

ESTUDO DOS FENÔMENOS METALÚRGICOS NO AÇO ABNT 4140*

Luana De Lucca de Costa¹

Sherdil Khan²

Alberto Moreira Guerreiro Brito³

Lirio Schaeffer⁴

Resumo

A microestrutura resultante do processo de forjamento é influenciada por variáveis como temperatura, deformação, tamanho de grão austenítico inicial e taxa de resfriamento. A proposta deste trabalho é estudar o comportamento termomecânico do aço ABNT 4140 mantido nas temperaturas de 900, 1000, 1100 e 1200°C por 22, 66 e 200 minutos e, posteriormente, forjado e analisar a influência da temperatura sobre os grãos austeníticos que caracterizam os fenômenos metalúrgicos ocorridos.

Palavras-chave: Microestrutura; Tratamento termomecânico; Temperatura; Aço ABNT 4140.

THE METALLURGICAL PHENOMENA OF ABNT 4140 STEEL

Abstract

The parameters such as temperature, strain, initial austenitic grain size and cooling rate influence the microstructure resulted from the forging process. The purpose of this work is to study the thermomechanical behavior of ABNT 4140 steel forged after annealing at 900, 1000, 1100 and 1200°C for 22, 66 and 200 minutes. The influence of temperature on the austenite grain size and the metallurgical phenomena are analyzed.

Keywords: Microstructure; Thermomechanical; Temperature; Steel ABNT 4140.

¹ Engenheira Mecânica, Mestre em Engenharia, Doutoranda do Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e Materiais – PPGE3M, Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil.

² Físico, Mestre em Física, Doutorando do Instituto de Física - IF, Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil.

³ Engenheiro Metalúrgico, Doutor em Engenharia, Pesquisador do Departamento de Metalurgia no Laboratório de Transformação Mecânica - LdTM, Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil.

⁴ Engenheiro Mecânica, Doutor em Engenharia, Professor no Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e Materiais – PPGE3M, Coordenador do Laboratório de Transformação Mecânica – LdTM, Diretor do Centro de Tecnologia – CT, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

No forjamento, a deformação produzida resulta num certo grau de direcionalidade da microestrutura na qual segundas fases e inclusões são orientadas paralelamente à direção de maior deformação. Quando se observa a microestrutura macroscopicamente, ela aparece como linhas de escoamento ou estrutura fibrosa. A existência de uma estrutura fibrosa é característica de todas as peças forjadas e isso não é considerado como um defeito de forja. Entretanto, a estrutura fibrosa resulta numa ductilidade em tração menor e propriedades de fadiga na direção normal às fibras (direção transversal) [1].

O forjamento, a princípio, elimina a estrutura bruta de fusão proveniente do lingote. Esta “quebra” da estrutura dendritica ocorre devido a uma compressão dos braços das dendritas provocada pela deformação a quente, causando uma redução do espaçamento interdendritico e reduzindo as distâncias necessárias para a difusão das segregações, o que favorece a homogeneização por efeito da temperatura [2]. Todavia, as segregações, visto que os elementos em uma liga solidificada têm probabilidade mínima de estarem distribuídos de maneira uniforme, geram dificuldades no processo de forjamento, pois a resposta não uniforme das diferentes regiões segregadas às forças de forjamento geram deformações, recristalizações, crescimento de grão e texturas não uniformes [3]. Desta forma, as regiões segregadas podem persistir mesmo após a conformação a quente do componente, na forma de bandas de composição química diferenciada [4].

No Forjamento em matriz aberta (FMA) a mudança microestrutural ocorre, principalmente, pela deformação do material e pela recristalização dinâmica. O processo de recristalização dinâmica vem sendo investigado veementemente porque esta relacionada intimamente ao processo de conformação a quente, bem como, o rearranjo metalúrgico, a resistência à deformação a quente e a melhoria da capacidade de deformação. Nos estudos de Lin [5-8] são propostos modelos de evolução microestrutural considerando recristalização dinâmica e estática, bem como, metadinâmica, nucleação e crescimento de grãos no aço DIN 42CrMo, onde, equações empíricas desenvolvidas e simulações computacionais são empregadas como meios de predição do desenvolvimento da microestrutura.

Em um material deformado a quente as propriedades finais são influenciadas pela natureza dos fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante e após a deformação. Durante a deformação estão ocorrendo concomitantemente endurecimento e amaciamento dinâmico. O amaciamento dinâmico pode ser de dois tipos: recuperação dinâmico e recristalização dinâmica [9]. Devido à intensa vibração térmica que favorece a difusão atômica e a mobilidade e aniquilamentos das discordâncias, o encruamento e a estrutura distorcida dos grãos são rapidamente eliminadas pela formação de novos grãos livres de deformação em função dos processos de amaciamento dinâmicos, que são termicamente ativados [10]. Depois da deformação, ocorrem processos de restauração e o consequente amaciamento do material. Existem três diferentes fenômenos que podem ser responsáveis por este amaciamento: recuperação estática, recristalização estática e recristalização metadinâmica [4].

Os três mecanismos que atuam durante a deformação a quente podem ser observados na Figura 1, onde a quantidade de encruamento e amaciamento atribuído a cada um dos processos estão esquematizados. A *linha verde* no lado esquerdo do diagrama indica um encruamento linear, e ausência de qualquer mecanismo de amaciamento dinâmico. Os fenômenos dinâmicos reduzem a tensão

a partir do encruamento linear até os valores apresentados pela *linha preta*. Em metais com alta energia de falha de empilhamento a operação de mecanismos de recuperação dinâmica reduz a tensão até o nível representado pela *linha vermelha* que é a curva tensão versus deformação apresentada pelos materiais que somente apresentam recuperação dinâmica. Em metais com energia de falha de empilhamento moderada ou baixa, a recristalização dinâmica produz um amaciamento adicional durante a deformação, baixando a tensão ao nível da *linha preta*, que é a curva tensão versus deformação apresentada pelos materiais que recristalizam dinamicamente [4,9,10].

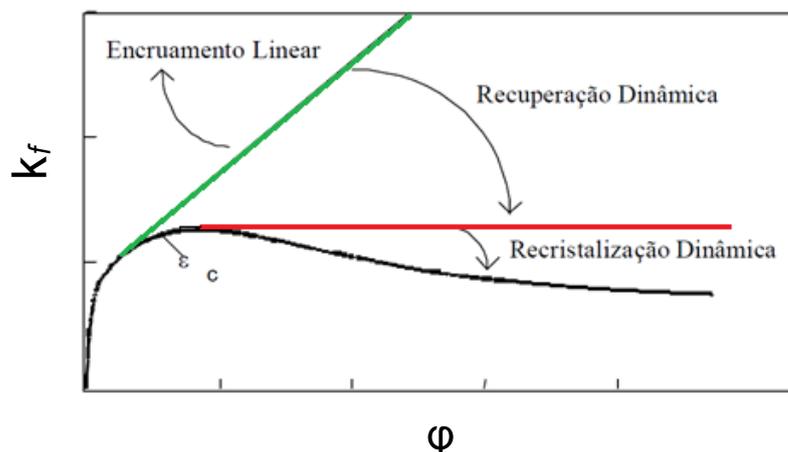


Figura 1- Representação esquemática dos dois processos dinâmicos de amolecimento, associados ao trabalho a quente. Ilustrada a partir de [10].

Os aços baixa liga da família 41XX, em relação aos aços carbono, são os que possuem como principais elementos de liga, a adição de cromo e molibdênio, e em relação ao ABNT 4130, os aços ABNT 4140 e 4150 apresentam teores mais elevados de carbono e manganês, o que aumenta significativamente sua temperabilidade. São usados em aplicações de engenharia na condição “temperado e revenido” ou “normalizado, temperado e revenido”, este último quando é necessário assegurar elevados níveis de tenacidade [3].

O grande problema que esses aços podem apresentar é a não-uniformidade das propriedades mecânicas ao longo do comprimento do forjado. Além disso, as propriedades podem variar de uma maneira irregular. O trabalho de Maropoulos [11] aput Lima [3] estuda as propriedades mecânicas de dois aços baixa liga Cr-Mo-Ni-V médio carbono, ambos apresentando composições químicas bastante semelhantes, e os produtos forjados tiveram um histórico térmico quase idêntico e ainda assim apresentaram propriedades mecânicas significativamente diferentes.

A temperatura de forjamento a quente do aço ABNT 4140 é entre 900°C e 1250°C. Componentes forjados a quente são, por exemplo, eixos, engrenagens, bielas, virabrequins e demais componentes que exijam resistência mecânica, tenacidade a fratura e a fadiga [12]. A faixa de composição química do aço ABNT 4140 esta apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Faixa de composição química do aço ABNT 4140 conforme AISI/SAE [2].

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
% massa	0,38-0,43	0,75-1,00	0,035	0,040	0,15-0,35	0,80-1,10	0,15-0,25

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Corpos de prova cúbicos de 18mm de aresta foram submetidos a diferentes ciclos termomecânicos (aquecimento, ensaio de compressão e resfriamento), divididos em 3 ciclos, identificados como Ciclo I, II e III, em 4 temperaturas de austenitização diferente: 900°C, 1000°C, 1100°C e 1200°C. Foram ensaiados 12 corpos de prova de modo a representar uma sequência. A sequência de ciclos termomecânicos a que os corpos de prova foram submetidos estão representadas, esquematicamente, na Figura 2.

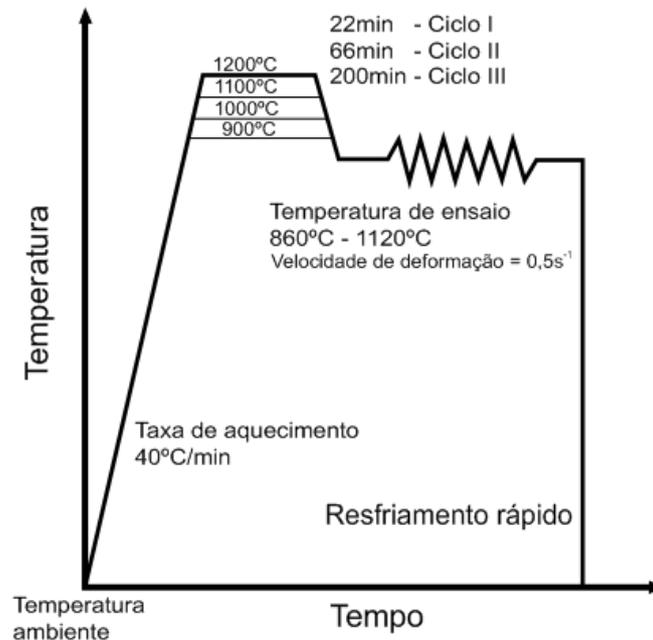


Figura 2. Representação dos Ciclos Termomecânicos impostos aos corpos de prova.

Após a compressão os corpos de prova são resfriados rapidamente (temperados) com o intuito de preservar a estrutura austenítica com e manter a estrutura de contornos de grão austeníticos obtida pela deformação empregada ao material, sendo que o objetivo desta sequência é a análise do comportamento dos grãos austeníticos nos 4 Ciclos que a compõem.

Os corpos de prova foram austenitizados em forno elétrico, marca SANCHIS, sobre placas cerâmicas, e os ensaios de compressão foram realizados em uma prensa hidráulica da marca EKA, modelo PKL40, com capacidade de 400 kN e velocidade de prensagem de 4,5 mm.s⁻¹. A redução em altura dos corpos de prova foi de 50%, correspondente a uma redução de 9mm em altura, sendo lubrificação feita com solução a base de grafite.

As matrizes utilizadas são fabricadas em aço H13 e no momento do ensaio estavam na temperatura aproximada de 300°C, medida com o uso de termopar tipo K acoplado a 10mm da superfície.

O deslocamento da matriz superior e controle da redução em altura foram aferidos utilizando um sensor de deslocamento do tipo LVDT. Os dados de deslocamento foram adquiridos através de um sistema de aquisição da marca HBM, modelo Sider8, conectado a um computador e a leitura dos dados realizada pelo software Catman.

Os dados de temperatura foram obtidos utilizando o sistema de aquisição de dados *Field Blogger*, marca NOVUS. Todos os corpos de prova possuem a mesma geometria e, conseqüentemente, mesmo volume, então, foram adquiridos os tempos de aquecimento até a homogeneização da temperatura de austenitização. Estes tempos são utilizados para todos os ciclos, sendo que a partir destes valores foram mantidos os patamares de 22, 66 e 200min.

Durante o ciclo termomecânico completo não foi possível obter os valores de temperatura usando termopar, pois durante a compressão o termopar era rompido e a captação de dados interrompida. Desta forma, foram realizadas simulações numéricas utilizando o *software* Simufact.mForming11.0 para verificar as condições de temperatura durante os ciclos. A simulação também foi utilizada para verificar se os equipamentos disponíveis teriam capacidade (força) para realização dos ensaios de compressão.

Para revelação dos contornos de grão austenítico as amostras foram atacadas com solução aquosa de 4g de ácido pícrico e *sódio tridecylbenzene sulfonate* (1g por 100 ml de solução), aquecida por uso de aquecedor com agitação magnética até 60°C, mais adição de 1ml de HCl. O ataque foi feito por imersão com auxílio de ultrassom por aproximadamente 7 minutos. Foram testadas 5 soluções encontradas nos estudos de [3,10,13-15] e 1 solução padrão e consolidada em laboratórios de metalografia (4mg de ácido pícrico e 100ml de etanol), porém, todas apresentaram resultados insatisfatórios. As amostras foram identificadas conforme Tabela 2.

Tabela 2. Identificação das amostras para análise.

Sequência dos Ciclos					
Tempo (min)	Temperatura (°C)				
	900	1000	1100	1200	
22	1A	2A	3A	4A	Ciclo I
66	1B	2B	3B	4B	Ciclo II
200	1C	2C	3C	4C	Ciclo III

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As imagens micrográficas da forma e tamanho dos grãos austeníticos, Figura 3, das peças submetidas ao Ciclo I demonstram claramente que a deformação, velocidade de deformação e temperatura a que o material foi submetido não possibilitaram o acúmulo da energia de ativação necessária para que houvesse a recristalização completa no material. O estudo de Chen [13] cita que a energia de ativação necessária para a recristalização dinâmica do aço ABNT 4140 é, nas condições por ele estudadas, 618 KJ/mol.

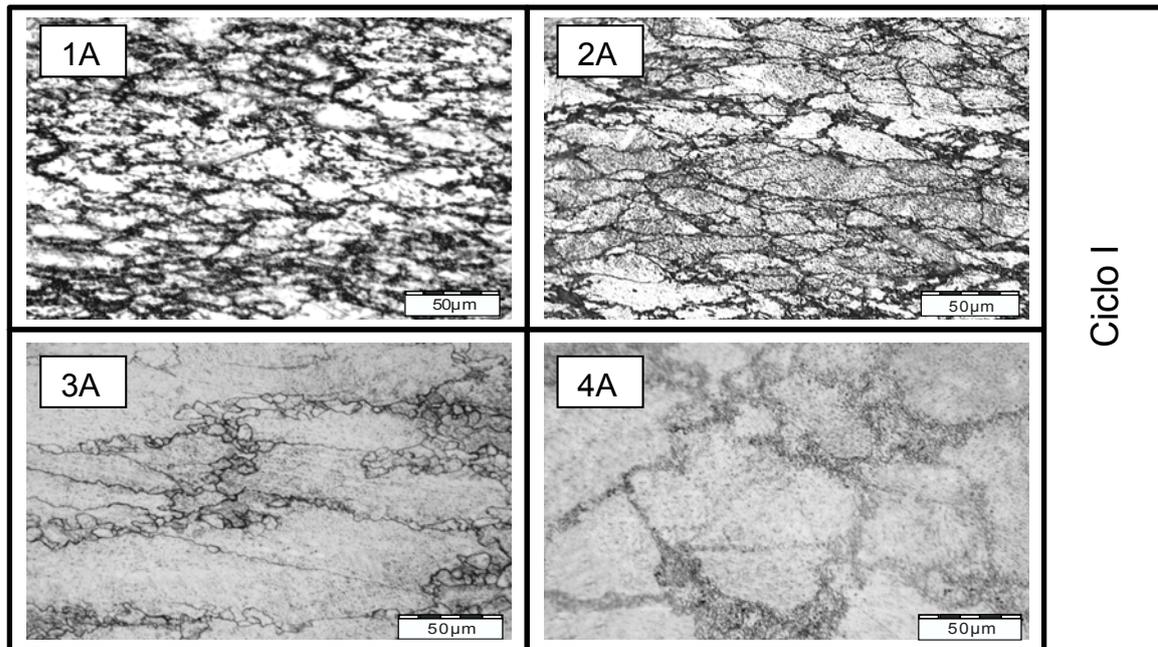


Figura 3. Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo I.

Considerando fatores como o tempo de austenitização, as temperaturas, e as informações encontradas na literatura, princípios para a formação e disposição dos grãos austeníticos apresentados na Figura 3, nas peças identificadas como 1A e 2A, há características do processo de recuperação, fenômeno que requer baixa energia de ativação e pode ocorrer em baixas temperaturas através de mudanças estruturais de pequena escala e defeitos pontuais dentro dos grãos existentes. Percebe-se que todos os grãos estão alongados no sentido da deformação em 1A e na 2A os contornos já estão mais bem delimitados e organizados em decorrência da temperatura no instante da conformação ser mais alta, aproximadamente 955°C. Maiores temperaturas possibilitam maior movimento e organização das discordâncias tornando as regiões de maior energia, contornos de grão, mais nítidas. Na imagem obtida da peça 3A percebem-se grãos recristalizados nos contornos dos grãos alongados, ou seja, como mencionado por Padilha [10], fato característico da recristalização primária pela migração de contornos de alto ângulo, sendo seu principal potencial termodinâmico a energia acumulada durante a deformação e induzidos por ela.

Ainda, os grãos não recristalizados (1A e 2A) possuem tamanhos próximos a 142µm, bem diferente, da peça original onde os valores eram, aproximadamente, 76µm. Esse fenômeno é função da temperatura de austenitização, que como já mencionado, influi diretamente no tamanho do grão da austenita.

Já a imagem da peça 4A apresenta a nucleação de diversos grãos recristalizados, muito pequenos em todos os contornos dos grãos. Conforme Padilha [10] a nucleação da recristalização ocorre preferencialmente nos contornos de grão pelo mecanismo chamado *formação de colares sucessivos*.

As imagens referentes ao Ciclo II, Figura 4, as imagens das peças 1B, 2B e 3B, seguem a mesma tendência das peças do Ciclo I, porém, há diferenças significativas nos tamanhos de grão da peça 3B e 3A. Os grãos recristalizados são maiores em função do maior tempo austenitização, que se tratado em função da temperatura, atua em conformidade com a 3º e 6º Leis da Recristalização propostas por Burke [17].

Analisando a imagem da peça 4B, uma das hipóteses é o crescimento de grão de uma região recuperada dinamicamente, conforme a 6ª Lei da Recristalização, pois os grãos permanecem alongados o que não é característico de grãos recristalizados. Porém, se comparada à imagem 3B, para as condições a que foi submetida já teria ocorrido o aparecimento de grãos recristalizados. Desta forma, esta imagem torna-se resultado da competição entre a recuperação e a recristalização, citado em Padilha [10], não sendo possível afirmar precisamente qual fenômeno ocorre.

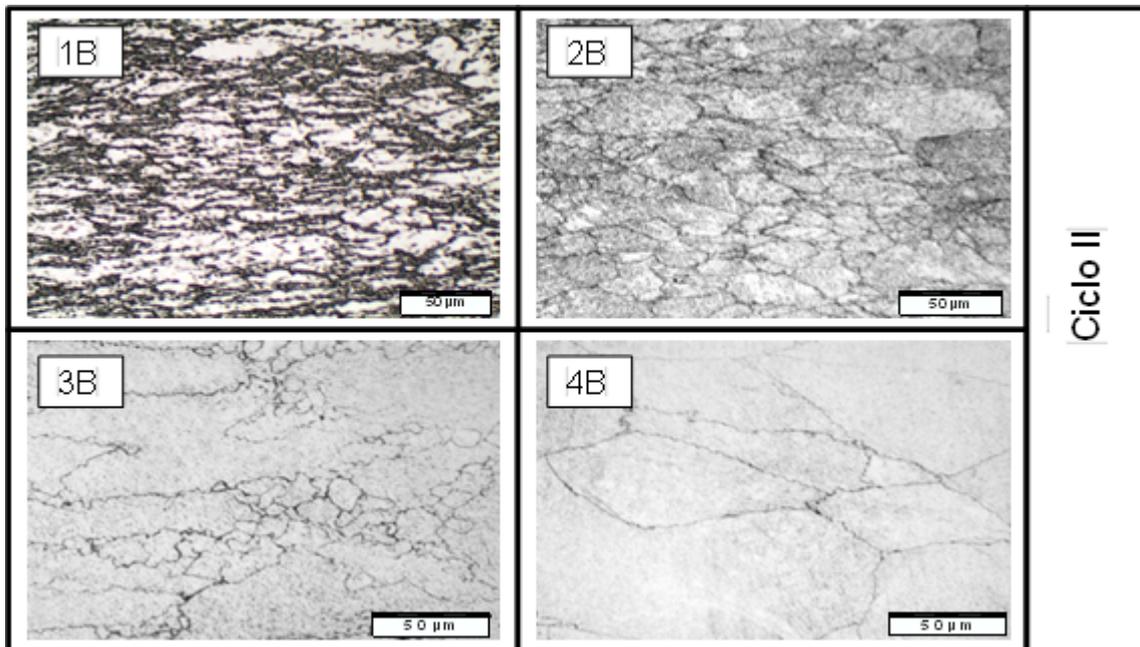


Figura 4. Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo II.

Em relação às imagens do Ciclo III, Figura 5, verifica-se a mesma tendência dos Ciclos I e II, até a imagem da peça 3C. Este fato demonstra que o tempo de austenitização da peças, até 1100°C, não influenciou na aceleração ou desaceleração dos fenômenos metalúrgicos, além disso, até esta temperatura não houve grandes mudanças nos tamanhos e formas dos grãos, contrariando a 3ª Lei da Recristalização.

Na peça 4C aparecem grãos equiaxiais em toda a região da imagem, o que indica que a peça recristalizou-se de forma dinâmica, estática e metadinâmica, sendo que os grãos recristalizados possuem diâmetro médio de 26µm. Assim, percebe-se o refino completo do grão inicial pelos fenômenos metalúrgicos na peça submetida à temperatura 1200°C por 200min, quando conformada a aproximadamente 1120°C.

Os resultados obtidos vão de encontro aos estudos [5-8,16] quanto aos efeitos da deformação, velocidade de deformação, temperatura e tamanho de grão inicial nos fenômenos metalúrgicos que envolvem o ABNT 4140, entretanto, é necessário considerar que seus estudos foram realizados em condições isotérmicas.

Nas condições estudadas o fator tempo de austenitização, em conjunto com a elevada temperatura exerceu fundamental influência, pois apenas depois de mantido a 200min na temperatura de 1200°C e conformado é que o material conseguiu energia de ativação suficiente para a recristalização ser completa.

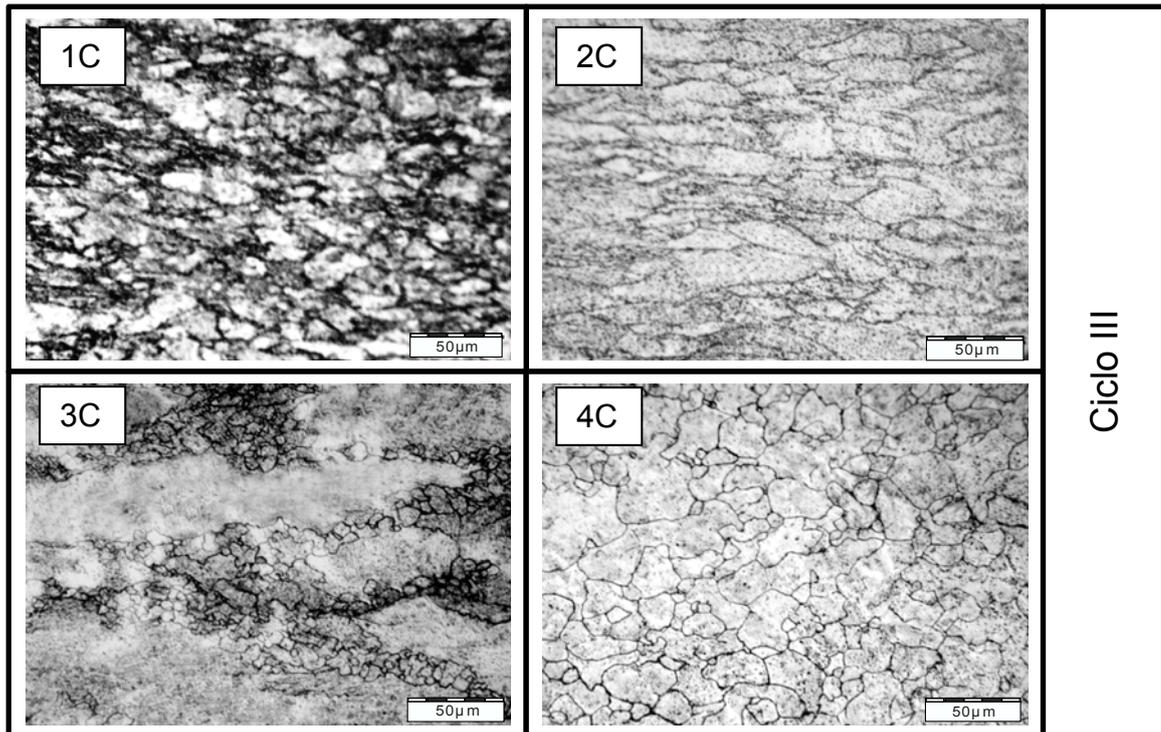


Figura 5. Micrografias dos corpos de prova submetidos ao Ciclo III.

4 CONCLUSÃO

O fenômeno de recristalização completa (estática, dinâmica e metadinâmica) só foi observado nas maiores condições de tempo e temperatura, ou seja, amostra 4C. As principais dificuldades encontradas foram a captação de dados relacionados à temperatura e a combinação ideal da solução para revelação das estruturas micrográficas do material. O uso de termopares foi possível somente até a conformação dos corpos de prova, sendo que, todos os tipos testados rompiam-se no momento da conformação. Foram testadas, além das soluções ácidas mencionadas, outras sete soluções adaptadas das mencionadas, sendo a ideal uma combinação de vários testados. Equalizar estes fatores não foi uma tarefa fácil, porém, pode-se chegar a um resultado satisfatório.

Agradecimentos

Os autores agradecem aos órgãos de fomento: Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) e a Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (Capes) pelo financiamento das bolsas de pesquisa e do projeto de Cooperação Internacional BRAGECRIM.

REFERÊNCIAS

- 1 Dieter, G. E. (1981). Metalurgia Mecânica. Ed: Guanabara Dois, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- 2 Handbook, A. V 14 (1993). Forging of Carbon and Low Alloy Steels. Ed: ASM International. In: V 14, Forming and Forging, pp. 215-221. Exemplo de referência de artigo: Farina PFS, Farina AB, Goldenstein H. Tratamento criogênico e de alívio de

- tenções em um aço AISI D2. Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração. 2012;9(2):140-147.
- 3 Lima, F. B. (2006). Microestrutura e tenacidade de aços baixa liga tipo 41XX. Dissertação de mestrado - UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
 - 4 Regone, W. (2009). Acompanhamento da evolução microestrutural no forjamento a quente com matriz fechada por simulação física e numérica. Dissertação de Mestrado - UNICAMP, Campinas, SP, Brasil.
 - 5 Lin, Y. C., Chen, M. S., & Zong, J. (2008a). Effect of temperature and strain rate on the compressive. Journal of materials processing technology, Vol. 30, pp. 308-315.
 - 6 Lin, Y., Chen, M. S., & Zong, J. 2. (2008b). Study of static recrystallization kinetics in a low alloy steel. Computer Materials Science, Vol. 44, pp. 316-321.
 - 7 Lin, Y., Chen, M. S., & Zong, J. (2008c). Constitutive modeling for elevated temperature. Computer Material Science, Vol. 46, pp. 470-477.
 - 8 Lin, Y., Chen, M. S., & Zong, J. (2008d). Microstructural evolution in 42CrMo. Materials Letters, Vol. 44, pp. 2136-2139.
 - 9 Jorge Júnior, A. M. (1997). Análise do Comportamento Mecânico de Aços Inoxidáveis em Altas Temperaturas e Altas Taxas de Deformação. Tese de doutorado - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, SP, Brasil.
 - 10 Padilha, A. F., & Siciliano JR, F. (2005). Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. 3ª Edição, Ed: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, ABMM, São Paulo, SP, Brasil.
 - 11 Maropoulos, S., & Ridley, N. (2004). Inclusions and Fracture Characteristics of HSLA Steel Forging. Materials Science and Engineering, 64 - 69.
 - 12 Medeiros, G. A. (2012). Uma contribuição ao forjamento em Matriz Aberta. Porto Alegre, RS, Brasil. Fonte: LUME - Repósito Digital.
 - 13 Colombo, T. (2012). Análise numérica do forjamento em matriz aberta para a produção de eixos vazados. UFRGS - PPGEM, Porto Alegre/RS.
 - 14 Lui, M.-W., & May, I. L. (1971). Etching of Prior Austenite Grain Boundaries in AISI 4140 Steel . METALLOGRAPHY , 443-450.
 - 15 McPherson, O. (2008). Grain Growth in AISI 4140. Massachusetts, USA: Worcester Polytechnic Institute.
 - 16 Chen, M.-S., & ALL, E. (2012). The kinetics of dynamic recrystallization of 42CrMo steel. Material Science and Engeneering A, 260-266.
 - 17 Burke, J. E., & Turbull, D. (1952). Recrystallization and grain growth. Progress in Metal Physics, 275-292.