

ELIMINAÇÃO DE TRATAMENTO TÉRMICO UTILIZANDO RESFRIAMENTO CONTROLADO: UMA PROPOSTA PARA FLEXIBILIZAR O FORJAMENTO A QUENTE

Wyser José Yamakami. UNESP / FEIS / DEM. Av. Brasil Centro, 56. Ilha Solteira - SP. Brazil.

CEP 15385-000. Email: wyser@dem.feis.unesp.br

Sérgio Tonini Button. UNICAMP / FEM / DEMA. Campinas - SP. Brazil.

Juno Gallego. UNESP / FEIS / DEM. Ilha Solteira - SP. Brazil.

Carmo Roberto Pelliciarri de Lima. UNICAMP / FEM / DEMA. Campinas - SP. Brazil.

Hidekasu Matsumoto. UNESP / FEIS / DEM. Ilha Solteira - SP. Brazil.

RESUMO

Na busca por uma maior flexibilidade, rapidez e economia nos processos de conformação plástica dos metais, a substituição dos tratamentos térmicos pelo resfriamento controlado do material imediatamente após ser conformado a quente tem sido proposta. Diferentemente dos tratamentos térmicos, o resfriamento controlado em forno é realizado imediatamente após o forjamento a quente, aproveitando o calor retido pelo material, de forma a garantir uma taxa de resfriamento que permita a formação de uma microestrutura desejada. Isto permite uma economia de tempo e energia em relação aos tratamentos térmicos proporcionando uma diminuição dos custos, lead time e, conseqüentemente, uma maior flexibilidade do processo produtivo. Nos processos produtivos que utilizam operações de forjamento a quente seguidas de usinagem, geralmente é necessário que a peça forjada seja resfriada ao ar ambiente e submetida a uma operação intermediária de tratamento térmico de normalização a fim de promover a formação de uma microestrutura ferrítica-perlítica, com dureza especificada entre 163 e 187 Brinell, de forma a melhorar a usinabilidade do material nas operações de usinagem. Este trabalho tem como objetivo mostrar a viabilidade de se substituir a normalização de um aço específico forjado a quente pelo resfriamento controlado em forno a uma determinada temperatura, imediatamente após seu forjamento. Para isso, a microestrutura obtida por meio deste resfriamento controlado deve ser semelhante àquela obtida pela normalização com uma dureza dentro da faixa especificada para o referido tratamento térmico. Foram realizados ensaios de forjamento a quente a 1273 K seguidos imediatamente de resfriamento em um forno a 773 e 873 K. Os Corpos de Prova (CDPs) foram mantidos a estas temperaturas por 20 minutos e então retirados do forno para resfriarem ao ar ambiente. Durante o resfriamento controlado em forno registrou-se a variação da temperatura em função do tempo de forma a obter-se a curva de resfriamento dos CDPs. Análises das amostras por microscopia óptica revelaram que dentre as temperaturas estabelecidas para o forno de resfriamento, a de 873 K foi a que permitiu a formação de uma microestrutura ferrítica-perlítica com dureza média um pouco abaixo limite inferior da faixa especificada, mostrando a viabilidade de se fazer a substituição da normalização pelo resfriamento controlado.

Palavras-chave: forjamento a quente, flexibilização, resfriamento controlado, microestrutura.

INTRODUÇÃO

A competitividade entre as empresas, decorrente das exigências dos consumidores, tem levado a uma busca pela melhoria dos processos produtivos tornando-os mais flexíveis, rápidos e econômicos pelo uso de técnicas como o *Kanban*, *Just in Time*, tecnologia de grupo, formação de famílias, células de manufatura e troca rápida de ferramentas.

Os processos de conformação plástica dos metais devido às suas características como ferramental dedicado, custo elevado de equipamentos, alto tempo de preparação da máquina e produtos contínuos ou semicontínuos, sempre estiveram ligados aos conceitos de produção em grandes lotes, inviabilizando a sua aplicação para produção de pequenos lotes.

O desenvolvimento da automação industrial possibilitou que os conceitos de flexibilização das linhas de fabricação, com a definição de famílias, uso da tecnologia de grupo, de células de manufatura, da tecnologia CNC combinada com o sistema de troca rápida de ferramentas, pudessem ser implantados principalmente nos processos de usinagem num primeiro momento e, mais recentemente, também nos processos por conformação plástica, o que possibilitou uma certa flexibilização deste processo (Lima, 1989).

Forjadoras modernas apresentam movimento programável entre peça e matrizes e são equipadas com dispositivos de controle adaptativos e com sensores que controlam a pressão do óleo e os movimentos dos cabeçotes e também monitoram parâmetros específicos como tensão, deformação e temperatura (Lima, 1989).

Os trabalhos de Schmoeckel (1991) e Matsushita (1990) mostram alguns melhoramentos na automação, flexibilização e controle dos equipamentos de conformação.

O monitoramento e o controle dos processos permitem que se obtenham peças boas, evitando-se a aplicação de cargas excessivas para sua conformação, que sobrecarregam a máquina desnecessariamente, levando a um maior desgaste de seus componentes e das ferramentas.

Além disso, evita-se uma excessiva ou deficiente taxa de deformação do material que pode levar à formação de defeitos superficiais ou internos na peça. Pode-se também, pelo monitoramento e controle, alterarem-se os parâmetros do processo quando desejado ou verificarem-se possíveis anomalias que ocorram durante a conformação de uma ou mais peças.

Outros estudos para melhorar os processos de conformação têm mostrado resultados promissores. T. Takemasu et al. (Takemasu, 1996) obtiveram uma diminuição das rebarbas e custos do forjado, evitando sobrecargas durante o processo e garantindo o preenchimento adequado das matrizes através da otimização da pré-forma adotada para as peças forjadas. Trabalhando também nesta linha, R. Lapovok (Lapovok, 1998) conseguiu, com o melhoramento da pré-forma, uma diminuição do dano acumulado causado às matrizes e, conseqüentemente, um aumento da vida útil das mesmas. O aumento da vida das ferramentas, através da diminuição das tensões térmicas atuantes nas matrizes, pode ser obtido pelas modificações da temperatura e velocidade do forjamento, como mostra o trabalho de Brucelle e Bernhart (Brucelle, 1999) que utilizam *softwares* para o projeto das matrizes, simulação do processo e cálculo das tensões mecânicas e térmicas. As tensões térmicas são responsáveis pela maior parte da tensão total agindo nas áreas críticas do ferramental, contribuindo para a diminuição da vida útil do mesmo.

Uma forma proposta por Merrygold e Osman (Merrygold, 1998), para flexibilizar o processo de forjamento, é a obtenção de forjados com geometria complexa utilizando o aquecimento localizado de determinadas partes do tarugo, permitindo que o material seja deformado preferencialmente nestas regiões, onde as tensões de escoamento são mais baixas.

No forjamento a quente a expectativa de melhoria do processo se dá em procedimentos como: cisalhamento a quente, manipulação de peças quentes e de formas complexas, forjamento de precisão, montagem e regulagem rápida das ferramentas sobre as máquinas de forjar, desenvolvimento de prensas hidráulicas rápidas unidirecionais ou multi-eixos (Foray, 1993).

O investimento na flexibilização dos processos de conformação é viável quando permite uma sensível redução dos custos totais. Isto também se aplica ao forjamento a quente de precisão, no qual a redução dos custos de usinagem em decorrência do menor sobremetal a ser removido permite que o custo e o tempo de forjamento sejam significativos em relação aos totais, compensando os esforços para minimizá-los através da flexibilização. Além disso, o forjamento a quente tem sido empregado na maior parte das peças forjadas e, existe um grande investimento no desenvolvimento deste processo (Reinsch, 2003).

Os tratamentos termo-mecânicos que exigem um controle rígido com relação à seqüência do processo, à temperatura, aos tempos e às deformações do material, podem ser aplicados ao forjamento a quente permitindo que os tratamentos térmicos posteriores a ele possam ser eliminados, o que minimiza tempo e custo dos processos produtivos.

Peças forjadas num tratamento termo-mecânico controlado podem apresentar propriedades mecânicas melhores que as obtidas por um forjamento convencional, como observado por Ghosh (2003). A melhoria das propriedades mecânicas se deve às mudanças microestruturais adequadas que se conseguem com esses tratamentos.

Uma outra forma de eliminar-se os tratamentos térmicos pós-forjamento, como normalização e recozimento, necessários para obtenção de características como dureza, microestrutura e usinabilidade, é a aplicação do resfriamento controlado do forjado a quente.

O resfriamento controlado do material após o processo de forjamento a quente pode imprimir uma taxa de resfriamento que seja adequada para ocorrência das transformações microestruturais desejadas e, conseqüentemente, a obtenção das propriedades exigidas. Desta forma não haveria necessidade de se fazer um tratamento térmico posterior ao forjamento como a normalização, necessária para melhorar a usinabilidade do material, o que diminuiria significativamente a energia gasta com esse tratamento e o tempo total do processo produtivo.

Além disso, esta eliminação do tratamento térmico e seus benefícios por meio da aplicação do resfriamento controlado tornam mais flexível o processo produtivo de peças forjadas a quente que necessitem deste tratamento após o forjamento.

R. S. Chine (Chine, 1996) e D. J. Naylor (Naylor, 1998) mostram a utilização de aços microligados que permitem a eliminação ou minimização das etapas de tratamentos térmicos após processos de forjamento através do controle do resfriamento do material.

O trabalho de Radko Kaspar (Kaspar, 1997) mostra que a utilização de aços microligados para viabilizar o resfriamento contínuo logo após o forjamento, evitando-se a têmpera e revenimento

necessários no processo convencional de conformação de aços baixa liga, produz um comprometimento da resistência e tenacidade do material que pode ser melhorada com a diminuição da temperatura de deformação.

Esta melhora das propriedades mecânicas foi observada em dois aços microligados médio carbono (0,3%), porém a tensão limite de escoamento e a redução de área apresentaram-se inferiores àqueles obtidos para os mesmos aços através do processo convencional.

Com relação ao material, Lin e Chen (Lin, 1994) propuseram uma alteração da composição química de um aço de forma a produzir uma microestrutura forjada que possa ser levada diretamente para a etapa de usinagem sem a necessidade de um recozimento prévio, permitindo eliminar-se o custo e tempo com este tratamento térmico.

O desenvolvimento de aços baixa liga de alta resistência que permitam uma diminuição dos custos, através da substituição dos tratamentos térmicos após forjamento por um resfriamento contínuo, e mantendo uma performance dos forjados de precisão após conformação compatível com os aços temperados e revenidos, como o 4140 é mostrado nas pesquisas realizadas por H. James Henning (Henning, 1989). Estes microligados (0,15 %C) apresentam uma resistência próxima a do aço 4140 e tenacidade até seis vezes maior. Além dos aços, existem ligas de titânio, titânio-lítio, aluminídios de titânio e compósitos matriz metal que estão tendo um bom desempenho em peças aeroespaciais.

Em seu trabalho de pesquisa (Roberts, 1984), Willian Roberts faz uma revisão dos avanços no desenvolvimento de ligas e tecnologia de processos. O projeto de ligas tem se focado nos microligados com Ti, aços bainíticos ultrabaixo carbono, aços das classes Vanádio-Nitrogênio e aços para forjamento visando obtenção de microestrutura perlítica-ferrítica. A tecnologia de processos tem se concentrada no controle do resfriamento de chapas, da recristalização na laminação a quente, têmpera direta e controle do resfriamento associado com o forjamento visando a eliminação de tratamento térmico posterior e aplicação de tratamento termo-mecânico na produção de barras e perfis.

Como alternativa ao resfriamento contínuo, Gonzalez Baquet (Baquet, 1998) propõe um novo tratamento após forjamento para aços microligados de médio carbono, levando em consideração a adição de diferentes elementos de liga combinada com a otimização da deformação para melhorar as propriedades desses aços.

Os princípios metalúrgicos sobre os quais os aços microligados para forjamento estão baseados e algumas propriedades características e aplicações da classe 49MnVS3D são apresentados por J. Naylor (Naylor, 1998). A usinabilidade também foi analisada em função do tipo e forma de inclusões, adição de enxofre e outros elementos que facilitem o processo de usinagem.

Este trabalho tem como objetivo mostrar a viabilidade de substituir o tratamento térmico de normalização pelo resfriamento controlado em forno, logo após o forjamento a quente de um aço específico. Para tanto, a microestrutura formada após o resfriamento controlado deve ser semelhante àquela obtida pela normalização com dureza dentro da faixa especificada para este tratamento.

Ensaio de forjamento a quente em uma prensa hidráulica a 1273 K seguidos imediatamente de resfriamento em forno a uma determinada temperatura foram realizados.

As microestruturas obtidas foram analisadas por microscopia óptica e medidas de dureza Brinell foram feitas a fim de compará-las com aquelas da condição normalizada.

MATERIAIS E MÉTODOS

Ensaio de Forjamento a Quente

Para a conformação de aço a quente em matriz aberta utilizou-se uma prensa hidráulica de 1,2 MN. Os corpos de prova (CDPs) com 25,4 mm de diâmetro e 29,94 mm de comprimento foram obtidos a partir de barras do aço para forjamento, cuja composição química é dada na Tabela 1. O CDP, inicialmente à temperatura ambiente, é colocado dentro do forno a 1323 K por 20 minutos a fim de garantir uma homogeneização da temperatura para realização do forjamento.

Em seguida, o CDP é retirado com auxílio de uma tenaz, previamente aquecida em outro forno, a fim de evitar seu resfriamento acentuado durante sua movimentação até a matriz. A temperatura da tenaz ao ser retirada deste forno variou de 1173 a 1273 K durante os ensaios realizados.

Tabela 1 – Composição química do aço utilizado no forjamento a quente.

Elementos (% em peso)							
C	Mn	Ni	Cr	Mo	Si	P	S
0,18/0,23	0,90/1,30	0,25 máx.	0,35/0,70	0,10/0,20	0,15/0,35	0,025 máx.	0,02/0,04

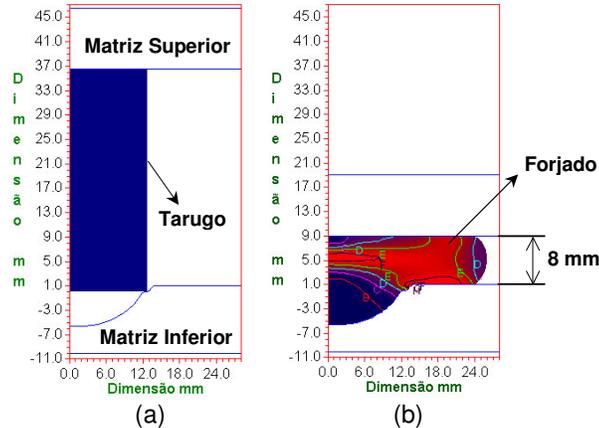


Figura 1 – Simulação com o *software* DEFORM. Forjado (b) obtido a partir do tarugo (a) conformado entre as matrizes. Distância final de 8 mm entre as matrizes.

Durante o tempo que o CDP ficou no forno de aquecimento, uma placa de aquecimento composta de resistência elétrica foi colocada entre as matrizes, aproximadas o máximo possível, a fim de aquecê-las. As temperaturas das matrizes – superior e inferior - variaram de ensaio para ensaio, oscilando numa faixa de 423 a 473 K.

O cabeçote superior da prensa hidráulica desce a uma velocidade de 10 mm/s até o ponto inferior em que a distância entre as matrizes superior e inferior seja de 8,0 mm, como pode ser visualizada na Figura 1, obtida da simulação do processo de forjamento a quente por meio do

software comercial DEFORM 2D. Neste instante o operador aciona a subida do cabeçote superior e a peça forjada é retirada imediatamente para ser resfriada em forno a uma determinada temperatura.

As condições de resfriamento dos CDPs submetidos ao ensaio de forjamento a quente na prensa hidráulica são descritas a seguir.

Condições de Resfriamento dos Corpos-De-Prova

A definição da temperatura e taxa de resfriamento que permita a formação de uma microestrutura formada por perlita e ferrita distribuídas homoganeamente e com uma dureza entre 163 a 187 Brinell está baseada no diagrama de transformação em resfriamento contínuo para aço utilizado.

Como não existe um diagrama de transformação em resfriamento contínuo específico para este aço, adotou-se aquele obtido de Atkins (1980) para um material cuja composição química fosse

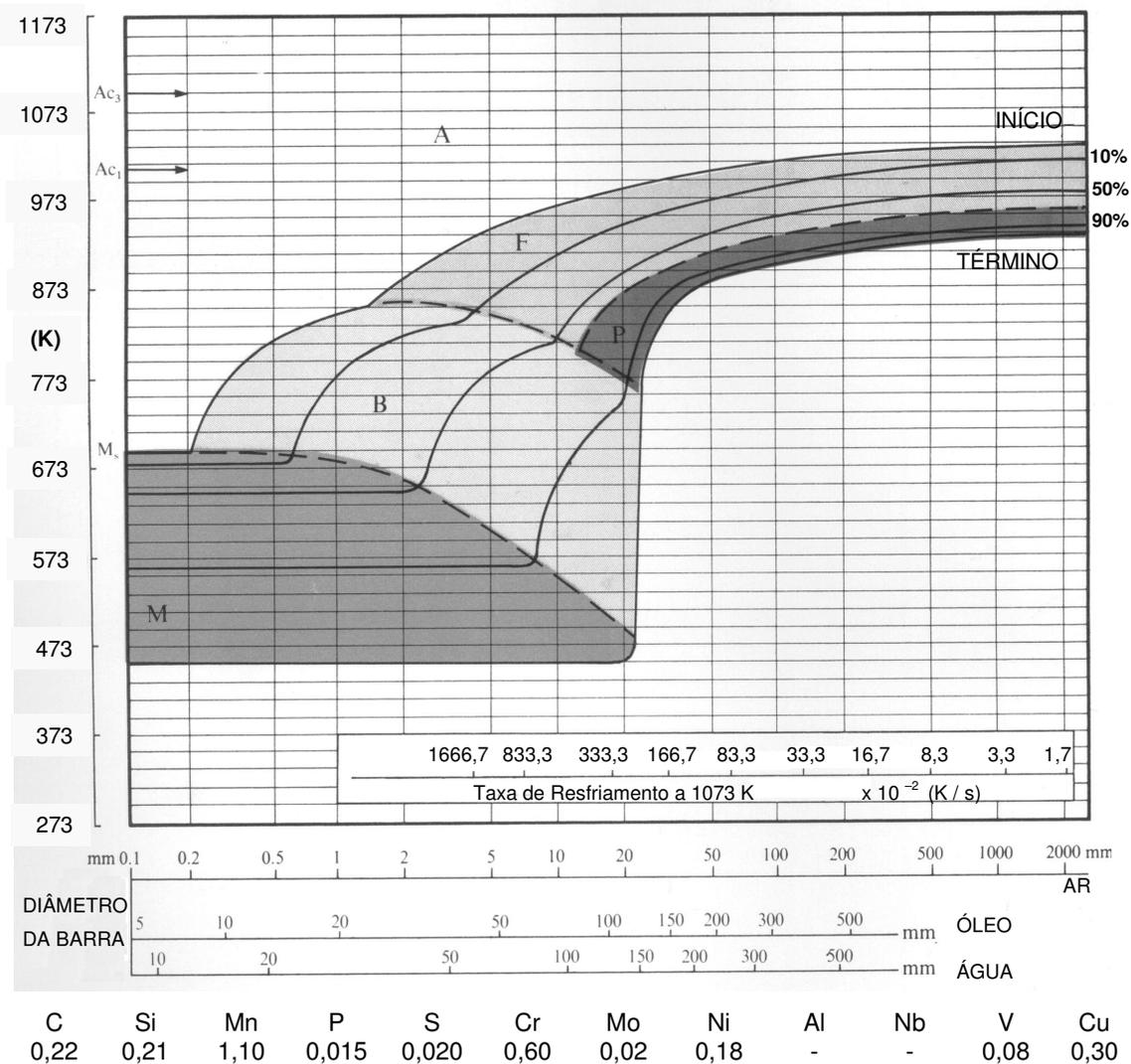


Figura 2 - Diagrama de transformação em resfriamento contínuo. Aço Normalizado a 1153 K e austenitizado a 1153 K. Composição química (% em peso). Adaptado de Atkins (1980).

a mais próxima do aço estudado, como mostrado na Figura 2.

Observando-se o diagrama, verifica-se que para a obtenção de uma microestrutura ferrítica (F) - perlítica (P) é necessário que a taxa de resfriamento esteja abaixo de $228,3 \times 10^{-2}$ K/s para um resfriamento a partir da região austenítica até a temperatura ambiente.

Acima desta taxa, o diagrama de transformação em resfriamento contínuo mostra a formação de uma microestrutura bainítica (B) e, para taxas de resfriamento elevadas, a martensita (M) pode ser obtida. É possível ainda, a formação de uma microestrutura composta por perlita (P) - ferrita (F) - bainita (B) – martensita (M), ou a combinação de algumas delas, para determinadas taxas de resfriamento.

A formação de uma microestrutura ferrítica-perlítica está vinculada não somente à taxa de resfriamento, mas também à temperatura inicial, antes do resfriamento, que deve estar acima da linha de início de formação da ferrita, ou seja, o material deve estar totalmente austenitizado. Desta forma, ao se resfriar o material austenitizado a uma determinada taxa de resfriamento, menor que a definida para este aço, deve ser possível obter-se uma microestrutura perlítica (P)/ferrítica (F).

O material utilizado na obtenção do diagrama de transformação visto na Figura 2 foi previamente normalizado a 1153 K e a temperatura de austenitização antes do resfriamento foi de 1153 K.

Assim, procurou-se evitar que a temperatura do material, submetido ao resfriamento em forno, estivesse abaixo dos 1173 K imediatamente após ser colocado dentro do forno no qual ocorreria o resfriamento controlado, visto que há uma perda de calor durante sua movimentação do forno de aquecimento do tarugo até a prensa hidráulica na qual foram realizados os ensaios de forjamento a quente.

Neste sentido, a utilização da tenaz aquecida entre 1173 e 1273 K para movimentar o CDP permite uma minimização desta perda de calor. O fator tempo também é importante para minimizar esta perda, uma vez que quanto mais rápida for esta movimentação do CDP do primeiro forno até a prensa, a fim de ser conformado, e desta para o forno de resfriamento, menor será a troca de calor com o ar ambiente.

Foi proposto para o forjamento a quente na prensa hidráulica que os CDPs fossem resfriados imediatamente após serem conformados em três condições diferentes: ao ar e em um forno mufla a 773 e 873 K.

O resfriamento ao ar representa a condição geralmente adotada no processo convencional de forjamento a quente empregado pelas forjarias.

Colocado dentro do forno, previamente aquecido à temperatura predefinida - 773 ou 873 K -, o CDP é mantido durante um tempo de 20 minutos, de forma a permitir que toda a peça atinja esta temperatura. Assim, o CDP resfriará até atingir a temperatura interna do forno, nela permanecendo até o final do tempo citado, para então ser retirado e resfriado ao ar ambiente.

Baseado no diagrama de transformação em resfriamento contínuo, espera-se que ao atingir as temperaturas citadas, permanecendo nelas por 20 minutos, todas as transformações microestruturais tenham sido finalizadas passando tão somente pelo campo ferítico-perlítico, como desejado para formação destas microestruturas.

Observando-se o diagrama de transformação em resfriamento contínuo, se o aço resfriar a partir da região austenítica até as temperaturas de 873 e 773 K a taxas de resfriamento inferiores a $83,3 \times 10^{-2}$ e $228,3 \times 10^{-2}$ K/s, respectivamente, haverá a formação de uma microestrutura ferrítica-perlítica, não sendo observado no diagrama a partir daí nenhuma transformação microestrutural até a temperatura ambiente.

Uma vez que se deseja que a taxa de resfriamento a partir da região austenítica seja a menor possível a fim de possibilitar a formação de uma microestrutura ferrítica-perlítica distribuída de forma homogênea, não se adotou temperaturas menores que 773 K para o forno mufla. Quanto menor for a temperatura do forno mufla maior será a taxa de resfriamento a partir da região austenítica.

Por outro lado, a adoção de temperaturas acima de 873 K não permitiria, observando-se o referido diagrama, a transformação completa da austenita em ferrita e perlita. A austenita remanescente ficaria então submetida a um tratamento isotérmico durante os 20 minutos de permanência dentro do forno mufla.

Analisando-se os diagramas de transformação isotérmica (ASM, 1977) de diferentes aços verifica-se, por exemplo, que as transformações microestruturais a 973 K são basicamente de austenita em ferrita, sendo a transformação perlítica iniciada para tempos de tratamento isotérmico bem elevados, o que não se objetiva neste trabalho.

Durante o resfriamento dentro do forno mufla mantidos nas temperaturas definidas registrou-se a variação da temperatura dos CDPs em função do tempo, conforme descrito a seguir.

Registro das Curvas de Resfriamento

O registro da variação da temperatura em função do tempo, durante o resfriamento do CDP dentro do forno mufla, para avaliar as taxas de resfriamento foi realizado utilizando-se termopar acoplado a um sistema de aquisição de dados.

O termopar foi colocado dentro do forno mufla, sendo o CDP forjado a quente na prensa hidráulica colocado em contato com o mesmo para registro das temperaturas ao longo do tempo.

Após os ensaios de forjamento a quente na prensa hidráulica seguidos das diferentes condições de resfriamento, amostras dos CDPs foram retiradas para análise das microestruturas obtidas.

Análise Metalográfica

A análise micrográfica dos CDPs submetidos ao ensaio de compressão a 1273 K e resfriados de diferentes formas foi realizada em um microscópio óptico - Neophot 32.

Amostras dos CDPs foram embutidas em baquelite de forma a possibilitar a observação da microestrutura ao longo de sua seção longitudinal, desde o centro até a superfície externa, como visto na Figura 3. Posteriormente as amostras foram lixadas, polidas e, posteriormente, atacadas quimicamente com Nital 2% por aproximadamente 10 segundos.

Amostras de uma peça feita com o aço analisado, forjada a quente e normalizada em uma Forjaria, foram preparadas para observação da microestrutura a fim de compará-la com aquelas do

forjamento a quente na prensa hidráulica seguido do resfriamento controlado.

Além da microestrutura, a dureza é outro parâmetro que deve ser atendido pelo material forjado antes de ser usinado.

Ensaio de Dureza

A dureza Brinell especificada para ser obtida após a normalização de peças forjadas em uma indústria do ramo que utiliza este aço deve estar entre 163 e 187 HB. Esta faixa de dureza é necessária para assegurar uma boa usinabilidade do material que em determinadas etapas do processo produtivo nas forjarias é usinado com ferramentas de aço rápido.

Nesse sentido, a dureza Brinell das amostras submetidas à análise micrográfica foi medida com penetrador de esfera de aço, diâmetro de 2,5 mm, aplicando-se uma carga de 625 N.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Análise das Condições de Resfriamento, das Microestruturas e das Medidas de Dureza

As microestruturas obtidas dos ensaios de forjamento seguidos das diferentes condições de resfriamento e as respectivas durezas medidas são apresentadas a seguir.

a) Forjamento a 1273 K e resfriamento em forno a 873 K: Em vista das dimensões do forjado obtido pelo forjamento, um esquema da metade de sua seção longitudinal com indicação das regiões analisadas e fotografadas é mostrado na Figura 3.

A microestrutura observada é composta por perlita e ferrita distribuídas de forma homogênea. Porém, os tamanhos dos grãos de ferrita e perlita variaram de acordo com a região analisada, como mostra a Figura 4.

As regiões I e III apresentam grãos relativamente menores, a região II grãos maiores e a IV apresenta grãos com tamanho intermediário. Observa-se ainda, em decorrência da variação do grau de deformação sofrida pelo material, que os grãos de perlita e ferrita da região III estão, aparentemente, mais alongados que aqueles da região I. Nas regiões II e IV os grãos de perlita e ferrita apresentam-se de forma mais equiaxial.

A microestrutura observada para esta condição assemelha-se à obtida no tratamento térmico de normalização, como pode ser visto na Figura 5 onde é mostrada a microestrutura de uma peça normalizada após o forjamento a quente feita do mesmo aço analisado, obtida de uma Forjaria.

As variações da forma e tamanho dos grãos perlíticos e ferríticos observadas na Figura 4,

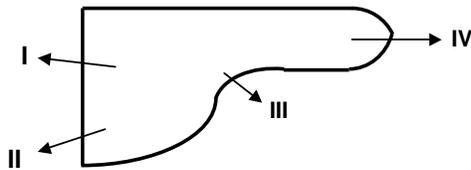


Figura 3 - Esquema da metade da seção transversal do forjado. Regiões analisadas e fotografadas: I, II, III e IV.

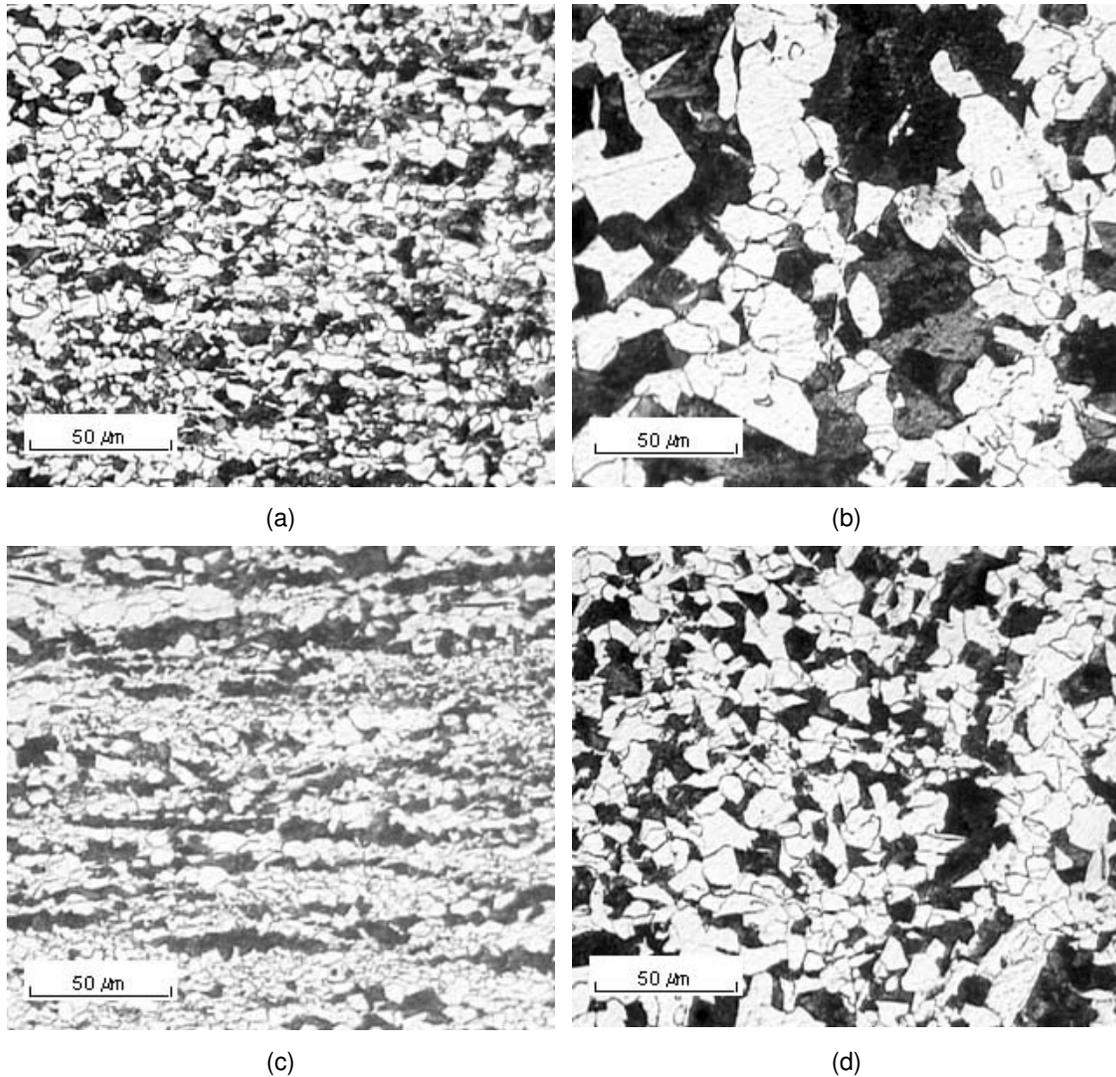


Figura 4 - Forjamento a 1273 K e resfriamento no forno a 873 K. Grãos de perlita e ferrita com distribuição homogênea, alinhados com a linha de fluxo do material. (a) Região I: Grãos menores e alongados. (b) Região II: Grãos relativamente maiores. (c) Região III: Grãos menores, com aspecto mais alongado que os da região I. (d) Região IV: Grãos com tamanho intermediário.

causadas pelo grau de deformação diferenciado em cada região, podem ser observadas também na Figura 5(b), (c) e (d) do forjado normalizado.

Analisando-se o diagrama de transformação em resfriamento contínuo pode-se afirmar que as taxas de resfriamento foram baixas o suficiente para cruzar os campos de formação da ferrita e perlita, ou seja, inferiores a $228,3 \times 10^{-2}$ K/s, definida pelo diagrama de transformação em resfriamento contínuo até a temperatura ambiente para este aço.

Os dados de temperatura em função do tempo para os CDPs resfriados no forno mufla a 873 K foram registrados a partir de 963 K e são plotados na curva de resfriamento vista Figura 6.

Observa-se que as taxas de resfriamento são maiores no início da curva, diminuindo à medida que a temperatura do CDP se aproxima daquela em que se encontra o forno, ou seja, 873 K.

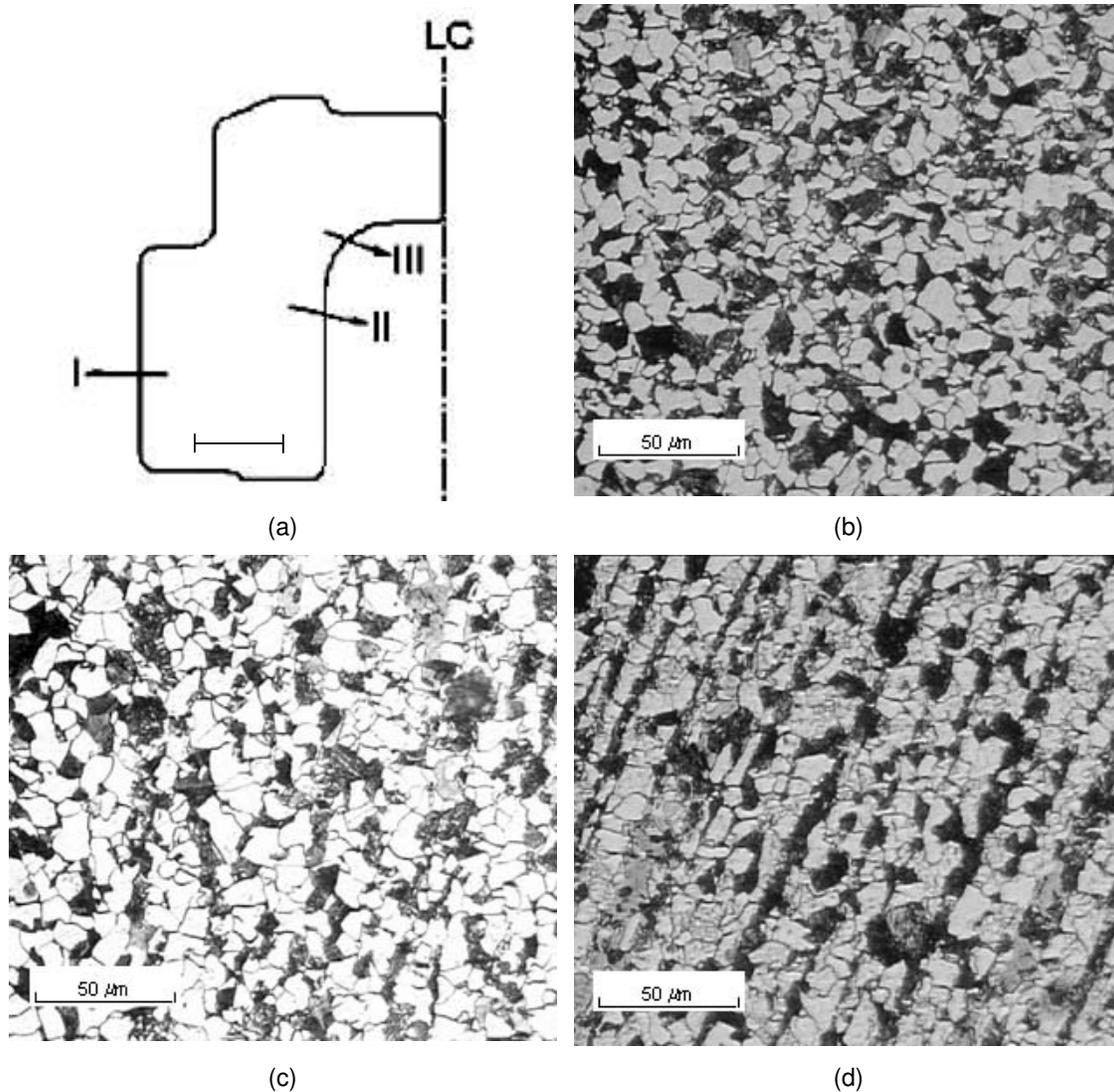


Figura 5 – Peça forjada a 1473 K, resfriada ao ar e normalizada. Grãos de perlita e ferrita com distribuição homogênea, alinhados com a linha de fluxo do material. (a) Perfil da peça e regiões observadas. (b) Região I: Grãos menores e poligonais. (c) Região II: Grãos semelhantes aos da região I. (d) Região III: Grãos alongados na direção de fluxo do material.

Porém, as maiores taxas não ultrapassaram 20×10^{-2} K/s, estando bem abaixo do limite de $83,3 \times 10^{-2}$ K/s definido para a temperatura de 873 K por meio do diagrama de transformação em resfriamento contínuo.

Isto garante teoricamente que o resfriamento se processou todo ele dentro da região ferrítica-perlítica, como confirmado pela análise das microestruturas.

É possível observar-se na curva de resfriamento da Figura 6 que existe um patamar no qual a temperatura se mantém praticamente constante em torno dos 923 K ao longo de um determinado tempo, indicando a ocorrência de uma reação invariante a qual se infere que seja a eutetóide, como prevista no diagrama de transformação em resfriamento contínuo.

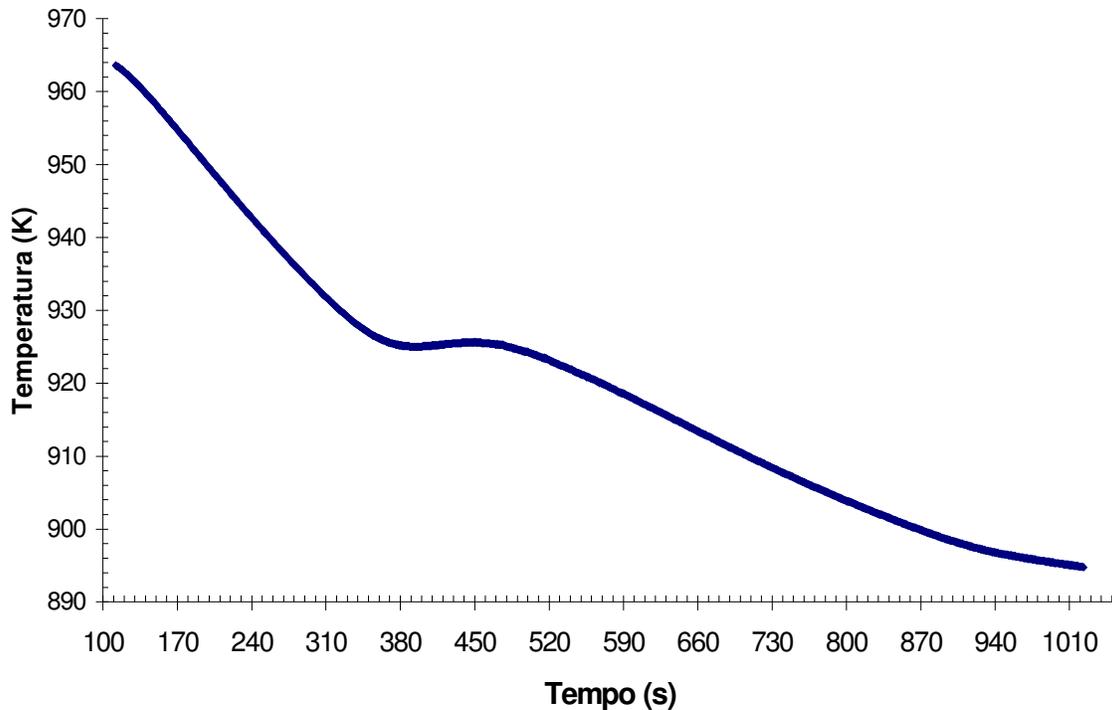


Figura 6 - Curva de resfriamento do forjado a quente e resfriado no forno a 873 K.

Além da microestrutura, a dureza média de 158 e desvio padrão de 4 HB obtidos do aço, mostram que os valores desta propriedade estão bem próximos do limite inferior da faixa especificada para a normalização, ou seja, 163 HB.

Como se observa, o aproveitamento do calor do processo de forjamento fazendo-se o resfriamento controlado da peça em um forno a determinada temperatura, permite obter-se características microestruturais e dureza semelhantes àquelas da condição normalizada, favorecendo uma melhor usinabilidade do material sem a necessidade de uma etapa de normalização. Isto representa uma economia de tempo e energia em relação ao processo de forjamento a quente convencional.

No processo convencional realizado nas forjarias as peças são forjadas a partir de tarugos aquecidos a 1473 K e resfriadas ao ar, perdendo toda energia armazenada em forma de calor e formando uma microestrutura com características e dureza não desejadas nas etapas de usinagem a serem realizadas posteriormente.

Em seguida, as peças são submetidas à normalização em um forno a 1223 K por um tempo de 2 horas, ou seja, há novamente o fornecimento de energia. Ao sair do forno as peças são resfriadas ao ar ambiente, finalizando este tratamento térmico que permite a formação de uma microestrutura ferrítica-perlítica de baixa dureza necessária para garantir uma boa usinabilidade do material.

A proposta de resfriamento controlado permite uma economia de energia, uma vez que o forjado a quente não é resfriado ao ar, mas em um forno a 873 K por um tempo de 20 minutos, valores estes bem abaixo dos definidos para a normalização do aço analisado.

Como se observa, aliada à economia de energia despendida na normalização, há uma redução de tempo de 2 horas gasto neste tratamento térmico para 20 minutos de resfriamento controlado, além da eliminação daquele necessário para o resfriamento das peças até a temperatura ambiente, após o forjamento a quente.

A redução de tempo nestas etapas permite minimizar o *lead time* para obtenção de um lote de peças forjadas e normalizadas.

b) *Forjamento a 1273 K e resfriamento em forno a 773 K*: Os dados desta condição de resfriamento foram registrados a partir de aproximadamente 973 K.

Cálculos a partir dos dados de temperatura e tempo mostraram taxas superiores aos $228,3 \times 10^{-2}$ K/s para temperaturas próximas aos 973 K, porém todas elas se situaram dentro do campo ferrítico do diagrama de transformação em resfriamento contínuo.

Além disso, nestas temperaturas, a imposição de taxas de resfriamento muito elevadas mantém estável no aço a fase austenítica, não havendo a formação de outras microestruturas, como se observa no referido diagrama.

As taxas de resfriamento próximas à 773 K não ultrapassaram o valor de $228,3 \times 10^{-2}$ K/s definido para esta temperatura por meio do diagrama de transformação em resfriamento contínuo.

Esta variação das taxas de resfriamento, também observada no resfriamento a 873 K, está coerente uma vez que elas são maiores no início do resfriamento, devido à maior diferença de temperatura entre o CDP e o forno, e menores à medida que esta diferença diminui.

Assim, esperava-se uma microestrutura composta somente de perlita e ferrita, porém mais fina em relação à observada para o resfriamento a 873 K, uma vez que a temperatura do forno está mais baixa – 773 K.

Isto está evidenciado em quase todas as regiões das amostras analisadas. A forma, distribuição e a proporção entre os tamanhos de grãos observados nas quatro regiões para a ferrita e perlita seguem os mesmos padrões daqueles observados nos CDPs resfriados no forno a 873 K. Porém, todas as regiões apresentaram tamanhos de grão menores quando comparados com os observados nas respectivas regiões dos CDPs resfriados a 873 K.

A Figura 7 mostra a região II de um CDP resfriado a 773 K, na qual se verifica a formação de uma microestrutura ferrítica-perlítica, porém com tamanhos de grãos relativamente menores aos observados na mesma região dos CDPs submetidos ao resfriamento controlado a 873 K, como visto na Figura 4(b).

Esta amostra apresentou uma dureza média de 155 HB e desvio padrão de 7 HB. Observa-se que a média está um pouco abaixo do valor mínimo especificado para a normalização desse aço, que é de 163 HB.

Entretanto, observaram-se áreas da região II de outra amostra, obtida nessa mesma condição, com uma microestrutura composta por ferrita e perlita em forma de agulhas, ferrita alotriomorfa em contornos de grão e colônias isoladas de perlita, vistas na Figura 8. Isto evidencia que as taxas de resfriamento nesta região foram ainda maiores que as registradas nas curvas de resfriamento.

Taxas de resfriamento maiores podem ser explicadas pelo fato dessa região estar próxima à

superfície do forjado onde se tem uma extração de calor por condução quando ela entra em contato com outra superfície a uma temperatura mais baixa.

Particularmente, a superfície do forjado próxima à região II fica em contato com o material cerâmico do forno a uma temperatura de 773 K ocorrendo uma troca de calor por condução mais intensa que a realizada via convecção livre entre as demais regiões do forjado em contato com o ar do forno.

A evidência que taxas de resfriamento maiores ocorreram nesta amostra pode ser observada não somente na microestrutura, mas nos valores de dureza medida em todas as regiões cuja média e desvio padrão foram de 183 e 7 HB, respectivamente. Isto mostra que em alguns pontos a dureza está acima do limite máximo de 187 HB especificado para o aço normalizado.

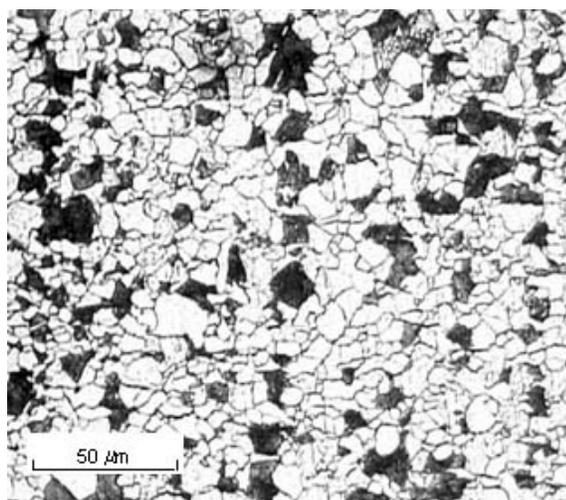


Figura 7 - Forjamento a 1273 K seguido imediatamente de resfriamento em forno a 773 K. Região II: grãos de perlita e ferrita com distribuição homogênea.

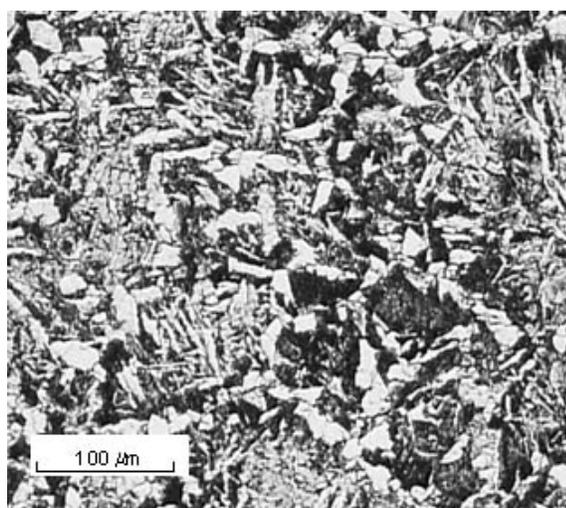


Figura 8 - Forjamento a 1273 K seguido imediatamente de resfriamento em forno a 773 K. Região II: ferrita e perlita em forma de agulhas, ferrita alotriomorfa em contornos de grão e colônias isoladas de perlita.

Taxas de resfriamento maiores tendem a produzir uma microestrutura com tamanho de grão e espaçamento entre as lamelas de ferrita e cementita que compõem a perlita menores e, conseqüentemente, com maior a resistência mecânica e dureza.

O alinhamento da microestrutura com as linhas de escoamento do material deformado também manteve o mesmo padrão observado no resfriamento a 873 K nas regiões analisadas.

c) *Forjamento a 1273 K e resfriamento ao ar:* Todas as amostras apresentaram características microestruturais, como forma, distribuição e tamanho de grão, da ferrita e perlita nas quatro regiões analisadas, semelhantes àquelas observadas no resfriamento a 773 K. Isto pode ser observado na Figura 9 onde a perlita e ferrita estão distribuídas de forma homogênea, com tamanho de grão e forma semelhantes aos da Figura 7 obtida da mesma região II.

Porém, além dos grãos de perlita e ferrita poligonais vistos na Figura 9, observaram-se áreas, delimitadas por estes grãos, compostas por perlita e ferrita em forma de agulhas e, provavelmente, bainita, mostradas na Figura 10. Microestruturas estas características de um resfriamento mais rápido, como ocorrido nas amostras resfriadas a 773 K, nesta região.

Uma dureza média de 160 e desvio padrão de 3 HB foram obtidos para esta amostra. O valor médio está abaixo do limite inferior a ser obtido após a normalização desse aço, ou seja, 163 HB.

Em outra amostra na mesma condição de resfriamento, além dos grãos de perlita e ferrita poligonais, uma microestrutura semelhante àquela da Figura 8 foi observada em uma extensão bem maior da região II. Esta microestrutura, mostrada na Figura 11, é composta por ferrita e perlita em forma de agulhas, ferrita alotriomorfa em contornos de grão e colônias isoladas de perlita.

Baseado nestas microestruturas observadas na Figura 11, presentes em uma área maior da região II, supõe-se que as taxas de resfriamento para esta amostra foram relativamente maiores que aquelas ocorridas na amostra anterior.

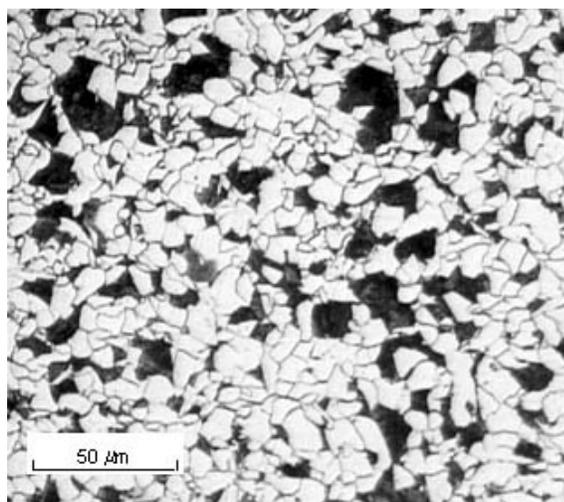


Figura 9 - Forjamento a 1273 K seguido imediatamente de resfriamento ao ar. Região II: grãos de perlita e ferrita com distribuição homogênea.

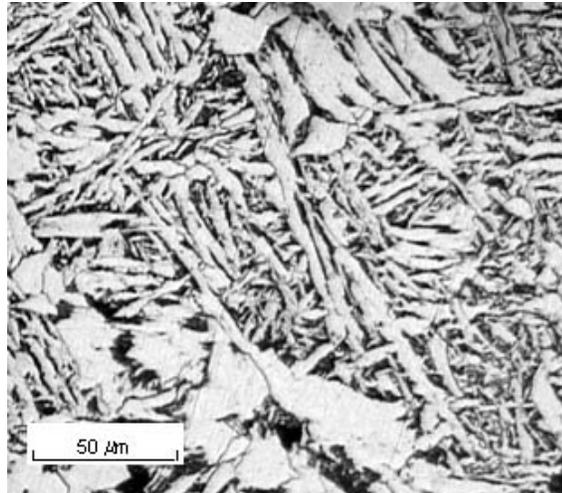


Figura 10 - Forjamento a 1273 K seguido imediatamente de resfriamento ao ar. Região II: perlita e ferrita em forma de agulhas e, provavelmente, bainita.

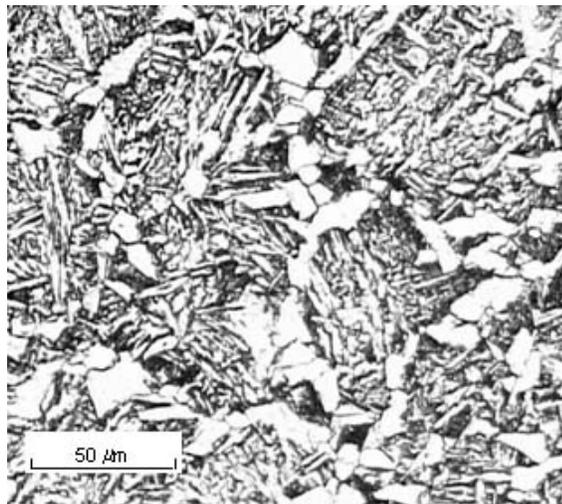


Figura 11 - Forjamento a 1273 K seguido imediatamente de resfriamento ao ar. Região II: ferrita e perlita em forma de agulhas, ferrita alotriomorfa em contornos de grão e colônias isoladas de perlita.

A afirmação de que houve uma maior taxa de resfriamento para esta amostra baseia-se não somente na microestrutura apresentada, mas também na medida de sua dureza cujo valor médio e desvio padrão foram de 194 e 12 HB, respectivamente. Ao contrário da amostra anterior, a dureza média é superior ao valor máximo de 187 HB.

Para as dimensões do forjado pode-se prever, baseado no diagrama de transformação em resfriamento contínuo, que o resfriamento ao ar a partir da temperatura de forjamento de 1273 K formará uma microestrutura composta por ferrita, bainita e um percentual menor de perlita.

Apesar da possibilidade de formação de uma microestrutura bainítica, não foi possível identificá-la claramente por microscopia óptica, mesmo na região II onde as características se

assemelham bastante a ela.

Como se observa, os resfriamentos a 773 K e ao ar para os CDPs forjados a 1273 K não promoveram a formação da microestrutura desejada aliada a uma dureza característica.

Para uma mesma condição de resfriamento existem diferenças de microestrutura e dureza entre um CDP e outro, além das variações dos tipos de microestruturas formadas em diferentes regiões de um mesmo CDP, inviabilizando a obtenção de uma microestrutura composta por perlita e ferrita distribuídas de forma homogênea e de baixa dureza - 163 a 187 HB -, de modo a facilitar a usinagem do material, como é objetivo deste trabalho.

CONCLUSÕES

É possível a substituição do tratamento térmico de normalização pelo resfriamento controlado em forno a uma determinada temperatura, imediatamente após o forjamento a quente.

Dentro da metodologia de ensaio proposta, o resfriamento em forno a 873 K é a condição mais adequada para obtenção de uma microestrutura, composta por perlita e ferrita distribuídas homogeneamente, semelhante à obtida pela normalização e dureza adequada à usinagem com valores bem próximos ao limite inferior da faixa especificada para este tratamento térmico do aço analisado.

O resfriamento controlado em forno a 773 K e ao ar não permitem a formação segura de uma microestrutura composta somente por ferrita e perlita com distribuição. Foram observadas em algumas amostras resfriadas a 773 K e em todas resfriadas ao ar, em maior ou menor extensão, a formação de ferrita e perlita em forma de agulhas, ferrita alotriomorfa em contornos de grão e, provavelmente, bainita.

As microestruturas obtidas pelo resfriamento controlado em forno a 773 K e ao ar não possuem também uma dureza adequada à usinagem. Em alguns CDPs a dureza medida está abaixo ou bem próxima do limite inferior enquanto outros apresentaram valores próximos ou acima do limite superior definidos para a normalização.

O resfriamento em forno a 873 K permite uma redução considerável do consumo de energia e do tempo de processo, se comparado à normalização comumente realizada na indústria, proporcionando uma redução do *lead time* para obtenção de peças forjadas e normalizadas.

REFERÊNCIAS

1. American Society for Metals. **Atlas of Isothermal Transformation and Cooling transformation Diagrams**. Metals Park, Ohio: ASM, 1977, p. 38-65, 239-241.
2. Atkins, M. **Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels**. American Society for Metals. Metals Park, Ohio. British Steel Corporation. Sheffield, England, 1980, p. 68.
3. Baquet, I. G.; Kaspar, R.; Richter, J.; Nußbaun, G.; Kothe, A. Microalloying and a new post forging treatment of medium carbon steels. **Materials Science Forum**, v. 284-286, p. 411-418, 1998.
4. Brucelle, O.; Bernhart, G. Methodology for service life increase of hot forging tools. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 87, p. 237-246, 1999.
5. Chine, R. S.; Heitmann, W. E.; Bhattacharya, D. Microalloyed steel bars and forgings. **Journal of**

Metals, p. 26-33, may, 1996.

6. Foray, D.; Garrouste, P.; Bournicon, C.; Ravassard, P. Equipamentos de produção: a flexibilidade nas forjarias. **Máquinas e Metais**, 8 p., janeiro, 1993.
7. Ghosh, A.; Das, S.; Chatterjee, S.; Mishra, B.; Rao, P. R. Influence of thermo-mechanical processing and different post-cooling techniques on structure and properties of an ultra low carbon Cu bearing HSLA forging. **Materials Science and Engineering A**, v. 348, p. 299-308, 2003.
8. Henning, H. J. New developments boost forging performance. **Machine Design**, p. 97-101, august 10, 1989.
9. Kaspar, R.; Baquet, I. G.; Schrelber, N.; Richter, J.; Nußbaum, G.; Kothe, A. Application of thermomechanical treatment on medium-carbon microalloyed steels continuously cooled from forging from forging temperature. **Materials Technology, Steel Research**, 68, no. 1, p. 27-31, 1997.
10. Lapovok, R. Improvement of die life by minimisation of damage accumulation and optimisation of preform design. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 80-81, p. 608-612, 1998.
11. Lima, M. A. de; Agostinho, O. L. A flexibilidade na conformação plástica dos metais. **Máquinas e Metais**, 5 p., agosto, 1989.
12. Lin, H. R.; Chen, Y. K. Development of new alloy steel grade which facilitates elimination of process annealing. **Ironmaking and Steelmaking**, v. 21, n. 1, p. 27-31, 1994.
13. Matsushita, T. Improvements of equipment for close-tolerance forging and extrusion in Japan. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 22, p. 223-238, 1990.
14. Merrygold, E.; Osman, F. H. Forging of complex geometries with differential heating. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 80-81, p. 179-183, 1998.
15. Naylor, D. J. Microalloyed forging steels. **Materials Science Forum**, v. 284-286, p. 83-94, 1998.
16. Reinsch, S.; Müssig, B.; Schmidt, B.; Tracht, K. Advanced manufacturing system for forging products. **Journal of Materials Processing Technology**, aceito para publicação, p. 1-6, 2003.
17. Roberts, W. Recent innovations in alloy design and processing of microalloyed steels. HSLA steels, Technology and application, **Proceedings of International Conference on Technology and Application of HSLA Steels**, p. 33-41, 1984.
18. Schmoeckel, D. Developments in automation, flexibilization and control of forming machinery. **Annals of the CIRP**, v. 40, n. 2, p. 615-622, 1991.
19. Takemasu, T.; Vazquez, V.; Painter, B.; Altan, T. Investigation of metal flow and preform optimization in flashless forging of a connecting rod. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 59, p. 95-105, 1996.

ELIMINATION OF HEAT TREATMENT BY CONTROLLED COOLING: A PROPOSAL FOR FLEXIBILIZATION OF HOT FORGING

ABSTRACT

To achieve forming processes more flexible, more economic and faster, conventional steel heat treatment have being substituted by direct cooling under controlled rates. Unlikely the conventional heat treatment, direct cooling is held just after the forming process, using the heat retained by the workpiece material with a cooling rate adequate to obtain the specified microstructure. This allows a significant reduction of costs and lead times, and consequently processes with great

flexibility. In industrial production of gears with hot forging followed by machining, forgings are commonly air cooled to the room temperature and then normalized to form a ferritic-perlitic microstructure with hardness between 163 and 187 Brinell, in order to improve the machinability. The main objective of this work is to show that after hot forging the substitution of normalizing by direct cooling in the furnace is viable to obtain products with the specified microstructural quality and mechanical properties. Hot forging tests were done at 1273 K followed by direct cooling in furnace at 773 and 873 K where the samples were held for 20 minutes and then air cooled to room temperature. During the controlled cooling it was monitored the variation of the temperature as a function of cooling time to determine the cooling rates. Samples from these tests were analyzed by optical microscopy and we concluded that the cooling temperature of 873 K showed an adequate ferritic-perlitic microstructure with a mean hardness value just off the lower limit of the specified range, proving that the proposed substitution of heat treatments is viable in terms of industrial production.

Key-words: hot forging, flexibility, controlled cooling, microstructure.