

Análise Numérica do Comportamento Termomecânico e Microestrutural de um Aço Microligado ao V-Ti em Processamento Análogo ao Forjamento a Quente ⁽¹⁾

Frederico Ozanan Neves ⁽²⁾

William Regone ⁽³⁾

Sérgio Tonini Button ⁽⁴⁾

RESUMO: Nos processos por forjamento a quente de aços microligados a deformação aplicada no material ocorre no campo austenítico. Os fenômenos metalúrgicos de amaciamento e endurecimento atuantes no processamento dependem principalmente da quantidade de deformação aplicada e da temperatura do material, ressaltando que as propriedades mecânicas desejadas no material são regidas pela microestrutura gerada durante a deformação e também pelo produto de decomposição da austenita. Neste trabalho fez-se a análise numérica do comportamento termomecânico, utilizando-se o software Superforge, e a análise microestrutural de um aço microligado ao V-Ti sob condições análogas ao forjamento a quente, realizando-se ensaios compressão em uma prensa hidráulica com ferramenta inferior plana e superior em forma de cunha. A caracterização microestrutural presente no material mostrou regiões de amaciamento, correspondentes à recristalização estática, dinâmica e metadinâmica e regiões de endurecimento por encruamento. Tais fenômenos metalúrgicos foram sobrepostos aos mapas de deformação e temperatura obtidos pelo Método dos Volumes Finitos empregando-se o software Superforge. Assim obteve-se uma descrição da evolução microestrutural deste aço microligado neste processo, correlacionada com a temperatura e a deformação obtidas nos ensaios das amostras. Também fez-se a análise da microestrutura do produto de decomposição do campo austenítico que foi previamente interpretada por ensaios de dilatométrica com o diagrama de transformação por resfriamento contínuo para o aço. O objetivo é mostrar a evolução da microestrutura em conjunto com a transformação de fase da austenita para ferrita, perlita, bainita e martensita que determinam as propriedades finais do produto forjado a quente.

Palavras-Chaves: Evolução microestrutural; Transformação de fase; Aços Microligados.

(1) Trabalho apresentado na VI CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO (XXII SENAFOR)

(2) Prof. Assistente II – Universidade Federal de São João Del-Rei – fred@fem.unicamp.br

(3) Pós-Doutor - wregone@fem.unicamp.br

(4) Professor Associado - sergio1@fem.unicamp.br

1) INTRODUÇÃO

Os produtos metálicos semi-acabados, geralmente, são fabricados através de conformação mecânica por meio de processos como o forjamento, a laminação e a trefilação. Para o processo de forjamento a quente, a utilização de aços microligados tem uma extensa aplicação em componentes automotivos. Isto deve-se ao baixo custo de fabricação já que os primeiros aços microligados forjados suprimiram do produto final os tratamentos térmicos posteriores. A razão disto é que as propriedades mecânicas são obtidas pelo controle dos fenômenos metalúrgicos como endurecimento por precipitação e controle da evolução microestrutural. Portanto, as propriedades são alcançadas diretamente no final do processo de forjamento [1]. O interesse no uso de aços microligados em componentes forjados vem do seu processamento. Os aços microligados conseguem alcançar altos níveis de resistência mecânica e tenacidade simplesmente sendo deixados resfriar ao ar após o processo de forjamento, favorecendo o aumento de resistência mecânica e tenacidade através da precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos, eliminando-se assim as etapas de tratamento térmico, reduzindo o tempo de processo e diminuindo custos da produção [2 e 3].

Aços microligados são conhecidos como aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), sendo constituídos por um grupo específico de aços com composição química especialmente desenvolvidas para alcançar elevados valores de propriedades mecânicas. Constitui-se na prática de se adicionar pequenas quantidades de elementos, como o nióbio (Nb), o vanádio (V) e o titânio (Ti). Cada elemento apresenta uma aplicação mais adequada [4]. O titânio é mais indicado para o controle do tamanho de grão durante o reaquecimento. O nióbio para o controle do tamanho de grão austenítico durante o processamento retardando a recristalização. Os aços microligados ao vanádio podem manter uma grande quantidade de vanádio em solução na austenita e na decomposição da austenita, podendo ser usado para o endurecimento por precipitação, em temperaturas baixas [5 e 6].

Durante o processamento a quente de aços têm-se as seguintes etapas: reaquecimento, que visa a homogeneização da microestrutura; em seguida as etapas de deformações que transformam um produto de geometria simples num outro de forma complexa, em que as ferramentas denominadas matrizes determinam a geometria do produto. Posteriormente, tem-se o resfriamento onde ocorre a

decomposição da austenita. Além das variações dimensionais, durante o processamento, ocorrem oscilações microestruturais que dependem das características do material e dos parâmetros operacionais como a deformação, a temperatura, o tempo entre passes e a taxa de deformação [7]. Nas operações de forjamento a quente a evolução da geometria da peça na zona de deformação é influenciada pelas variáveis de processamento. Por isto, o projeto de peças exige o conhecimento da influência de cada parâmetro no processamento e também a compreensão da interação destas variáveis pela análise da microestrutura.

Quando um material é deformado a quente, como ocorre no forjamento, os fenômenos metalúrgicos que ocorrem devido à deformação controlam a evolução microestrutural dos grãos austeníticos. Assim, o encruamento gera o aumento da densidade de discordâncias dos materiais durante a deformação plástica [8]. A recuperação dinâmica envolve o rearranjo de discordâncias, com formação de células e subgrãos. Com o encruamento os grãos equiaxiais vão se alongando, gerando sítios propícios para a nucleação e aparecimento dos primeiros grãos nos contornos dos grãos alongados [9]. A recristalização dinâmica inicia-se quando os primeiros núcleos restauram apenas localmente, enquanto o material como um todo continua a encruar. Após o início da recristalização dinâmica provocada pela deformação, os núcleos dinamicamente recristalizados continuam a crescer depois que a deformação é interrompida devido a atuação da recristalização metadinâmica [10]. Após o término da deformação tem-se a recuperação estática que restaura o material até uma certa proporção. O amaciamento ou restauração total só ocorre pela recristalização estática que inicia-se pela nucleação de novos grãos, sendo necessário um tempo de incubação. Esse fenômeno elimina as discordâncias de forma coletiva, com a nucleação e crescimento de novos grãos isentos de deformação [11].

A formação da austenita em aços é de considerável interesse técnico no forjamento de aços carbono e é o primeiro estágio significativo na transformação microestrutural em aquecimento. Usualmente em processos de forjamento de componentes são empregados os aços com microestrutura de partida composta principalmente de ferrita e perlita. No campo austenítico, conforme a temperatura é aumentada, compostos presentes como precipitados são dissolvidos. As propriedades finais exibidas por um produto processado termomecanicamente são determinadas pela microestrutura ao final do processamento. Sendo muito importante a forma na qual a transformação de fase se dá durante o resfriamento no processamento

termomecânico [12]. A transformação da austenita pode ser separada em dois grupos: o primeiro, onde a transformação é difusional com a nucleação e o crescimento de novas fases, como ocorre com a ferrita ou a cementita e o segundo em que a transformação martensítica ocorre por meio de um mecanismo de cisalhamento. As informações sobre a natureza e a quantidade das fases presentes após a transformação podem ser obtidas com diagramas CCT, ou seja, curvas de transformação em resfriamento contínuo que indicam as temperaturas de início e fim de transformação para diferentes taxas de resfriamento [13]. Uma vez que o resfriamento controla as taxas de nucleação e de crescimento em transformações difusionais, e a temperatura de transformação determina a microestrutura final do produto transformado.

Este trabalho tem por objetivo a obtenção do diagrama CCT para um aço microligado e os produtos de decomposição da austenita, avaliar sua aplicação na determinação das fases microestruturais obtidas após a deformação a quente não-homogênea das amostras ensaiada e também analisar o comportamento da evolução dos grãos austeníticos. Assim, com os dados microestruturais, pode-se sobrepor e interpretar os fenômenos metalúrgicos com o auxílio de mapas da variação da deformação e temperatura obtidos Método dos Volumes Finitos empregando-se o software SuperForge.

2) MATERIAL E MÉTODO

Neste trabalho realizou-se ensaios de dilatométrica, ensaios de simulação física por compressão a quente em um aço microligado, para avaliar sua conformabilidade, e também observações da evolução microestrutural da austenita nos corpos-de-prova deformados.

Paralelamente, foram realizadas simulações numéricas com o objetivo de mapear as deformações e temperaturas em todo o volume do corpo deformado.

2.1) Material

No presente projeto utilizou-se um aço comercial de médio carbono, adotado em processos de forjamento com resfriamento controlado para fabricação de

componentes automobilísticos. A análise química foi realizada na SIFCO S.A. , cuja composição química está indicada na **Tabela 1**.

Tabela 1 - Composição química do material (% em peso).

C	Mn	Si	Al	S	P	Ti	V	N
0,32	1,51	0,66	0,024	0,031	0,016	0,028	0,099	0,006

Este material estava na condição de barra "bruta de laminação" a quente resfriada ao ar calmo, com dimensão da seção transversal quadrada de 72,0 mm. Posteriormente o material foi relaminado a quente e resfriado ao ar calmo na SIFCO S.A. até a forma de barras redondas de diâmetro 18,0 mm. A relaminação foi realizada com temperatura na faixa de 1150 a 1200 °C. Para preservar as condições reais de processamento de um aço destinado a processos de forjamento, não foi utilizado nenhum tratamento térmico prévio aos corpos de prova a serem ensaiados. [14]

2.2) Ensaios de dilatométrica

Para a determinação das temperaturas críticas de transformação de fase, foram realizados doze ensaios de dilatométrica com as seguintes características: os corpos de provas eram aquecidos com uma taxa de 2 °C/s até 1150°C, permanecendo nesta temperatura por 10 minutos e, em seguida, submetidos a taxas de resfriamento de 0,5; 2,0; 5,0; 7,0; 10,0; 15,0; 20,0; 25,0; 30,0; 50,0; 75,0; 100,0 °C/s. Em todos os corpos de prova ensaiados por dilatométrica foram realizadas medidas de dureza Vickers, utilizando-se um microdurômetro do tipo Micromet 2105 digital com carga de 1000 g.

2.3) Ensaios de conformabilidade

Corpos de prova com 15mm de diâmetro e 20mm de comprimento foram deformados para a avaliação da conformabilidade. Os ensaios de conformabilidade foram realizados a 1150°C em prensa hidráulica com capacidade de carga de 50 toneladas com ferramenta inferior plana e superior em cunha. A velocidade de

deslocamento da ferramenta superior foi de 15 mm/s, o que impôs uma taxa de deformação nominal média de $0,93s^{-1}$. A **Figura 1a** apresenta um esquema do corpo de prova e das ferramentas antes da deformação, e a **Figura 1b**, o corpo de prova após a deformação.

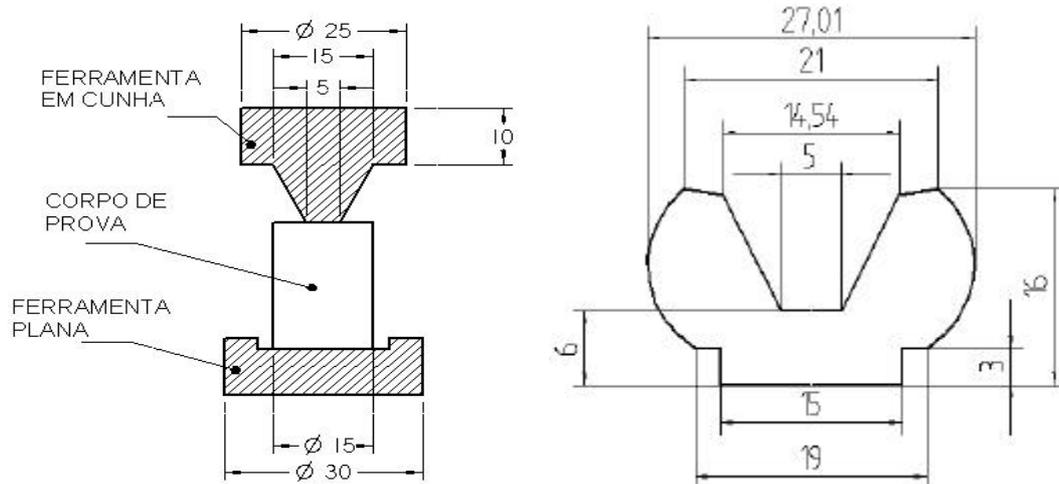


Figura 1a - Corpo de prova e ferramentas antes da deformação. Dimensões em mm. **Figura 1b** - Corpo de prova após a deformação. Dimensões médias em mm.

2.4) Observações microestruturais

As observações microestruturais foram realizadas em corpos de prova resfriados em água e ao ar. As metalografias foram feitas no sentido longitudinal (mesmo sentido da deformação) em toda extensão do corpo de prova. Para revelar as microestruturas das amostras, foi utilizada técnica convencional. As amostras foram embutidas, lixadas, polidas com alumina de granulometria de 1 a $0,5 \mu m$ e atacadas com uma solução aquosa saturada de ácido pícrico ($C_6H_3N_3O_7$) com detergente da Kodak, “photo-flo 200 solution”, atuando como agente molhante (10 gotas para 200 ml de solução). As amostras foram imersas no reativo aquecido (aproximadamente a $80^\circ C$) por 60 a 120 segundos, seguindo-se de polimento brando (alumina $0,3 \mu m$) para melhorar a observação dos contornos de grãos austeníticos. O processo de ataque, comentado acima, foi repetido diversas vezes, até que o resultado fosse satisfatório [15]. Para revelar as microestruturas obtidas da decomposição da austenita atacou-se com nital 2%.

2.5) Simulação Numérica

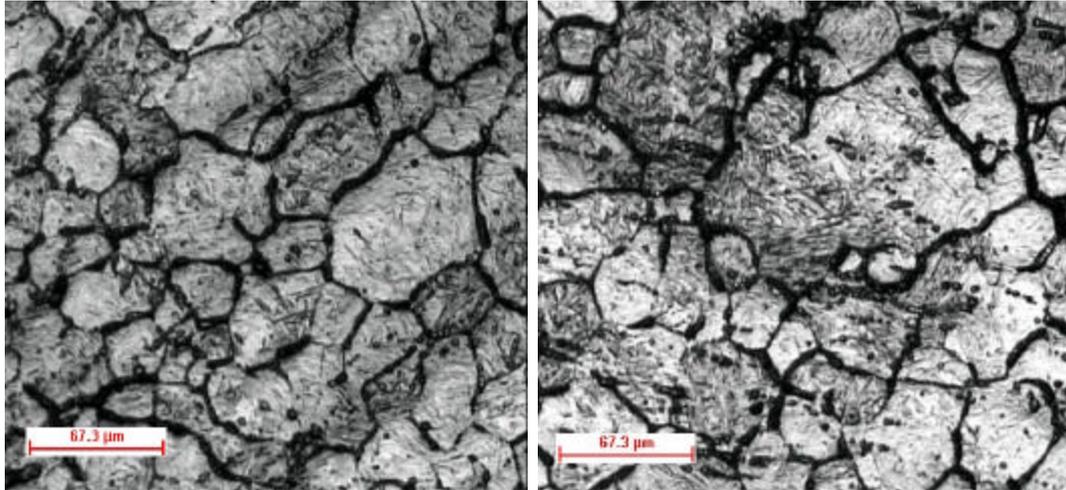
A simulação numérica foi conduzida com o software MSC.SuperForge 2000. Foram utilizados 1160 elementos hexaédricos de 8 nós. Foi adotado para o material do corpo de prova um modelo rígido-perfeitamente plástico com limite de escoamento de 50 MPa a 1100 °C à taxa de deformação média de 0,93 s⁻¹. Também foram adotados para o material as seguintes propriedades térmicas: condutividade térmica = 46,7 W/(m.K), calor específico = 41,9 J/(kg.K), coeficiente de transferência de calor para o ambiente = 50 kcal/(m².h.°C) e coeficiente de expansão linear=15,1 μm/(m.K). A temperatura das ferramentas foi adotada como 27 °C, coeficiente de transferência de calor para o ambiente = 50 kcal/(m².h.°C) e coeficiente de troca de calor peça/ferramentas = 6000 W/(m².°C). A velocidade de avanço da ferramenta foi estipulada em 14 mm/s e foi utilizada um coeficiente de atrito típico para trabalho a quente de 0,3 [16 e 17].

3) RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste trabalho investigou-se o comportamento de um aço microligado com médio teor de carbono. Para isto, foram obtidos o diagrama CCT, e sua microestruturas após o resfriamento; a interpretação do comportamento da evolução microestrutural (em todo volume dos corpos de prova ensaiados) por conformabilidade a quente através dos fenômenos metalúrgicos atuantes no material pela análise de suas fotomicrografias; a cinética de decomposição da austenita após deformação a quente; e também mapas da deformação e temperatura obtidos pelo Método dos Volumes Finitos empregando-se o software Superforge.

3.1) Microestrutura no encharque

As Figuras 2a e 2b mostram as fotomicrografias dos grãos austeníticos na temperatura de 1150°C, temperadas após 10 minutos de encharque.



Figuras 2a e 2b - Fotomicrografias mostrando grãos austeníticos na temperatura de 1150°C, temperados após 10 minutos de encharque.

Nesta figura observa-se crescimento anormal de grão, devido ao longo tempo de encharque.

3.2) Diagrama de transformação por resfriamento contínuo (CCT)

Com os dados dos ensaios de dilatométrica construíram-se as curvas de início e fim de transformação de fase em função das taxas de resfriamento, ou seja, o diagrama CCT (Continuous Cooling Transformation), mostradas na **Figura 3** juntamente com os valores de microdureza. Vê-se nesta figura que as temperaturas de transformação de fase variam com as taxas de resfriamento. Para a taxa de resfriamento de 0,5 °C/s a austenita transforma-se em ferrita e perlita. Para taxas de resfriamento entre 2 e 15 °C/s surge gradualmente a bainita e a martensita, com o desaparecimento da fase perlítica. Para taxas de resfriamento maiores que 20 °C/s tem-se apenas a martensita como produto de decomposição da austenita.

Para confirmar e identificar de maneira mais clara as transformações de fases indicadas no diagrama CCT, foram realizadas observações microestruturais nas amostras ensaiadas por dilatométrica.

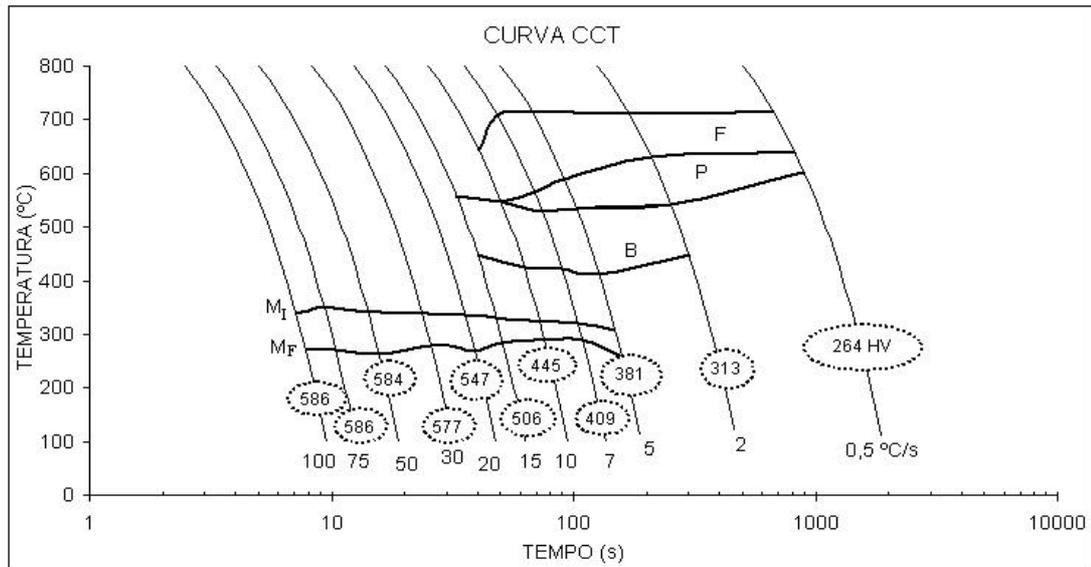
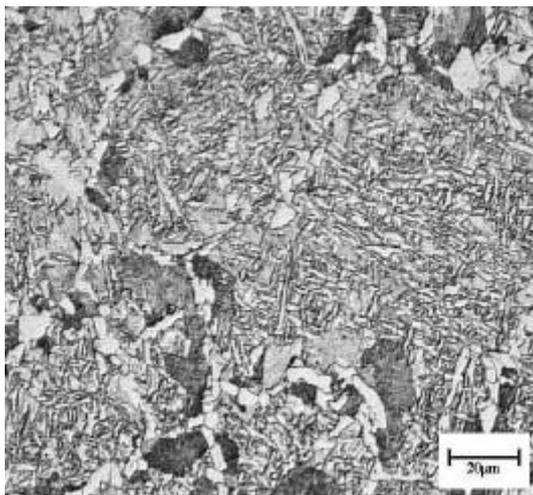
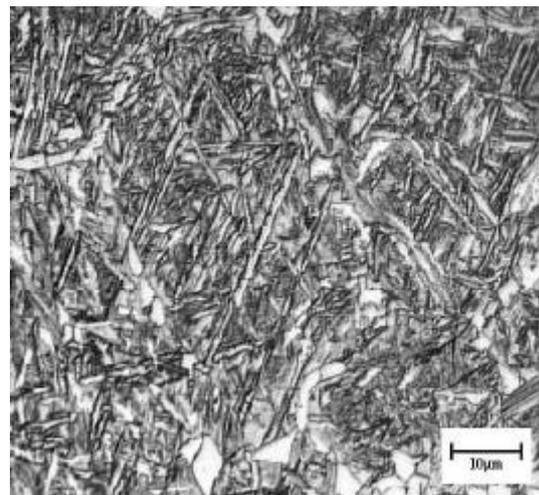


Figura 3 - Curvas de transformação por resfriamento contínuo obtidas nos ensaios dilatométricos. Onde: F - ferrita; P - perlita; B - bainita; M - martensita.

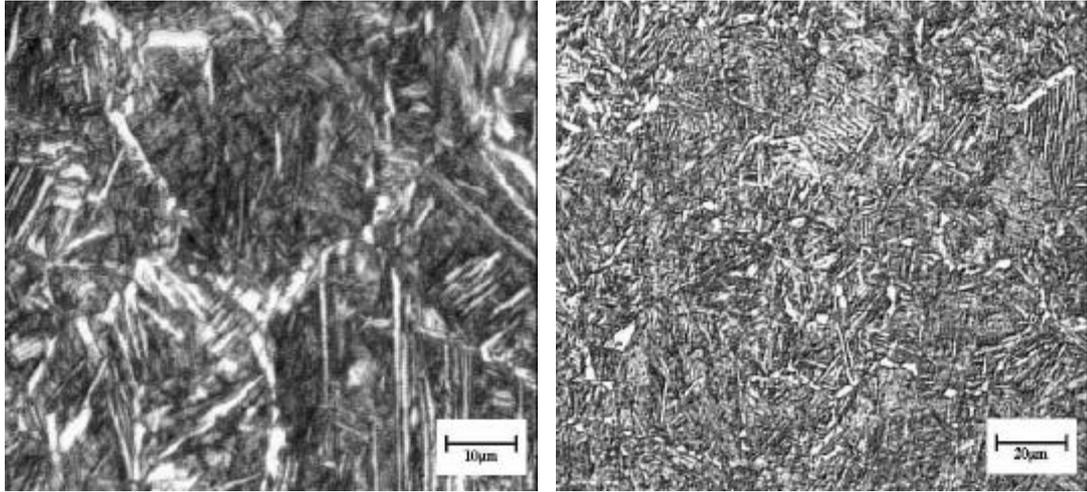
Nas taxas de resfriamento de 2 até 5 °C/s tem-se uma estrutura final ferrítica-perlítica, e o aparecimento gradual de bainita na microestrutura, como pode ser visto nas **Figuras 4a** e **4b** e como também mostram os valores obtidos para a microdureza. A **Figura 4a** mostra bainita acicular e grãos de ferrita alotrópica [18]. Para taxas de resfriamento entre 5 e 10 °C/s a análise metalográfica mostrou a bainita na microestrutura em conjunto com a ferrita, como pode ser observado nas **Figuras 4c** e **4d**.



(a)



(b)



(c)

(d)

Figuras 4a, 4b, 4c e 4d - Fotomicrografias obtidas de amostras ensaiadas com taxas de resfriamento de 2,0; 5,0; 7,0; e 10,0 °C/s respectivamente.

3.3) Análise da simulação numérica para a deformação e ensaios de conformabilidade

O resultado da simulação numérica foi aferido pela geometria do produto deformado na simulação física, encontrando uma aproximação de 98%. Na **Figura 5a**, apresentamos o mapa do gradiente de deformação equivalente, obtido pelo método dos volumes finitos. O mapa mostra uma pequena região altamente deformada (1,6), registrada em vermelho e configurando uma frente de deformação na extremidade da cunha. A frente de deformação perde em intensidade em direção à superfície livre do corpo de prova, atingindo uma região de pequena deformação (0,2). Na **Figura 5b** observam-se as regiões indicadas de (1) a (7) onde foram observados os grãos austeníticos por fotomicrografias.

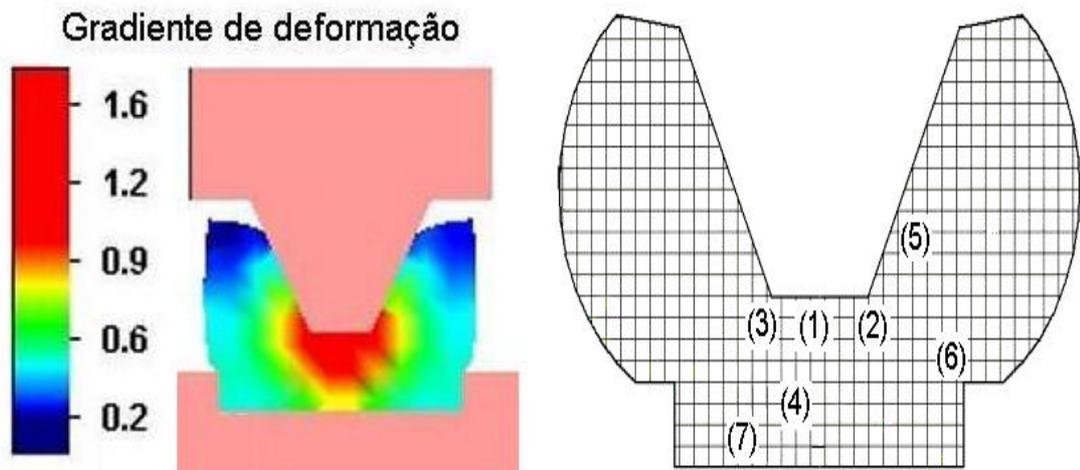


Figura 5a - Variações de cores mostrando o gradiente de deformação para o corpo de prova deformado. **Figura 5b** - Esquema do corpo de prova deformado. As regiões de (1) a (7) foram observadas por fotomicrografias.

A **Figura 6** mostra uma região que contém alto nível de deformação. A microestrutura resultante apresenta grãos austeníticos de maneira heterogênea. Na parte superior desta fotomicrografia apresentam-se grãos austeníticos alongados, não definidos, e entre eles, pequenos grãos. Os fenômenos metalúrgicos atuantes nesta região durante a deformação são o encruamento, com algum indício da recristalização dinâmica.

Na parte inferior da fotomicrografia observam-se pequenos grãos, caracterizando um alto índice de refinamento do campo austenítico. Portanto, a recristalização dinâmica é o processo dominante de restauração do material. A **Figura 7** mostra uma microestrutura presente nas regiões (2) e (3), pois ambas têm o mesmo nível de deformação.

Na fotomicrografia pode-se caracterizar o lado esquerdo em conjunto com a parte superior, onde tem-se grãos deformados com pequenos grãos austeníticos que foram nucleados no seu contorno.

Na parte da direita da fotomicrografia em conjunto com a parte inferior, há um alto grau de refinamento dos grãos austeníticos, pressupondo-se a interação entre recristalização dinâmica mais recristalização metadinâmica.

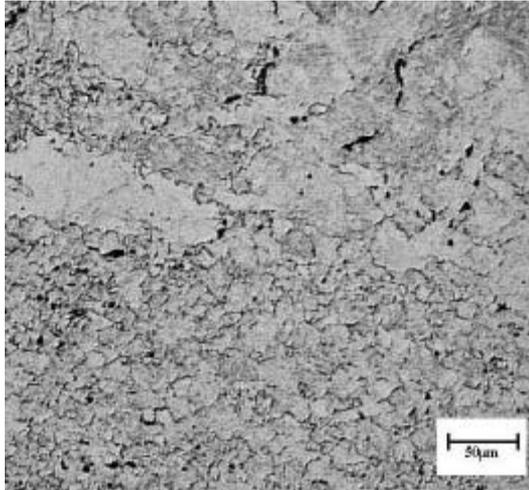


Figura 6 - Fotomicrografia mostrando grãos austeníticos da região (1).

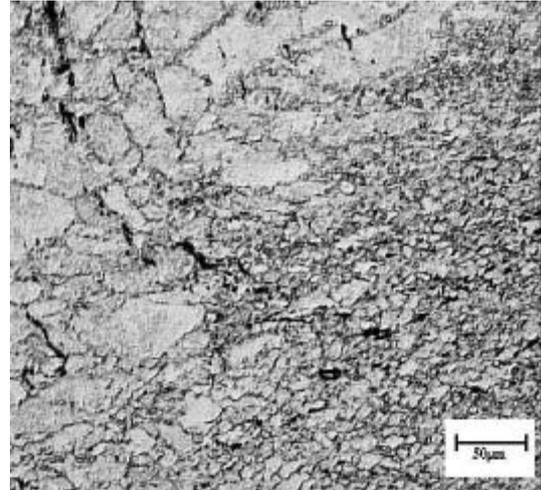


Figura 7 - Fotomicrografia mostrando grãos austeníticos da região (2).

As **Figuras 8 e 9** mostram regiões com alto grau de refinamento de grãos austeníticos para um nível médio de deformação. Assim, para as regiões (4) e (5) não há uma fronteira de separação entre o encruamento com a recristalização. O que se observa é uma contínua atuação da recristalização dinâmica com a metadinâmica devido ao refinamento dos grãos.

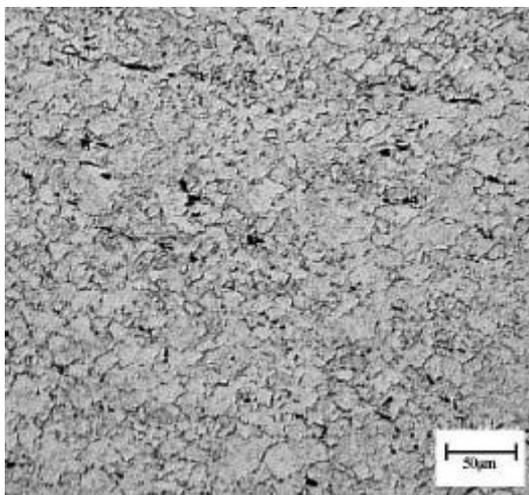


Figura 8 - Fotomicrografia mostrando grãos austeníticos da região (4).

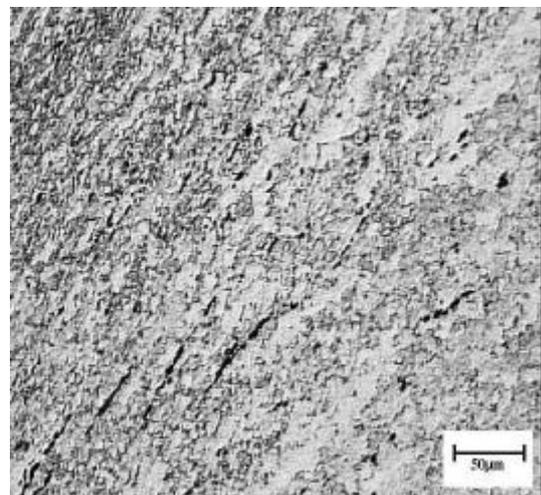


Figura 9 - Fotomicrografia mostrando grãos austeníticos da região (5).

Para a **Figura 10** tem-se um pequeno nível de deformação, assim, o único fenômeno metalúrgico que atua no material é o encruamento, como pode ser observado pela forma alongadas dos grãos austeníticos. Já a **Figura 11** mostra uma

região que praticamente não sofreu deformação caracterizando os grãos austeníticos que se encontravam na temperatura de encharque do material.

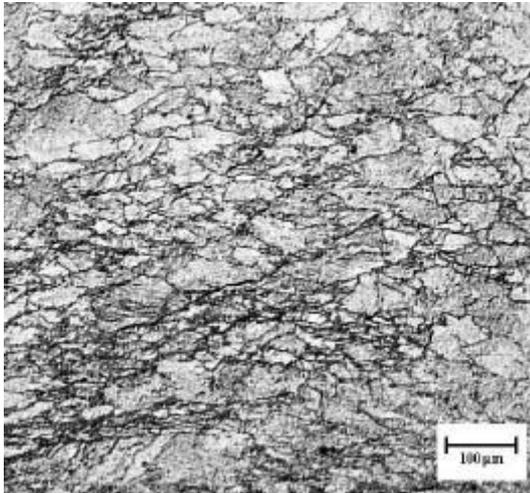


Figura 10 - Fotomicrografia mostrando grãos austeníticos da região (6).

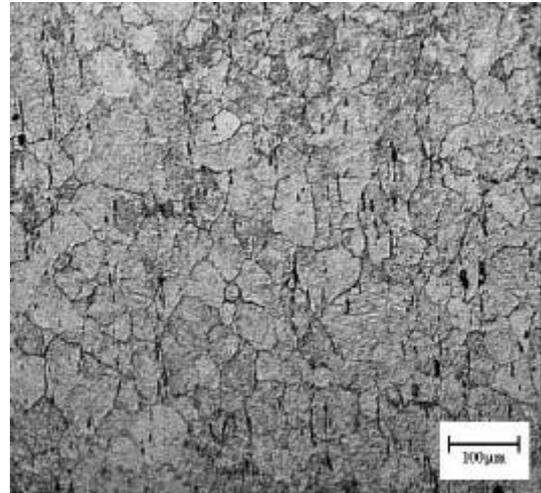


Figura 11 - Fotomicrografia mostrando grãos austeníticos da região (7).

3.4) Análise da simulação numérica para a temperatura e ensaios de conformabilidade

Visando investigar os produtos de decomposição da austenita após o processamento a quente do aço microligado ao V-Ti, foram realizados ensaios de conformabilidade por compressão a quente. Após a deformação, os corpos de prova foram resfriados de dois modos diferentes: na água e ao ar. O mesmo processo foi simulado numericamente utilizando-se o software SuperForge. Assim, um mapa do gradiente da temperatura foi obtido pelo método dos volumes finitos, conforme mostrado na Figura 12. A Figura 13 mostra as regiões (1), (2), (3), (4) e (5), onde realizaram-se metalografias para observação da microestrutura após deformação a quente e resfriamento ao ar.

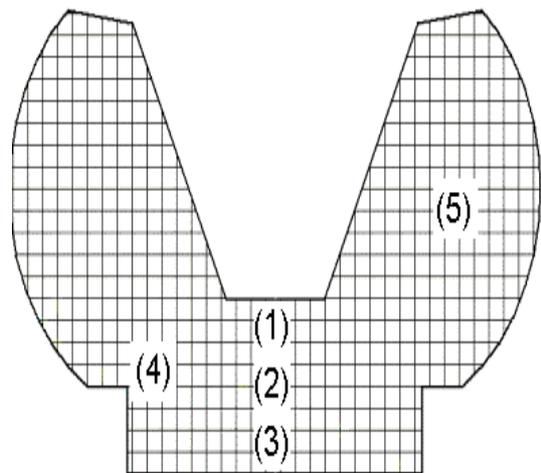
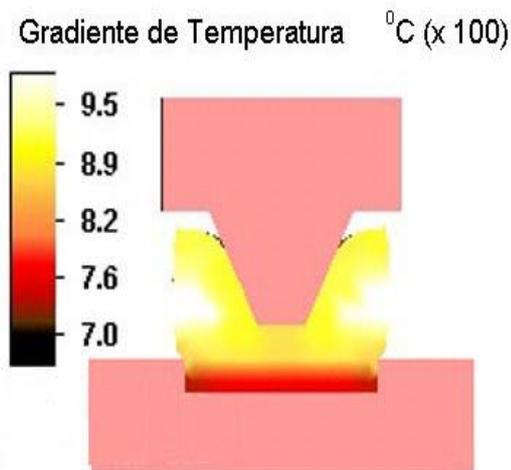


Figura 12 - Variações de cores mostrando o gradiente de temperatura para o corpo de prova. **Figura 13** - Esquema do corpo de prova; (1), (2), (3), (4) e (5) indicam as regiões observadas.

Observa-se nas **Figuras 14, e 15**, uma microestrutura complexa formada por ferrita, perlita e bainita. Para as **Figuras 16, 17, 18 e 19** uma microestrutura ferrítica-perlítica. A região (1) apresenta extração de calor devido ao contato com a ferramenta superior. Este contato é tanto maior quanto maior é a penetração da ferramenta. Mas a extração de calor nesta região é menor do que a extração na região (3), cujo contato entre corpo de prova e ferramenta é constante. A região (4) apresenta uma extração de calor intermediária entre as regiões (1) e (3) e a região (5) apresenta uma taxa de resfriamento menor, correspondendo apenas à troca de calor com o ambiente.

Por esta razão, a região (3) apresenta uma taxa de resfriamento que leva à transformação da austenita em bainita e ferrita, enquanto a região (5) não apresenta a presença de bainita. A região (1) também apresenta a presença de bainita, porém numa proporção menor que a região (3). A região (2) apresenta, então, um nível intermediário de presença de bainita. Já a região (4) praticamente não apresenta ferrita e perlita. Na decomposição da austenita após deformação a quente e resfriamento em água foram observadas apenas regiões martensíticas em todo o volume do corpo de prova.

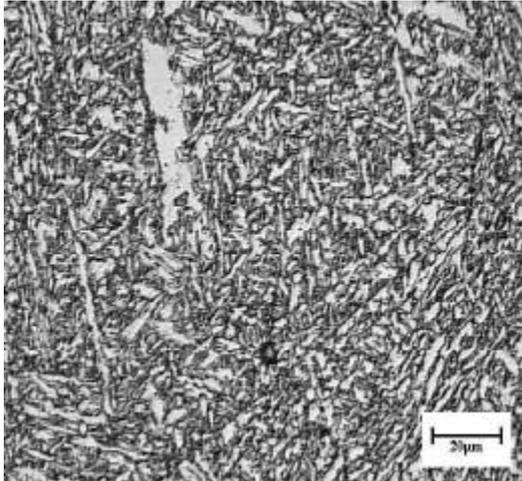


Figura 14 - Fotomicrografia mostrando microestrutura da região (1).

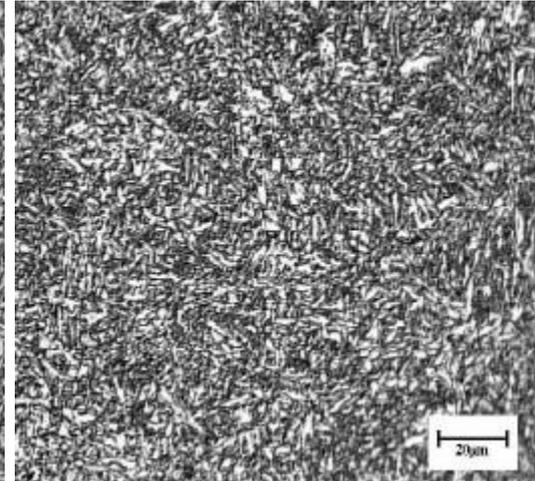


Figura 16 - Fotomicrografia mostrando microestrutura da região (2).

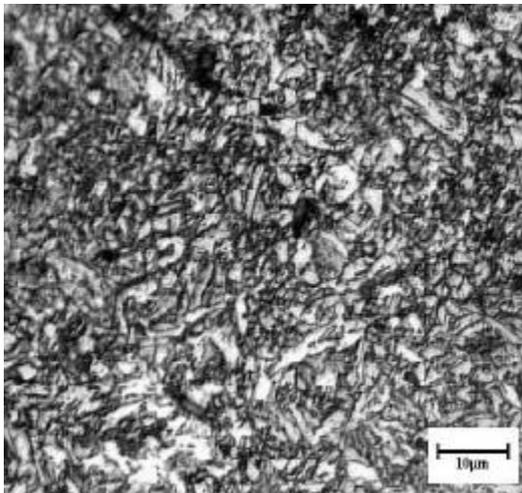


Figura 17 - Fotomicrografia mostrando microestrutura da região (2).

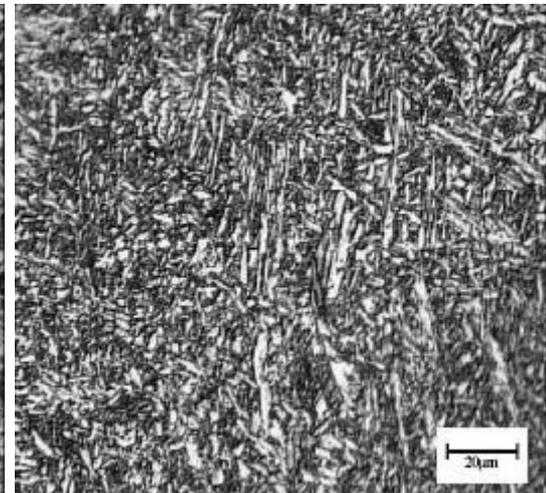


Figura 15 - Fotomicrografia mostrando microestrutura da região (3).

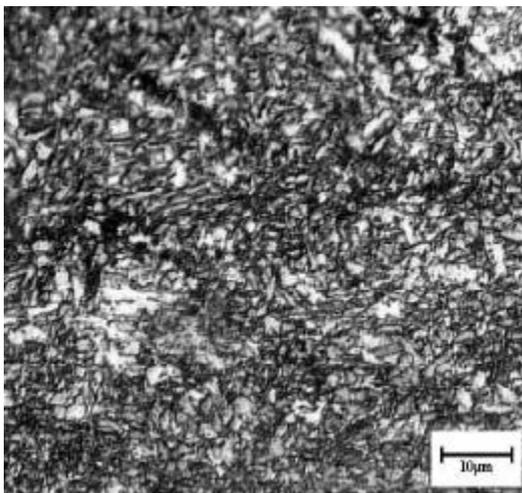


Figura 18 - Fotomicrografia mostrando microestrutura da região (4).

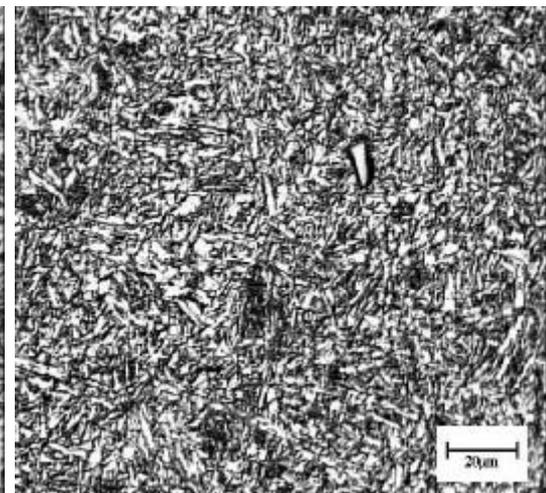


Figura 19 - Fotomicrografia mostrando microestrutura da região (5).

4) CONCLUSÕES

↳ Observa-se que há diferentes fenômenos metalúrgicos atuando no material do corpo de prova em função do grau de deformação e da temperatura características de cada região deformada.

↳ As fotomicrografias mostram a existência da recristalização dinâmica atuando em conjunto com a metadinâmica.

↳ O mapa de deformação obtido no software Superforge é um indicador da deformação atuante no material útil para a análise dos efeitos microestruturais.

↳ O diagrama CCT mostra as fases geradas devido às taxas de resfriamento impostas e permite avaliar as microestruturas presentes após o forjamento a quente.

↳ O Método dos Volumes Finitos aplicado com o software SuperForge nos fornece o mapa do gradiente de temperaturas, a partir do qual se pode estimar as taxas de resfriamento do material.

↳ O ensaio de conformabilidade nos permite avaliar os produtos da decomposição da austenita obtidos após a deformação a quente.

↳ Nas regiões de contato entre o corpo de prova e as ferramentas foram detectadas a presença de bainita, tanto mais acentuada quanto maior o tempo de contato. Nas regiões onde não ocorreu contato entre a peça e a ferramenta não foi detectada a presença de bainita, devido à menor extração de calor observada.

5) AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem CNPq - Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico e à FAPESP – Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo, pelo apoio dado ao desenvolvimento deste trabalho.

6) REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] GENTILE, F. C. E S. T. BUTTON - Estudo Do Processo De Cross-Wedge Rolling Para A Produção De Eixos Escalonados Com Aços Microligados; Trabalho apresentado no XXI Senafor, 23 e 24/10/2001, Gramado, RS.

- [2] CUDDY, L. J.; Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite. Eds. A. J. DeArdo, G. A. Ratz and P. J. Wray; AIME; Warrendale; p. 129; 1982.
- [3] ALBIERO, W. Metalurgia ABM. v.37, n.281, p.192, 1981.
- [4] WOODHEAD, J. H. e KEOWN, S. R.; Em HSLA Steels: Metalurgy and Aplications; ASM International, Beijing; China; p. 15; 1985.
- [5] DeArdo, A. J.; Em 8 th Process Tecnology Conference Proceeding, Iron and Steel Societey, Warrendale; p.67; 1988.
- [6] PALMIERE, E. J.; Precipitation Phenomena in Microalloyed Steels.; Metall. Trans.; V7a; p.915-923;1976.
- [7] REGONE, W. e JORGE JÚNIOR, A.M. e BALANCIN, O., Metodologia para Determinar os Tipos de Amaciamentos que Atuam em Processos Termomecânicos ; 14° CBECIMAT - São Pedro – SP - 3 a 6 de dezembro de 2000.
- [8] LE MAY, I; "Principles of Mechanical Metallurgy", Elsevier, New York, Cap.6, 1981.
- [9] MECKING, H. and GOTTSTEIN, G.;Recovery and Recrystallization During Deformation ; in: Recrystallization of Metallic Materials; ed. F. Haessner; Dr. Riederer; Verlag; p. 195-222; 1978.
- [10] PETKOVIC, R. A.; LUTON, M. J. and JONAS, J. J. ; Can. Met. Quart.; Vol. 14; p. 137; 1975.
- [11] McQUEEN, H. J. and JONAS, J. J.; Recovery and Recristalization During Hight temperature Deformation. in : Arsenaut, R. J.; Ed. Treatise on Materials Science and Technology; Vol. 6; p. 393-493; New York. Academic Press; 1976.
- [12] GARCIA, C. I. e DeArdo. A. J. ; Metallur. Transactions; Vol. 12A; p. 521. 1981.
- [13] PENALBA, F. ; GARCIA DE ANDRÉS, C. ; CARSI, M. E ZAPIRAN F.; Journal of Materials Science ; V.31; p.3847-3852; 1996.
- [14] OLIVEIRA, M. A. F.; Tese de doutorado. Universidade Federal de São Carlos; São Carlos – SP. 2001.
- [15] REGONE. W. e BALANCIN, O.; REM (Revista de Escola de Minas de Ouro Preto). Vol 51, pp.27-33; jan/mar. 1998.

- [16] OH, S.I.; WU, W.T. and ARIMOTO, K.: Recent Development in Process Simulation for Bulk Forming Processes. *J. Mat. Proc. Technology*, Vol 111, pp 2 –9, 2001
- [17] BRAMLEY, A.N. and MYNORS, D.J.: The use of simulations forging tools. *Materials and Design*, Vol 21, pp.279 – 286, 2001.
- [18] BHADESHIA, H. K. D. H.; Some phase transformations in steels. *Materials Science and Technology*; Vol. 15; jan. 1999.

Numerical Analysis of the Thermomechanical and Microstructural Behavior of a Hot Forged V-Ti Microalloyed Steel

Abstract: Hot metal forming processes are generally represented by sequences of heating and deformation, with a competition between softening and strain hardening, followed by the product cooling. With hot forging, parts with simple shapes are modified to more complex shapes defined by the geometry of the dies. Steels are hot forged in the austenitic region, where variables like strain and work temperature directly affect the forged microstructure. Forged microalloyed steels show an extensive application in the automotive industry, because it is possible to eliminate the subsequent heat treatments usual for alloy steel forgings, with the appropriate metallurgical control. The mechanical properties of the forgings are defined by the microstructure developed with the strain and by the transformation of the austenite. To analyze the microstructural behavior of a V-Ti microalloyed steel under process conditions similar to hot forging, some wedge upsetting tests were taken with a hydraulic press. The same process was simulated with the software SuperForge. The analysis of the microstructure of the austenite decomposition was previously related to some dilatometry tests, with a continuous cooling transformation (CCT) diagram obtained for this steel. To study how the austenite is transformed after hot worked, hot workability tests were taken. The final microstructures after hot working and the transformation of the austenite to ferrite, perlite, martensite and bainite, define the properties of the forgings. Microstructure analysis also showed regions with static, dynamic and metadynamic recrystallization and regions still strain hardened. These microstructures were compared to strain and temperature maps simulated with the finite volume method using the software Superforge.