperatura tem-se um efeito sinérgico devido a um elevado potencial para a transformação de fase, promovendo a formação intensa de ferrita durante a deformação, e a precipitação de carbonetos e formação de perlita abaixo de  $Ar_1$ , que tende a ancorar os contornos dos grãos ferríticos formados e inibir o crescimento de grão. A diferença entre a temperatura de deformação e de  $Ar_1$  é de apenas 32°C, não existindo tempo hábil para o crescimento. Para o Cos Ar

60 não se verifica o mesmo máximo no refino, possivelmente pela deformação ocorrer em temperaturas mais elevadas em virtude do maior valor do intervalo entre  $Ar_3$  e  $Ar_1$  (cerca de  $50^\circ\text{C}$ ). A temperatura de transformação de fase é extremamente importante para evitar o crescimento dos grãos e conseqüentemente o coalescimento entre eles, pois o crescimento de grão é um processo termicamente ativado e, portanto, quanto maior for esta temperatura, maior será o coalescimento dos grãos. Em temperaturas mais elevadas, o potencial termodinâmico para transformação de fase é reduzido, implicando na necessidade de maiores deformações para o início da transformação. Há também a possibilidade de maior crescimento de grão nesta região por não existir nenhuma barreira a este crescimento, pois a precipitação de carbonetos (transformação de fase) só ocorrerá para um intervalo de temperatura de  $50\text{-}60^\circ\text{C}$  abaixo da temperatura de deformação, não interferindo no crescimento durante este período.

- *Deformação abaixo de  $Ar_3$  com ferrita pró-eutetóide formada antes do início da deformação (Grupo – 3).*

Mais uma vez a  $\varepsilon_p$  sofre alteração em seu comportamento e passa a diminuir com o decréscimo da temperatura. Supõe-se que esta alteração de comportamento é atribuída à presença de ferrita pró-eutetóide nos contornos de austenita antes do início da deformação. Na Figura 4.9 – (c) para os ensaios realizados a  $735^\circ\text{C}$  e  $700^\circ\text{C}$  no aço de menor teor de carbono, vê-se que as tensões de pico são equivalentes, porém a amostra ensaiada a  $700^\circ\text{C}$  sofre um amaciamento muito superior à ensaiada a  $735^\circ\text{C}$ . A justificativa deste comportamento é baseada na existência de uma maior quantidade de ferrita antes do início da deformação e que por ser mais macia que a austenita tende a ser mais deformada. No aço SAE 1548, um grande amaciamento também é observado no ensaio realizado a  $650^\circ\text{C}$ , que foi superior ao ocorrido em outras temperaturas de ensaio.

A presença de ferrita antes do início da deformação pode explicar o patamar no tamanho de grão que tende a se formar para o Cos Ar 60 e o ligeiro

aumento no tamanho de grão ocorrido para a temperatura de ensaio de 650° para o SAE 1548. Nesta faixa de temperatura, a microestrutura é composta de ferrita nucleada no antigo contorno da austenita mais austenita remanescente, possibilitando, com o progresso da deformação, que fenômenos dinâmicos atuem mutuamente sobre a ferrita (recristalização/recuperação dinâmica) e sobre a austenita (transformação de fase induzida por deformação). Porém, a ferrita é mais macia que a austenita e conforme maior quantidade de ferrita é gerada, menor a quantidade de deformação imposta sobre a austenita. Em conseqüência, o processo de transformação de fase induzido por deformação tende a ser inibido pelo número de defeitos gerados não serem suficientes para formar novos núcleos de ferrita, embora se tenha um elevado potencial termodinâmico para transformação de fase. Presume-se que o fenômeno ou fenômenos dinâmicos que atuam sobre a ferrita como a recuperação e/ou a recristalização dinâmica não são tão eficientes quanto à transformação de fase induzida por deformação para promover o refino. Esta suposição também justificaria a ocorrência de regiões com grãos maiores e outras de grãos menores vistos nas figuras 4.12 - (n), (o), (p) e (q) - e figura 4.13 - (p) e (q). A microestrutura final desses materiais seriam compostas por ferrita que recuperou/recristalizou, ferrita formada durante a deformação (transformação dinâmica) e ferrita formada por transformação estática.

Outro fato a ser considerado e que é extremamente contrastante, são as diferenças na morfologia das microestruturas apresentadas para cada aço. O Cos Ar 60 apresentou uma morfologia bandeada, enquanto uma microestrutura homogênea foi obtida para o SAE 1548. A principal argumentação para este fato reside na diferença do teor de carbono de cada material. Durante os primeiros estágios da transformação dinâmica de fase, a nucleação de ferrita inicia de forma rápida e intensa sobre e próximo aos contornos de grão da austenita rejeitando carbono para o interior dos grãos. Com o progresso da deformação, os grãos austeníticos com diferentes orientações tendem a acomodar a deformação e a nucleação de ferrita intragranular deve ocorrer em direções específicas destes grãos, enriquecendo ainda mais determinadas

regiões com carbono. Este enriquecimento de carbono sobre determinadas regiões estabiliza a austenita, que por ser mais rígida que a ferrita formada, restringe a deformação. O progresso da deformação provoca o alinhamento das regiões mais rígidas (austenita) em decorrência do maior escoamento sobre a ferrita, compondo uma morfologia de regiões alternadas entre macias (ferrita) e rígidas (austenita). A austenita enriquecida em carbono será a última a se transformar e dará origem a perlita. No aço com maior teor de carbono este efeito é minimizado, pois, provavelmente, a segregação leva a flutuações localizadas no teor de carbono (composição hipereutetóide) que induz, também, a precipitação da cementita durante a deformação. Estes carbonetos precipitados atuam como sítios para nucleação de ferrita. Deste modo, devido ao maior teor de carbono, as regiões de austenita estável estão mais homogêneas distribuídas, permitindo uma melhor distribuição da deformação e, conseqüentemente, resultando em maior homogeneidade microestrutural.

*- Condições para obtenção de granulação ultrafina através da transformação de fase induzida por deformação.*

Pelos resultados apresentados e como já apontado pela literatura, é inegável que esta é uma rota viável para a obtenção de granulação ultrafina, porém há fatores de fundamental importância que devem estar presentes durante o processamento para ocorrência dos fenômenos dinâmicos, principalmente, para transformação de fase induzida por deformação.

O ponto chave para a obtenção da granulação ultrafina é baseado em uma elevada taxa de nucleação em tempos e temperaturas muito menores que as do processo convencional e pela restrição do crescimento/coalescimento desses grãos ultrafinos formados. A elevada taxa de nucleação é conseguida efetuando-se grandes deformações sobre uma fase em um estado de elevada instabilidade (estado metaestável), ou seja, em temperaturas bem abaixo do equilíbrio. Nestas condições, a deformação perturba a relação de ordem de uma estrutura totalmente instável, aumentando drasticamente a força motriz

para a transformação, resultando em uma nucleação/transformação intensa em tempos extremamente curtos e temperaturas fora do equilíbrio, como observado por Niikura e colaboradores [31]. Um super-resfriamento da austenita implica em menores temperaturas para transformação de fase e, por conseguinte, em menor cinética de crescimento dos grãos, já que este é um fenômeno termicamente ativado. O crescimento dos grãos pode ser ainda contido pela ação de finos precipitados formados por determinados elementos que tendem a ancorar os contornos dos grãos, restringindo o crescimento. Assim, a adição de elementos químicos que estabilizam a austenita pode contribuir favoravelmente para o refino de grão, principalmente, se adicionados com elementos que tendem a formar precipitados, pois deste modo, um efeito sinérgico destes dois fatores atuarão como barreiras eficientes ao crescimento dos grãos formados. Taxas controladas de resfriamentos aplicadas após o fim da deformação podem auxiliar no controle do crescimento dos grãos formados.

## 6 CONCLUSÕES

A rota proposta mostrou-se bem sucedida, alcançando-se elevados níveis de refino com a formação de grãos ultrafinos. A partir do conjunto de resultados e interpretações apresentadas, as seguintes conclusões podem ser extraídas:

⇒ Nesta rota de processamento as temperaturas empregadas são inferiores a do processo convencional de conformação, resultando em menor gasto energético para o aquecimento do material e evitando-se o crescimento excessivo do tamanho de grão austenítico, contribuindo para o refino microestrutural;

⇒ Independente da composição química dos aços estudados, a  $\sigma_p$  e  $\epsilon_p$  tendem a evoluir com comportamentos semelhantes dentro de intervalos equivalentes de temperatura, relacionados com as temperaturas críticas destes aços. Este comportamento deve estar relacionado com os fenômenos operantes em cada um destes intervalos;

⇒ Acima de  $Ae_3$ , as curvas de tensão-deformação são características de materiais que se recristalizam dinamicamente. À medida que se diminui a temperatura abaixo de  $Ae_3$ , as curvas alteram gradativamente sua forma indicando a ocorrência do fenômeno de transformação de fase induzida por deformação;

⇒ O aço com menor teor de carbono tende a formar uma microestrutura com perlita bandeada, podendo ocasionar o crescimento de trincas paralelas a este bandejamento quando exposto a solicitações. Entretanto, o aço com maior teor de carbono apresenta microestrutura homogeneamente distribuída, favorecendo significativamente nas propriedades mecânicas deste material;

⇒ O maior refino foi conseguido para o aço SAE1548, onde foram obtidos grãos da ordem de 1,3  $\mu\text{m}$  contra 1,6  $\mu\text{m}$  para o aço Cos Ar 60. Esta diferença é atribuída, principalmente, ao maior teor de carbono pelos seguintes fatos:

- estabilizar a austenita, resultando em menores temperaturas de transformação e, conseqüentemente, diminuindo a mobilidade dos contornos de grãos formados, evitando o crescimento;

- redução do intervalo intercrítico, pois abaixo de  $Ar_1$  se tem a formação de perlita e precipitação de carbonetos que atuam como barreiras, ancorando os contornos de grão.



## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Considerando os resultados obtidos durante o desenvolvimento deste trabalho, identificaram-se possíveis oportunidades para trabalhos futuros:

- Analisar o comportamento da deformação de pico ( $\epsilon_p$ ) em uma maior variedade de aços com diferentes composições químicas e investigar as possíveis causas que levam a este comportamento em intervalos típicos de temperatura;

- Estudar detalhadamente os mecanismos de refino no aço SAE 1548 através de ensaios interrompidos de torção e como estes mecanismos conduzem a homogeneidade microestrutural observada.



## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] B. Q. HAN, S. YUE: *Processing of Ultrafine Ferrite Steels*, Journal of Materials Processing Technology, vol. 136, pp. 100-104, 2003.
- [2] R. E. REED-HILL: *Princípios de Metalurgia Física*, 2ª Ed., Guanabara Dois S.A., Rio de Janeiro, 1982.
- [3] G. KRAUSS: *STEELS: Heat Treatment and Processing Principles*, ASM International, Ohio, 1990.
- [4] A. L. V. C. SILVA, P. R. MEI: *Aços e Ligas Especiais*, 2ª Ed., Edgard Blücher, São Paulo, 2006.
- [5] M. V. KRAL, G. SPANOS: *Three-Dimensional Analysis and Classification of Grain-Boundary–Nucleated Proeutectoid Ferrite Precipitates*, Metallurgical and Materials Transactions, vol. 36A, pp. 1199-1207, 2005.
- [6] P. J. HURLEY: Ph.D Thesis - *Production of Ultra-Fine Ferrite during Thermomechanical Processing of Steels*, Monash University, Melbourne, Australia, 1999.
- [7] H. K. D. H. BHADESHIA: *Diffusional Formation of Ferrite in Iron and Its Alloys*, Progress in Materials Science, vol. 29, pp. 321-386, 1985.
- [8] D. A. PORTER, K. E. EASTERLING: *Phase Transformation in Metals and Alloys*, 2ª Ed., Chapman and Hall, Londres, 1992.
- [9] G. E. TOTTEN, M. A. H. HOWES: *Steel Heat Treatment Handbook*, Marcel Dekker Inc, New York, 1997.
- [10] Metals Handbook, Vol. 4, 10ª Ed., ASM International, Ohio, USA, pp. 566-606, 1991.
- [11] A. J. DEARDO: *Modern Thermomechanical Processing of Microalloyed Steel: A Physical Metallurgy Perspective*, Microalloying '95 Conference Proceedings (Pittsburgh), TMS-AIME, Warrendale, pp. 15- 33, 1995.
- [12] T. TANAKA: *Science and Technology of Hot Rolling Process of Steel*, Microalloying'95 Conference Proceedings (Pittsburgh), TMS-AIME, Warrendale, pp. 165-181, 1995.

- [13] J. J. JONAS; C. M. SELLARS: *Thermomechanical Processing*. In: *Future Developments of Metals and Ceramics*. Eds. J. A. Charles; G. W. Greenwood; G. S. Smith, The Institute of Materials, pp. 148-177, 1992.
- [14] J. J. JONAS: *Microstructural Evolution During Hot Rolling*, Proceedings of the International Symposium on Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel, Ed. S. Yue, pp. 99-118. Can. Inst. Mining. and Metall., Montreal, 1990.
- [15] T. MAKI: *Role of Heavy Deformation in Thermomechanical Processing on the Formation of Ultrafine-Grained Structure in Steels*, Materials Science Forum, Vols. 558-559, pp. 23-31, 2007.
- [16] R. PRIESTNER; Y. M. AL-HORR; A. K. IBRAHEEM: *Effect of Strain on Formation of Ultrafine Ferrite in Surface of Hot Rolled Microalloyed Steel*, Materials Science and Technology, vol. 18, pp. 973-980, 2002.
- [17] B. DUTTA; E. J. PALMIERE; C. M. SELLARS: *Modeling the Kinetics of Strain Induced Precipitation in Nb Microalloyed Steels*, Acta Materialia, vol. 49, pp. 785-794, 2001.
- [18] R. PRIESTNER; P. D. HODGSON: *Ferrite Grain Coarsening during Transformation of Thermomechanically Processed Carbon-Manganese-Niobium Austenite*, Materials Science and Technology, vol. 8, pp. 849-854, 1992.
- [19] R. SONG, D. PONG, D. RAABE, J. G. SPEER, D. K. MATLOCK: *Overview of Processing, Microstructure and Mechanical Properties of Ultra Grained BCC Steels*, Materials Science & Engineering, Vol. A 441, pp. 1-17, 2006.
- [20] Y. MATSUMURA; H. YADA: *Evolution of Ultrafine-grained Ferrite in Hot Successive Deformation*, ISIJ International, Vol. 27, pp. 492-497, 1987.
- [21] A. NAJAFI-ZADEH, J. J. JONAS, S. YUE: *Grain Refinement by Dynamic Recrystallization during the Simulated Warm-Rolling of Interstitial Free Steels*, Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 23A, p. 2607-2617, 1992.
- [22] S.V.S. N. Murty, S. Torizuka, K. Nagai, T. Kitai, Y. Kogo: *Dynamic Recrystallization of Ferrite during Warm Deformation of Ultrafine Grained Ultra-Low Carbon Steel*, Scripta Materialia, Vol. 53, pp. 763–768, 2005.

- [23] O. V. SILVA NETO; O. BALANCIN: *Grain Ultra-Refinement in Low Carbon Steel at Sub-Critical Temperature through Thermomechanical Processing*. XIX Congresso da Sociedade Brasileira de Microscopia e Microanálise (CSBMM), Caxambu-MG, setembro, 2003. CDROM.
- [24] J. GALLEGU, A. M. JORGE JR, O. BALANCIN: *Microstructure Evolution during Warm Deformation of Low Carbon Steel with Dispersed Cementite*, Materials Science Forum Vols. 558-559, pp. 505-510, 2007.
- [25] R. SONG, D. PONGE, D. RAABE AND R. KASPAR: *Microstructure and Crystallographic Texture of an Ultrafine Grained C–Mn Steel and their Evolution during Warm Deformation and Annealing*, Acta Materialia, Vol. 53, pp. 845-858, 2005.
- [26] R. SONG, D. PONGE, D. RAABE: *Influence of Mn Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Ultrafine Grained C–Mn Steels*, ISIJ International, Vol. 45, No. 11, pp. 1721–1726, 2005
- [27] R. UEJI, N. TSUJI, Y. MINAMINO, Y. KOIZUMI: *Ultragrain Refinement of Plain Low Carbon Steel by Cold-Rolling and Annealing of Martensite*, Acta Materialia, Vol. 50, pp. 4177–4189, 2002.
- [28] P. J. HURLEY, B. C. MUDDLE, P. D. HODGSON: *Nucleation Sites for Ultrafine Ferrite Produced by Deformation of Austenite during Single-Pass Strip Rolling*, Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 32A, p. 1507-1517, 2001.
- [29] M. R. HICKSON, R. K. GIBBS, P. D. HODGSON: *The Effect of Chemistry on the Formation of Ultrafine Ferrite in Steel*, ISIJ International, Vol. 39, N°11, p. 1176-1180, 1999.
- [30] H. BELADI, G. L. KELLY, A. SHOKOUHI, P. D. HODGSON: *Effect of Thermomechanical Parameters on the Critical Strain for Ultrafine Ferrite Formation through Hot Torsion Testing*, Materials Science & Engineering, A 367, pg. 152-161, 2004.
- [31] H. BELADI, G. L. KELLY, A. SHOKOUHI, P. D. HODGSON: *The Evolution of Ultrafine Ferrite Formation through Dynamic Induced Transformation*, Materials Science and Engineering, A 371, p. 343-352, 2004.

- [32] M. NIIKURA; M. FUJIOKA; Y. ADACHI; A. MATSUKURA; T. YOKOTA; Y. SHIROTA; Y. HAGIWARA: *New Concepts for Ultra Refinement of Grain Size in Super Metal Project*, Journal of Materials Processing Technology, vol. 117, pp. 341-346, 2001.
- [33] K. W. ANDREWS: *Empirical Formulae for the Calculation of some Transformation Temperatures*, Journal of the Iron and Steel Institute, pp. 721-727, 1965.
- [34] D.S. FIELDS, W.A. BACKOFEN: Proc. Amer. Soc. Test. Mater., Vol.57, pp. 1259, 1957.
- [35] Termo MEC. Laboratório de Tratamentos Termomecânicos. Disponível em: <<http://www.dema.ufscar.br/termomec/>>. Acesso em: 10 out. 2007.
- [36] F. BORATTO, S. JUE, J.J. JONAS, T. LAWRENCE: *Projeto de Esquema de Laminação Controlada através de Ensaio de Torção Computadorizado*, ABM, São Paulo, 1987.
- [37] N. J. LOURENÇO, A. M. JORGE JR., J. M. A. ROLLO, O. BALANCIN: *Plastic Behavior of Medium Carbon Vanadium Microalloyed Steel at Temperatures Near  $\gamma \rightarrow \alpha$  Transformation*, Materials Research, vol. 4, pp. 149-156, 2001.
- [38] M. A. F. OLIVEIRA, A. M. JORGE Jr., O. BALANCIN: *Influence of Strain-Induced Nucleation on the Kinetics of Phase Transformation in a Forging Steel during Warm Working*. Scripta Materialia, vol. 50, pp. 1157-1162, 2004.
- [39] E. I. POLIAK, J. J. JONAS: *Initiation of Dynamic Recrystallization in Constant Strain Rate Hot Deformation*, ISIJ International, vol. 43, pp. 684–691, 2003
- [40] L. H. GUEDES; A.M. JORGE JR.; O. BALANCIN: *Refinamento de Grãos em Aços Baixo Carbono Através de Tratamentos Termomecânicos*. In: XXV SENAFOR, 2005, Porto Alegre. 9º Conferencia Internacional de Forjamento, Porto Alegre: UFRGS, Vol. 1, 2005.
- [41] P.J. HURLEY, P.D. HODGSON, B.C. MUDDLE: *Analysis and Characterisation of Ultra-Fine Ferrite Produced during a New Steel Strip Rolling Process*, Scripta Materialia, Vol. 40, pp. 433–438, 1999.

- [42] F. J. HUMPHREYS, P. B. PRANGNELL, R. PRIESTNER: *Fine-Grained Alloys by Thermomechanical Processing*, Current Opinion in Solid State and Materials Science, Vol. 5, pp. 15–21, 2001.
- [43] G. L. KELLY, H. BELADI, P. D. HODGSON: *Ultrafine Grained Ferrite Formed by Interrupted Hot Torsion Deformation of Plain Carbon Steel*, ISIJ International, Vol. 42, No. 12, pp. 1585–1590, 2002.
- [44] H. MABUCHI, T. HASEGAWA, T. ISHIKAWA: *Metallurgical Features of Steel Plates with Ultra Fine Grains in Surface Layers and their Formation Mechanism*, ISIJ International, Vol. 39, No. 5, pp. 477-485, 1999.