

AÇOS SAE 1080 PARA MOLAS¹

Charles Morales²

Helio Goldenstein³

Manoel Marcos Guimarães Lopes⁴

Resumo

Nesse trabalho estaremos descrevendo as características físicas e microestruturais de um aço eutetóide SAE 1080 tratado termicamente e laminado a frio, caracterizando sua estrutura microscópica denominada de perlita fina, antigamente conhecida como sorbita. É possível se realizar altas taxas de deformação a frio, sendo essa condição favorecida pela ductilidade da estrutura obtida denominada de perlita fina. Este trabalho tem o objetivo avaliar as distâncias interlamelares após laminação a frio de ~91%, correlacionando as mesmas com suas propriedades físicas, como Limite de Resistência a Tração, Limite de Escoamento e Dureza.

Palavras-chave: Aços eutetóides (0,77% de carbono); Tratamento térmico; Encruamento.

SAE 1080 FOR SPRINGS

Abstract

On this work we will be describing the physical and metallographic characteristics of an SAE 1080 eutectoid steel, heat treated and cold rolled, checking its initial metallographic structure named fine pearlite, which in the past was usually named sorbite. It is possible to achieve high rates of cold deformation, this condition being favored by the final structure obtained called fine pearlite. This work has the goal to measure the interlamellar spacing after 91% of cold rolling operation, correlating with tensile strength, yield point and hardness.

Key words: Eutectoid (0,77% carbon); Heat treatment; Work hardening.

¹ Contribuição técnica ao 49º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 22 a 25 de outubro de 2012, Vila Velha, ES, Brasil.

² Engenheiro Mecânico, pós graduado em Engenharia de materiais, Mestrando na Escola Politécnica da USP, SP – e-mail: charlesmorales@armco.com.br

³ Professor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP

⁴ Eng. Químico, pós graduado em Eng. Materiais. e-mail: manoelmarcos@armco.com.br

1 INTRODUÇÃO

Aços laminados planos com teores de carbono até 2,1% são materiais empregados em diversos segmentos no mundo.

Existe cada vez mais a necessidade de se obter aços com altos limites de resistência mecânica, estes aços podem ser aplicados em diversos segmentos, como o automotivo, sendo de grande interesse, pois com o aumento da resistência pode-se reduzir a espessura e o peso final da peça, contribuindo para redução de emissão de CO₂ e aumento de segurança passiva.

É discutida amplamente na literatura a aplicação de aços de composição eutetóide, nos quais esses aços quando resfriados lentamente de uma temperatura logo abaixo de Ac₁ formam uma microestrutura conhecida denominada de perlita, onde sua aplicação em produtos que exigem elevada resistência mecânica é utilizada de forma satisfatória, seja partindo de um aço longo onde o perfil inicial é em diâmetro redondo com aplicações como exemplo na indústria de arames para pneus, ou seja de um perfil plano laminado para aplicações de molas na indústria de automóveis.

Essa elevada resistência mecânica é atingida através de deformação a frio com ~91%, sendo a propriedade final comparada a de propriedades obtidas em aços temperados e revenidos, chegando a ordem de ~2400 MPa de limite de resistência. Taxa de redução similar foi mostrada no trabalho de Tagashira et al.⁽¹⁾ onde foi abordada a análise de microestrutura de 3 aços perliticos com redução de 70% a 95%

1.1 Objetivos

Nesse trabalho estaremos descrevendo as características físicas e microestruturais de um aço eutetóide SAE 1080 tratado termicamente e laminado a frio, caracterizando sua estrutura microscópica denominada de perlita fina, antigamente conhecida como sorbita.

Será escopo deste trabalho avaliar as distâncias interlamelares após laminação a frio, correlacionando as mesmas com suas propriedades físicas, como Limite de Resistência a Tração, Limite de Escoamento e Dureza.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 Diagrama de Equilíbrio

O diagrama Fe-C fornece a estrutura básica para compreender as transformações de fases e suas microestruturas relacionadas.

Na Figura 1 temos uma seção ampliada do diagrama Fe-C que inclui as áreas mais pertinentes da transformação de austenita em aços resfriados lentamente.

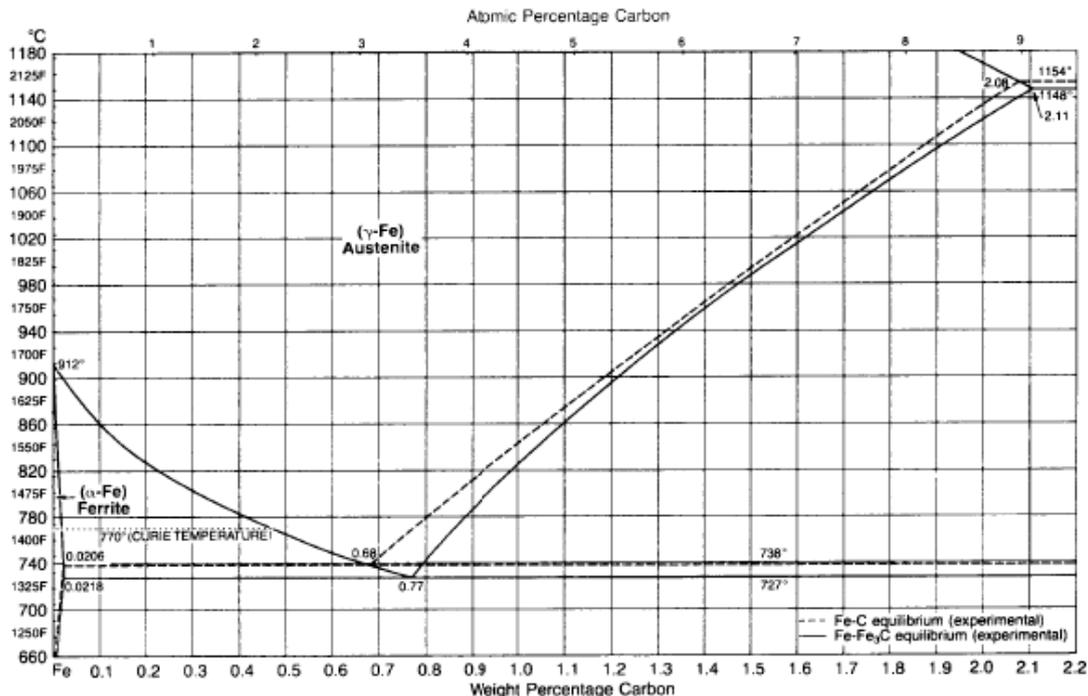
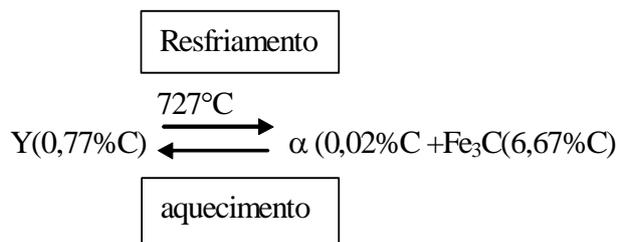


Figura 1 – Porção do Diagrama Fe-C enfatizando regiões de formação de ferrita e cementita proeutetóide e transformação da austenita eutetóide.⁽²⁾

Considere primeiro a liga Fe-0,77C , a qual deve ser completamente austenítica para todas as temperaturas passando por A1 (temperatura de 727°C ou 1.340°F).

Se mantido por um período de tempo muito longo nesta temperatura, ou resfriado muito lentamente através de A1(a qual está sobre condições aproximadas do equilíbrio), o diagrama de fases mostra que a austenita deve ser substituída por uma mistura de ferrita e cementita. Uma transformação de fases na qual uma fase sólida é substituída por duas fases sólidas diferentes é classificada como uma transformação eutetóide, e o sistema Fe-C pode ser escrito na forma da seguinte reação conforme equação 1:



(Eq.1)

Esta equação mostra que as fases envolvidas na reação eutetóide tem composições fixadas e que a reação é reversível dependendo somente se o calor é removido ou adicionado.

De preferência a reação eutetóide ocorre isotermicamente a 727°C. Condições de equilíbrio portanto são raramente obtidas e a reação pode ocorrer sobre uma ampla faixa de temperaturas abaixo de A1.

2.2 Estrutura da Perlita

A reação eutetóide nos aços produz uma microestrutura única denominada perlita. Perlita é uma mistura específica de duas fases formadas pela transformação da austenita de composição eutetóide em lamelas alternadas de ferrita e cementita como mostrado na Figura 2.



Figura 2- Perlita em uma liga Fe-0.75C resfriada no forno. Ataque picral. Ampliação, 500x.⁽²⁾

Uma leve micrografia de uma amostra resfriada no forno de uma liga Fe-0,75C. Colônias de lamelas de várias orientações e espaçamentos caracterizam a microestrutura. As variações de espaçamentos das lamelas de cementita nas diferentes áreas pode ser parcialmente devido as diferenças nos ângulos que as lamelas formam com o plano de polimento, e parcialmente devido ao fato de que a perlita pode ter sido formada sobre uma faixa de temperaturas como mostrado na Figura 3, onde:

$S=1/Tt$ (espaçamento interlamelar).

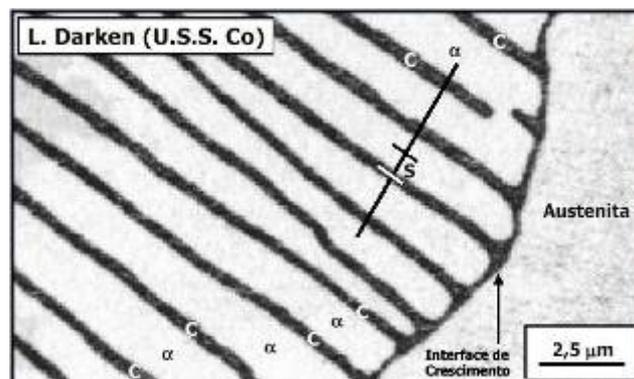


Figura 3 – Ilustração da variação do espaçamento entre lamelas de cementita e os ângulos que essas formam com o plano de polimento.⁽²⁾

Se a taxa de resfriamento for pequena, o carbono pode se difundir a distâncias muito grandes, resultando na formação de uma perlita grosseira (lamelas muito espessas). Se a taxa de resfriamento for acelerada, a difusão fica limitada a distâncias muito

pequenas. Como resultado, mais lamelas (e mais finas) são formadas, gerando uma perlita fina.

Assumindo que toda a perlita foi formada a aproximadamente à mesma temperatura, e que entretanto todas as lamelas tem quase todas o espaçamento idêntico, essas colônias com lamelas perpendiculares ao plano de polimento deveriam mostrar o espaçamento verdadeiro, ou o espaçamento mais próximo possível das lamelas de cementita e ferrita. Essas lamelas com ângulos menores do que 90° devem mostrar um espaçamento maior. Determinação do verdadeiro espaçamento da perlita de amostras preparadas metalograficamente onde as lamelas formam uma faixa de ângulos com a superfície da amostra exige análise metalográfica quantitativa especial.

Os percentuais de cementita e ferrita na perlita formada a 727°C pode ser determinado por um cálculo baseado na regra da alavanca.

A regra da alavanca pode ser aplicada para qualquer campo de duas fases de um diagrama binário de fases. Para determinar os percentuais das diferentes fases presentes a uma dada temperatura em uma dada liga.

Aplicando o cálculo da regra da alavanca para a liga Fe-0,77C, a liga que transforma totalmente em perlita , mostra na eq. 2 que:

$$\text{Wt.}\% \text{ Fe}_3\text{C na perlita} = \frac{0,77 - 0,020}{6,67 - 0,020} \times 100 = 11\% \quad \text{Eq.2}$$

Por diferença, o percentual em peso de ferrita na perlita é 89%. Portanto quando austenita contendo 0,77%C transforma em perlita próximo a 727°C, ferrita e cementita se formam nos percentuais de peso ficados como mostrados acima.

As densidades da ferrita e cementita, 7,87 g/cm³ e 7,7 g/cm³ respectivamente, são tão próximas que o percentual de volume de ferrita e cementita na perlita são essencialmente os mesmos como os percentuais em peso. Portanto, nas ligas Fe-C, as concentrações de fases calculadas pela regra da alavanca com composições por peso deveriam correlacionar bem com as concentrações de fases reveladas nas micrografias leves.

2.3 Cinética da Transformação Perlítica

A seção anterior descreveu a estrutura lamelar da perlita e sua por uma reação eutetóide próxima de 727°C (1.340 °F). Na pratica atual , entretanto, a formação da perlita raramente ocorre próximo de A1. A Figura 4 mostra um diagrama de transformação isotérmica para um aço 1080 eutetóide.

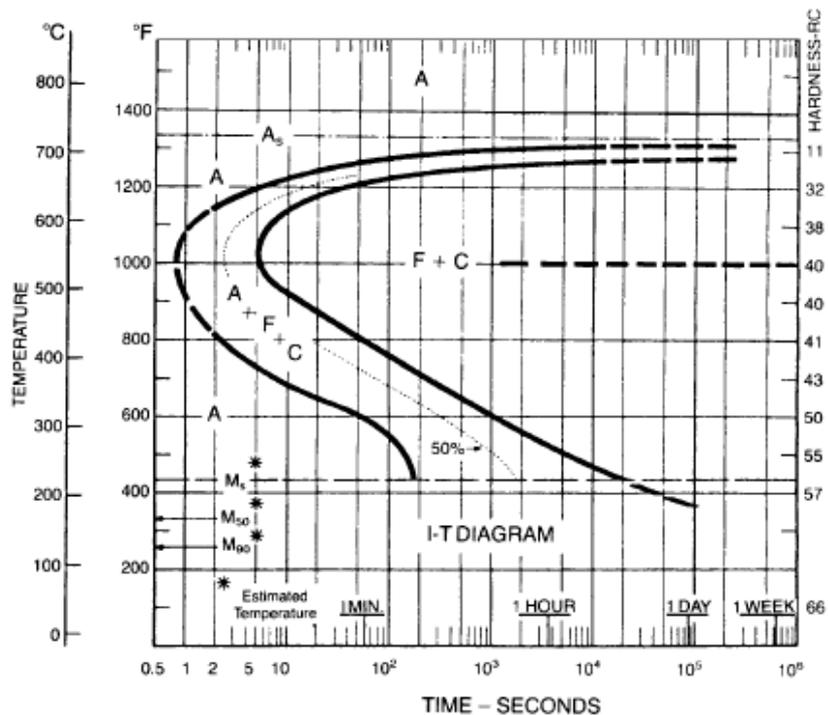


Figura 4 – Diagrama de transformação isotérmica para aço 1080 contendo 0,79% Carbono e 0,76% manganês. Amostras foram austenitizadas a 900°C (1.650° F) e tiveram um tamanho de grão ASTM nº 6.⁽²⁾

Curvas para o início e o fim da formação da perlita, obtidas por resfriamento campo de fase austenítico e mantido a várias temperaturas abaixo de A1. Estão mostradas. O começo da curva de transformação é assintótica para A1, indicando que a perlita não deveria formar a temperaturas próximas de A1, ao menos que o aço tenha sido mantido nesta temperatura por períodos estendidos de tempo. Na prática comercial de tratamento a quente, as taxas lentas de resfriamento que permitiriam a formação da perlita próximo de A1 são aproximadas em seções muito pesadas ou por resfriamento em forno. Com o sub-resfriamento abaixo de A1, entretanto, os períodos de tempo para o início e o fim da transformação da perlita são reduzidos substancialmente. Perto do nariz da curva de transformação, 540 °C (1.004 °F), a mais baixa das temperaturas na qual a perlita se forma no aço, poucos segundos são exigidos para a transformação completa. Abaixo de 540 °C (1.004 °F), bainita, uma microestrutura não lamelar de cementita e ferrita é formada, Um número de fatores influenciam a taxa de formação da perlita. Talvez mais importante seja o fato que o rearranjo de átomos de carbono consideráveis devem substituir e realizar a transformação da austenita (contendo 0,77% carbono) para ferrita de baixo carbono e cementita de alto carbono de acordo com a equação 1. A difusão do carbono, como caracterizada pelo seu coeficiente de difusão, é dependente da temperatura. Uma equação que foi desenvolvida para mostrar a dependência da difusão do carbono na austenita é:

$$DCY = 0.12e^{-32,000/RT} \quad (\text{Eq.3})$$

Onde DCY é o coeficiente de difusão médio do carbono na austenita, R é a constante dos gases (1,98 cal/g-mol/K), e T é a temperatura absoluta (°C + 273).

A Equação 3 mostra que o coeficiente de difusão decresce exponencialmente com o decréscimo da temperatura, um efeito muito forte que abaixa o coeficiente de difusão para pequenos decréscimos na temperatura. Com uma primeira olhada, a dependência da temperatura de difusão aparece para contradizer o fato realizado experimentalmente na figura 4 que a formação da perlita é muito mais rápida a baixas temperaturas do que a temperaturas mais altas. Essa anomalia aparente é explicada pela redução do espaçamento interlamelar conforme a temperatura da transformação da perlita vai diminuindo. Então, a distância que o carbono tem para difundir e distribuir a si mesmo entre a ferrita e a cementita decresce e apesar do fato que a difusão vai se tornando mais lenta a temperaturas mais baixas, o crescimento das colônias de perlita acelera.

A Figura 5 mostra um conjunto de medidas ilustrando o decréscimo no espaçamento da perlita com o aumento do sub-resfriamento para vários aços.

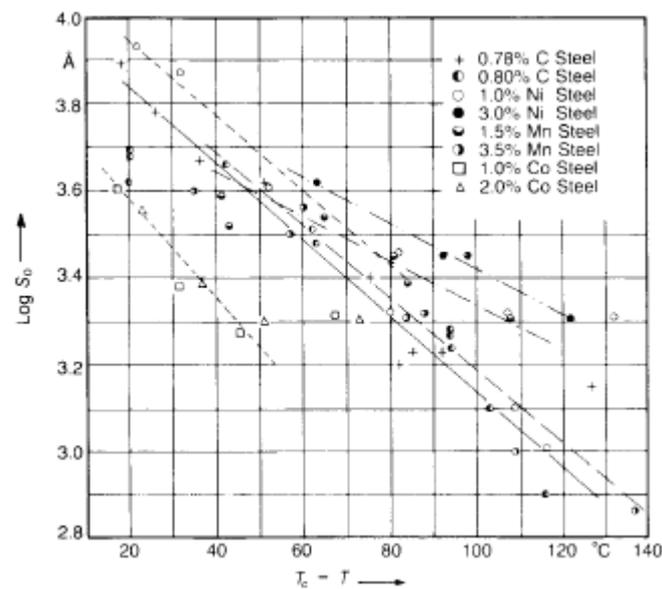


Figura 5 – Média do espaçamento interlamelar da perlita S_0 , como uma função do Subresfriamento abaixo de Ae_1 , para vários aços como indicado.⁽²⁾

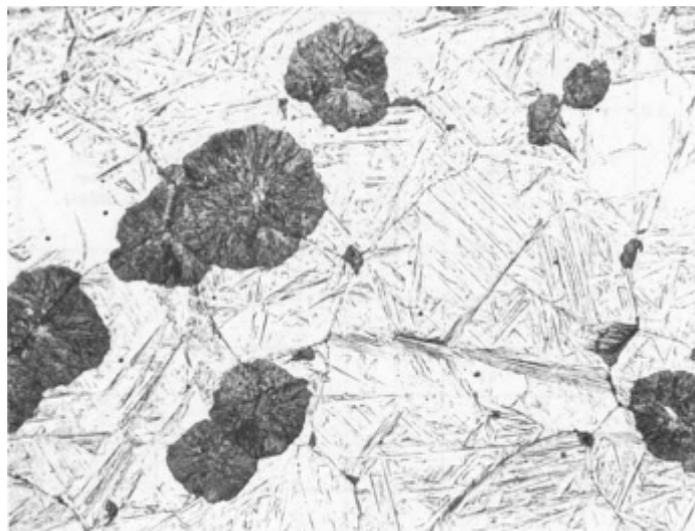


Figura 6 – Seção transversal de colônias esféricas de perlita (escura) em aço eutetóide. Restante da microestrutura é martensita formada em austenita não transformada para perlita na temperatura da reação. Ampliação 250x.⁽²⁾

A cinética da transformação isotérmica da transformação eutetóide, i.e., o progresso da formação da perlita como uma função do tempo a uma temperatura constante, está baseado nas taxas de nucleação e crescimento das colônias de perlita. A Figura 6 acima mostra secções transversais circulares de colônias de perlita em uma liga Fe-C de composição eutetóide que foi parcialmente transformada em perlita.

Um número de colônias de perlita nuclearam e estão no processo de crescimento dentro da austenita na temperatura de reação. Em contraste com perlita mostrada na Figura 2, as lamelas individuais estão muito próximas para serem verificadas na ampliação da micrografia, e as colônias de perlita tem uma aparência escura. O balanço da microestrutura está na martensita revelada em branco, formada em qualquer austenita não transformada quando foi temperada da temperatura de reação.

Johnson e Mehl assumiram que as colônias de perlita são esféricas e nuclearam aleatoriamente como uma função do tempo, desenvolvendo a seguinte equação para a formação isotérmica da perlita:

$$f(t) = 1 - \exp[-\pi N G^3 t^4 / 3] \text{ (eq.4)}$$

Onde $f(t)$ é a fração do volume de perlita formada em qualquer tempo t a uma dada temperatura, N é a taxa de nucleação de colônias, e G é a taxa na qual as colônias crescem para dentro da austenita. A equação Johnson-Mehl descreve matematicamente a taxa na qual a austenita é convertida para uma microestrutura perlítica pela nucleação e crescimento de colônias de perlita. A uma dada temperatura, $f(t)$ versus o tempo se ajusta em uma forma em S ou curva sigmoideal como mostrada na Figura 7.

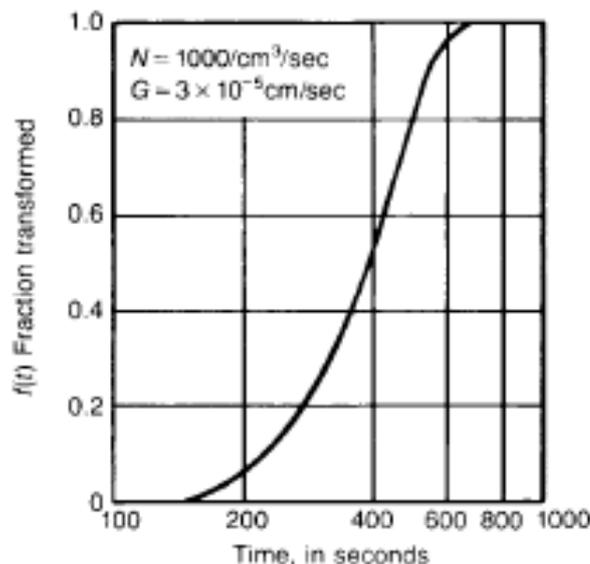


Figura 7 – Fração calculada de austenita transformada para perlita como uma função do tempo para os parâmetros mostrados.⁽²⁾

2.4 Deformação Plástica

É importante descrever o fenômeno de encruamento por deformação (Laminação a Frio), cujo após o qual o metal pode ser submetido ao processo de esferoidização ou não dependendo de sua aplicação final.

O fenômeno de encruamento se dá através de trabalho a frio, onde originalmente os grãos não deformados tem um nº densidade de discordâncias de $\sim 10^6$, e sendo que após o trabalho a frio este nº de densidade de discordâncias chega a atingir a ordem de 10^{12} .

Se houver tratamento de esferoidização ocorre a eliminação deste nº de densidade de discordâncias, e o mesmo volta a ser de $\sim 10^6$.

O efeito da deformação plástica pode ser revelado também através de um microscópio eletrônico. A Figura 8 mostra discordâncias em um aço eutetóide deformado. O entrelaçamento de linhas constitui as discordâncias que, à medida que aumenta o trabalho a frio, crescem em número e comprimento.

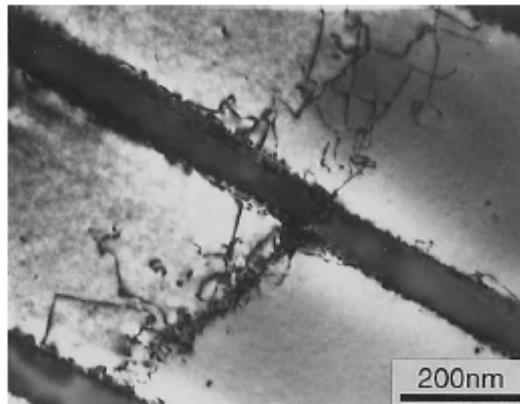


Figura 8 – discordâncias empilhadas na interface da ferrita/cementina.⁽¹⁾

Quando um metal sofre deformação plástica a frio há modificação da estrutura e alteração das características mecânicas e físicas, e uma pequena parte da energia despendida na deformação é armazenada no metal. O material encontra-se então em equilíbrio metaestável, os seus grãos estão distorcidos, e existe grande quantidade de defeitos estruturais, sobretudo lineares. Destes defeitos as imperfeições chamadas discordâncias são as mais importantes, pois parecem ser as que maior influência exercem sobre as propriedades mecânicas dos materiais cristalinos.

Muito particularmente sobre a deformação plástica exemplificadas na Figura 9.

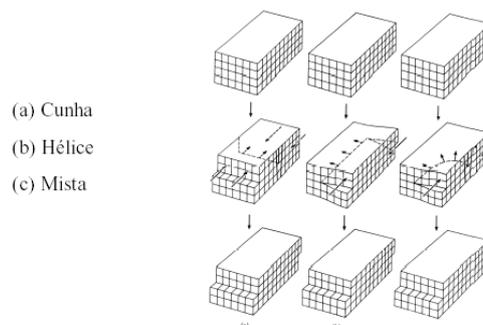


Figura 9 – Tipos comuns de discordâncias encontrados em metal deformado.⁽³⁾

O metal endurece ao ser deformado pois:

- a movimentação das discordâncias pelo metal não é livre. há obstáculos que são intransponíveis para elas;
- alguns dos novos defeitos gerados pela interação entre discordâncias e outros defeitos/artefatos microestruturais não são móveis e podem também dificultar o movimento das discordâncias móveis;
- em tese, defeitos cristalinos aumentam a energia interna do material, tornando-o instável termodinamicamente;
- contudo, sob temperatura ambiente, não há condições cinéticas para que os defeitos sejam neutralizados num intervalo de tempo factível; e
- esse fato, em escala atômica, explica porque os metais endurecem ao serem deformados. este é o chamado fenômeno de encruamento do metal.

3 MATERIAL E MÉTODOS

3.1 Tratamento Térmico

Foi realizado tratamento térmico isotérmico de uma amostra de aço SAE 1080 com a composição química conforme Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química típica do aço utilizado no experimento

Elemento	C	Mn	Si	Cr	Al
%	0,81	0,50	0,20	0,10	0,02

Para obtenção da estrutura desejada a amostra foi submetida a seguinte condição de tratamento conforme gráfico ilustrado na Figura 10.

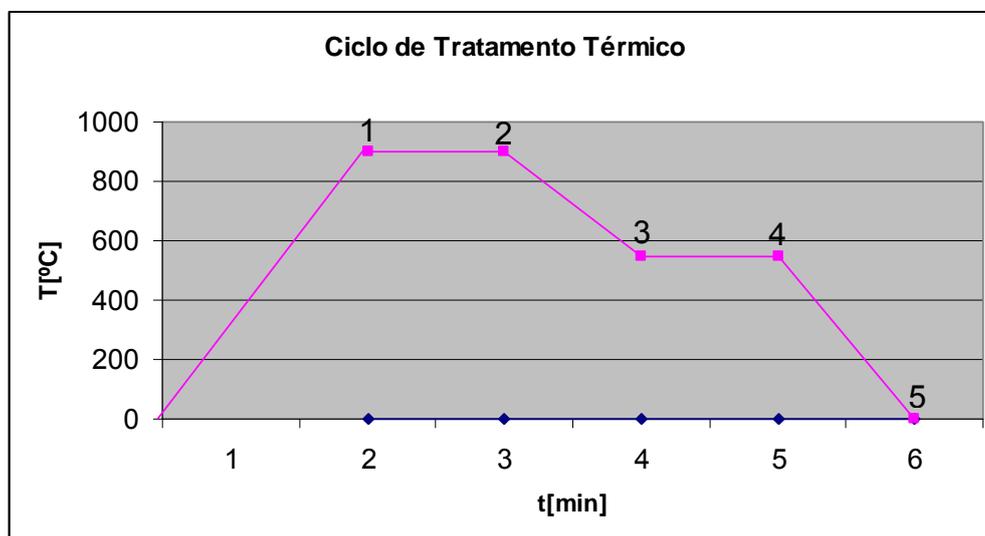


Figura 10 – Ciclo de tratamento térmico realizado.

Onde:

- 0- Estado inicial
- 0-1 aquecimento
- 1-2 austenitização
- 2-3 resfriamento
- 3-4 temperatura isotérmica
- 4-5 resfriamento



3.2 Laminação a Frio

A deformação a frio foi realizada em laminador do tipo sendzimir reversível conforme esquema mostrado para retirada de amostras conforme Tabela 2.

Tabela 2- Sequência de deformação e %redução a frio acumulada respectiva em cada espessura

Espessura [mm]	[% redução a frio]
2,25	0
1,40	38
1,00	56
0,70	69
0,31	86
0,21	91

3.3 Ensaio de Dureza

A dureza foi verificada através de equipamento durômetro modelo microtest 3212B conforme norma ABNT NM ISO 6507-4 na escala vickers (HV5).

3.4 Ensaio de Tração

Para o ensaio de tração foi utilizada a maquina INSTRON modelo 3385H com capacidade de 30t. Na medição foi utilizado também um extensômetro de base L050 para caracterizar o %alongamento em cada etapa.

3.5 Caracterização microestrutural

Para a caracterização microestrutural foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura modelo LCT quanta 600 FEG, onde foi possível observar as estruturas obtidas, bem como a distância interlamelar após cada etapa de laminação a frio.

4 RESULTADOS

4.1 Dureza

Na Tabela 3 temos os valores encontrados de dureza.

Tabela 3 – Resultado da análise de dureza das amostras retiradas após laminação a frio

Espessura [mm]	Dureza[Hv]
2,25	353
1,40	374
1,00	396
0,70	425
0,31	540
0,21	565

4.2 Limite de Resistência a Tração [LRT], limite de escoamento [LE] e %alongamento [%AI]

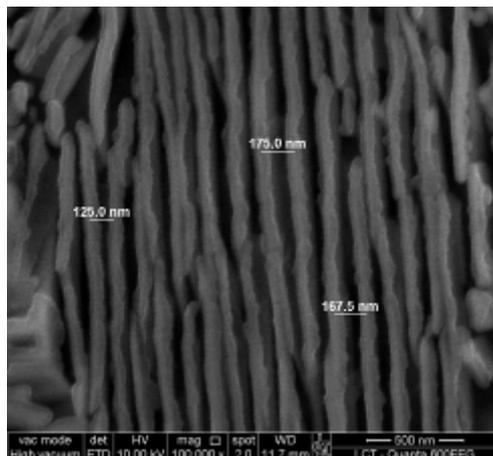
Na Tabela 4 temos os valores de propriedades mecânicas encontrados após ensaio de tração.

Tabela 4 – valores de propriedades mecânicas após ensaio de tração

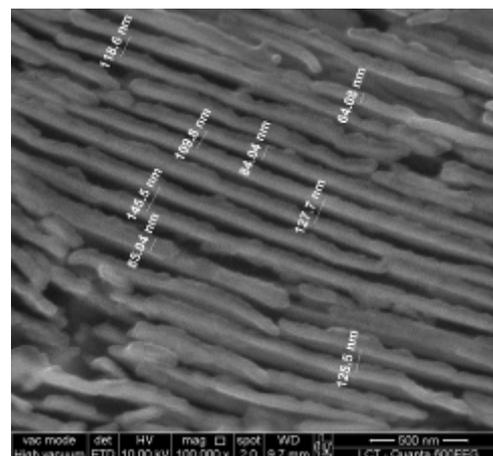
Espessura [mm]	LE [Kgf/mm ²]	LRT [Kgf/mm ²]	%AI [Lo 50] min
2,25	82	113	16,5
1,40	109	147	10,3
1,00	126	164	7,3
0,70	147	177	5,1
0,31	199	213	3,8
0,21	235	240	-

4.3 Análise Microestrutural

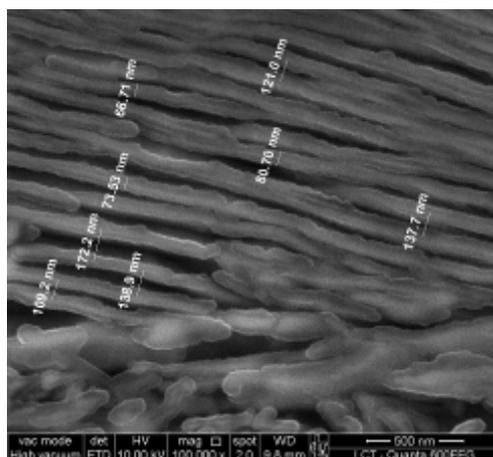
As fotos abaixo evidenciam a evolução microestrutural após etapas de laminação, onde foi medida a distância interlamelar de algumas lamelas conforme mostrado em cada figura.



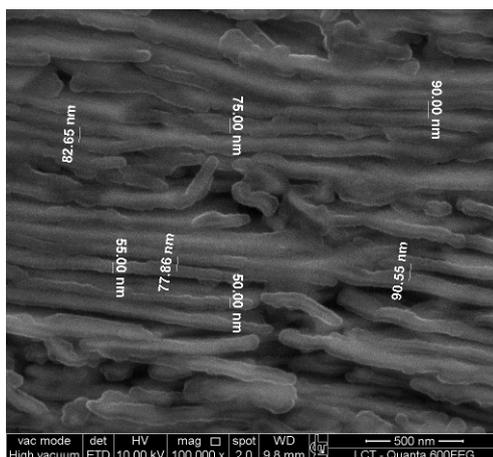
A. Espessura 2,25mm



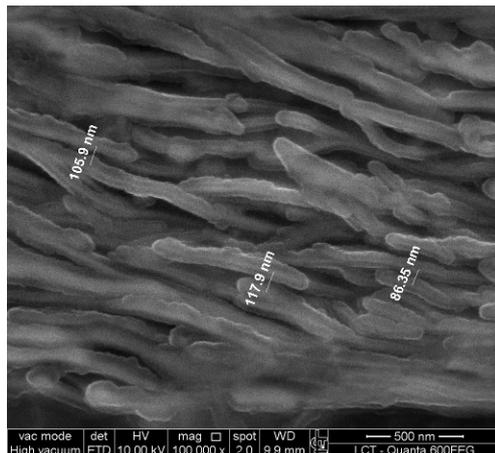
B. Espessura 1,40mm



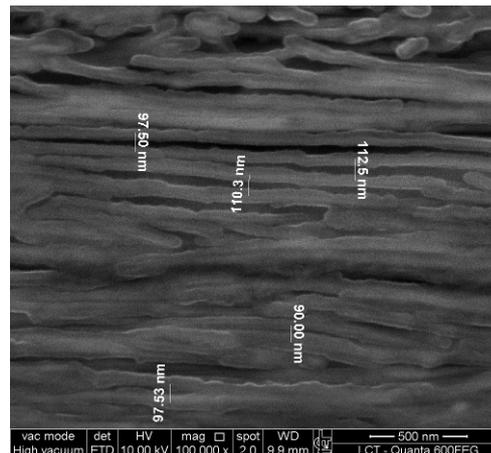
C. Espessura 1,00mm



D. Espessura 0,70mm



E. Espessura 0,31mm



F. Espessura 0,21mm

Figura 11. Análise da distância interlamelar após redução a frio.

4.4 Relação dos Valores de Propriedade Mecânica com a Distância Interlamelar

No gráfico da Figura 12 pode-se observar a relação do LRT (limite de resistência a tração) com a distância interlamelar média

No gráfico da Figura 13 pode-se observar a relação do LE (limite de escoamento) com a distância interlamelar média.

No gráfico da Figura 14 pode-se observar a relação da Dureza com a distância interlamelar média.

No gráfico da Figura 15 pode-se observar a relação da espessura com a distância interlamelar média.

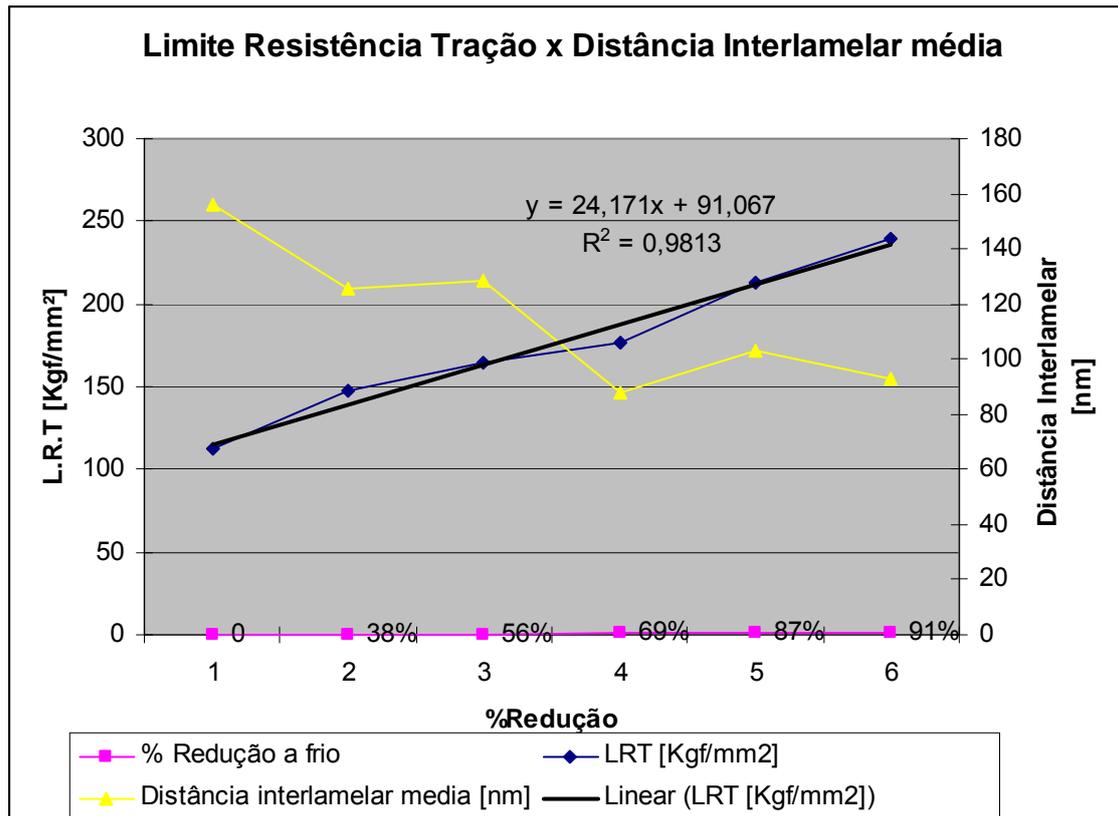


Figura 12. Limite de Resistência a tração x distância interlamelar média

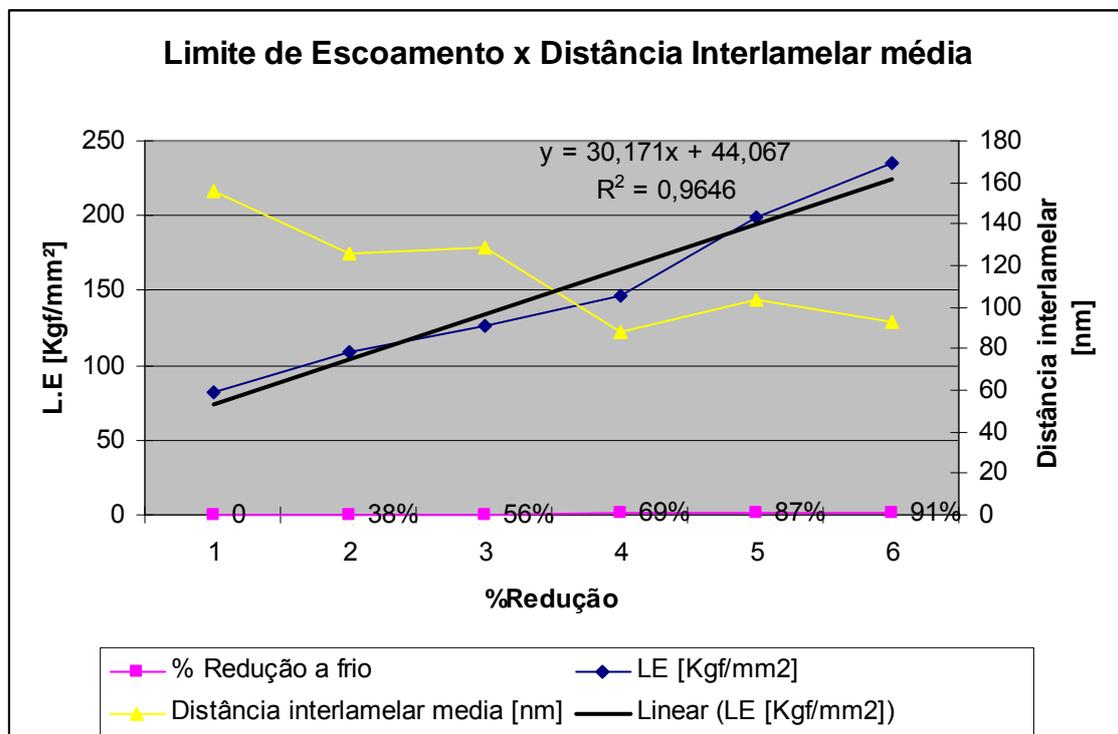


Figura 13. Limite de escoamento x distância interlamelar média

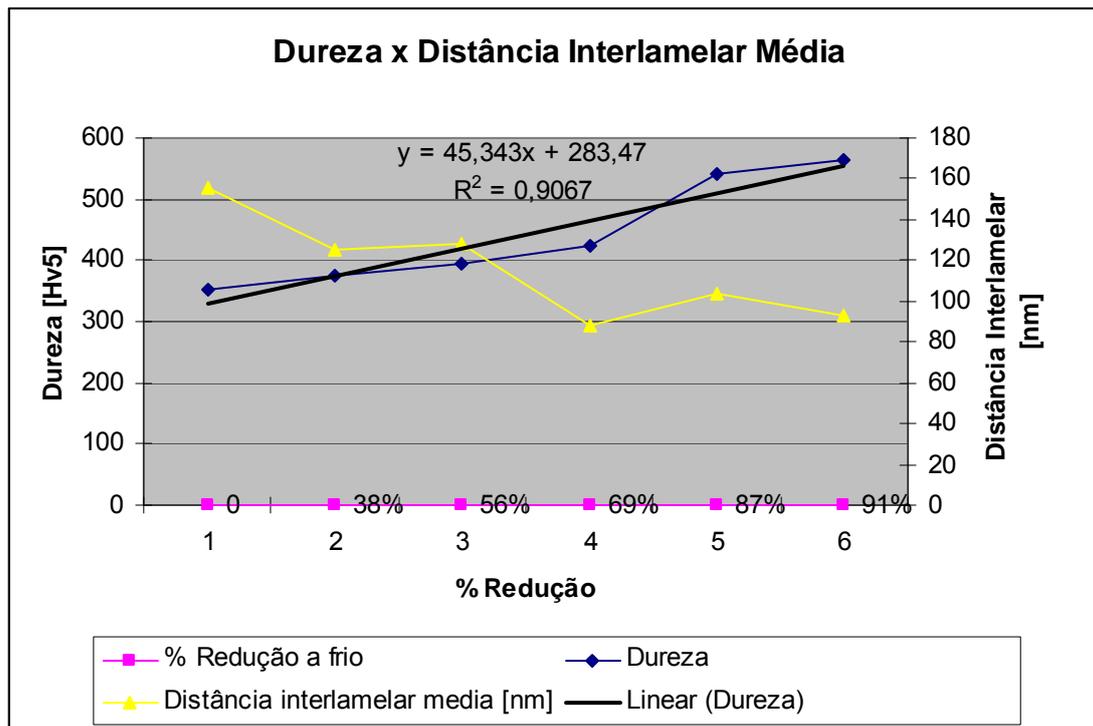


Figura 14. Dureza x distância interlamelar média

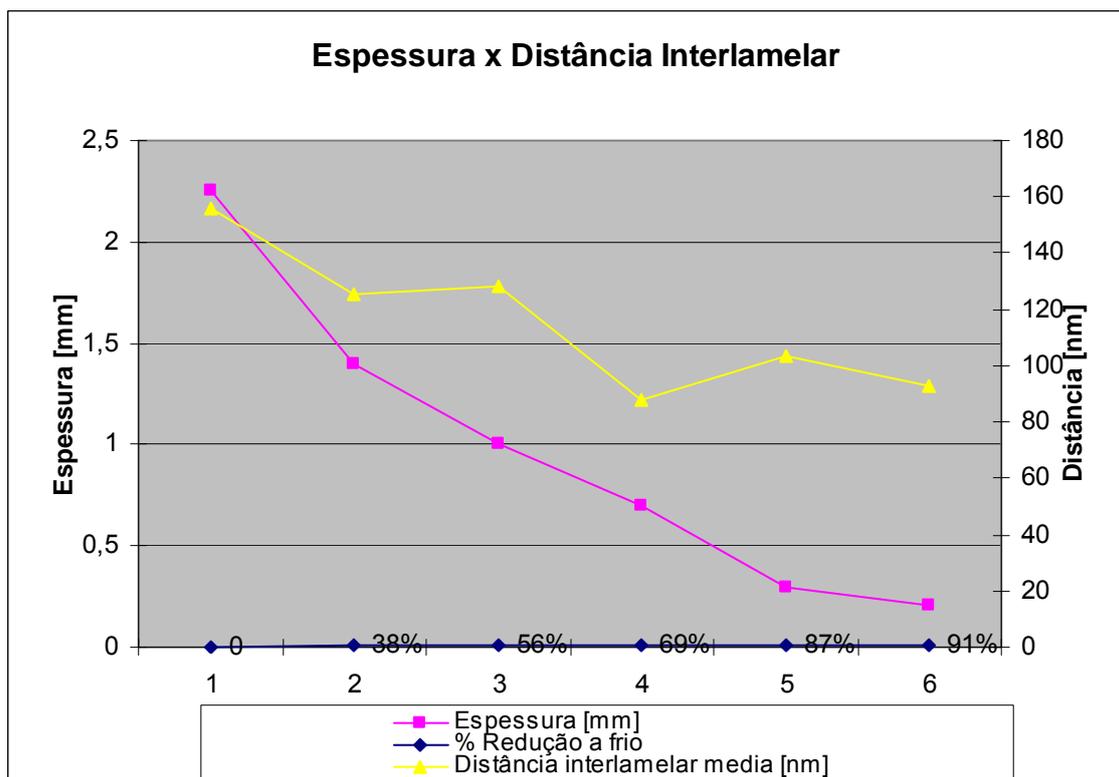


Figura 15. Espessura x distância interlamelar média

4 DISCUSSÃO

Foi correlacionada a distância interlamelar em função dos valores de escoamento, tração, dureza e espessura conforme mencionado no objetivo do trabalho.



É possível observar pela morfologia e pela distância entre lamelas verificadas na Figura 11 de A até F que com o aumento da deformação a frio a distância interlamelar é reduzida, sendo que após uma determinada taxa de redução na espessura começa a existir uma dificuldade em se medir essas distâncias, pois as lamelas começam a se romper e em diversas regiões já não é possível se visualizar lamelas alinhadas, com os planos sobrepondo-se entre si, pois no início do processo de laminação as lamelas tendem primeiro a se orientar rotacionando na direção de laminação, com o aumento da redução a frio ocorre o refinamento da lamela e conseqüentemente a redução do espaçamento interlamelar.⁽¹⁾

5 CONCLUSÃO

Aços eutetóides tratados e laminados a frio em até 91% apresentam uma estrutura perlítica severamente deformada, onde as distâncias entre as lamelas de perlita diminuem de acordo com o aumento da deformação a frio conforme comentado no item 4. Esta deformação é influenciada por fatores como orientação da lamela durante a deformação a frio, redução da lamela e cisalhamento entre planos.

Agradecimentos

Ao prof. Dr. Helio Goldenstein pela orientação na elaboração e execução deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 S.Tagashira, K.Sakai, T. Furuhashi and T. Maki , Deformation Microstructure and Tensile Strength of Cold Rolled - ISIJ International, Vol. 40 (2000), No. 11, pp. 1149–1155
- 2 KRAUSS, G. – Heat Treatment and Processing Principles – ASM International – 1990.
- 3 CALLISTER Jr., William T. – Materials Science and Engineering an Introduction – John Willey & Sons Inc. – 5th ed. – 2000.