

Escola Politécnica da Universidade de São Paulo
Departamento de Engenharia Metalúrgica

DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE ESTRUTURAS PERLÍTICAS DE AÇO CARBONO

ANDRÉ PAULO TSCHIPTSCHIN

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de "Mestre em Engenharia" (Engenharia Metalúrgica)

Orientador : Prof. Liv. Doc. Dr. RENATO ROCHA VIEIRA

São Paulo 1976

AGRADECIMENTOS

O autor agradece a todos aqueles que contribuíram para a realização deste trabalho.

Em particular, agradece ao professor Renato Rocha Vieira, a quem deve a orientação.

Aos colegas e companheiros Engs. Helio Goldenstein e Ivan Gilberto Sandoval Falleiros. Ao primeiro, pelo acompanhamento incansável do trabalho e pelas sugestões dadas. Ao segundo, pelas valiosas discussões na etapa final de redação.

Ao colega e amigo Eng. Ney de Freitas Quadros, pelo interesse e incentivo e pelas discussões críticas, que muito contribuíram para o desenvolvimento do trabalho.

Ao Sr. Antonio Joaquim pela irrestrita colaboração prestada nos trabalhos de microscopia eletrônica de varredura.

Ao Sr. José Roberto dos Santos, pela cuidadosa preparação dos corpos de prova para ensaio de tração.

Ao Sr. Ayrton Mazzucato Leal, pela valiosa colaboração prestada na preparação dos corpos de prova metalográficos.

Ao Sr. Gilmar Gama Toledo, pelo exaustivo trabalho de reprodução de cópias fotográficas.

Finalmente, o autor agradece às Srtas. Adelina Schlaich e Marlene Shiroma, pelos trabalhos de revisão, datilografia e montagem do texto final.

RESUMO

Faz-se, inicialmente, uma revisão das teorias relativas ao endurecimento e dos mecanismos de deformação plástica de ligas de duas fases com precipitados grosseiros. Em particular, apresentam-se os resultados relativos às observações metalográficas de estruturas perlíticas deformadas em ensaio de tração e por trefilação.

Desenvolve-se, na parte experimental, o estudo da deformação plástica de estruturas perlíticas de aço carbono eutetóide, através de ensaios de tração e observação metalográfica das estruturas de deformação em: perlita parcialmente esferoidizada, perlita grossa e perlita fina.

Fez-se a caracterização dos modos de deformação de estruturas perlíticas para pequenas deformações. Obtiveram-se evidências de operação de sistemas de escorregamento na ferrita paralelos à interface $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$. Observou-se que, nos primeiros estágios de deformação, as colônias se deformam como um empilhamento de cartas, em falhas de crescimento da perlita e em contornos de colônia. Registrou-se, parcialmente, a presença de escoamento nítido em estruturas perlíticas grosseiras.

Observou-se que a curva tensão real x deformação plástica real do aço com estrutura perlítica, nessa faixa de deformações, segue uma função potencial com expoentes de encruamento em torno de 0,9. O aço com estrutura parcialmente esferoidizada apresenta uma função potencial com expoente de encruamento em torno de 0,65. Interpreta-se esses resultados com base nas observações metalográficas realizadas e nos micromecanismos propostos para a deformação do material. Discute-se esses resultados à luz dos modelos de en-

cruamento de ligas de duas fases, propostos na literatura.

Observou-se, além disso, que, para deformações maiores, ocorre a formação de bandas de cisalhamento que atravessam as colônias. Estas bandas são constituídas de escorregamento na ferrita e microtrincas nas lamelas de cementita. A cementita apresenta comportamento frágil no processo de deformação. Registra-se uma queda da taxa de encruamento do material quando se inicia o processo acima descrito.

Discute-se, ainda, os mecanismos relativos à deformação plástica do agregado de colônias, aplicando-se critérios de compatibilidade entre microconstituintes no processo de deformação.

ABSTRACT

Theories on hardening and mechanisms of plastic deformation of two-phase alloys with coarse precipitates, are reviewed. Emphasis is given on the results of the metallographic observations of pearlite deformed by tension tests and by drawing.

In the experimental part of this dissertation, the study of the plastic deformation of pearlite in eutectoid carbon steel is developed by tension tests and metallographic observations of three deformed structures: partially spheroidized pearlite, coarse pearlite and fine pearlite.

The deformation modes of these structures were pointed out, for small plastic strains. Slip in ferrite, on slip systems parallel to the $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$ interface, was observed. At the initial stages of the deformation, pearlite colonies deform like a deck of cards. Slip at pearlite growth faults and at colony boundaries was observed. Discontinuous yielding in coarse pearlite was also verified.

It was noted that the true-stress x true-plastic-strain curve of the pearlitic steel, within this range of deformation may be described by a power function with a work hardening exponent around 0,9. For the partially spheroidized steel, the power function has a work hardening exponent around 0,65. These results are interpreted on the basis of the metallographic observations and of the micromechanisms proposed for the deformation of the material. Discussion of these results is presented by using the existing work hardening models for two-phase alloys.

For greater deformations, shear bands formed across the colonies, were observed. These bands are composed by slip in ferrite and microcracks in cementite lamellas. Cementite presented a brittle behavior throughout the deformation. At the beginning of the bands formation, a decrease of the work hardening rate was verified.

The plastic deformation mechanisms of the colonies aggregate are discussed, by applying compatibility criteria to the microstructure on the deformation process.

ÍNDICE GERAL

CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO.....	1
DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE LIGAS DE DUAS FASES.....	2
DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE ESTRUTURAS PERLÍTICAS.....	13
Metalografia de estruturas perlíticas deformadas em ensaio de tração.....	13
Metalografia de estruturas perlíticas deformadas por extrusão ou trefilação.....	18
Comportamento Mecânico de estruturas perlíticas em ensaio de tração simples.....	19
OBJETIVOS DO TRABALHO.....	25
CAPÍTULO II - MATERIAIS E MÉTODOS.....	27
MATERIAIS E TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	27
ENSAIOS MECÂNICOS.....	28
TÉCNICA METALGRÁFICA.....	29
Microscopia Ótica.....	32
Microscopia Eletrônica de Varredura.....	32
MÉTODO EXPERIMENTAL.....	33
CAPÍTULO III - RESULTADOS.....	35
ESTRUTURAS INICIAIS.....	35
OBSERVAÇÕES PARA $0 < e < e_{LSE}$	40
a) Ensaio Mecânicos.....	40
b) Observações metalográficas de superfícies previamente polidas.....	42
c) Observações Metalográficas por técnicas convencionais.....	42

OBSERVAÇÕES PARA $e_{LSE} < e < e_{LIE}$	43
a) Ensaios Mecânicos.....	43
b) Observações metalográficas de superfícies previamente polidas.....	44
c) Observações metalográficas por técnicas convencionais.....	47
OBSERVAÇÕES PARA $e_{LIE} < e < e_C$	47
a) Ensaios Mecânicos	
b) Observações metalográficas de superfícies previamente polidas.....	50
c) Observações metalográficas por técnicas convencionais.....	55
OBSERVAÇÕES PARA $e_C < e < e_U$	55
a) Ensaios Mecânicos.....	55
b) Observações metalográficas de superfícies previamente polidas.....	56
c) Observações metalográficas por técnicas convencionais.....	57
 CAPÍTULO IV - DISCUSSÃO	
MICROMECHANISMOS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE ESTRUTURAS PERLÍTICAS.....	62
DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DO AGREGADO DE COLÔNIAS.....	72
CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	75
 CAPÍTULO V - CONCLUSÕES.....	
.....	77
 CAPÍTULO VI - PERSPECTIVAS PARA NOVOS ESTUDOS.....	
.....	79
 CAPÍTULO VII - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	
.....	81

DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE ESTRUTURAS PERLÍTICAS DE AÇO CARBONO

CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO

Os mecanismos de deformação plástica e endurecimento de aços com estrutura perlítica têm sido estudados, tentando-se abordar o problema segundo modelos em que a presença de partículas de segunda fase é o agente endurecedor principal.

Segundo esses modelos, a interação entre discordâncias e precipitados que ocorre no processo de deformação do material, provoca um aumento do nível da tensão necessária para promover uma certa deformação.

O equacionamento desse efeito deve levar em conta os micromecanismos de deformação plástica e interação entre discordâncias e precipitados para cada caso particular.

Entretanto, a maior parte das teorias desenvolvidas relativas a endurecimento por dispersão, se referem a ligas que contêm precipitados grosseiros e esféricos ou equiaxiais. Poucos são os trabalhos publicados sobre endurecimento de ligas que contêm precipitados na forma de lamelas, como no caso de aços com estruturas perlíticas.

Inicialmente, discutem-se os principais modelos e teorias de interação entre discordâncias e precipitados e seus efeitos sobre as propriedades mecânicas das ligas contendo precipitados grosseiros e equiaxiais. Ao se aplicar esses modelos a ligas de duas fases com estruturas lamelares, deve-se adaptá-los e/ou modificá-los.

Em seguida, discutem-se os mecanismos de deformação plástica de estruturas perlíticas bem como os modelos de interação entre discordâncias e precipitados propostos para essas estruturas.

Finalmente, analisam-se os efeitos da presença de partículas de segunda fase, na forma de lamelas, sobre a evolução da curva tensão x deformação característica do material submetido ao ensaio de tração.

DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE LIGAS DE DUAS FASES

Quando um precipitado se forma em uma solução sólida, criam-se barreiras adicionais à movimentação de discordâncias. A presença de partículas de precipitado nos planos de escorregamento ao longo dos quais as discordâncias se movimentam, faz com que as discordâncias cortem ou contornem os precipitados no processo de deformação plástica do material.

O efeito de uma segunda fase dispersa sobre as propriedades mecânicas de uma liga, pode ser considerado do ponto de vista da mudança do comportamento no escoamento e no encruamento.

O limite de escoamento é a tensão necessária para movimentar uma discordância de uma distância grande comparada com o espaçamento interpartículas.

O estudo do efeito de partículas de segunda fase sobre o encruamento pode ser feito, dividindo-se as ligas em dois grupos:

- a) ligas cuja curva tensão x deformação têm a mesma forma e as mesmas características que as curvas dos metais puros ou soluções sólidas correspondentes. Neste grupo, encontram-se as ligas contendo zonas ou precipitados coerentes.
- b) ligas cuja curva tensão x deformação têm forma e características diferentes das curvas dos metais puros e soluções sólidas correspondentes. Neste grupo, se encontram as ligas contendo precipitados grandes e incoerentes.

As teorias propostas para abordar o problema de escoamento podem ser divididas em tres grupos:

- a) teorias que consideram as interações de longo alcance entre as partículas e as discordâncias na matriz, não levando em consideração se as partículas são cisalhadas ou não no processo de deformação.
- b) teorias que consideram o escoamento pela movimentação de discordâncias entre as partículas, sem cisalhamento.
- c) teorias que consideram que no escoamento ocorre cisalhamento de partículas de segunda fase.

Apenas serão consideradas aqui as teorias a e b, que se aplicam às ligas contendo precipitados grandes e incoerentes.

Mott e Nabarro ⁽¹⁾ foram os primeiros a apresentar uma teoria que considerava discordâncias. Sua hipótese básica era que pequenas concentrações esféricas de soluto causavam tensões internas na matriz, devido às diferenças de tamanho atômico entre soluto e solvente. Supuseram que as tensões internas distribuían-se na matriz segundo uma lei simples segundo a qual eram máximas na interface matriz-agregado e caíam com o inverso do cubo da distância entre um ponto na matriz e a interface. Trata-se, portanto, de uma teoria que considera interações de longo alcance.

Os autores chegaram a uma expressão onde a tensão crítica de cisalhamento era diretamente proporcional ao número de partículas por unidade de volume e independente do espaçamento interpartículas. No desenvolvimento dessa expressão, supuseram uma discordância rígida interagindo com os campos de tensão dos precipitados.

Posteriormente, introduziram a hipótese de que as discordâncias eram flexíveis e poderiam se movimentar localmente entre os precipitados independente da linha como um todo.

Essa movimentação dependeria da distância entre os centros de tensões internas. Equacionando essas hipóteses, os autores chegaram a uma expressão para o caso de ligas superenvelhecidas, onde a tensão era inversamente proporcional ao espaçamento interpartícula e diretamente proporcional à fração volumétrica.

Fleischer (2) desenvolveu um modelo em que uma outra fonte de interações de longo alcance decorreria das diferenças de módulo elástico entre matriz e precipitados. A energia de uma discordância em uma matriz que contém precipitados de módulo elástico diferente do módulo elástico da matriz, dependeria de sua posição em relação às partículas de segunda fase.

Orowan (3) elaborou um modelo em que as discordâncias passariam através dos precipitados, envolvendo-os, formando anéis à sua volta e deixando-os como anéis residuais em torno das partículas. (ver figura 1).

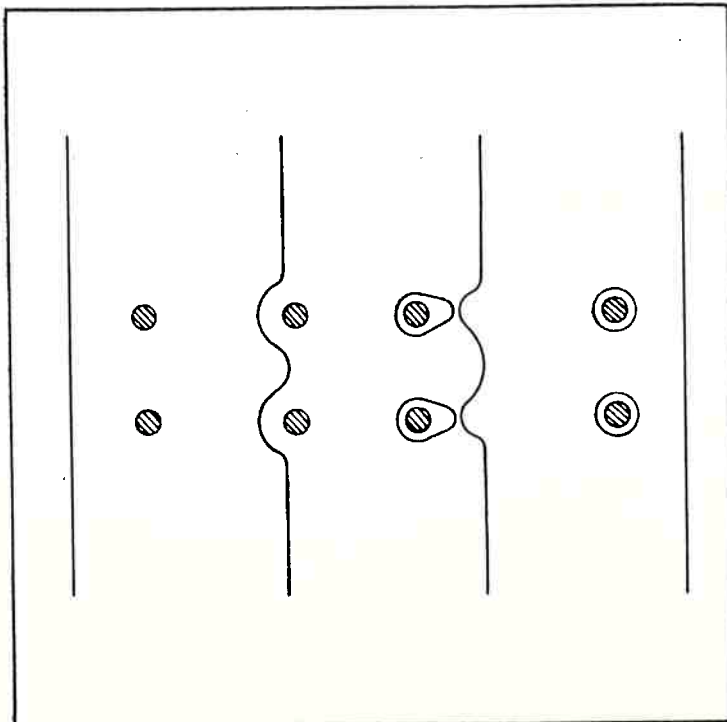


FIGURA 1 - Modelo proposto por Orowan para a passagem de discordâncias por precipitados deixando anéis de cisalhamento residuais. (Ref. 3).

Após deixar um anel, cada discordância continuaria a se movimentar no mesmo plano de escorregamento. A tensão de escoamento, neste caso, seria inversamente proporcional à distância entre as partículas, de acordo com o que fora previsto por Mott-Nabarro para ligas superenvelhecidas.

Fisher, Hart e Pry ⁽⁴⁾ explicaram o encruamento partindo da consideração de que um acúmulo de anéis residuais deixados em volta das partículas devido a repetidas interações de Orowan, exigiria uma sobretensão (*) para operação das fontes de discordâncias.

A sobretensão causada pelos anéis de cisalhamento formados nesse processo, seria proporcional ao número de anéis, à fração volumétrica de partículas elevada a $3/2$ e inversamente proporcional ao raio das partículas.

Tal sobretensão seria responsável pelos altos valores de encruamento observados em ligas que contêm precipitados grosseiros.

Dew-Hugues e Robertson (1960) ⁽⁵⁾ testaram a teoria de Fisher, Hart e Pry e chegaram a resultados que se ajustavam melhor a uma expressão onde a tensão era proporcional à fração volumétrica. Os autores indicaram como a mais provável causa para esse comportamento a interação de discordâncias em planos de escorregamento que se interceptam. As experiências conduzidas por Dew-Hugues e Robertson correspondiam a deformações de 7%. Para este grau de deformação, o modo de deformação seria o escorregamento múltiplo, invalidando, portanto, o modelo Fisher, Hart e Pry.

(*) O termo sobretensão será utilizado, daqui em diante, com o sentido de um acréscimo de tensão, necessário para a operação de fontes de discordâncias. Este termo tem, como referencial, as fontes de discordâncias. As literaturas inglesa e americana utilizam o termo back-stress, que tem, como referencial, o empilhamento de discordâncias.

Outra limitação do modelo Fisher, Hart e Pry é a não consideração da possibilidade de escorregamento com desvio. No caso de aços com partículas de cementita bastante espaçadas, algumas bandas de escorregamento parecem parar perto das partículas, mas a maior parte delas evita as partículas sofrendo escorregamento com desvio (6).

Hirsch (7) foi o primeiro a propor que, quando ocorre escorregamento com desvio em torno de um obstáculo, os anéis residuais de discordância em cunha serão prismáticos.

Kelly e Nicholson (8) sugeriram que um anel desse tipo produziria tensões na partícula e à sua volta, da mesma ordem que as tensões exercidas pelos anéis de cisalhamento propostos por Fisher et al. Entretanto, na medida em que os anéis prismáticos atuam como fontes, permitem um processo de alívio de tensões e minimizam a sobretensão; além disso, os autores sugeriram que o efeito principal da dispersão dos precipitados sobre o encruamento seria o de provocar escorregamento em muitos sistemas, com um aumento rápido na densidade de discordâncias.

Ashby (9), levando em conta esses fatos e, baseado nos modelos de escorregamento com desvio propostos por Hirsch (7) e outros (10) (11) (12) (13) (ver figura 2), introduziu o conceito de materiais plasticamente não homogêneos, definindo-os como materiais cuja microestrutura impõe gradientes de deformação plástica. Qualquer liga de duas fases em que uma delas não se deforma plasticamente, ou se deforma menos que a outra, é plasticamente não homogênea. Os gradientes de deformação plástica introduzidos pelas partículas não deformáveis ficam maiores à medida em que o espaçamento entre as partículas diminui.

Ao explicar a deformação de materiais plasticamente não homogêneos, Ashby introduziu o conceito de discordâncias

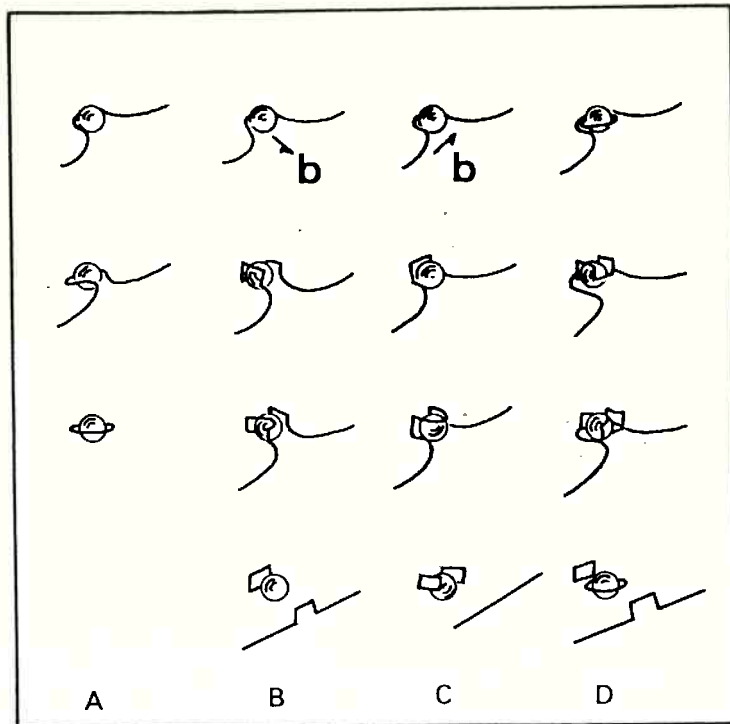


FIGURA 2 - Modelos propostos por Orowan (A), Hirsch e outros (B,C) para a passagem de discordâncias por um precipitado. Em (D), passagem pelo mecanismo (A) seguido de escorregamento com desvio. (Ref. 16).

geometricamente necessárias, para dar conta do problema de compatibilidade entre as fases no processo de deformação.

A figura 3 ilustra, esquematicamente, o processo de acumulação de discordâncias geometricamente necessárias para acomodar a deformação e resolver o problema de compatibilidade, no caso de ligas com precipitados esféricos. Nas figuras 3A e 3B é esquematizada a deformação uniforme de uma partícula esférica. As figuras 3C e 3D ilustram a acomodação, através da formação de anéis de cisalhamento do tipo de Orowan. As figu-

ras 3E e 3F mostram a restauração da forma original, através do acúmulo de anéis prismáticos, do tipo proposto por Hirsch e outros.

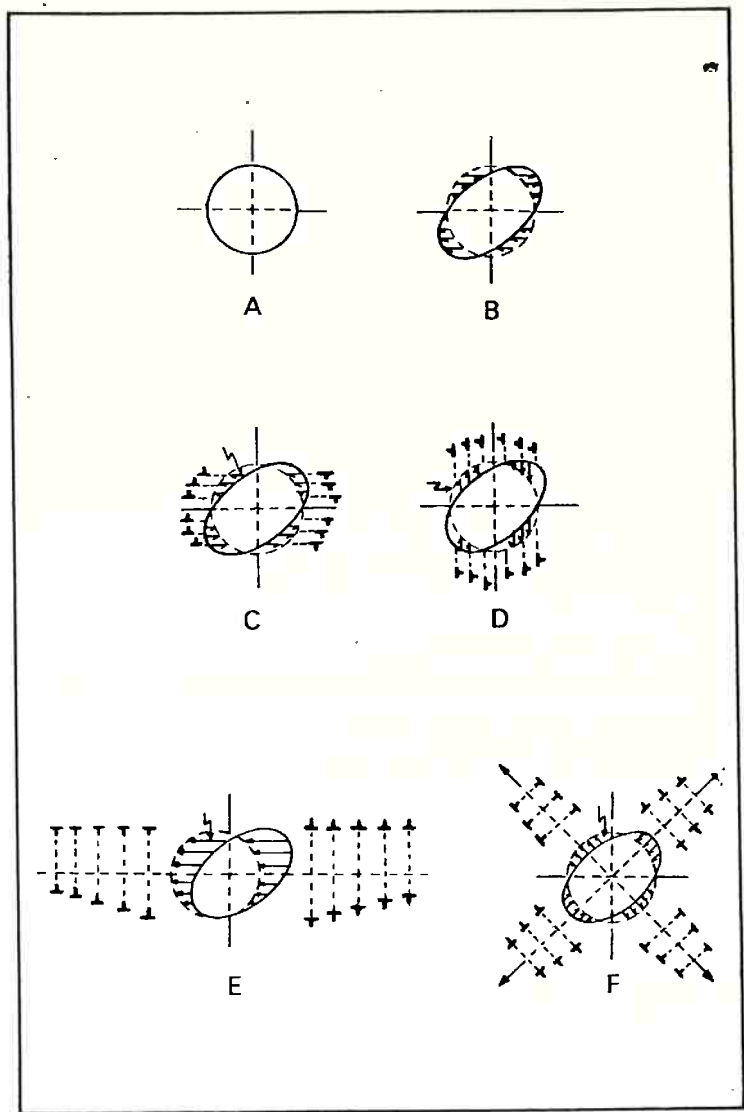


FIGURA 3 - Diagrama ilustrando a deformação uniforme de uma partícula esférica (A,B) e dois conjuntos de deslocamentos obtidos por anéis de cisalhamento (C,D) e por anéis prismáticos (E,F) que restauram a forma original da partícula (Ref. 16).

Para o caso de partículas de segunda fase com forma de lamelas, a acomodação das diferentes deformações poderia ser feita através de um acúmulo de discordâncias em cunha, como esquematizado na figura 4. Note-se que é introduzida uma curvatura do reticulado para manutenção da compatibilidade, no processo de deformação.

Esses arranjos de discordâncias geometricamente necessárias são criados por interação de discordâncias e precipi-

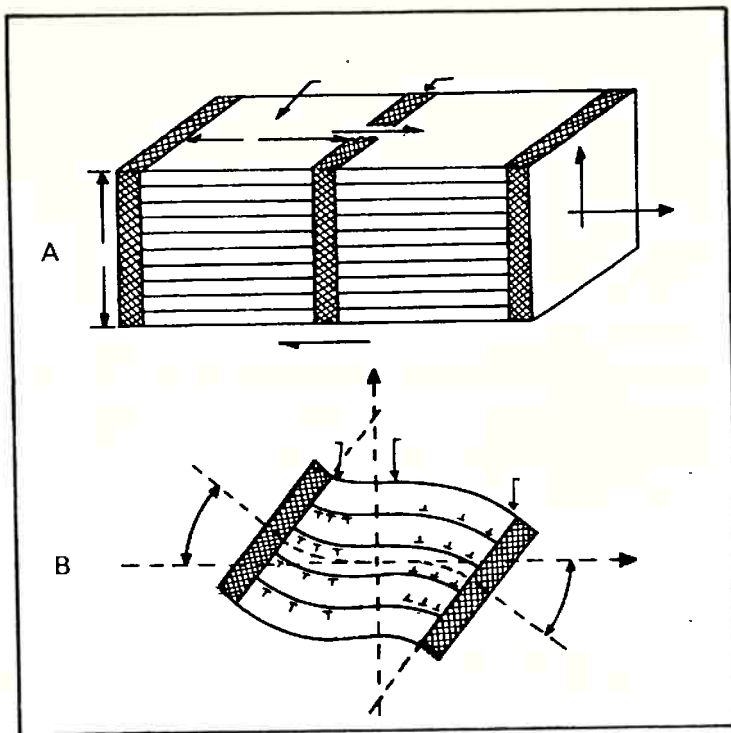


FIGURA 4 - Modelo de material conjugado (A). Matriz cisalhada em um único sistema de escorregamento, ocorrendo acúmulo de discordâncias geometricamente necessárias e curvatura do reticulado (B), (Ref. 16).

tados, conforme fora proposto por Orowan. Nesse caso, anéis de cisalhamento residuais (ver figura 1) envolvem a partícula. Outra possibilidade, é o escorregamento prismático gerado por escorregamento com desvio, de acordo com o modelo de Hirsch e outros. (ver figura 2). Uma terceira possibilidade é a formação de discordâncias na - ou junto à - interface matriz-precipitado, sendo este o mecanismo importante em sistemas que contêm precipitados lamelares.

Todos esses arranjos obedecem a uma lei simples, segundo a qual o número de anéis formados, ou de uma maneira mais geral, o número de discordâncias geometri-

camente necessárias acumuladas, é proporcional ao raio da partícula e ao cisalhamento imposto ao agregado.

Para o caso de partículas de segunda fase com forma de lamelas (ver figura 4), a densidade de discordâncias geometricamente necessárias é proporcional à deformação por cisalhamento e inversamente proporcional à distância entre as lamelas

Essas relações geométricas simples podem ser desenvolvidas desde que as tensões internas de longo alcance, responsáveis pela sobretensão, sejam nulas. Existem evidências, entretanto, de que estas tensões atuam durante os primeiros estágios da deformação em ligas endurecidas por dispersão e em estruturas lamelares. O campo de tensões de longo alcance tem o comprimento de onda igual à distância entre as partículas e se opõe à movimentação de discordâncias. Tal oposição contribui para os primeiros estágios de encruamento. (14) (15).

Segundo Ashby, estas tensões são importantes somente para deformações da ordem de 1%, isto é, para deformações maiores tal processo não ocorre. (9) (16).

Ao desenvolver as relações entre a tensão de escoamento e o número de discordâncias na matriz - assumindo a não existência de tensões internas na matriz - Ashby deduziu uma lei de endurecimento parabólico, segundo a qual a tensão é diretamente proporcional à raiz quadrada do cisalhamento imposto e inversamente proporcional à raiz quadrada da distância entre partículas.

Por meio da teoria de Fisher, Hart e Pry, por outro lado, obtém-se uma lei de endurecimento linear, segundo a qual a tensão é diretamente proporcional à deformação e inversamente proporcional ao raio das partículas.

Drucker (17) e colaboradores (18) utilizaram teorias

de plasticidade contínua para equacionar o problema do encruamento. Tais teorias consideram que a matriz possui um limite de escoamento característico que aumenta com a deformação, o qual pode ser medido através de ensaio de tração em uma amostra da matriz, sem a presença de partículas de segunda fase. Por outro lado, a deformação média em um elemento da matriz é um pouco maior, pois uma fração volumétrica da amostra é ocupada por partículas que não se deformam. Conseqüentemente, o encruamento seria um pouco maior, pois somente uma fração da amostra sofreria deformação.

As hipóteses em que se baseia o modelo de Drucker et al são válidas em uma escala macroscópica e levam a uma lei de misturas que é aproximadamente obedecida por materiais conjugados, que contêm partículas grandes (0,1mm.) e bastante espaçadas. Por outro lado, quando aplicado em uma escala microscópica, este modelo perde a validade, uma vez que o metal não pode ser considerado um contínuo plástico com um limite de escoamento característico. Ao contrário, o problema de formação local de discordâncias torna-se importante. Além disso, o encruamento de um elemento volumétrico depende não somente da deformação, mas também dos gradientes de deformação e de rotação. (16)

Tanaka e colaboradores (19) bem como Brown e Stobbs (20) desenvolveram um modelo simples utilizando mecânica do contínuo, em que a acomodação da descontinuidade, causada pelas diferentes deformações sofridas pela matriz dútil e pelas inclusões rígidas, era conseguida elasticamente através da introdução de tensões internas. A hipótese fundamental deste modelo é a não ocorrência de relaxação de tensões, através de formação local de discordâncias, deformação plástica e/ou fratura das partículas de segunda fase. Os autores chegaram a uma lei de endurecimento linear, segundo a qual a tensão é proporcional à deformação.

Mais tarde, Brown e Stobbs (21) desenvolveram modelos em que a relaxação plástica das tensões internas era equacionada. Concluíram que nos primeiros estágios da deformação o encruamento era parabólico; em seguida, devido ao acúmulo de discordâncias geometricamente necessárias em torno do precipitado - que provocava o aumento do tamanho aparente do precipitado - ocorreria interferência de zonas de deformação plástica, provocando um endurecimento linear semelhante ao de estágio II de monocristais CFC.

A maior parte desses modelos foi desenvolvida tendo em vista a aplicação em ligas que contêm uma dispersão de precipitados grosseiros e aproximadamente equiaxiais. Ao se estudar os mecanismos de deformação de estruturas perlíticas onde os precipitados têm morfologia de lamelas, deve-se fazer uma adaptação dos modelos para este caso particular.

As lamelas podem ser entendidas como um elipsóide em que os tres eixos a , b , c mantêm uma relação (22)

$$\frac{x^2}{a^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{z^2}{c^2} = 1$$

sendo

$$\frac{c}{a} \text{ e } \frac{b}{a} \gg 1$$

Dessa forma, os mecanismos de interação entre discordâncias e precipitados descritos anteriormente, devem ser adaptados para esta morfologia. Por exemplo, a configuração de discordâncias geometricamente necessárias tem o aspecto indicado na figura 4. Além disso, a passagem de discordâncias por meio da formação de anéis de Orowan ou por meio de anéis prismáticos resultantes de escorregamento com desvio, torna-se mais difícil. A formação de discordâncias na - ou junto à -

interface, em vista do exposto acima, constitui o mecanismo importante em estruturas lamelares.

DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE ESTRUTURAS PERLÍTICAS

Uma das principais fontes de dados para esclareci - mento dos mecanismos relativos ao endurecimento de aços com estrutura perlítica tem sido a observação metalográfica da microestrutura e do arranjo de discordâncias em estruturas deforma - das.

Os trabalhos realizados a partir dessa perspectiva podem ser divididos em dois grandes grupos:

1. estudo metalográfico de estruturas deformadas plasticamente até a fratura em ensaio de tração simples,
2. estudo metalográfico de estruturas deformadas por extrusão ou trefilação.

Em ambos os casos, é particularmente importante o comportamento da fase frágil Fe_3C no processo de deformação.

Metalografia de estruturas perlíticas deformadas em ensaio de tração

As primeiras observações sistematizadas e documenta - das sobre perlita deformada foram feitas por Jenkins e colabo - radores ⁽²³⁾. Estes autores encontraram marcas que atravessavam as colônias de perlita e atribuíram seu aparecimento a cisalhamento através das lamelas.

Brueckner ⁽²⁴⁾ fez observações semelhantes: as mar - cas eram constituídas de microtrincas nas lamelas de cementita e bandas de escorregamento na ferrita. A trinca se propagava

através de microtrincas nas lamelas frágeis, à frente da trinca principal. As colônias, cujas lamelas se alinhavam com o eixo de tração, com maior frequência apresentavam estes aspectos de deformação. As trincas, por sua vez, tendiam a formar um ângulo de 45° com as lamelas e com o eixo de tração.

Puttick, em 1957, (25) observou em réplicas, degraus de cisalhamento que atravessavam as lamelas: os degraus eram causados por escorregamento na ferrita e escorregamento na cementita numa direção aproximadamente paralela à das lamelas. Estes degraus de escorregamento se desenvolviam, eventualmente, em trincas que se propagavam de acordo com o que foi descrito nos trabalhos de Jenkins e Bruckner.

Além disso, Puttick observou escorregamento em "ponta de flexa" em algumas lamelas de ferrita entre as lamelas de cementita. Esse modo de deformação foi caracterizado como constituído por duas bandas de escorregamento, correspondentes a dois planos cristalográficos igualmente favoráveis ao escorregamento na ferrita. Observou, também, escorregamento paralelo às lamelas em colônias que formavam 45° com o eixo de tração. As bandas de cisalhamento apareciam com maior frequência em falhas de crescimento da perlita onde a matriz ferrítica é contínua.

A singularidade do trabalho de Puttick está no fato de ter sido o único a observar escorregamento nas lamelas de cementita em ensaio de tração. Existe, no entanto, uma série de restrições de caráter experimental ao seu trabalho, tais como:

- a) a técnica utilizada foi a de réplica de carbono, que apresenta a possibilidade de sofrer deformação durante o manuseio;
- b) a dificuldade em distinguir entre escorregamento nas lamelas junto a uma banda de cisalhamento de uma simples falha de crescimento na perlita (26), pode ter levado o autor a confundir os dois

fenômenos;

- c) sua amostra sofreu fratura prematura a 2,5% de deformação, o que indica a possibilidade de as garras não terem proporcionado tensão uniaxial. (25)

Burns e Pickering (27), em 1964, observaram por microscopia eletrônica de transmissão, discordâncias geradas na - ou junto à - interface cementita-ferrita, mesmo para pequenas deformações. A movimentação destas discordâncias era impedida pelas lamelas vizinhas, motivo pelo qual elas se acumulavam na ferrita. O acúmulo de discordâncias teria tres efeitos

- a) dificultar ou impedir a movimentação de discordâncias na ferrita;
- b) exercer concentração de tensões na interface $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$, provocando descolamento;
- c) exercer concentração de tensões na lamela de cementita provocando sua ruptura.

Esses tres fatores seriam responsáveis pela nucleação e propagação de trincas no material. Dependendo do comportamento da ferrita, a fratura poderia se propagar de maneira frágil ou dútil. A propagação dútil ocorreria por formação e coalescência de microcavidades na interface $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$ ou coalescência das microtrincas formadas nas lamelas frágeis, diminuindo a secção útil do material (28). A propagação frágil ocorreria por efeito de entalhe das microtrincas da cementita na ferrita.

A formação de trincas no material, segundo este modelo, ocorreria para deformações pequenas, não sendo possível explicar a alta ductilidade dos aços perlíticos. Butcher e Petit (26), em 1966, ao compararem a perlita dos aços com estruturas lamelares de outros sistemas, concluíram que o aspecto determinante na anomalia do eutetóide Fe-C quanto à ductilidade apresentada, devia-se ao fato de as lamelas de cementita serem descontínuas, uma vez que apresentavam falhas de cresci

mento em sua estrutura. A deformação se concentraria nessa região, onde a matriz ferrítica é contínua. Não observaram, por outro lado, deformação plástica das lamelas de cementita.

Lindborg em 1968 ⁽²⁹⁾ fez um levantamento extensivo dos modos de fratura de aços perlíticos. A baixas temperaturas, verificou que a fratura ocorre por clivagem das colônias nos planos de clivagem da ferrita. Algumas colônias fraturavam na interface ferrita-cementita.

À temperatura ambiente, o autor observou presença de fratura dútil e frágil. Nas regiões de fratura dútil apareciam alvéolos (dimples) alongados apresentando nervuras que foram associados às lamelas de cementita. No caso de fratura frágil, o autor observou clivagem em dois planos diferentes e respectivamente paralelos aos planos de clivagem da ferrita e da cementita.

A altas temperaturas, da ordem de 400°C observou fratura por mecanismos dúteis, com deformação plástica na ferrita e clivagem na cementita, originando a estrutura de alvéolos alongados, observada na fratura.

Rosenfield, Votava e Hahn ⁽³⁰⁾ estudaram o efeito da temperatura e da velocidade de deformação em estruturas perlíticas submetidas a ensaio de tração simples. Esses autores confirmaram os resultados obtidos nos trabalhos anteriores e propuseram um mecanismo de nucleação de trincas em colônias de perlita.

Miller e Smith ⁽³¹⁾, em 1970, observaram trincas em estruturas perlíticas, mediram a sua frequência em função do ângulo formado entre as lamelas e o eixo de tração, e do ângulo formado entre as trincas e a direção de crescimento frontal da colônia. Observaram que a frequência de ocorrência de trincas aumentava para ângulos menores entre as lamelas e o eixo

de tração, como nos trabalhos anteriores. Entretanto, o ângulo mais provável formado entre as trincas e o eixo de tração era superior a 50° e não de 45°, conforme foi descrito nos trabalhos de Puttick e Brueckner.

Tanto Rosenfield et al. como Miller e Smith discutem prováveis mecanismos de ruptura das lamelas. Ambos concordam em que é necessária a concentração de tensões, junto à lamela, provocada pelas bandas de escorregamento na ferrita, associada à presença de tensões de tração na direção da lamela. Rosenfield⁽³²⁾ propõe, entretanto, que as tensões provocadas pelas bandas de escorregamento são as determinantes do processo de nucleação das microtrincas. Miller e Smith, por outro lado, supõem que as tensões de tração nas lamelas é que são as determinantes no processo de formação das microtrincas. Estas, ao concentrar tensões na ferrita, provocam escorregamento e formação de bandas de deformação.

O mecanismo de fratura dútil é, portanto, claro quanto ao crescimento das trincas. Estas se propagam de forma descontínua através de escorregamento na ferrita com concentração de tensões na lamela de cementita, que sofre ruptura. A microtrinca formada concentra tensões na lamela seguinte de ferrita, nucleia uma nova banda de escorregamento, e assim sucessivamente.

Por outro lado, Danko e Stout⁽³³⁾, bem como Rosenfield et al.⁽³²⁾ observaram dobramento sem ruptura de lamelas de cementita, em colônias de perlita submetidas a esforços de compressão, caracterizando assim um outro modo de deformação das colônias.

Metalografia de estruturas perlíticas deformadas
por extrusão ou trefilação

Apesar de apresentarem alta ductilidade, as estruturas perlíticas somente podem sofrer altas deformações quando, simultaneamente aos esforços de tração, elas forem submetidas a pressões hidrostáticas, como no caso da extrusão, trefilação ou laminação. É conhecido o efeito de aumento de ductilidade nos metais quando submetidos à pressão hidrostática, em particular no ensaio de tração.

Vários trabalhos foram publicados sobre deformação de estruturas perlíticas em aços patenteados. Esses trabalhos mostram que os aspectos microestruturais observados apresentam algumas semelhanças com os obtidos em ensaios de tração simples.

Alguns autores notaram a presença de bandas de cisalhamento que atravessam as colônias de perlita. Através de observações com maiores aumentos, caracterizaram essas bandas como sendo de escorregamento na ferrita e escorregamento na cementita numa direção paralela à das lamelas (34) (36). Observaram nas lamelas de cementita rompimento por cisalhamento e não por clivagem e, em algumas colônias, dobramento e fragmentação. O trincamento de lamelas, como no caso de tração simples, quase não foi observado (34) (36).

Esses resultados sugerem um comportamento plástico da cementita. Sabe-se, por outro lado, que a cementita apresenta discordâncias em sua estrutura, que se movimentam quando submetidas a esforços de compressão (35).

Com o aumento da deformação, os autores observaram a formação de uma estrutura celular de discordâncias, alongada no sentido da deformação e com dimensão menor limitada pelo espaçamento entre as lamelas de cementita. Observaram ainda

que as paredes desta estrutura celular eram formadas por emaranhados de discordâncias e fragmentos de cementita (36).

Para deformações grandes, foi observada a presença de textura, causada pela rotação dos cristais no processo de escorregamento em bandas de cisalhamento. Esta textura é do tipo (110), semelhante à observada em metais cúbicos de corpo centrado trefilados na forma de arame. (37) (38)

Medidas do espaçamento interlamelar revelaram que este diminui à medida em que a deformação aumenta. Tal diminuição é proporcional à redução de diâmetro do arame. A espessura das lamelas de cementita diminui na mesma proporção, enquanto a lamela se alonga no sentido da deformação. Em estruturas perlíticas não orientadas, os autores observaram uma reorientação das lamelas, as quais, para o caso de grandes deformações, alinham-se com o eixo de solicitações. (36)

Nestas condições, as lamelas de cementita podem sofrer deformação plástica até um certo limite, a partir do qual se rompem ou por cisalhamento ou por clivagem. Estima-se que a deformação sofrida pelas lamelas de cementita seja da ordem de 50% da deformação total de material. (37)

Comportamento mecânico de estruturas perlíticas em ensaio de tração simples

Grande parte dos estudos realizados sobre o comportamento mecânico de estruturas perlíticas foi feita através de ensaios de tração.

No campo elástico, o comportamento do material não é modificado em relação a um aço baixo carbono. O módulo elástico de aços eutetóides com estrutura perlítica é aproximadamen

te o mesmo que o medido em aços baixo carbono. Andrews e Brooksbank ⁽³⁹⁾ indicam módulos elásticos semelhantes para a ferrita e a cementita.

A primeira alteração no comportamento mecânico ocorre no limite de escoamento. Gensamer et al ⁽⁴⁰⁾ e Puttick ⁽²⁵⁾ sugeriram uma relação entre escoamento e espaçamento interlamelar da perlita, numa analogia à relação de Hall-Petch. Conforme esses autores, as interfaces $\alpha / \text{Fe}_3\text{C}$ limitariam o livre caminho médio de discordâncias, tal como ocorre com os contornos de grão em metais monofásicos policristalinos.

Puttick sugeriu que o comprimento das lamelas e, portanto, o tamanho de colônia e de grão austenítico influenciariam o limite de escoamento, pois observou escorregamento paralelo às lamelas. Gensamer ⁽⁴⁰⁾ equacionou esse efeito, introduzindo um fator de correção na medida do espaçamento interlamelar. Bramfitt e Marder, ⁽⁴¹⁾ em um trabalho exaustivo de medidas de limites de escoamento em função das variáveis de microestrutura, confirmaram esse efeito.

Embury e Fischer ⁽³⁶⁾ estudaram o comportamento de aços perlíticos patenteados e deformados a frio por trefilação, conseguindo obter uma gama muito grande de espaçamentos interlamelares através da redução da secção transversal do material. Chegaram também a uma relação do tipo Hall-Petch justificada pela presença de estrutura celular alongada, com dimensão transversal limitada pelo espaçamento interlamelar.

A relação entre limite de escoamento e espaçamento interlamelar foi estabelecida empiricamente. Entretanto, os mecanismos responsáveis pela elevação do limite de escoamento não estão perfeitamente estabelecidos.

Supondo-se que as lamelas de cementita atuam como

barreiras à movimentação de discordâncias, pode-se considerar que a tensão exercida por empilhamentos de discordâncias nas lamelas de cementita, determina o limite de escoamento. Uma segunda hipótese seria que a sobretensão, exercida pelos empilhamentos sobre as fontes, determinariam o limite de escoamento. No primeiro caso obtém-se uma expressão em que o limite de escoamento é proporcional a $d^{-1/2}$, onde d é o espaçamento interlamelar. No segundo caso, onde o mecanismo atuante é o das tensões reversas, chega-se a uma expressão em que o limite de escoamento é proporcional a d^{-1} (42)

Wilson (14) e Wilson e Konnan (15) observaram a presença de sobretensão nos primeiros estágios de deformação de aços eutetóides coalescidos e perlíticos, reforçando a segunda hipótese.

Os limites de escoamento reais caem bem abaixo dos valores calculados através da tensão exercida por empilhamentos nas lamelas de cementita, (43) e este fato reforça a hipótese de existência de uma zona elasto-plástica, onde ocorre escorregamento na ferrita e as lamelas de cementita são solicitadas e lasticamente.

Barnby e Johnson (43) foram os primeiros a observar em 1969 um comportamento elasto-plástico da perlita; em outras palavras, de deformação elástica nas lamelas de cementita e de formação plástica na matriz ferrítica. Obtiveram estes resultados através de recozimento sub-críticos de estruturas perlíticas solicitadas nas fases elasto-plástica e plástica. No primeiro caso, os autores observaram contração das amostras sem alteração da morfologia da perlita. No segundo caso a amostra mantinha as dimensões e a perlita sofria esferoidização. Estes resultados foram interpretados como evidência de ruptura das lamelas de cementita no final da zona de deformação elasto-plástica.

Barnby et al. ⁽⁴³⁾ propuseram um modelo em que a tensão necessária para ruptura das lamelas de cementita era dada pela tensão exercida pelos empilhamentos sobre as lamelas. Segundo esse modelo, para maiores espessuras de lamelas, a tensão necessária para ruptura seria maior. Observou-se, entretanto, que quanto mais fina a lamela, maior era a tensão necessária para rompimento, fato atribuído por Miller à maior perfeição de lamelas com espessuras menores, e à maior dificuldade de deformação de estruturas mais finas. ⁽³¹⁾

Sevillano e Aernoudt ⁽⁴²⁾ estudaram o encruamento na região de sollicitações elasto-plásticas e obtiveram uma relação linear entre tensão de escoamento e a raiz quadrada da deformação imposta. Compararam seus resultados com valores calculados através de uma equação proposta por Ashby e modificada por eles. Obtiveram resultados muito próximos aos valores calculados, e indicaram um endurecimento parabólico como nos metais endurecidos por dispersão. O modelo proposto por Ashby prevê um acúmulo de discordâncias geometricamente necessárias na estrutura, acúmulo que ocorre em virtude das diferentes deformações sofridas pela matriz e as partículas de segunda fase. Ao mesmo tempo, esse modelo resolve o problema de compatibilidade entre as fases, no processo de deformação.

Tanaka et al. ⁽²²⁾ ⁽⁴⁴⁾, por outro lado, calcularam a tensão de encruamento em aços perlíticos por um modelo simples de mecânica do contínuo, onde assumem como hipótese, a deformação homogênea da ferrita e partículas de cementita não deformáveis. Supuseram também, a não ocorrência de relaxação de tensões internas, através de deformação plástica localizada ou fratura de lamelas de cementita. Chegaram, desse modo, a uma expressão onde a tensão de escoamento era proporcional à deformação numa lei de endurecimento linear.

Esses autores calcularam também, a distribuição de tensões nas lamelas em função do ângulo formado entre estas e o eixo de tração. Seus resultados indicam a presença de tensões

máximas principais de tração em lamelas alinhadas com o eixo de tração e tensões aproximadamente nulas para ângulos maiores que 50°. Estes resultados confirmaram o papel determinante das tensões macroscópicas na ruptura das lamelas, e explicaram a frequência de microtrincas observadas por Miller et al. (31)

Segundo esse modelo, as tensões locais na matriz dependem da orientação das lamelas, mas em materiais com colônias orientadas ao acaso, estes efeitos se anulam. O encruamento, que é função das tensões internas médias na matriz, não depende da orientação relativa das lamelas.

Os fenômenos de relaxação na matriz, por sua vez, dependem das orientações relativas, pois uma mudança dessa orientação altera o livre caminho médio de discordâncias. Vale lembrar, que o ângulo formado entre as bandas de cisalhamento ou trincas e as lamelas é um compromisso entre um critério de planos de tensão máxima de cisalhamento e planos cristalográficos favoráveis ao escorregamento. Também nesse caso, estes fenômenos se anulam em materiais com colônias orientadas ao acaso.

Lindley et al. (45) tentaram explicar o comportamento mecânico de estruturas perlíticas, utilizando modelo de materiais conjugados, em que o endurecimento ocorre macroscopicamente por um mecanismo de carregamento de fibras. Entretanto, uma das restrições à aplicação desses modelos no caso de aços com estrutura perlítica é o fator de forma e o tamanho crítico de lamela para promover endurecimento macroscópico. O fator de forma, como definido anteriormente, é modificado pela presença de falhas de crescimento nas colônias de perlita e pelo tamanho de grão austenítico. É principalmente nas falhas de crescimento e nos contornos de grão que ocorrem os fenômenos de relaxação, através de escorregamento em uma matriz ferrítica contínua.

A lei de endurecimento linear formulada por Tanaka et al. (22), não indica dependência da tensão de encruamento em re-

lação ao fator de forma. Ao contrário, a tensão de encruamento depende somente das tensões internas médias na matriz ferrítica. Em outras palavras, este resultado leva a uma lei de endurecimento que independe da morfologia dos precipitados - em particular, aços com estrutura perlítica e aços coalescidos, deveriam apresentar o mesmo encruamento.

Sabe-se, entretanto, que uma mudança na geometria do precipitado provoca uma alteração da configuração de discordâncias geometricamente necessárias que contribui para a relaxação de tensões em volta das partículas. Para fatores de forma c/a grandes torna-se difícil a formação de anéis de Orowan ou anéis prismáticos para acomodar os gradientes de deformação plástica do material⁽³²⁾.

No fim do campo de solicitações elastoplásticas, a ruptura de lamelas provoca uma alteração do fator de forma diminuindo a taxa de encruamento⁽²²⁾. Para deformações maiores; em operações de conformação por extrusão ou trefilação, é de se esperar uma taxa de encruamento maior, pois a relação c/a aumenta com a deformação plástica da cementita. Este fenômeno, por sua vez, justifica a lei de endurecimento observada em operações de trefilação, segundo a qual a tensão é proporcional à exponencial da deformação⁽³⁷⁾.

Atingida a tensão crítica de ruptura de lamelas de cementita, no fim da zona elasto-plástica, a taxa de encruamento cai, devido aos fenômenos de relaxação de tensões por formação de microtrincas nas lamelas e concentração de deformação nos locais em que se destroem as barreiras exercidas pelas lamelas.

Nesse momento, ocorre deformação plástica intensa e localizada em bandas de cisalhamento na ferrita, cujas tensões, associadas às tensões internas de tração, provocam microtrincas nas lamelas seguintes. A propagação da fratura depende das propriedades da ferrita. No caso de fratura frágil, o efeito de en-

talhe da microtrinca exercido sobre a ferrita pode ser calculado através do critério de Griffith ⁽⁴⁶⁾. No caso de fratura dútil, ocorre coalescência de microcavidades pelo escoamento localizado da ferrita entre as microtrincas ⁽³¹⁾.

OBJETIVOS DO TRABALHO

A maior parte dos trabalhos publicados relativos à deformação plástica de estruturas perlíticas descreve metalograficamente estruturas perlíticas submetidas a altas deformações - seja através de ensaio de tração simples ou trefilação. Além disso, os trabalhos relativos ao comportamento mecânico destes aços propõem modelos frequentemente conflitantes para o endurecimento, o encruamento e a fratura.

Este trabalho tem como objetivo o estudo da deformação plástica de estruturas perlíticas em aço carbono nos primeiros estágios de deformação. Pretende-se caracterizar metalograficamente a estrutura de deformação e correlacionar os aspectos observados com o comportamento mecânico desses aços, quando submetidos a ensaio de tração.

Resultados preliminares ⁽⁶⁶⁾ ⁽⁶⁷⁾ revelaram a presença de escoamento descontínuo em aço eutetóide com estrutura perlítica grosseira. A literatura consultada não faz referência a esse fato. Pretende-se estudar esse comportamento, de forma sistemática e comparativa, em aço eutetóide com estrutura esferoidizada, de perlita grossa e de perlita fina, através da caracterização metalográfica da estrutura de deformação e do estudo das curvas tensão x deformação obtidas no ensaio de tração.

Pretende-se, ainda, estudar o encruamento desses aços, correlacionando as evidências metalográficas obtidas com os micromecanismos propostos para o processo de deformação plástica de colônias de perlita, e discutir os resultados obtidos à luz dos modelos de encruamento de ligas de duas fases, propostos na literatura.

CAPÍTULO II - MATERIAIS E MÉTODOSMATERIAIS E TRATAMENTOS TÉRMICOS

Utilizou-se aço SAE 1080, fornecido pela Villares S/A sob especificação Villares VT-80. A composição química do material é indicada na tabela I. Esse aço foi escolhido para

TABELA I - Composição química (%)

C	Si	Mn	Al	P	S
0,86	0,27	0,86	0,051	0,011	0,010

que se pudesse estudar o comportamento de estruturas perlíticas submetidas ao ensaio de tração, sem os possíveis efeitos de fases proeutetóides em contorno de colônia. O material foi fornecido na forma de barras redondas de 1,25cm. de diâmetro, trefiladas, normalizadas e revenidas. A microestrutura do material apresentou-se totalmente perlítica, conforme desejado.

As barras foram cortadas em pedaços de 5 e 10 cm. de comprimento, para confecção de dois tipos de corpos de prova para ensaio de tração. Os pedaços cortados foram submetidos a tratamentos térmicos em fornos de câmara Lindberg com controlador proporcional, de sensibilidade igual a $\pm 1\%$. As temperaturas foram controladas com termopar cromel-alumel e registradas em equipamento Leeds and Northrup-Speedomax Recorder XY.

Os tratamentos térmicos visavam a obtenção de tres estruturas iniciais : a) perlita esferoidizada ; b) perlita grossa; c) perlita fina. Inicialmente, tentou-se obter as estruturas desejadas através de tratamentos isotérmicos em ba-

nho de sais fundidos. Porém, essa técnica revelou-se inadequada, na medida em que tratamentos isotérmicos a alta temperatura provocavam coalescimento da fração transformada de perlita grossa, antes do término da reação. Para obtenção das estruturas perlíticas submeteu-se o material a tratamentos de resfriamento contínuo, embora estes induzissem a uma gama maior de espaçamentos interlamelares.

As barras cortadas foram austenitizadas a 900°C durante uma hora. Para evitar descarbonetação, envolveu-se o material numa mistura de areia e carvão vegetal. Em seguida, submeteu-se as cargas a diferentes tratamentos térmicos :

- foram resfriadas dentro do forno até 715°C com velocidade de resfriamento de 2°C/min e submetidas à ciclagem térmica entre 715°C e 735°C, durante uma hora em cada temperatura, num total de 10 ciclos; em seguida resfriadas ao ar;
- foram resfriadas dentro do forno, com velocidade de resfriamento de 2°C/min, até a temperatura ambiente;
- foram resfriadas ao ar.

ENSAIOS MECÂNICOS

Foram realizados ensaios de tração simples visando a obtenção das curvas carga x alongamento, características do material submetido aos tratamentos térmicos anteriormente descritos. A partir dos pedaços de 5 cm de comprimento, usinou-se corpos de prova padrão Instron para ensaio de tração, conforme esquematizado na fig. 5.

Os ensaios de tração foram feitos em máquina Instron TT-DML com velocidade de travessão entre 0,05cm/min e 0,5 cm/min, todos à temperatura ambiente.

Para investigar fenômenos ligados à presença de escoamento nítido, utilizou-se a técnica de ensaios interrompidos, seguidos de tratamento de envelhecimento artificial a

200°C por uma hora e recarregamento do corpo de prova, dando seqüência ao ensaio. A seleção da temperatura e do tempo de envelhecimento foi feita de acordo com a literatura (47) para o caso de envelhecimento artificial de aços de baixo carbono.

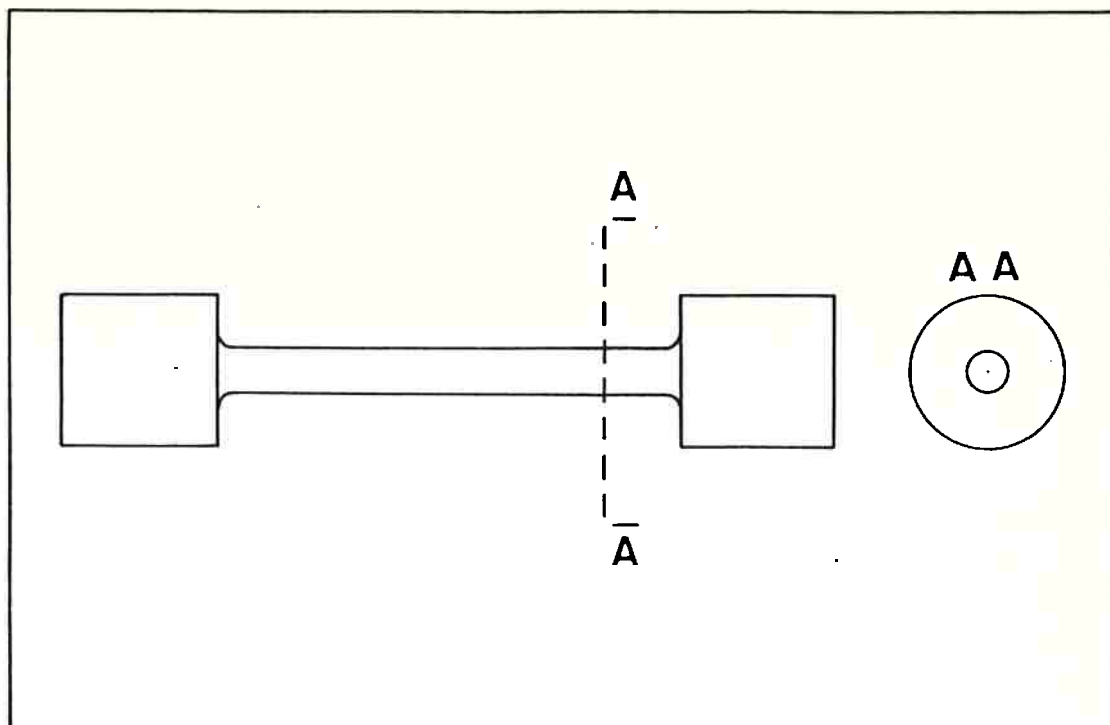


FIGURA 5 - Corpo de prova padrão Instron

Foram realizados ensaios interrompidos, visando a observação metalográfica da estrutura deformada.

TÉCNICA METALGRÁFICA

Os corpos de prova Instron submetidos ao ensaio de tração interrompido foram seccionados longitudinalmente, embutidos, polidos e atacados. Pretendia-se caracterizar a evolução da deformação ao longo da curva carga x alongamento, como esquematizado na fig. 6. Esta figura indica os pontos de interrupção do ensaio, para observação da estrutura deformada.

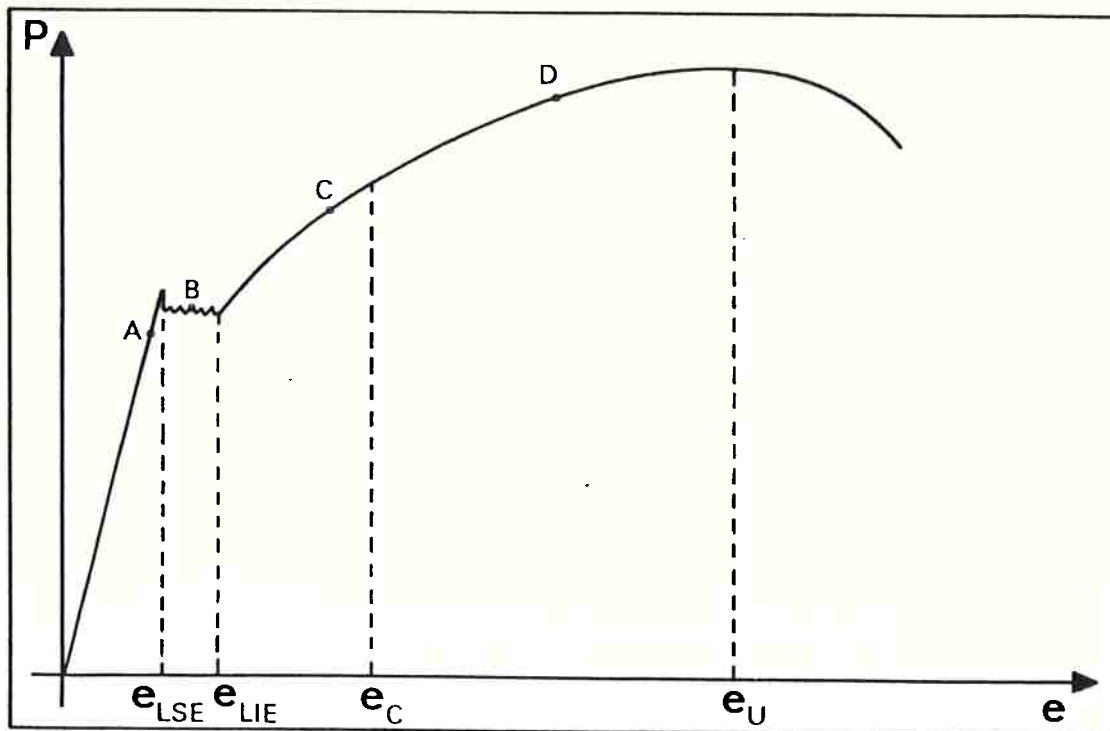


FIGURA 6 - Curva carga x alongamento típica. Os pontos ABCD correspondem à interrupção do ensaio para observação metalográfica.

O polimento foi feito por técnicas usuais com pasta de dinamite de 7μ e 1μ e polimento final com alumina fina de $0,05\mu$. Utilizou-se a técnica de ataque por imersão em solução de Nital a 1%, que ataca as interfaces α / Fe_3C . Essa técnica revelou-se eficiente para o caso de corpos de prova submetidos a grandes deformações. Para pequenas deformações, as bandas de escorregamento não eram visíveis, devido ao ataque preferencial das interfaces α / Fe_3C .

Utilizou-se, além disso, a técnica de observação de degraus de escorregamento em superfícies previamente polidas. Essas observações foram feitas em corpos de prova usina-

dos, a partir dos pedaços de aço de 10 cm de comprimento, em uma fresa Tensilkut modelo 10-60. Utilizou-se uma matriz para corpos de prova planos, segundo especificação ASTM E8. Obteve-se, nesta operação, corpos de prova conforme esquematizado na fig. 7.

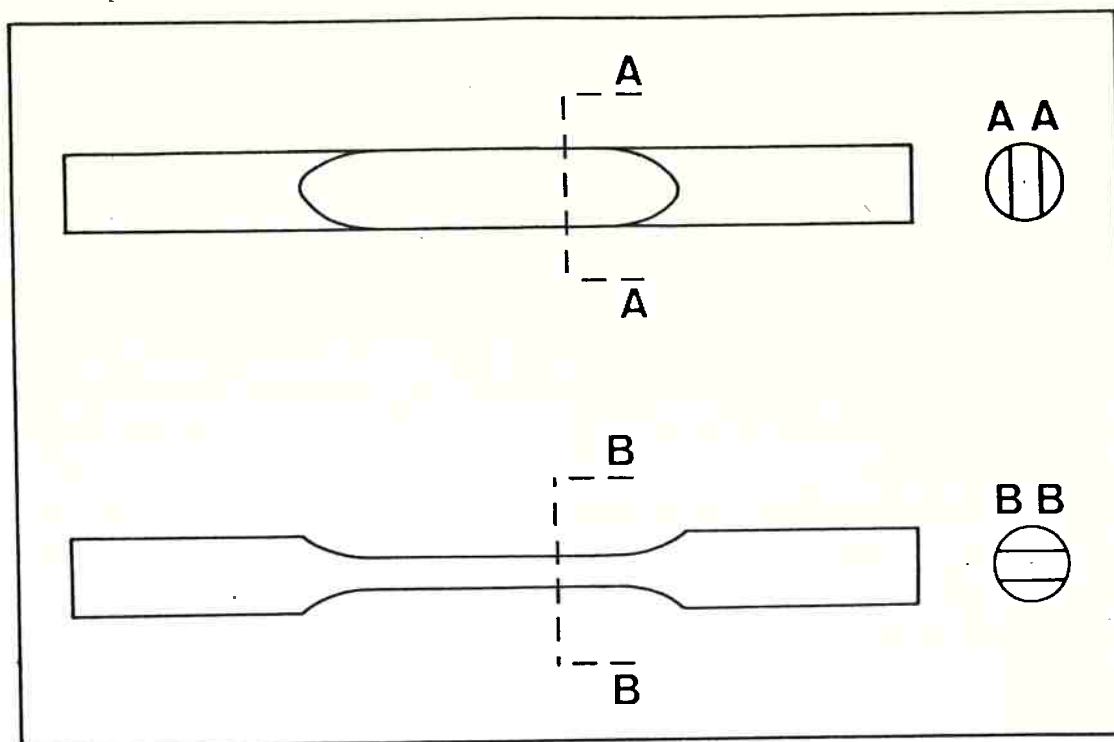


FIGURA 7 - Corpo de prova utilizado para observação de degraus formados em superfície previamente polida.

Embora não se tratasse de corpo de prova padronizado para ensaio de tração, serviu às observações das superfícies deformadas.

A preparação da superfície polida foi feita manualmente com pasta de diamante de 7μ e 1μ . Para melhorar a qualidade da superfície polida e minimizar o efeito de cantos vivos existentes no corpo de prova, decorrentes da operação

de usinagem e de sua própria geometria, fez-se polimento eletrolítico, em uma solução de 133 ml de ácido acético glacial, 25 g de CrO_3 e 7 ml de água destilada, operando com tensão de 30 V e catodo de alumínio durante 10 min. (48)

As observações metalográficas foram feitas por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura.

Microscopia Ótica

Utilizou-se microscópio ótico Zeiss-Ultraphot, para as observações metalográficas dos corpos de prova Instron e dos corpos de prova com uma superfície previamente polida e não atacada. No segundo caso, utilizou-se contraste de interferência para análise das imagens. Esta técnica consiste na utilização de um polarizador e um analisador rotativo inseridos entre a fonte luminosa e a objetiva. Formam-se duas imagens, no prisma duplo de quartzo, deslocadas e rodadas, uma em relação a outra, de modo que cada ponto na superfície da amostra é comparado com um ponto adjacente na mesma superfície. Cada uma das imagens atua como superfície de referência para a outra. (49)

Dadas as pequenas dimensões dos microconstituintes presentes na estruturas e as limitações quanto à resolução do microscópio ótico, munido de contraste de interferência, utilizou-se microscópio eletrônico de varredura para examinar detalhes muito finos da estrutura deformada.

Microscopia eletrônica de varredura

Utilizou-se microscópio eletrônico de varredura para observação dos corpos de prova Instron e dos corpos de prova com uma superfície previamente polida.

No primeiro caso, os corpos de prova seccionados longitudinalmente foram submetidos a ataque profundo em solução de Nital a 1%. Esse ataque corroe a fase deixando em alto relevo a fase Fe_3C e permite a observação da estrutura em microscópio eletrônico de varredura, com maior aumento e maior profundidade de campo.

No caso dos corpos de prova polidos previamente, fez-se sombreamento da superfície com ouro, melhorando sensivelmente a resolução do equipamento.

Para essas observações, utilizou-se equipamento Jeol JX50A do Instituto de Pesquisas Tecnológicas.

MÉTODO EXPERIMENTAL

O método experimental utilizado foi o acompanhamento da evolução da deformação do material ao longo da curva carga x alongamento, utilizando-se três técnicas experimentais:

- a) Ensaaios mecânicos
- b) Análise da estrutura deformada por observação de degraus formados em superfície previamente polida
- c) Análise da estrutura deformada por técnica metalográfica convencional.

Resultados preliminares revelaram que a deformação pode ser dividida em quatro etapas distintas, sobre uma curva carga x alongamento típica ilustrada na fig.6 :

- a) $0 < e < e_{LSE}$ Onde e_{LSE} é a deformação correspondente ao limite superior de escoamento.
- b) $e_{LSE} < e < e_{LIE}$ Onde e_{LIE} corresponde ao limite inferior de escoamento.
- c) $e_{LIE} < e < e_C$ Onde e_C é a deformação crítica para início de ruptura de lamelas de cementita.

d) $e_C < e < e_U$ Onde e_U é a deformação uniforme.

Para as quatro etapas do processo de deformação utilizou-se as três técnicas acima mencionadas, procurando, sempre que possível, estabelecer uma correlação entre os resultados obtidos.

CAPÍTULO III - RESULTADOS

ESTRUTURAS INICIAIS

A estrutura obtida através do tratamento térmico de esferoidização é mostrada na figura 8. Observa-se a presença de

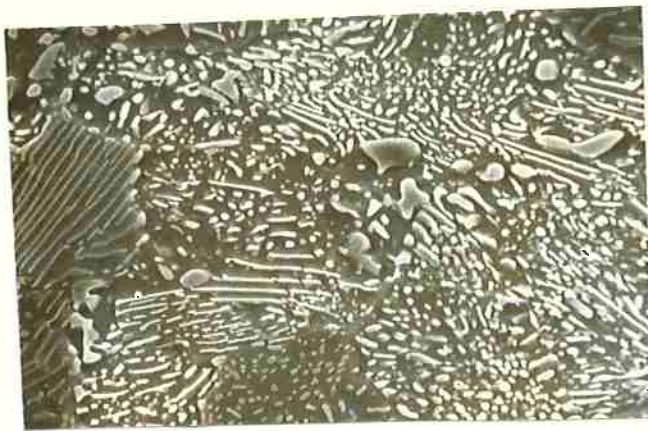


FIGURA 8 - Perlita parcialmente esferoidizada. Ataque seletivo. Nital 1%. MEV. Aumento - 2000 X.

partículas de cementita esferoidizada, dispersas sobre uma matriz ferrítica contínua. Em algumas regiões, nota-se a presença de lamelas de cementita, o que indica que o tratamento não se completou.

Entretanto, nestas regiões, as lamelas são mais curtas do que as suas correspondentes em estru-

turas totalmente perlíticas, e a matriz ferrítica é contínua à sua volta. As partículas de cementita na estrutura esferoidizada, estão envoltas por grãos de ferrita como pode se observar na figura 9. Nesta pode-se observar a continuidade da matriz ferrítica na região lamelar e os contornos de grão da ferrita.

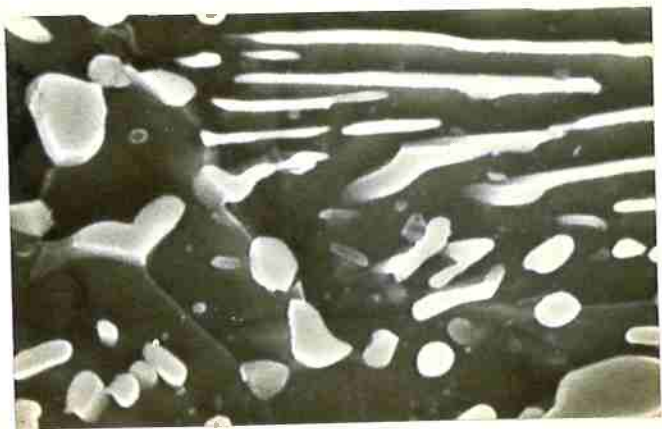


FIGURA 9 - Contornos de grão em perlita parcialmente esferoidizada. Ataque seletivo. Nital 1%. MEV. Aumento - 10000 X.

As estruturas resultantes dos tratamentos térmicos de recozimento e normalização são mostradas nas figuras 10 e 11.



FIGURA 10 - Perlita grossa. Ataque seletivo Nital 1% . MEV.Aumento - 2000 X.

FIGURA 11 - Perlita fina
Nota-se a continuidade da ferrita. Ataque seletivo. Nital 1% . MEV. Aumento - 3000 X.

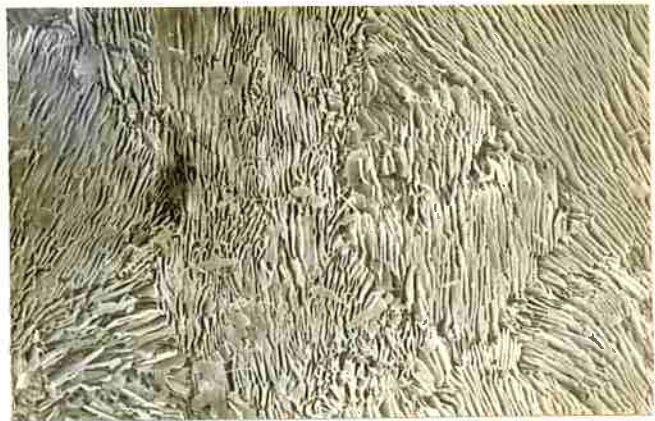


FIGURA 12 - Eutetóide Irregular em estrutura de perlita grossa Ataque seletivo. Nital 1%. MEV.Aumento 5000 X

Em algumas regiões ocorreu a formação de eutetóide irregular com estrutura parcialmente esferoidizada como mostram as figuras 12 e 13. As regiões de estrutura lamelar apresentam frequentemente, falhas de crescimento. As figuras 14 e 15 mostram este defeito de crescimento, onde ocorre um desajuste das lamelas de cementita. As falhas de crescimento constituem solução de continuidade da estrutura lamelar, e a ferrita se apresenta contínua nestas regiões.



FIGURA 13 - Eutetóide irregular em estrutura de perlita fina. Ataque seletivo. Nital 1%. MEV
Aumento - 6000 X.

FIGURA 14 - Falhas de crescimento em colônia perlita grossa. Nota-se a continuidade da ferrita. Ataque seletivo. Nital 1%. MEV. Aumento 10000 X



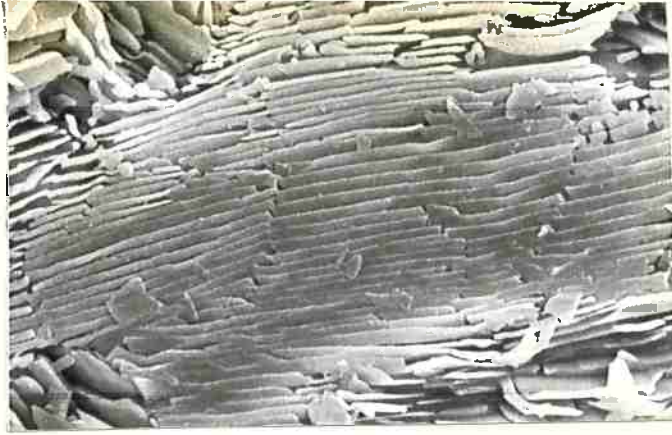


FIGURA 15 - Falhas de crescimento em colônia de perlita fina. Ataque seletivo Nital 1%. MEV. Aumento 10000 X.



Os contornos de colônia frequentemente se apresentam como regiões onde a matriz ferrítica é contínua. As figuras 16 e 17 mostram o contorno entre as duas colônias com orientações diferentes, onde se pode observar o contorno de grão ferrítico. Na figura 17 nota-se, ainda, a presença de ferrita livre no contorno de colônia, aspecto este observado com maior frequência nas estruturas perlíticas finas resultantes de normalização.

FIGURA 16 - Contorno de colônias de perlita grossa. Nota-se a continuidade da ferrita e o contorno de grão ferrítico. Ataque seletivo Nital 1%. MEV. Aumento 10000 X.

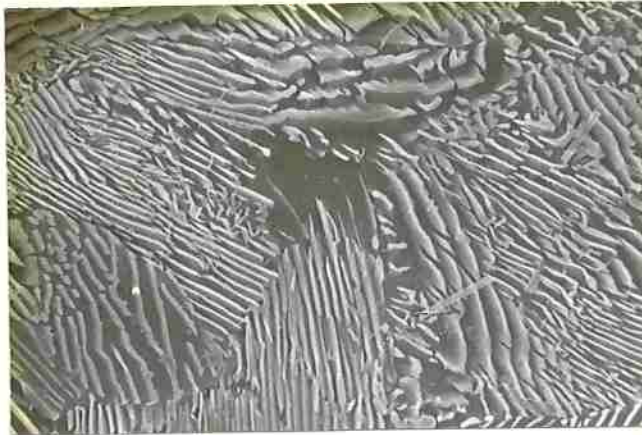
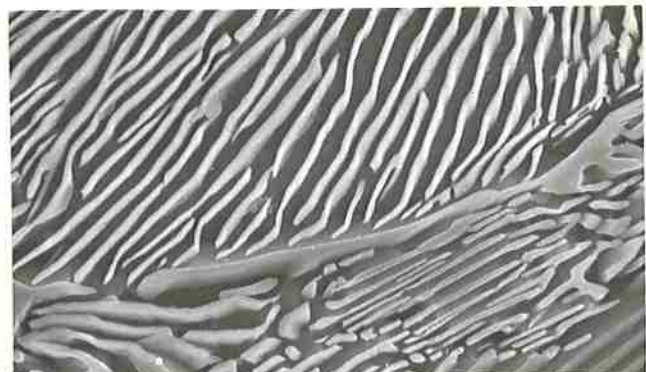


FIGURA 17 - Contorno de colônias e ferrita divorciada em estrutura de perlita fina. Ataque seletivo Nital 1%. MEV. Aumento 10000 X.

Em alguns contornos de colônia, entretanto, foi possível observar a presença de cementita proeutetóide como mostra a figura 18. Esta fase, entretanto não chega a formar filmes contínuos em contornos de colônia.

FIGURA 18 - Cementita em contorno de colônia de perlita grossa. Ataque seletivo Nital 1%. MEV. Aumento 6000 X



De uma maneira geral, pode-se dizer que as estruturas resultantes de recozimento e normalização apresentaram aspectos morfológicos semelhantes, embora as estruturas resultantes do tratamento de normalização apresentassem espaçamento interlamelar e tamanho de colônias menores.

Mediu-se o espaçamento interlamelar de colônias de perlita grossa e fina. Utilizou-se o método de contagem do número de intersecções, de uma linha, com lamelas de cementita, em micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura de várias colônias. Obteve-se para a perlita grossa espaçamento interlamelar $\lambda=1\mu$ e para a perlita fina espaçamento interlamelar $\lambda=0,2\mu$

Mediu-se também o tamanho de colônias de perlita grossa e fina. Obteve-se para o caso de estruturas resultantes de recozimento, tamanho de colônia $D=50\mu$ e para o caso de estruturas resultantes de normalização $D=10\mu$. Esse resultado se deve ao fato de que para uma mesma temperatura de austenitização o grau de nucleação é maior no caso da perlita fina, pois a transformação ocorre com superesfriamento maior.

As tres estruturas estudadas apresentam continuidade da matriz ferrítica, embora o livre caminho médio na ferrita decresça ao se passar da estrutura parcialmente esferoidizada para a de perlita grossa e, desta, para a de perlita fina.

COMPORTAMENTO PARA $0 < e < e_{LSE}$

a) Ensaio Mecânicos

Foram realizados ensaios de tração para as três estruturas iniciais, resultantes dos tratamentos de esferoidização, recozimento e normalização. A figura 19 mostra esquematicamente, os gráficos registrados pela máquina Instron durante os ensaios. Observou-se o mesmo módulo elástico para as tres

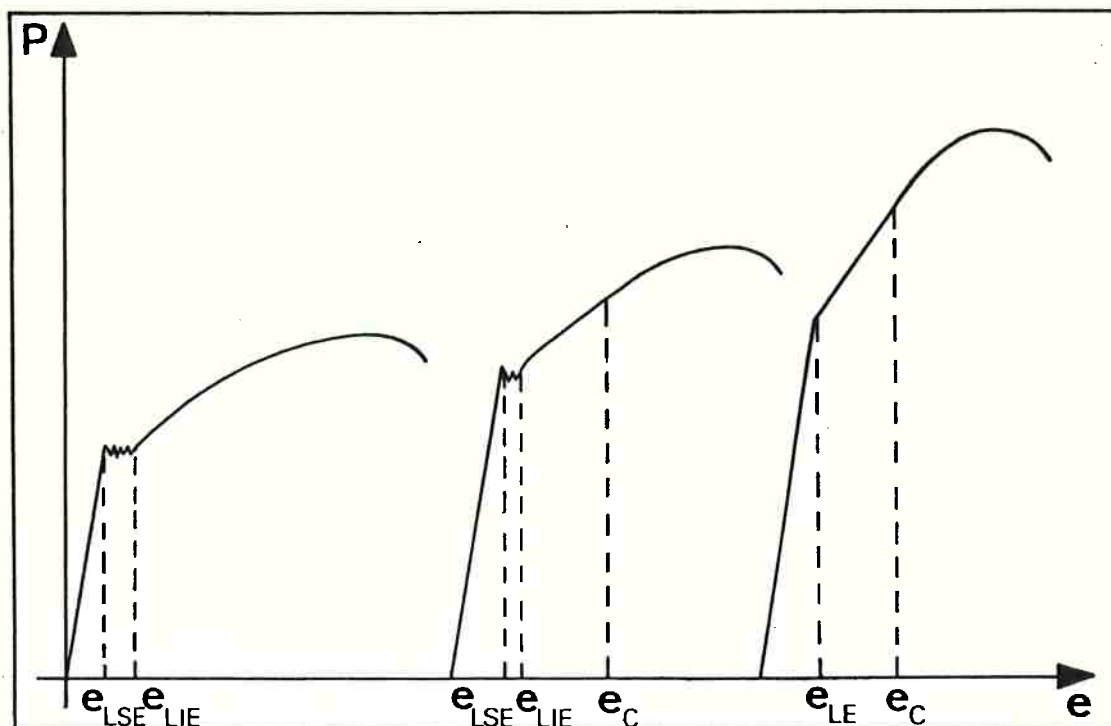


FIGURA 19 - Curvas carga x alongamento para : a) perlita parcialmente esferoidizada; b) perlita grossa; c) perlita fina. Nota-se a elevação do limite de escoamento e do limite de resistência e diminuição do alongamento à medida em que a dispersão se torna mais fina.

estruturas, o que indica que a morfologia e a dispersão dos precipitados não têm grande influência sobre esta propriedade do material.

A primeira diferença foi notada no limite de escoamento, que sofreu um aumento provocado pelo aumento da dispersão dos precipitados, ou o que é equivalente, pela diminuição do espaçamento médio entre as partículas. Obteve-se, como valores médios para os limites de escoamento do aço em estudo, quando submetido aos três tratamentos, os valores indicados na tabela II.

TABELA II - Valores médios de limite de escoamento para as três estruturas estudadas.

Perlita parcialmente esferoidizada.	Perlita grossa.	Perlita fina.
32 kg/mm ² *	40 kg/mm ² *	60 kg/mm ² *

Observou-se a presença de escoamento descontínuo no caso do aço com estruturas parcialmente esferoidizada e de perlita grossa (ver figura 19). Nos corpos de prova com estrutura de perlita fina não se observou escoamento descontínuo.

b) Observações metalográficas de superfícies polidas

Nada se observou na estrutura, através desta técnica, para esta faixa de deformações.

c) Observações metalográficas por técnicas convencionais

Nada se observou na estrutura, através desta técnica, para esta faixa de deformações.

OBSERVAÇÕES PARA $e_{LSE} < e < e_{LIE}$

A faixa de deformações $e_{LSE} < e < e_{LIE}$ corresponde ao patamar de escoamento nas estruturas parcialmente esferoidizada e de perlita grossa, conforme a figura 19. Para o caso da perlita fina, que não apresentou patamar de escoamento, definiu-se $e_{LSE} = e_{LIE}$.

Realizou-se ensaios interrompidos onde o material foi deformado até $e > e_{LIE}$ e descarregado. Em seguida, submeteu-se os corpos de prova a tratamento de envelhecimento artificial a 200°C durante uma hora. Os corpos de prova foram então recarregados, observando-se o comportamento ilustrado na figura 20.

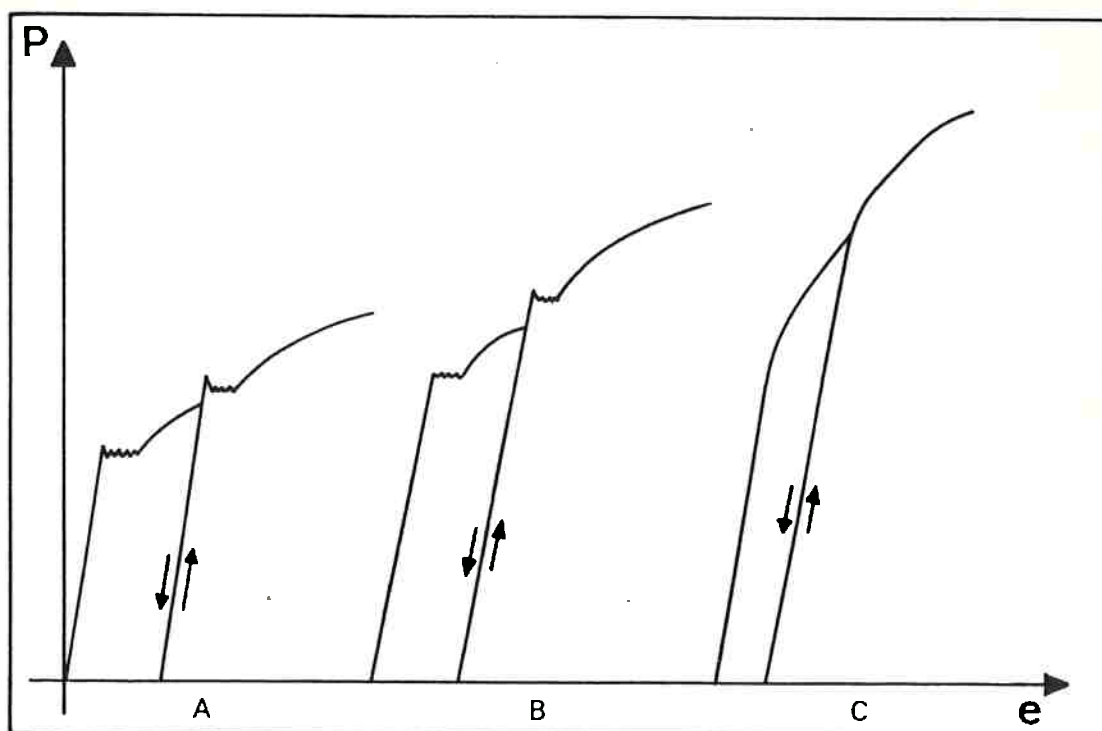


FIGURA 20 - Curvas tensão x deformação correspondentes aos ensaios interrompidos. O recarregamento foi feito após tratamento de envelhecimento artificial a 200°C e uma hora. Presença de novo escoamento descontínuo e elevação dos limites de escoamento após envelhecimento.

Observou-se um comportamento geral de endurecimento por envelhecimento nas três estruturas estudadas. Após envelhecimento, as estruturas parcialmente esferoidizada e de perlita grossa apresentaram novo escoamento descontínuo, comportando-se, portanto, de forma semelhante aos aços baixo carbono. Este resultado indica que, nesse estágio, a deformação é controlada pela matriz ferrítica.

b) Observações metalográficas em superfície previamente polida

Quando submetidos a deformações e_{LSE} e e_{LIE} , os corpos de prova esquematizados na figura 7, com uma superfície previamente polida e com estruturas parcialmente esferoidizada e de perlita grossa, apresentaram a formação de bandas de deformação heterogêneas ou bandas de Luders. Estas atravessavam o corpo de prova formando 45° como eixo de tração, como foi esquematizado na figura 21.

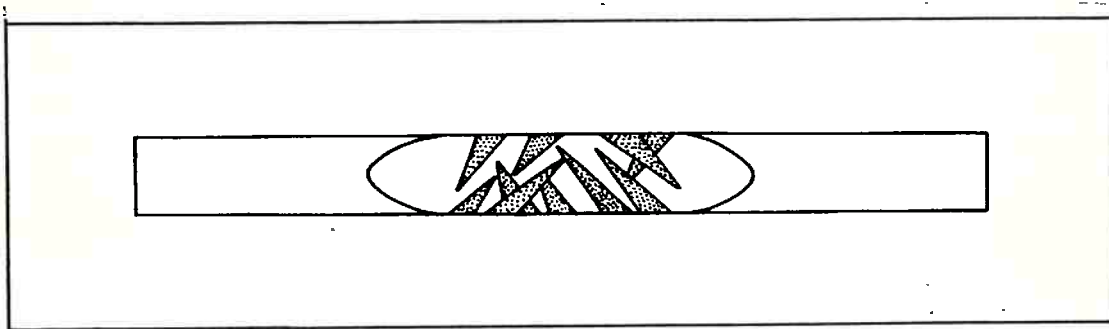


FIGURA 21 - Bandas de Luders observadas nos corpos de prova de perlita parcialmente esferoidizada e de perlita grossa.

Devido a irregularidades superficiais provenientes da operação de usinagem, não foi possível observar a nucleação e propagação de uma única banda através do material. Nos corpos de prova com estrutura de perlita fina não foi possível ob

servar tal comportamento. A deformação, nesse caso, ocorreu de forma contínua em todo o corpo de prova.

Observações feitas através de microscopia ótica nas regiões afetadas pelas bandas de deformação heterogênea, revelaram degraus de escorregamento na superfície. A figura 22 mostra uma pequena colônia de perlita grossa que sofreu escorregamento paralelo às lamelas, na forma de um empilhamento de cartas, revelando, na superfície polida, a estrutura lamelar da colônia.



FIGURA 22 - Colônia de perlita grossa formando degraus de escorregamento em superfície previamente polida. $e=2\%$. Sem ataque. MO. Contraste de interferência. Aumento - 1000 X.

FIGURA 23 - Deformação como um empilhamento de cartas em colônia de perlita grossa. Degráus formados em superfície previamente polida. $e=2\%$. Sem ataque. MEV. Aumento - 6000 X.



As figuras 23 e 24 mostram o mesmo aspecto, observado por microscopia eletrônica de varredura com maiores aumentos em colô

nias de perlita grossa.



FIGURA 24 - Mesmo aspecto da figura 23, porém outra região. $e=2\%$. Sem ataque. MEV. Aumento - 6000 X.

As figuras 25 e 26 revelam escorregamento paralelo às lamelas, em colônias de perlita fina.

FIGURA 25 - Escorregamento paralelo às lamelas em colônias de perlita fina. $e=2\%$. Sem ataque. MEV. Aumento - 2000 X.



FIGURA 26 - Mesmo aspecto da figura 25, porém outra região. $e=2\%$. Sem ataque. MEV. Aumento - 10000 X.

Mediu-se o espaçamento interdegraus em micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura e obteve-se, para a perlita grossa, $\lambda = 4\mu\text{m}$ e, para a perlita fina, $\lambda = 0,2\mu\text{m}$; esses valores coincidiram com os valores de espaçamentos interlamelares, obtidos para as duas estruturas.

c) Técnica metalográfica convencional

Os corpos de prova deformados na faixa $e_{LSE} < e < e_{LIE}$ seccionados, embutidos, polidos mecanicamente e atacados não revelaram nenhum sinal de deformação na estrutura. O ataque utilizado - Nital 1% - atacou forte e rapidamente as interfaces $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$ sem atacar as bandas de escorregamento existentes na estrutura.

OBSERVAÇÕES PARA $e_{LIE} < e < e_C$

a) Ensaaios mecânicos

Na figura 19, observa-se um aumento do encruamento, provocado pelo refinamento da estrutura. Com o intuito de se verificar os possíveis efeitos da morfologia da cementita, bem como o efeito da dispersão desta fase na microestrutura sobre o encruamento, construíram-se curvas de tensão real x deformação plástica real para as estruturas parcialmente esferoidizada, de perlita grossa e de perlita fina. Em seguida, construiu-se as curvas $\frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} \times \epsilon$, como proposto por Coussard e Jaoul (50) e Coussard (51), para verificar a existência de possíveis estágios na curva tensão real x deformação plástica real.

A figura 27 mostra a variação de $\theta = \frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} \times \epsilon$ para as estruturas: parcialmente esferoidizada, de perlita grossa e de perlita fina. Observa-se, na figura 27, dois estágios nítidos de encruamento para as estruturas de perlita grossa e perlita fina. No primeiro estágio θ tende a permanecer constante com a deformação e se estende até ϵ_c . No segundo estágio, o encruamento cai linearmente com a deformação. Para o aço com estrutura parcialmente esferoidizada, não se observou a presença de dois estágios de encruamento, pois este decresce continuamente com a deformação.

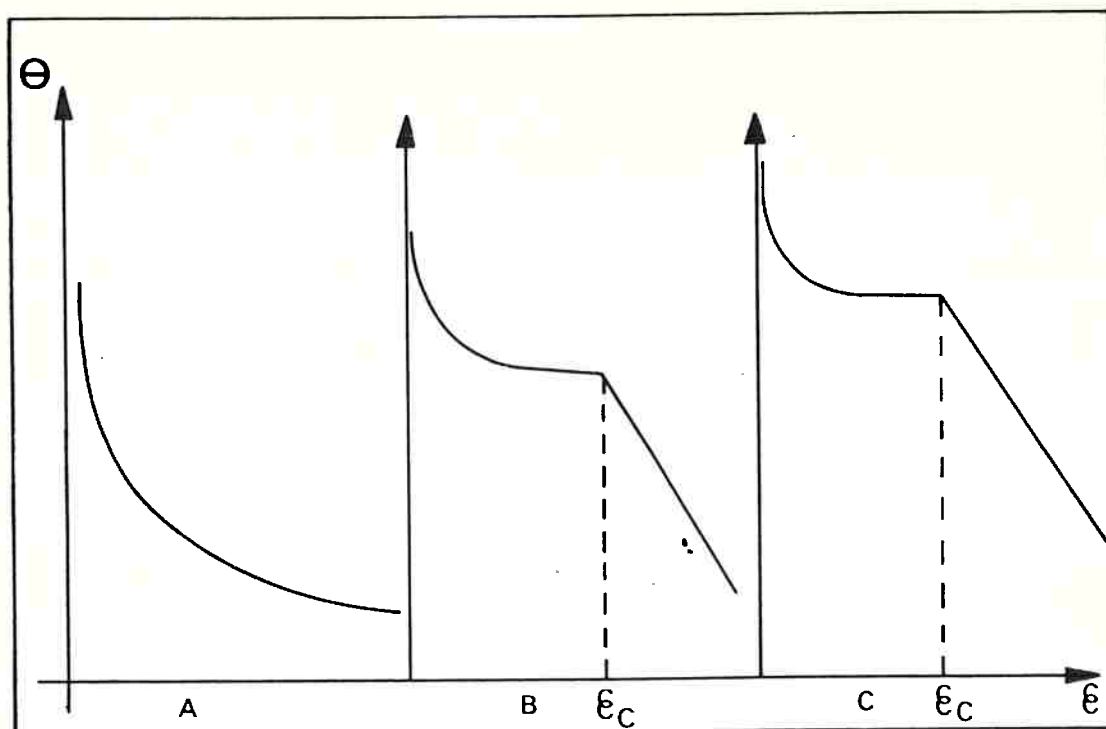


FIGURA 27 - Variação da taxa de encruamento com a deformação plástica real. A) perlita parcialmente esferoidizada ; B) perlita grossa; C) perlita fina. Observa-se dois estágios de encruamento nas estruturas lamelares.

Construíram-se em seguida, as curvas $\log \theta$ x $\log \epsilon$ correspondentes às estruturas parcialmente esferoidizada, de

perlita grossa e de perlita fina. A figura 28 mostra a variação do encruamento, com a deformação, para as três estruturas.

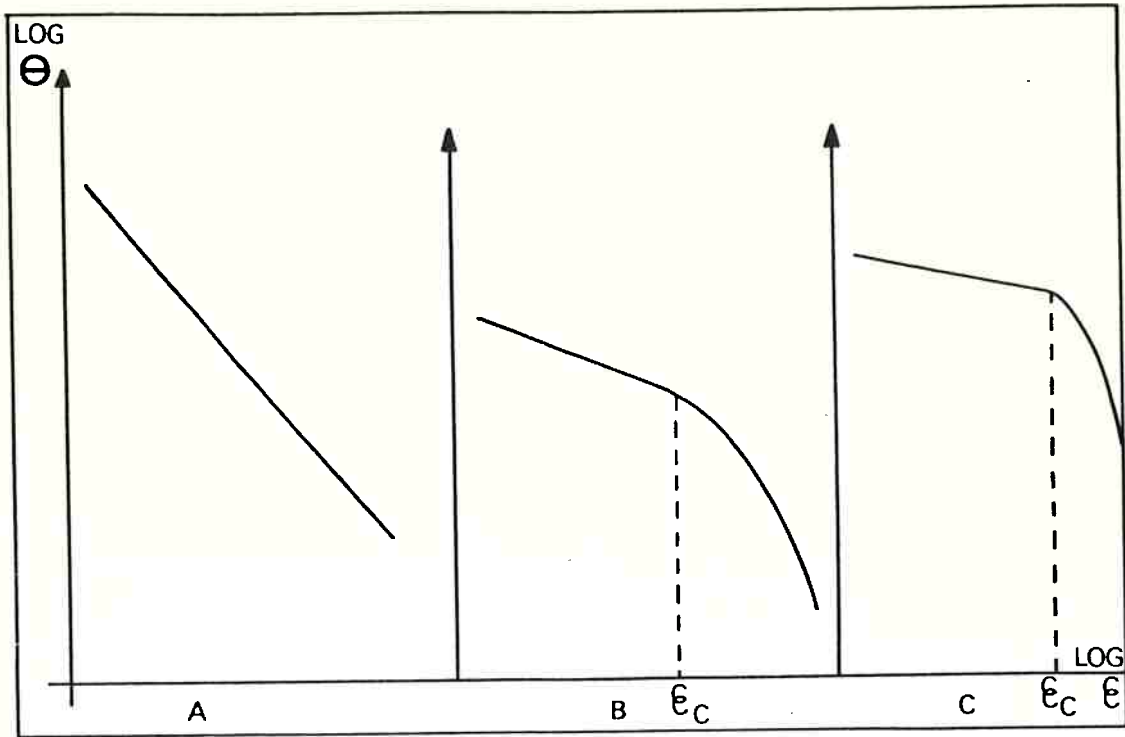


FIGURA 28 - Variação da taxa de encruamento com a deformação plástica real. A) perlita parcialmente esferoidizada; B) perlita grossa ; C) perlita fina. Observa-se dois estágios de encruamento nas estruturas lamelares.

Obteve-se para $e_{LIE} < e < e_C$ valores médios de \underline{n} e \underline{k} conforme indicado na tabela III.

TABELA III - Valores médios de \underline{n} e \underline{k} , coeficientes da equação de Ludwick, para as tres estruturas estudadas.

	Perlita parcialmen te esferoidizada	Perlita grossa	Perlita fina
n	0,65	0,85	0,98
k	200 kg*/mm ²	400 kg*/mm ²	1000 kg*/mm ²

Esses valores correspondem às constantes da equação de Ludwick :

$$\sigma = \sigma_0 + k \epsilon^n$$

da qual se obtém, quando derivada,

$$\frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} = kn \epsilon^{n-1}$$

e tomando os logarítmos:

$$\log \frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} = \log kn + (n-1) \log \epsilon$$

Para $e_{LIE} < e < e_C$ obteve-se três retas correspondentes às três estruturas. Esse comportamento é válido para deformações $1\% < e < 5\%$. No caso da perlita grossa, a determinação correta de e_C foi dificultada pela presença de deformação de Luders nos corpos de prova. Nesses casos, a determinação da transição entre dois estágios de deformação torna-se arbitrária⁽⁵²⁾. Dessa forma, não se procurou comparar valores de e_C para as estruturas de perlita fina e grossa.

b) Observações metalográficas em superfícies previamente polidas

Para a faixa de deformações $e_{LIE} < e < e_C$ observou-se aspectos semelhantes aos ilustrados nas figuras 22, 23, 24, 25 e 26, onde as colônias de perlita se deformaram na forma de empilhamento de cartas.

Para deformações maiores, observou-se um aumento da quantidade de colônias que se deformavam através desse mecanismo. A figura 29 mostra uma região da superfície polida em que diversas colônias se apresentam deformadas. As colônias que se deformam como um empilhamento de cartas frequentemente formam ângulos em torno de 45° com o eixo de tração.

Foi possível observar, entretanto, uma pequena colô

nia de perlita formando 90° com o eixo de tração. Na figura 29 este coincide com o risco de polimento.

Os degraus observados na superfície livre do material podem não ser representativos da deformação no interior



FIGURA 29 - Colônia de perlita grossa formando degraus de escorregamento em superfície previamente polida. Nota-se uma colônia que se deforma como um empilhamento de cartas orientada a 90° com o eixo de tração. Este coincide com o risco de polimento. $e=5\%$. Sem ataque. MO. Contraste de interferência. Aumento - 1000 X.

do material, pois as colônias superficiais não sofrem restrições de colônias vizinhas à sua deformação.

Para investigar a possibilidade de deformação como um empilhamento de cartas no interior do material, realizou-se a seguinte experiência:

Cortaram-se duas pastilhas de 13mm de diâmetro por 5mm de altura e poliu-se mecânicamente suas superfícies com pasta de diamante até $1/4 \mu$. Em seguida, submeteu-se as duas pastilhas a ensaio de compressão até atingir uma deformação $e=4\%$.

A figura 30 mostra a superfície da pastilha após a deformação. Observam-se degraus, que revelam a estrutura lamelar da colônia. Estes degraus, entretanto, são menores do que os correspondentes, observados na superfície livre do material.

Durante o processo de polimento eletrolítico, alguns corpos de prova sofreram leve ataque. Como a técnica utilizada para a observação de degraus na superfície livre era o



FIGURA 30 - Formação de degraus em superfície previamente polida. Corpo de prova comprimido até 4%. Mostra a possibilidade de escorregamento paralelo às lamelas em colônias submetidas às restrições impostas por colônias vizinhas. $\epsilon=4\%$. Sem ataque. MO. Contraste de interferência. Aumento - 1000 X.

FIGURA 31 - Degraus formados em superfície polida e levemente atacada. Nota-se a coincidência de orientações dos degraus e da colônia. $\epsilon=5\%$. Levemente atacada. MO. Contraste de interferência. Aumento - 1000 X.



contraste de interferência, a microestrutura se revelou com bastante nitidez. Foi possível observar, nesses corpos de prova, a superposição da estrutura de degraus provocada pela deformação e a microestrutura do material. A figura 31 mostra esta superposição; nela, pode-se observar a coincidência entre as orientações tomadas pelos degraus no processo de deformação e a orientação das lamelas.

Numa outra colônia, atravessando as lamelas, nota-se degraus, que começam a se formar para deformações em torno de 5%, como ilustram as figuras 32 e 33.

FIGURA 32 - Bandas de deformação atravessando colônias de perlita grossa em superfície previamente polida. $\epsilon=5\%$. Levemente atacada. MO. Contraste de interferência. Aumento - 1000 X.

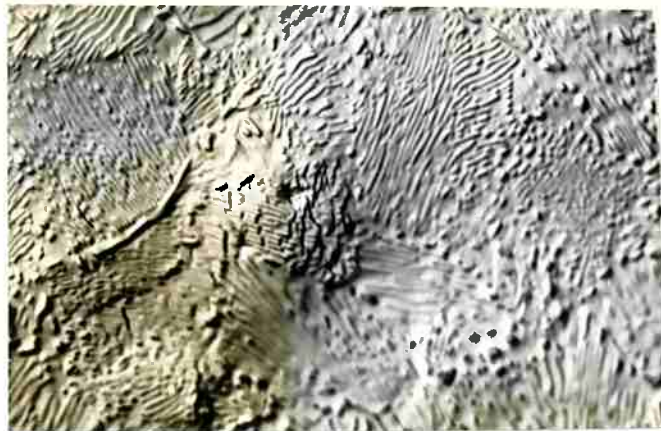


FIGURA 33 - Degraus de escorregamento em falhas de crescimento de perlita grossa. $\epsilon=5\%$. Levemente atacada. MO. Contraste de interferência. Aumento - 1000 X.

Outro modo de deformação observado foi em contorno de colônia. Diversas regiões da superfície do material apresentaram os aspectos evidenciados na figura 34, onde se nota deformação intensa em contorno de colônia.

É interessante observar que a morfologia dos degraus formados na colônia central da figura 33 se assemelha à morfologia das falhas de crescimento da perlita. Esses degraus ocorrem preferencialmente nas regiões onde a matriz ferrítica é contínua.



FIGURA 34 - Deformação intensa em contorno de colônia em superfície previamente polida e levemente atacada. $\epsilon=5\%$. Levemente atacada. MO. Contraste de interferência. Aumento - 1000 X.

c) Observação da estrutura através de técnica metalográfica convencional

Observou-se para $e_{LIE} < e < e_C$, começo de formação de bandas de deformação que atravessavam as colônias como ilustra

do na figura 35. Muito poucas colônias, porém, apresentavam esse tipo de deformação, Exceto a presença de poucas bandas de deformação na estrutura não se observou qualquer evidência de que o material estivesse deformado.



FIGURA 35 - Bandas de deformação, atravessando colônia de perlita grossa em feixes paralelos. $e=5\%$. Ataque: nital 1%. MO. Aumento - 500 X.

COMPORTAMENTO PARA DEFORMAÇÕES $e_C < e < e_U$

a) Ensaio mecânicos

De uma maneira geral, observou-se um aumento do limite de resistência, provocado pela diminuição do espaçamento entre as partículas de cementita (ver figura 19). A tabela IV indica os valores médios obtidos para as tres estruturas.

TABELA IV - Valores médios de limites de resistência para as tres estruturas estudadas.

Perlita parcialmente esferoidizada.	Perlita grossa	Perlita fina
75 kg/mm ²	100 kg/mm ²	125 kg/mm ²

Na comparação das taxas de encruamento para as estruturas parcialmente esferoidizada (ver figura 28A), de perlita grossa e perlita fina (ver figuras 28B e 28C), observou-se, no primeiro caso, um único estágio de encruamento, onde $n=0,65$ e, nos dois últimos casos, dois estágios de encruamento. O segundo estágio de encruamento não se revelou linear quando colocado sob a forma de $\log \theta \times \log \epsilon$. Em outras palavras, não foi possível ajustar-se uma reta sobre os pontos experimentais obtidos. Curiosamente, porém, obteve-se uma reta quando o estágio de encruamento foi colocado sob a forma de $\theta \times \epsilon$ (ver figura 27).

A partir de e_c , notou-se uma queda acentuada da taxa de encruamento do aço com estruturas de perlita grossa e fina, à medida em que aumentava a deformação.

b) Observações metalográficas em superfícies previamente polidas

Para deformações crescentes e maiores que e_c , observou-se um aumento do número de colônias que apresentavam degraus de escorregamento atravessando as lamelas. Esta técnica

ca de observação, entretanto, não foi mais utilizada, porque não era possível resolver a estrutura de deformação, devido à grande quantidade de degraus formados na superfície.

c) Observação da estrutura através de técnica metalográfica convencional

Para deformações maiores que e_c , observou-se aumento do número de bandas de deformação que atravessam as colônias, como as ilustradas na figura 35. A figura 36 mostra um feixe dessas bandas em colônia de perlita fina, deformada até 10%.

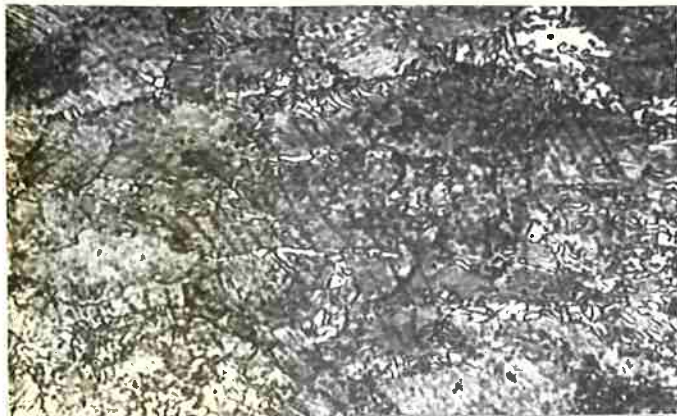


FIGURA 36 - Bandas de deformação, atravessando colônia de perlita fina em feixes paralelos. $e=10\%$. Ataque: nital 1%. MO. Aumento - 500 X.

Além disso, verificou-se uma sensibilidade à velocidade de deformação, onde a quantidade de bandas de deformação atravessando as colônias aumentava com o aumento da velocidade de deformação.

FIGURA 37 - Bandas de deformação em colônia de perlita grossa em dois sistemas de escorregamento da ferrita. $e=10\%$. Ataque: nital 1%. MO. Aumento - 1000 X.



Essas bandas de deformação frequentemente adotam certas orientações preferenciais. Tais orientações estão vinculadas aos sistemas de escorregamento da ferrita, como mostrado na figura 37, onde se pode notar dois sistemas de escorregamento operando numa mesma colônia de perlita.

Dependendo, entretanto, das orientações relativas entre o eixo de sollicitações, as lamelas e os sistemas de escorregamento, podem ocorrer bandas de deformação em direções não preferenciais, e se propagar em ziguezague, como evidenciado na figura 38.



FIGURA 38 - Banda de deformação em colônia de perlita grossa. Nota-se o efeito da orientação sobre a propagação da banda. $\epsilon=1\%$. Ataque: nital 1%. MO. Aumento - 1000 X.

A figura 39 mostra que estas orientações relativas são importantes nos processos de bloqueio da propagação; uma pequena variação da orientação das lamelas de uma mesma colônia impede o desenvolvimento das bandas de deformação.

Nos materiais com estruturas perlíticas mais grossas foi possível observar, através de microscopia ótica, o processo de deformação sofrido pelas colônias. A figura 40 mostra lamelas de cementita rompidas e deslocadas ao serem atravessadas pelas bandas de deformação. Nota-se a ocorrência de escorregamento na ferrita e ruptura das lamelas de cementita sem ocorrência de fratura da colônia.

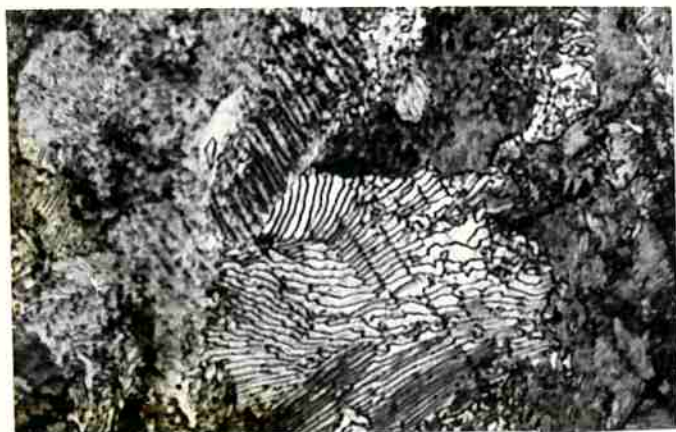


FIGURA 39 - Bandas de deformação em feixes paralelos. Nota-se o efeito da orientação da estrutura lamelar sobre a propagação da banda. $\epsilon=10\%$. Ataque: nital 1%. MO. Aumento - 1000 X.

FIGURA 40 - Bandas de deformação em feixes paralelos. Perlita grossa. Nota-se ruptura das lamelas de cementita e escorregamento na ferrita. $\epsilon=10\%$. Ataque: nital 1%. MO. Aumento - 2000 X.



Atacou-se seletivamente alguns corpos de prova para observação por microscopia eletrônica de varredura, o que possibilitou examinar em detalhe os processos acima mencionados. A figura 41 mostra um aspecto de microtrincas, presentes no material, atravessando as colônias em sistemas paralelos. Pode-se observar o rompimento das lamelas de cementita no esqueleto de lamelas não atacadas pelo nital.



FIGURA 41 - Feixe de microtrincas, evidenciando as lamelas de cementita fraturadas. Perlita grossa. $\epsilon=15\%$. Ataque seletivo: nital 1%. MEV. Aumento - 2000 X.

Nas figuras 42 e 43, pode-se distinguir lamelas de cementita fraturadas no processo de propagação das bandas de deformação. Observações com maiores aumentos revelaram lamelas de cementita fraturadas, cujo aspecto indica a ocorrência de pouca ou nenhuma deformação plástica da cementita no processo de deformação plástica da perlita.



FIGURA 42 - Banda de deformação em colônia de perlita grossa. Nota-se o rompimento das lamelas de cementita. $\epsilon=10\%$. Ataque seletivo nital 1%. MEV. Aumento 6000 X.



FIGURA 43 - Banda de deformação em colônia de perlita fina. Nota-se o rompimento das lamelas de cementita. $\epsilon=10\%$. Ataque seletivo: nital 1%. MEV. Aumento - 6000 X.

Na figura 44, nota-se arestas nítidas formadas na fratura frágil da lamela de cementita.

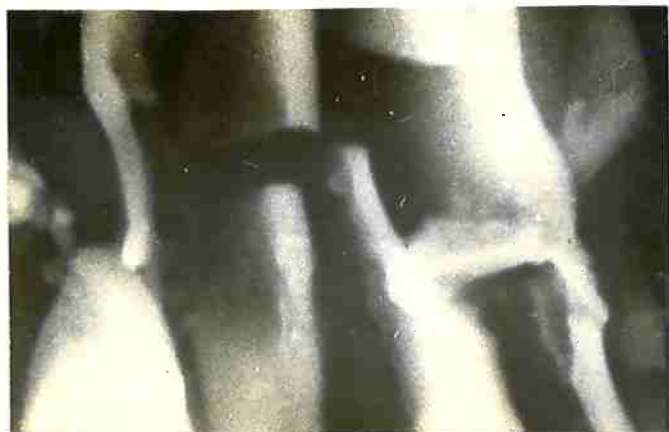


FIGURA 44 - Microtrinca em lamela de cementita. Perlita grossa. Nota-se o caráter frágil da fratura. $\epsilon=10\%$. Ataque seletivo: nital 1%. MEV. Aumento - 20.000 X.

CAPÍTULO IV - DISCUSSÃO

MICROMECHANISMOS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE ESTRUTURAS PERLÍTICAS

Para deformações $0 < \epsilon < \epsilon_{LSE}$ não se observou mudança de comportamento das curvas quanto ao módulo de elasticidade nas tres estruturas estudadas. Esta verificação indica que a morfologia e a dispersão dos precipitados não afetam as propriedades elásticas do material. Além disso, sabe-se que a ferrita e a cementita tem módulos elásticos semelhantes⁽³⁹⁾ de modo que, sob este ponto de vista, o material pode ser considerado como material de microestrutura homogênea.

A primeira alteração ocorreu no limite de escoamento. Observou-se um aumento deste com o aumento da dispersão das partículas de cementita que, por sua vez, provoca uma diminuição do livre caminho médio de discordâncias na ferrita. Puttick⁽²⁵⁾ sugeriu a aplicação de uma lei do tipo Hall - Petch para estruturas lamelares, tomando as interfaces Fe_3C como barreiras à movimentação de discordâncias. Qualitativamente, os resultados confirmaram esse modelo, embora não se possam tirar conclusões quantitativas pois as experiências foram conduzidas somente com dois espaçamentos interlamelares.

Os aços com estruturas parcialmente esferoidizada e de perlita grossa apresentaram escoamento descontínuo, na forma de patamares de escoamento nas curvas carga x alongamento (figura 19 A,B), com formação de bandas de Luders que atravessavam os corpos de prova. O aço com estrutura de perlita fina não apresentou patamar de escoamento (figura 19 C) nem formação de bandas de Luders.

A presença de escoamento descontínuo não é citada na literatura. Winlock⁽⁵³⁾ mencionou a presença de limites de escoamento nítidos em aços hipoeutetóides e em aços eute-

tóides coalescidos. Gensamer et al⁽⁴⁰⁾ ao estudarem o comportamento mecânico de aços eutetóides com estruturas esferoidizadas, perlíticas e bainíticas, só observaram escoamento nítido no caso de estruturas esferoidizadas. Tanto no caso dos aços hipoeutetóides, como no caso dos aços eutetóides coalescidos, o escoamento nítido se deve a um comportamento característico da ferrita. Nesses casos o limite superior de escoamento, está associado à formação de atmosferas de Cottrell em torno das discordâncias⁽⁵⁴⁾ e corresponde à tensão necessária para liberá-las de suas atmosferas⁽⁵⁵⁾ ou operar novas fontes⁽⁵⁶⁾.

O limite inferior corresponde à tensão necessária para propagação dessas discordâncias em bandas de Luders através do material, e depende do tamanho de grão da ferrita⁽⁵⁷⁾ na medida em que o contorno é obstáculo para passagem de discordâncias.

A presença de escoamento nítido na estrutura perlítica grosseira poderia ser causada por:

- a) Interação de discordâncias e precipitados, que impediriam a movimentação das discordâncias até atingir um nível crítico de tensões, quando as partículas sofreriam ruptura. As discordâncias seriam liberadas, provocando a queda de tensão observada. Stohr e Valle⁽⁵⁸⁾ observaram esse efeito em conjugados fibra-matriz metálica, por microscopia eletrônica de transmissão. A queda de tensão era provocada pela propagação de bandas de deformação heterogênea que fragmentavam as fibras em todo o material.
- b) Fenômeno característico da ferrita onde as discordâncias interagem com átomos de soluto. Estes formariam atmosferas bloqueando a sua movimentação. Nesse caso o comportamento seria explicado da mesma maneira que os resultados obtidos por Gensamer et al⁽⁴⁰⁾ e Winlock⁽⁵³⁾.

Os resultados obtidos nos ensaios interrompidos seguidos de envelhecimento artificial (ver figura 20) indicaram um comportamento característico da ferrita, corroborando portanto a segunda hipótese acima mencionada.

As diferenças de comportamento observadas entre as estruturas de perlita grossa e de perlita fina podem se explicadas pelo fato de:

a) Existir uma maior quantidade de interfaces $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$ atuando como fontes;

b) O estado de tensões na lamela de ferrita ser alterado à medida em que diminui o espaçamento interlamelar. Para estruturas finas teríamos um estado triaxial de tensões, provocado pela interação dos campos de tensão das lamelas vizinhas.

c) A densidade de discordâncias geometricamente necessárias ser maior. Esta densidade é dada por⁽¹⁶⁾:

$$\rho_g = \frac{1}{b} \frac{\partial \gamma}{\partial x} = \frac{2\gamma}{b\lambda}$$

onde γ é o cisalhamento aplicado e λ o espaçamento interlamelar. Nesta relação, observa-se que a densidade de discordâncias geometricamente necessárias aumenta para espaçamentos menores.

Desses fatores decorre que o número de discordâncias móveis na estrutura de perlita fina, para um dado nível de tensão, seja maior que na estrutura de perlita grossa.

O escoamento ocorre, então, de forma gradual e em todo o corpo de prova, sem a formação de bandas de deformação heterogêneas e a queda de tensão correspondente ao início de operação de novas fontes na ferrita.

As observações metalográficas realizadas em corpos de prova deformados $e_{LSE} < e < e_{LIE}$ indicaram um modo de defor

mação semelhante a um empilhamento de cartas. O escorregamento ocorre na matriz ferrítica, entre as lamelas de cementita, corroborando a análise do escoamento descontínuo acima descrita.

A ocorrência de escorregamento paralelo às lamelas nos primeiros estágios de deformação, indica que o efeito endurecedor das partículas de segunda fase pode não ser operante em colônias com orientações favoráveis a este modo de deformação.

Segundo Puttick⁽²⁵⁾ as colônias orientadas favoravelmente ao escorregamento paralelo às lamelas formam ângulo de 45° com o eixo de tração. Deve-se, entretanto, atentar para o fato de que, num corpo de provas cilíndrico, existe um conjunto de cones interpenetrantes de máximo cisalhamento, cujas superfícies laterais formam 45° com o eixo do cilindro. Uma colônia de perlita pode estar orientada no espaço paralelamente à superfície cônica, embora os traços das lamelas no plano de polimento sejam ortogonais ao eixo de tração. Desta forma, pode-se observar escorregamento paralelo às lamelas de Fe_3C em colônias cuja orientação, no plano de polimento, é de 45° a 90° com o eixo de tração, conforme esquematizado na figura 45

Na figura 29 observa-se uma pequena colônia que sofreu esse tipo de deformação formando 90° com o eixo de tração.

O modo de deformação como um empilhamento de cartas é predominante nos primeiros estágios da deformação. Para que uma colônia possa se deformar segundo este mecanismo, é preciso que exista pelo menos um sistema de escorregamento na ferrita, paralelo às interfaces α/Fe_3C . A literatura indica para a perlita⁽⁵⁹⁾⁽⁶⁰⁾ duas relações de orientação possíveis, entre a ferrita e a cementita:

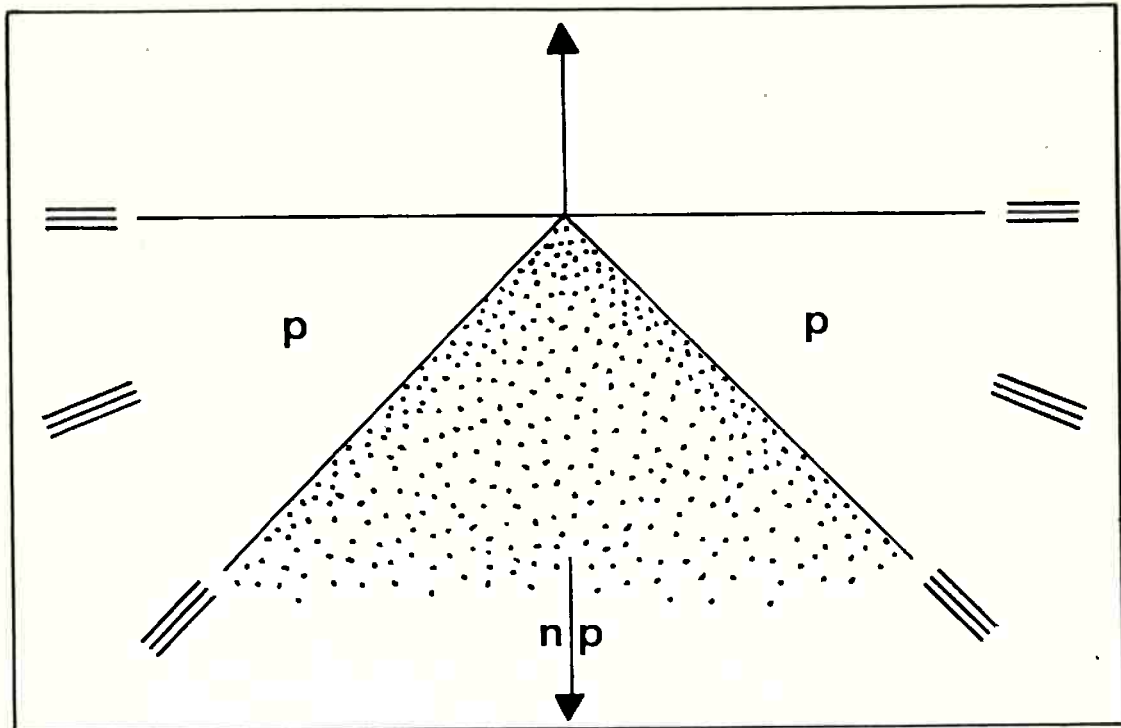


FIGURA 45 - Diagrama de orientações permitidas (p) e não permitidas (np) para o escorregamento paralelo às lamelas, deduzido a partir do critério de máxima tensão de cisalhamento.

a) Relação de Pitsch, em que

$(100)_C$	$2,6\varphi$	de	$[\bar{1}3\bar{1}]_\alpha$
$(010)_C$	$2,6\varphi$	de	$[\bar{1}1\bar{3}]_\alpha$
$(001)_C$	//		$(52\bar{1})_\alpha$

sendo $(52\bar{1})_\alpha$ um plano hexagonal de bom ajuste com $(010)_C$

b) Relação de Bagarayatski, em que

$$\begin{array}{lll} (001)_C & // & (2\bar{1}\bar{1})_\alpha \\ (100)_C & // & [01\bar{1}]_\alpha \\ (010)_C & // & [111]_\alpha \end{array}$$

onde $(2\bar{1}\bar{1})_\alpha$ é também um plano hexagonal que confere um bom ajuste entre os dois reticulados.

As duas relações de orientação são igualmente frequentes e originam-se na nucleação de uma colônia: se a nucleação ocorre por meio da cementita em contorno de grão, obtém-se a relação de Bagarayatski; se a nucleação ocorre a partir da ferrita esta mantém uma relação de Pitsch com a cementita⁽⁶⁰⁾.

O plano $(11\bar{2})_\alpha$ e a direção $\{111\}_\alpha$ de colônias com relação de Bagarayatski, são paralelos à direção de crescimento frontal da colônia, possibilitando escorregamento paralelo às lamelas. A direção $\{111\}_\alpha$ e os planos $(110)_\alpha$ e $(112)_\alpha$ de colônia com relação de Pitsch são aproximadamente paralelos à interface $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$, permitindo com pequenos desvios o escorregamento paralelo às lamelas. Além disso, essas relações de orientação permitem que ocorra escorregamento com desvios em planos paralelos à direção $\{111\}_\alpha$ de escorregamento.

A presença de lamelas de cementita limita a operação de outros sistemas de escorregamento a pequenos deslocamentos. As observações metalográficas indicaram um comportamento elasto-plástico do agregado, uma vez que não se detectou deformação plástica da cementita nem ruptura de lamelas de cementita até deformações e_C da ordem de 5%.

A deformação elasto-plástica cria problemas de compatibilidade entre as duas fases, podendo-se prever a presença de discordâncias geometricamente necessárias⁽¹⁶⁾ geradas

na ou junto à interface $\alpha / \text{Fe}_3\text{C}$ conforme esquematizado na figura 4. Para o caso de colônias de perlita com orientação de Bagarayatski, a acomodação da curvatura do reticulado pode ser feita pela emissão de discordâncias em cunha de mesmo sinal em planos $(\bar{1}10)$, que constituem sistemas secundários em operação. O cisalhamento, entretanto, deve ser acomodado por um sistema primário paralelo à interface, para explicar as deformações observadas.

Na região de deformação elasto-plástica, observou-se uma lei de endurecimento:

$$\sigma = \sigma_0 + k\epsilon^n$$

onde n assume valores em torno de 0,85 (Tabela III-figura 28 para a estrutura perlítica grosseira e de 0,98 para a estrutura de perlita fina.

De acordo com a discussão anterior, o agregado se deforma através de escorregamento em sistemas paralelos às interfaces, e a cementita continua sob solicitações elásticas. As discordâncias geometricamente necessárias acumuladas no material constituem obstáculo à movimentação de discordâncias primárias, provocando o endurecimento observado.

Sevillano e Aernoudt⁽⁴²⁾ e Karlson e Linden⁽⁶¹⁾ obtiveram resultados diferentes. O segundo trabalho não indicou descontinuidades na curva de encruamento de estruturas perlíticas. Sevillano et al, por outro lado registraram uma descontinuidade na curva, tensão real x deformação plástica real, embora o primeiro estágio de encruamento por eles medido, fosse parabólico, isto é, $n = 0,5$. Em seguida, compararam seus resultados aos de uma teoria modificada de Ashby, obtendo boa concordância.

Tanaka et al⁽²²⁾⁽⁴⁴⁾ previram entretanto, endurecimento linear, calculando as tensões internas por um modelo de mecânica do contínuo, em que a cementita era não deformável e

as tensões internas não eram relaxadas. Seus resultados indicaram que as tensões internas médias determinam o encruamento e independem da morfologia da cementita.

Porém, os fenômenos de relaxação dependem do fator de forma c/a da cementita. O tamanho de colônia e a presença de falhas de crescimento na perlita alteram esta relação. As figuras 33 e 34 mostram, respectivamente, que a deformação nos primeiros estágios é heterogênea e localizada nas falhas de crescimento de nos contornos de colônia e perlita. É nestes locais que ocorre relaxação plástica. As regiões de eutetoide irregular e de ferrita livre devem sofrer deformação plástica mais facilmente, contribuindo para que ocorra relaxação das tensões internas de longo alcance no material. Entretanto, a relaxação plástica que ocorre nestes defeitos da estrutura lamelar é limitada e as tensões de longo alcance responsáveis pela sobretensão nas fontes, devem estar presentes.

Ashby⁽¹⁶⁾ salientou em seu trabalho que as tensões internas de longo alcance não foram levadas em conta em seus modelos, e quando o fez, assumiu um campo de tensões de longo alcance com o comprimento de onda da distância interpartícula e supôs que estas tensões não variavam com a deformação. Justificou este procedimento dizendo que, nos materiais estudados, os campos de tensão de longo alcance, não são componentes importantes do encruamento do material.

Sabe-se, entretanto, que estas tensões de longo alcance são mais importantes em estruturas lamelares. Este fenômeno foi observado por Kumakura cit. por Rosenfield et al⁽³²⁾ através da medição do efeito Bauschinger em estruturas lamelares. Wilson e Konnan⁽¹⁵⁾ também mediram o efeito Bauschinger e sugeriram que tensões internas de longo alcance responsáveis pela sobretensão, atuam durante os primeiros 2 a 3 % de deformação. Sevillano et al levantaram este problema na discussão

sobre a dependência da tensão de escoamento com o espaçamento interlamelar, cuja lei é semelhante a da variação da tensão com a deformação:

$$\sigma = \sigma_0 + k(\epsilon / \lambda)^n$$

Portanto, expoentes de encruamento $0,5 < n < 1$ podem significar que o comportamento real do material situa-se entre aquele previsto por Ashby - que despreza as tensões de longo alcance e a sobretensão necessária para operação de fontes - e o previsto por Tanaka et al, onde supõe a não ocorrência de relaxação de tensões internas do material.

O comportamento observado para os aços coalescidos, parece confirmar essas hipóteses, pois se obteve valores de n em torno de 0,65. Esse comportamento é mais próximo do endurecimento parabólico previsto por Ashby. Mostra, por outro lado, que o fator de forma das partículas de segunda fase comanda os efeitos de relaxação de tensões internas de longo alcance. Neste caso, as equações propostas por Tanaka et al não se aplicam, pois ocorre relaxação das tensões internas.

A medida em que o fator de forma das partículas aumenta, o comprimento de linha de anel que deve ser produzido também aumenta e a facilidade com que ocorre relaxação plástica diminui⁽³²⁾. Em aços perlíticos, a presença de lamelas de cementita constitui um obstáculo à propagação de discordâncias e a sua forma não permite a passagem de discordâncias por mecanismos tais como escorregamento cruzado ou formação de anéis de Orowan.

A presença de tensões internas de longo alcance neste estágio da deformação, indica um acúmulo grande de discordâncias geometricamente necessárias emaranhadas em discordâncias do sistema paralelo à interface $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$, cujo arranjo não se decompõe em outro mais estável de menor energia. Quan-

do se atinge uma deformação crítica, essas tensões induzem à ruptura de lamelas de cementita. Neste estágio, começa a ocorrer recuperação dinâmica do material - entendida como um decréscimo da tensão necessária para promover uma certa deformação ⁽⁶²⁾. A ruptura ocorre através da formação de microtrincas nas lamelas frágeis (figuras 35 a 40) que, por um lado, promovem alívio de tensões e, por outro, funcionam como sorvedouro de discordâncias no interior do material ⁽⁶³⁾. Esse processo elimina parte das discordâncias da estrutura.

As microtrincas nas lamelas de cementita produzem concentração de tensões em uma lamela vizinha de ferrita, nucleando nessa fase uma banda de escorregamento. Esta, por sua vez, através do empilhamento de discordâncias formado contra a lamela frágil seguinte, concentra tensões e promove uma outra microtrinca. ⁽³¹⁾ Esse processo permite que, por meio do abaixamento do nível de tensões e eliminação de discordâncias da estrutura, ocorra um rearranjo das discordâncias não eliminadas, formando eventualmente uma estrutura celular. Sabe-se que, para altas deformações, a ferrita em estruturas perlíticas tem uma estrutura celular de discordâncias típica de recuperação dinâmica ⁽⁶²⁾, onde as células se apresentam com uma dimensão limitada pelas lamelas de cementita vizinhas ⁽³⁶⁾, o que confirmaria as hipóteses acima.

O processo de relaxação de tensões a partir de e_c provoca a queda da taxa de encruamento observada para o aço com estrutura totalmente perlítica (figura 19).

A propagação das bandas de deformação que atravessam as colônias provoca a formação de microtrincas nas lamelas de cementita. A morfologia da fratura indica a ocorrência de pouca ou nenhuma deformação plástica nas lamelas de cementita. A maior parte dos trabalhos ^{(26) (30) (43)} aponta o comportamento da cementita como frágil, sofrendo ruptura por clivagem. Outros ^{(25) (61)} indicam ter ocorrido deformação plástica da ce-

mentita no processo de deformação.

Sabe-se, por outro lado, através de observações por microscopia eletrônica de transmissão, que a cementita apresenta discordâncias em sua estrutura, as quais, devido às suas características, somente se movimentariam quando submetidas a campo de tensões com componentes hidrostáticos (35).

Não se exclui, portanto, a possibilidade de ocorrência de deformação plástica na cementita que, porém, deve ocorrer sob grandes esforços de compressão. No ensaio de tração simples, estas componentes podem não estar presentes, observando-se o comportamento frágil mencionado.

DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DO AGREGADO DE COLÔNIAS

O agregado de colônias torna mais complexa a deformação do material na medida em que existem orientações favoráveis e desfavoráveis ao escorregamento paralelo às lamelas. Colônias com orientações desfavoráveis atuam como inclusões rígidas, restringindo a operação do mecanismo de empilhamento de cartas nas colônias com orientações favoráveis. Esta hipótese é reforçada quando se compara as deformações obtidas através desse mecanismo em colônias na superfície livre do material (figuras 22, 29) e em colônias cuja deformação foi restringida - no caso da compressão de pastilhas previamente polidas - pela presença de colônias com orientações desfavoráveis em sua vizinhança.

Na figura 30, observa-se que os degraus formados são menores. Davies et al. (64) discutiram a formação de degraus nos contornos de grão, em materiais monofásicos, concluíram que os degraus formados nos contornos de grão apresentam deslocamentos, em qualquer plano de escorregamento, consideravelmente menores que os seus correspondentes formados na su-

perfície externa, em uma linha de escorregamento, devido à não coincidência de sistemas de escorregamento em grãos vizinhos. O mesmo ocorre para um agregado de colônias de perlita.

É interessante lembrar que para haver compatibilidade entre as colônias no processo de deformação, uma condição necessária é a de que operem no mínimo cinco sistemas de escorregamento em cada colônia ⁽⁶⁵⁾. Esta condição não é preenchida no caso de estruturas lamelares. Quando se atinge uma deformação crítica, outros sistemas devem operar. Nessa situação, uma colônia com orientação desfavorável começa a sofrer ruptura através da formação de microtrincas nas lamelas de cementita, sob tensões induzidas por suas vizinhas, orientadas favoravelmente.

A rotação de colônias pode explicar a operação do mecanismo de empilhamento de cartas, sem a formação de graus de escorregamento e resolver os problemas de compatibilidade no processo de deformação. A figura 46 mostra, esquematicamente, como um conjunto de colônias com diferentes orientações pode se acomodar através de uma rotação, sob as tensões de cisalhamento e de compressão aplicadas.

Pode-se prever, de acordo com esta hipótese, que os contornos de colônia sejam regiões de maior sollicitação e sofram deformação plástica intensa, o que é evidenciado na figura 34.

Não só os contornos de colônia mas todas as regiões de ferrita que não tenham um caráter nitidamente lamelar, (regiões de eutetóide irregular ou áreas de ferrita livre) serão mais sollicitadas e sofrerão deformações mais intensas, pois podem sofrer escorregamento em diversos sistemas.

A possibilidade de rotação permite que colônias com orientações desfavoráveis em relação ao eixo de tração sofram

deformação plástica fácil quando submetidas às tensões de cisalhamento induzidas pelas colônias vizinhas. Devido ao processo de rotação, adquirem uma orientação, favorável em relação ao eixo de tração, continuando o processo de deformação.

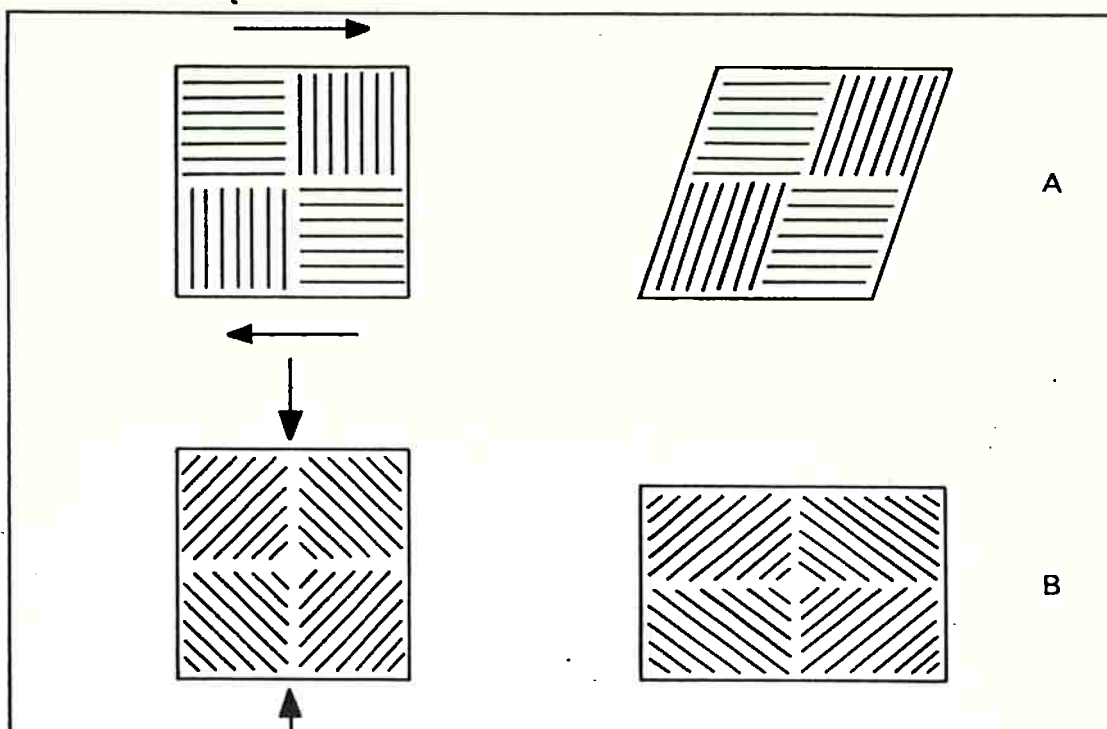


FIGURA 46 - Esquema mostrando a possibilidade de rotação de colônias para manutenção de compatibilidade na deformação.

Assim, o critério utilizado de máxima tensão de cisalhamento, cujo lugar geométrico é um conjunto de cones interpenetrantes de superfícies laterais que formam 45° com o eixo de tração (figura 45), perde em parte sua validade quando se pensa o agregado de colônias como um todo.

Entretanto, o critério de tensão máxima de cisalhamento serve como indicativo de uma tendência de rotação; durante o processo de deformação, as colônias se reorientariam, e ficariam paralelas à superfície lateral do cone, o que poderia originar uma textura de deformação no material.

CONSIDERAÇÕES FINAIS

Quando submetidas ao ensaio de tração simples, as estruturas perlíticas, nos primeiros estágios da deformação, têm a sua deformação controlada pela ferrita.

O escorregamento na forma de empilhamento de cartas associado à deformação localizada nos contornos de colônia e nas falhas de crescimento da perlita faz com que possa ocorrer deformação plástica, sob níveis relativamente baixos de tensão aplicada.

Entretanto, a restrição imposta pelas lamelas de cementita à operação de outros sistemas de escorregamento, que não os paralelos à interface $\alpha / \text{Fe}_3\text{C}$, provoca uma sobretensão para operação de fontes, o que explica os altos valores de expoentes de encruamento observados. A aplicação de modelos de encruamento a estas estruturas fica restrita, na medida em que a deformação é heterogênea na região de solicitações elasto-plásticas. Apesar disso, pode-se dizer que o comportamento dos aços com estrutura perlítica fica mais próximo daquele previsto por Tanaka et al., enquanto o dos aços com estrutura parcialmente esferoidizada fica mais próximo do previsto por Ashby.

Os aços com estrutura perlítica apresentam expoentes de encruamento menores do que o previsto por Tanaka et al., pois sofrem escorregamento paralelo às lamelas, e deformação plástica localizada nos contornos de colônia e em falhas de crescimento da perlita. Os aços com estrutura parcialmente esferoidizada, por sua vez, apresentam expoentes de encruamento maiores que os previstos por Ashby, pois ocorre somente relaxação plástica parcial. Nas regiões esferoidizadas, a relaxação plástica é intensa e nas regiões lamelares, onde

isto não ocorre, é necessária uma sobretensão para a operação de fontes.

No fim da região de solicitações elasto-plásticas, ocorre deformação intensa e localizada em bandas de cisalhamento que atravessam as lamelas. Estas bandas são nucleadas em microtrincas formadas nas lamelas de cementita quando atingido um nível crítico de tensões - macroscópicas e microscópicas.

Estes fenômenos fazem com que a taxa de encruamento diminua devido a um processo de recuperação dinâmica, em que parte das discordâncias é eliminada da estrutura e parte delas adota configuração mais estável e de menor energia.

Critérios de compatibilidade aplicados à deformação do agregado, sugerem que deve ocorrer rotação de colônias no processo de deformação através da formação de bandas de cisalhamento que atravessam as colônias e do mecanismo de empilhamento de cartas.

1. O escorregamento paralelo às lamelas de cementita na forma de empilhamento de cartas é um importante modo de deformação nos primeiros estágios de deformação de aços eutetóides com estruturas perlíticas.

2. Em seus primeiros estágios, a deformação do material é controlada pela ferrita. A deformação é heterogênea e pode ocorrer:

- a) deformação através do mecanismo de empilhamento de cartas;
- b) deformação em contorno de colônia;
- c) deformação em falhas de crescimento da perlita.

3. Os aços eutetóides com estruturas perlíticas, podem apresentar escoamento nítido, dependendo do espaçamento interlamelar da perlita. Espaçamentos menores que um valor crítico inibem a presença de escoamento nítido. Este fenômeno é explicado pela maior facilidade com que são formadas discordâncias móveis na estrutura.

4. Observaram-se dois estágios de encruamento no processo de deformação das estruturas lamelares. Obteve-se, para o primeiro estágio, um coeficiente n de encruamento em torno de 0,9. No segundo estágio, este coeficiente diminui.

5. Obteve-se, para os aços coalescidos, somente um estágio de encruamento com coeficiente $n=0,65$.

6. No fim do primeiro estágio, observou-se ocorrência de ruptura de lamelas de cementita, pela propagação de bandas de deformação através das colônias. Observou-se um au-

mento do número destas bandas com o aumento da deformação.

7. A quantidade de bandas de deformação que atravessam as colônias aumenta com o aumento da velocidade de deformação.

8. Observou-se comportamento frágil da cementita no processo de deformação.

9. Para que o agregado de colônias preencha critérios de compatibilidade no processo de deformação, é necessária a propagação de bandas de deformação através das colônias, bem como rotação de colônias no interior do material.

CAPÍTULO VI - PERSPECTIVAS PARA NOVOS ESTUDOS

O desenvolvimento deste estudo permitiu a sugestão de alguns temas que poderão ser objeto de estudos posteriores

1. Estudo da influência do espaçamento interlamelar da perlita nas propriedades de encruamento de aços eutéticos.

O objetivo seria a determinação de uma possível variação das deformações críticas e dos valores de encruamento, para os quais começa a ocorrer ruptura de lamelas frágeis desencadeando um processo de recuperação. Com esses dados, seria possível testar as teorias de Ashby e Tanaka, nas estruturas em questão. Seria conveniente trabalhar com uma gama de espaçamentos interlamelares pequenos, para evitar a presença de deformações de Luders no material.

2. Estudo das propriedades de fadiga de aços eutéticos perlíticos.

O objetivo seria investigar o possível efeito da presença de colônias com orientações favoráveis ao escorregamento paralelo às lamelas, como locais preferenciais à nucleação de trincas.

3. Estudo dos mecanismos de deformação plástica de estruturas perlíticas unidirecionadas, obtidas através de técnicas semelhantes às utilizadas em crescimento de estruturas eutéticas.

Este estudo tornaria mais claro o efeito da orientação das colônias sobre a microestrutura de deformação e as propriedades mecânicas do material.

4. Estudo do comportamento mecânico de estruturas lamelares de outros sistemas.

O objetivo seria investigar a influência do caráter da interface entre as lamelas sobre os mecanismos de formação. Como exemplo, temos o sistema Cu-Al que apresenta uma reação eutetóide $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$ e uma reação eutética $L \rightarrow Al + CuAl_2$.

5. Observação da estrutura de discordâncias desenvolvida em estruturas perlíticas deformadas, utilizando técnicas de microscopia eletrônica de transmissão.

- (1) MOTT, N.F.; NABARRO, F.R.N. - "An attempt to estimate the degree of precipitation hardening with a simple model" , Proc. Phys. Soc., vol. 52, pag. 86, 1940.
- (2) FLEISCHER, R.L. - "Solution Hardening", Acta Met., vol. 9, pag. 996, 1961.
- (3) OROWAN, E. - "Theory of yield without particle shear", Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys - discussão, pag. 451 - Institute of Metals, 1948.
- (4) FISHER, J.C.; HART, E.W.; PRY, R.H. - "The hardening of metal crystals by precipitate particles", Acta Met., vol. 1 pag. 336, 1953.
- (5) DEW - HUGUES, D.; ROBERTSON, W.D. - "Dispersed particle hardening of aluminum-copper alloy single crystals", Acta Met., vol. 8, pag. 147, 1960.
- (6) MARTIN, J.W. - "Precipitation Hardening", Pergamon Press , pag. 81, 1968.
- (7) HIRSCH, P.B. - "The interpretation of the slip pattern in terms of dislocation movements", Jour. Inst:Metals, vol. 86 , pag. 13, 1957.
- (8) KELLY, A.; NICHOLSON, R.B. - "Precipitation Hardening" , Progress in Metal Physics, vol. 10, pag. 149, 1963.
- (9) ASHBY, M.F. - "The deformation of plastically non-homogeneous materials", Phil. Mag., vol. 21, pag. 399, 1970.

- (10) ASHBY, M.F.; SMITH, G.C. - "Direct electron microscopy of thin foils of internally oxidized dilute copper alloys" , Phil. Mag., vol.5, pag. 298, 1960.
- (11) HUMPHREYS, F.J.; MARTIN, J.W. -"The effect of dispersed phases upon dislocation distributions in plastically deformed copper crystals", Phil. Mag., vol. 116, pag.927 , 1967.
- (12) GLEITER, H. - "Theorie der Prismatischen Quergleitung von Versetzungen in der UmGegung von Ausscheidungen", Acta Met., vol. 15, pag. 1213, 1967.
- (13) HIRSCH, P.B.; HUMPHREYS, F.J. - "Plastic deformation of two-phase alloys containing small nondeformable particles", Physics of Strenght and Plasticity , MIT Press, pag.189, 1969.
- (14) WILSON, D.V. - "Reversible work hardening in alloys of cubic metals", Acta Met., vol. 13, pag. 807, 1965.
- (15) WILSON, D.V.; KONNAN, Y.A. - "Work hardening in a steel containing a coarse dispersion of cementite particles", Acta Maet. vol. 12, pag. 617, 1964.
- (16) ASHBY, M.F. - "The deformation of plastically non-homogeneous alloys", Strenghtening Mechanisms in Crystals, Elsevier, pag. 187, 1971.
- (17) DRUCKER, D.C. - "The continuum theory of plsticity on the macroscale and tha microscale", Journal of Materials, vol. 1, pag. 873, 1966.
- (18) BUTLER, T.W.; DRUCKER, D.C. - "Yield strenght and micro structural scale: a continuum study of pearlitic versus spheroidized steel", Trans. Am. Soc. Mech. Eng., vol. pag. 780, 1973.

- (19) TANAKA, K.; MORI, T. - "The hardening of crystals by non deforming particles and fibres", Acta Met., vol. 18, pag. 931, 1970.
- (20) BROWN, L.M.; STOBBS, W.M. - "The work hardening of copper-silica - I. A model based on internal stresses, with no plastic relaxation", Phil. Mag., vol. 23, pag. 1185, 1971.
- (21) BROWN, L.M.; STOBBS, W.M. - "The work hardening of copper-silica - V. Equilibrium plastic relaxation by secondary dislocations", Phil. Mag., vol. 34, pag. 351, 1976.
- (22) TANAKA, K.; MATSUOKA, S. "The work hardening and fracture of steels containing cementite", Acta Met., vol. 22, pag. 153, 1974.
- (23) JENKINS, C.H.M.; MELLOR, G.A.; JENKINSON, E.A. - "Investigation of the behaviour of metals", Journal Iron St. Inst. vol 145, pag. 51, 1942.
- (24) BRUECKNER, W.H. - Weld. J. Res. Supp., vol 29, pag. 467, 1950.
- (25) PUTTICK, K.E. - "The structure, deformation and fracture of Pearlite", Jour, Iron Steel Inst., vol. 185, pag. 161 1957.
- (26) BUTCHER, B.R.; PETIT, H.R. - "Tensile deformation and cracking of plain high-carbon steels containing pearlite" Jour. Iron Steel Inst., vol. 204, pag. 469, 1966.
- (27) BURNS, K.W.; PICKERING, F.B. - "Deformation and fracture of ferrite-pearlite structures", Jour. Iron Steel Inst., vol. 202, pag. 899, 1964.

- (28) TETELMAN, A.S.; McEVILY, A.J. - "Fracture of structural materials", Wiley Inc., pag. 518, 1967
- (29) LINDBORG, U. - "Morphology of fracture in pearlite" , Trans. ASM, vol. 61, pag. 500, 1968.
- (30) ROSENFELD, A.R.; VOTAVA, E.; HAHN, G.T. - "Slip induced crack formation in mild steels", Trans. ASM, vol. 61, pag. 807, 1968.
- (31) MILLER, L.E.; SMITH, G.C. - "Tensile fractures in carbon steels", Jour. Iron Steel Inst., vol. 208, pag. 998, 1970.
- (32) ROSENFELD, A.R.; HAHN, G.T.; EMBURY, J.D. - "Fracture of steels containing pearlite", Met. Trans. , vol. 3 , pag. 2797, 1972.
- (33) DANKO, K.; STOUT, A. - "The effect of microstructure on the morphology of fracture", Weld. Jour., vol. 34, pag. 1138, 1955.
- (34) PEPE, J.J. - "Deformation structure and the tensile fracture characteristics of a cold worked 1080 pearlitic steel", Met. Trans., vol. 4, pag. 2455, 1973
- (35) KOREEDA, A.; SHIMIZU, K. - "Dislocations in cementite" , Phil. Mag., vol. 17, pag. 1083, 1968.
- (36) EMBURY, J.D.; FISHER, R.M. - "The structure and properties of drawn pearlite", Acta Met., vol. 14, pag. 147, 1966.
- (37) LANGFORD, G. - "A study of the deformation of patented steel wire", Met. Trans., vol. 1, pag. 465, 1970.

- (38) SEVILLANO, J.G.; AERNOUDT, E. - "Influence of the mode of deformation on the hardening of ferritic and pearlitic carbon steels at large strains", Jour. Iron Steel Inst., vol. 211, pag. 718, 1973.
- (39) ANDREWS, K.W.; BROOKSBANK, L. - "Stresses associated with inclusions in steel: a photoelastic analogue and the effects of inclusions in proximity", Jour. Iron Steel Inst., vol. 210, pag. 765, 1972
- (40) GENSAMER, M.; PEARSALL, E.B.; PELLINI, W.S.; LOW, J. L. - "The tensile properties of pearlite, bainite and spheroidite", Trans. ASM, vol. 30, pag. 983, 1942.
- (41) BRAMFITT, B.L.; MARDER, A.R. - "The effect of morphology on the strenght of pearlite", Met. Trans., vol 7-A, pag. 365, 1976.
- (42) SEVILLANO, J.G.; AERNOUDT, E. - "Courbes d'écrouissage de la perlite lamellaire", Mem. Sci. Rev. Met., n° 12, pag. 875, 1973.
- (43) BARNBY, J.T.; JOHNSON, M.R. - "Fracture in pearlitic steels", Met. Sci. Jour., vol. 3, pag. 155, 1969.
- (44) TANAKA, K.; MATSUOKA, S. - "The work hardening rate of pearlitic steel", Scripta Met., vol. 7, pag. 799, 1973.
- (45) LINDLEY T.C.; OATES, G.; RICHARDS, C.E. - "A critical appraisal of carbide cracking mechanisms in ferrite/carbide aggregates", Acta Met., vol. 18, pag. 1127, 1970.
- (46) TETELMAN, A.S.; McEVILY, A.J. - "Fracture of structural materials", Wiley, Inc., pag. 50, 1967.

- (47) PETERSON, J.L. - "Strain age hardening in hypoeutectoid steels", Trans. ASM, vol. 56, pag. 304, 1963.
- (48) MORRIS, C.E. - "Electropolishing of steel in chrome-acetic acid electrolyte", Metal Prog., vol. 56, pag. 696, 1949.
- (49) SMALMANN, R.E.; ASHBEE, K.H.G. - "Modern Metallography", Pergamon Press, pag. 45, 1969.
- (50) CROUSSARD, C. ; JAOU, B. - "Contribution à l'étude de la forme des courbes de traction des métaux et à son interprétation physique", Rev. Met., vol. 47, pag. 589, 1950.
- (51) CROUSSARD; C. - "Rapport entre la forme exacte des courbes de traction des métaux et les modifications concomitantes de leur structure", Rev. Met., vol. 50, pag. 697. 1953.
- (52) GUIMARÃES, J.R.C.; ALVES, D.L. - "On the analysis of stress-strain curves by means of empirical equations", Scripta Met., vol 9, pag. 1147, 1975.
- (53) WNLOCK, J. - "The influence of the rate of deformation on the tensile properties of some plain carbon sheet steels", Trans. AIME, Jour, of Met. pag. 797, junho 1953.
- (54) COTTRELL, A.H.; LEAK, G.M. - "The effect of artificial aging after tempering upon the strain aging of mild steels", Jour. Iron Steel Inst., vol. 172, pag. 301, 1952.
- (55) COTTRELL, A.H. - "Interaction of dislocation and solute atoms" - Relation of Properties to Microstructure, pag. 456, 1963.

- (56) HAHN, G.T. - "A model for yielding with special reference to the yield-point phenomena of iron and related BCC metals", Acta Met, vol. 10, pag. 727, 1962.
- (57) PETCH, N. J. - "The cleavage strength of polycrystals", Jour. Iron Steel Inst., vol. 174, pag. 25, 1953.
- (58) STOHR, J.F.; VALLE, R. - "Mecanismos de deformation de composites de solidification: interpretação du comportamento macroscópico à l'aide d'essais de traction in situ effectués dans un microscope électronique à haute tension", Phil. Mag., vol. 32, pag. 43, 1975.
- (59) ANDREWS, K.W. - "The structure of cementite and its relation to ferrite", Acta Met., vol. 2, pag. 939, 1963
- (60) DIPPENAAR, R.J.; HONEYCOMBE, R.W.K. - "The crystallography and nucleation of pearlite", Proc. Roy. Soc. Lond., vol. A 333, pag. 455, 1973.
- (61) KARLSSON, B.; LINDEN, G. - "Plastic deformation of eutectoid steel with different cementite morphologies", Mat. Sci. and Eng., vol. 17, pag. 199, jan. 1975.
- (62) LONGO, W.P.; REED-HILL, R.E. - "Alguns aspectos do encruamento dos metais" - Revista do Círculo de Engenharia Militar, nº 69, pag. S-1, 1973.
- (63) PEREIRA DA SILVA, P. S. - comunicação pessoal, 1976.
- (64) DAVIES, P.W.; GREENOUGH, A.P.; WILSHIRE, B. - "The ledge theory of recrystallization in polycrystalline metals", Phil. Mag., vol. 6, pag. 795, 1961.
- (65) TAYLOR, G.I. - "Plastic strain in metals", Jour. Ins. Met. vol. 62, pag. 302, 1938.

- (66) TSCHIPTSCHIN, A.P. - "Alguns aspectos de deformação plástica de estruturas perlíticas", trabalho apresentado ao XXX Congresso Anual da ABM, 1975
- (67) TSCHIPTSCHIN, A. P. - "Deformação plástica de estruturas perlíticas", trabalho apresentado ao XXXI Congresso Anual da ABM, 1976 - Metalurgia ABM, a ser publicado.