



ESTUDO DO EFEITO DE PARTÍCULAS DE CARBONETOS E CARBONITRETOS NA PLASTICIDADE A QUENTE DA LIGA INCONEL® 751¹

David Delagostini Jarreta²
Eduardo Netto de Souza²
Celso Antonio Barbosa³

Resumo

Os desafios de conformação plástica impostos às ligas especiais resistentes a altas temperaturas para realização dos recentes projetos de válvulas de exaustão de motores de combustão interna de alta performance demandam cada vez mais da trabalhabilidade a quente dessas ligas. O presente trabalho investigou o comportamento metalúrgico da liga Inconel®751 durante o forjamento a quente de válvulas de exaustão com diferentes geometrias. Utilizou-se um software de simulação numérica para simular o forjamento a quente e caracterizações microestruturais, mecânicas, de composição química e de processo de fabricação para comparar amostras que geraram válvulas perfeitas e amostras que geravam válvulas com defeitos. Os resultados mostraram uma melhoria significativa na trabalhabilidade a quente da liga com a utilização de matérias-primas primárias com, no máximo, 20% de sucata de retorno para os casos de solicitações extremas de grandes deformações em altas taxas. Pode-se concluir também que o controle térmico do processo de forjamento é imprescindível para evitar o surgimento de defeitos nas válvulas produzidas.

Palavras-chave: Inconel® 751; Deformação a quente; Microestrutura; Processos de fabricação.

STUDY OF THE EFFECT OF CARBIDE AND CARBONITRIDE PARTICLES IN HOT WORKABILITY OF THE INCONEL® 751 ALLOY

Abstract

The metal hot forming challenges imposed on high temperatures resistant alloys for carrying out the recent internal combustion high performance engines exhaust valves' projects demands more and more of the hot workability of these alloys. This study investigated the metallurgical behavior of Inconel®751 alloy during the hot forging of the exhaust valves with different geometries. It was used a numerical simulation software to simulate the hot forging and microstructural characterization, mechanical, chemical composition and manufacturing process to compare samples that generated perfect valves and samples that generated valves with defects. The results revealed a significant improvement in hot workability of the studied alloy with the use of primary raw materials, with a maximum of 20% of scrap for cases of extreme demands of large amounts of deformation at high rates. It can also be concluded that the thermal control of the forging process is essential to avoid the appearance of defects in the valves produced.

Keywords: Inconel®751; Hot deformation; Microstructure; Process manufacturing.

¹ Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Engenheiro Pesquisador, Pesquisa & Desenvolvimento da Villares Metals S.A.

³ Gerente do Departamento de Pesquisa & Desenvolvimento da Villares Metals S.A.

*Inconel®751 é marca registrada Special Metals

1 INTRODUÇÃO

A liga de níquel Inconel[®]751 (SAE J775) foi desenvolvida na década de 1960, como uma derivação da liga X-750 para aplicações em temperaturas mais elevadas, no que se destacam pela quantidade as válvulas de exaustão para motores de combustão interna, sobretudo motores diesel. Esta liga ainda é largamente utilizada em projetos de motores modernos de alta performance, inclusive os arrojados novos motores para atendimento às recentes legislações de redução das emissões de poluentes para veículos automotores, como a EURO VI. Esse sucesso em sua aplicação se deu devido à combinação de excelentes propriedades mecânicas a elevadas temperaturas até 900°C, incluindo fadiga a quente, boa resistência à corrosão e excelente trabalhabilidade a quente.⁽¹⁾

As principais fases responsáveis pelas excelentes propriedades mecânicas a elevadas temperaturas na matriz austenítica rica em níquel (γ CFC) da liga 751 são a fase ordenada coerente com a matriz γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$), principal fase endurecedora, e os carbonetos e carbonitreto de titânio. A composição química básica da liga 751 é exibida na Tabela 1.⁽¹⁻³⁾

Tabela 1: Composição Química básica da liga Inconel[®]751

Elemento	C	Cr	Ni	Ti	Nb	Al	Fe
[% peso]	0,05	15,5	Bal.	2,30	1,0	1,10	7,0

Um dos processos mais utilizados para se produzir as válvulas de exaustão para motores de combustão interna é o forjamento de barras com seção transversal redonda da liga 751. Estas barras são cortadas em pedaços de um comprimento definido para o balanço de massa do processo e utilizado na fabricação dessas válvulas, de modo que sofrem um processo de forjamento dividido em duas etapas após o aquecimento do material até 1.175°C por indução magnética. A primeira etapa é uma extrusão do material para conformação da haste da válvula, dando origem a uma pré-forma (peça denominada “banana”), o qual é realizado em apenas um carregamento. Após a primeira etapa, o material é manualmente retirado da matriz por uma tenaz manual e colocado em uma outra matriz de forjamento, onde ocorre a segunda etapa. Esta etapa é um forjamento em matriz fechada para conformação da “cabeça” da válvula realizado a partir de um só golpe do punção, realizando uma deformação bastante expressiva em taxas de deformação elevadas. O material deve ser conformado sem apresentar rupturas, trincas ou quaisquer defeitos de continuidade internos ou externos.

Os projetos atuais demandam um grande desafio à metalurgia da liga 751, que é a obtenção de válvulas forjadas com uma geometria final diferente das válvulas usualmente produzidas, de modo que sua “cabeça” não é mais maciça plana (Figura 1-B), mas sim em forma de cálice com paredes delgadas (Figura 1-A). Essa nova geometria exige uma deformação muito mais severa que a geometria maciça, além de proporcionar uma taxa de deformação também mais excessiva ao material, que deverá possuir plasticidade a quente suficiente nessas condições para não apresentar trincas e exibir perfeita sanidade. Essa afirmativa é estudada e quantificada neste trabalho a partir de uma simulação numérica por software de elementos finitos (DEFORM 3DTM).

Para obter sucesso neste desafio, foi realizado um estudo do aumento da trabalhabilidade a quente da liga 751, que foi o objetivo deste trabalho. Foram estudados os aspectos metalúrgicos de 25 corridas da liga Inconel[®]751, produzidas

pela Villares Metals S.A. e fornecidas a um cliente que forjou e avaliou a qualidade final das válvulas produzidas. A partir deste estudo, foi vencido o desafio da produção das válvulas com geometria tipo “cálice” a partir de barras da liga 751.



Figura 1: Geometria das válvulas produzidas por forjamento a quente **A)** Nova “Tipo Cálice” e **B)** Maciça Plana.



Figura 2: Defeitos apresentados nas válvulas consideradas RUINS.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

No presente trabalho, foram utilizadas vinte e cinco amostras da liga Inconel[®] 751 (SAE J775), produzidas pela Villares Metals S.A. O material foi obtido na forma de barra com secção transversal redonda de diâmetro 19,05 mm (3/4”) e válvulas forjadas com geometria tipo “cálice”.

As corridas que geraram lotes com alto índice de ocorrência de válvulas conformadas sem apresentar rupturas, trincas ou quaisquer defeitos de continuidade internos ou externos foram denominadas BOAS. As corridas que geraram lotes de válvulas com alto índice de algum defeito (15% a 60% de refugo por trincamento após forjamento da válvula), foram denominadas RUINS. Todas elas receberam identificações por números para sua perfeita rastreabilidade. As corridas a seguir foram selecionadas para caracterização completa por seus mais altos índices de refugo de válvulas forjadas por trincamento durante forjamento, no caso das RUINS, e mais baixos índices de refugo de válvulas forjadas por trincamento durante forjamento, no caso das BOAS: RUINS: 09 / 11 / 55 e BOAS: 05 / 58 / 62 / 66 / 70.

Foi realizada uma análise química de alguns elementos químicos específicos que poderiam ter relação com a trabalhabilidade a quente da liga 751, incluindo elementos químicos conhecidos na literatura como “residuais”,⁽⁴⁻⁹⁾ nas amostras (válvulas e barras de corridas BOAS e RUINS) retiradas na TRW.

A superfície de fratura foi analisada em microsonda (MEV - imagem de elétrons secundários, EDS e WDS) em vários aumentos (30x, 200x e 600x) para classificação. A fratura foi classificada como predominantemente transgranular.

Apesar de a fratura ser predominantemente dúctil e transgranular, a perda de plasticidade a quente poderia dever-se a algum mecanismo de fragilização local e/ou concentração de tensões que provocou a abertura e propagação da falha. Para observar a composição química da superfície de fratura, foi realizado um ensaio de Espectroscopia Auger (XPS e AES) na superfície de fratura junto ao Laboratório de

Caracterização de Superfícies da COPPE - UFRJ. O ensaio foi realizado na fratura real ocorrida em uma válvula e não encontrou registro de nenhum elemento estranho à matriz da liga na superfície de fratura.

Foram analisadas as microestruturas das barras e válvulas da liga 751 provenientes de todas as 25 corridas estudadas. A superfície longitudinal das barras foi analisada microestruturalmente em microscópio óptico.

Os corpos de prova de metalografia foram preparados para medição de dureza (escala Rockwell C – HRC). A dureza foi medida nas superfícies transversais dos corpos de prova, nas regiões da superfície, centro e meio-raio.

Foi realizado um estudo quantitativo dos carbonetos e carbonitreto presentes nos materiais produzidos pela Villares Metals S.A. (Corridas BOAS e RUINS). O objetivo é conhecer a quantidade (porcentagem em volume) das partículas duras presentes nos materiais.

A plasticidade a quente do material foi estudada levantando-se a curva de ductilidade (Redução em Área vs. Temperatura em ensaio de Tração a Quente com Corpo de Prova padronizado para essa finalidade) das corridas BOAS e RUINS para temperaturas entre 800°C e 1.180°C por ensaio padronizado em regime *on-cooling* de ensaio para maior aproximação da condição real de deformação da liga.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A simulação numérica mostra que o forjamento de uma válvula com geometria tipo “cálice” envolve maior deformação efetiva e maiores tensões associadas que o forjamento de uma válvula maciça plana, além de um pico de tensão que supera o limite de resistência nos casos de trinca, gerando dano.

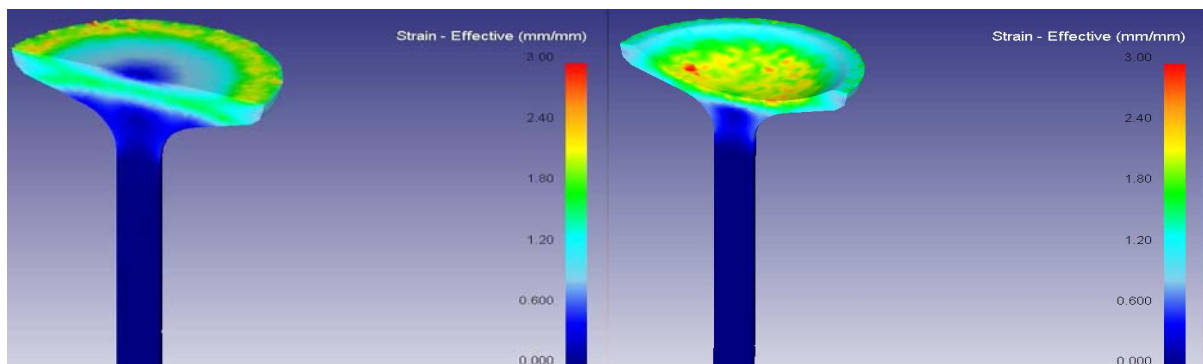


Figura 3: Deformação Efetiva durante forjamento das válvulas.

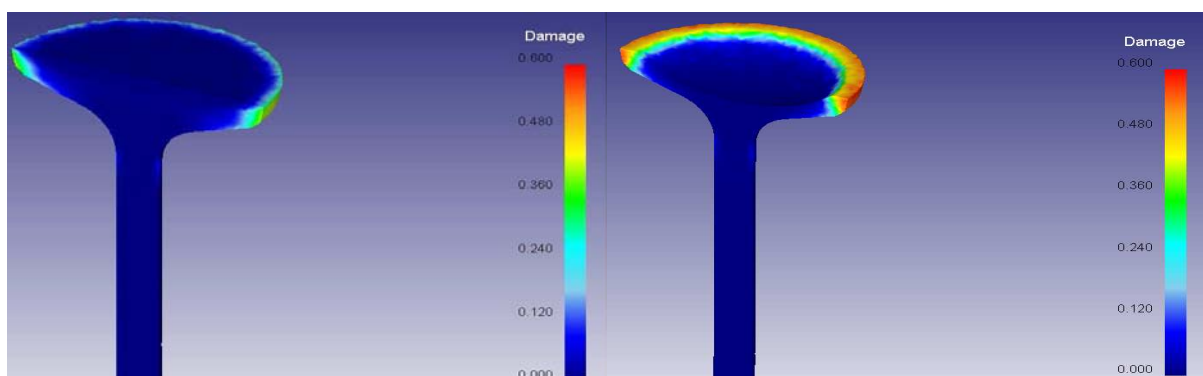


Figura 4: Dano gerado pela superação local do limite de resistência do material durante forjamento das válvulas.

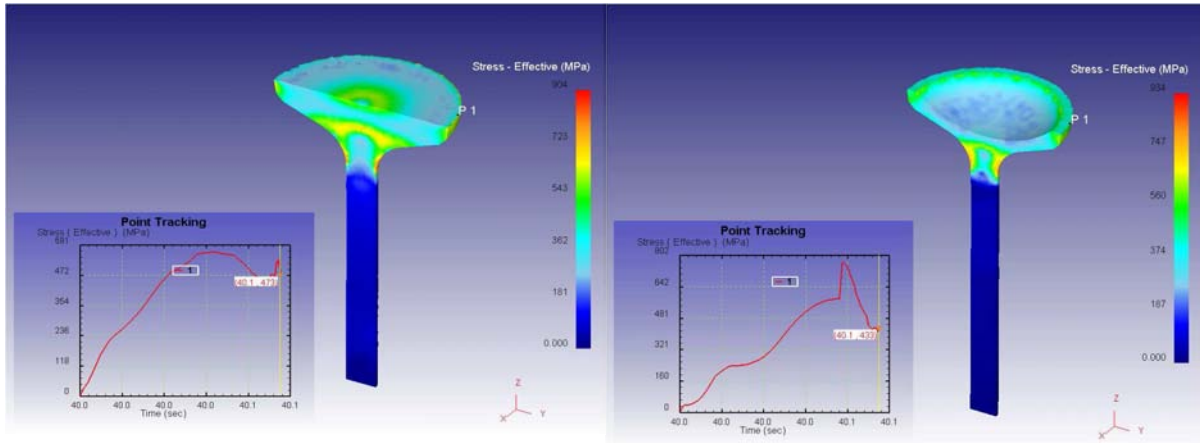


Figura 5: Tensão Efetiva aplicada no material durante forjamento das válvulas.

Maior deformação em um mesmo intervalo de tempo significa maior taxa de deformação para o processo de forjamento da válvula com geometria curva “tipo cálice”. As regiões das extremidades das válvulas com geometria curva “tipo cálice” estão sujeitas à tensões trativas mais elevadas durante seu processo de conformação que as válvulas com geometria plana maciça, com um pico de sollicitação trativa bastante elevado durante o processo de conformação (Figura 6).

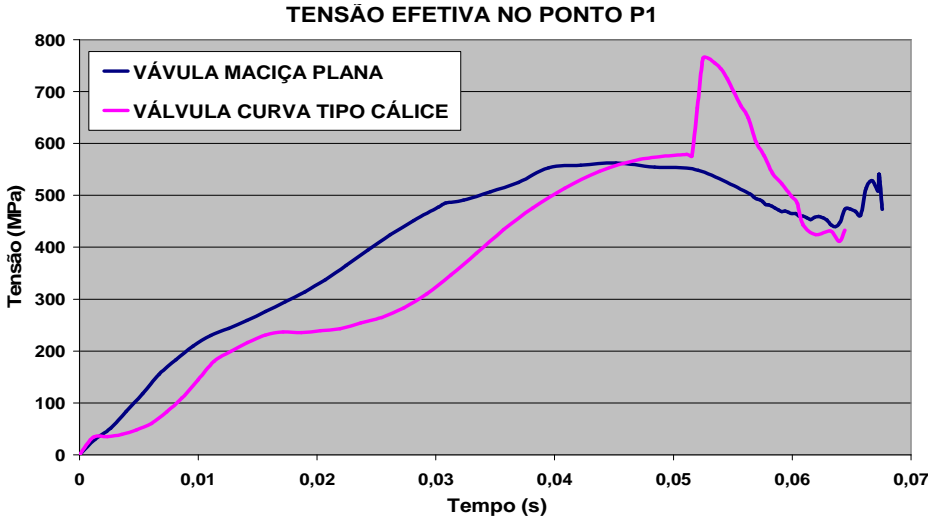


Figura 6: Tensão Efetiva aplicada pelo forjamento no ponto P1 da Figura 5.

Tabela 2: Composição química das corridas da liga 751 (% em massa)

CORRIDA	11	09	55	58	62	70	05
AVALIAÇÃO	RUIM	RUIM	RUIM	BOA	BOA	BOA	BOA
C	0,038	0,036	0,041	0,034	0,033	0,035	0,036
S	<0,0010	<0,0010	<0,0010	<0,0010	<0,0010	<0,0010	<0,0010
N	0,0094	0,0039	0,0036	0,0036	0,0025	0,0026	0,0047
Mg	0,007	0,006	0,007	0,011	0,010	0,007	0,0090
Pb	0,0002	0,0002	0,0002	0,0002	0,0002	<0,0001	0,0003
Bi	<0,00003	<0,00003	<0,00003	<0,00003	<0,00003	<0,00003	<0,00003
Zn	<0,0010	<0,0010	<0,0010	<0,0010	<0,0010	<0,0010	<0,0010
Sn	<0,0010	<0,0010	<0,0010	<0,0010	<0,0010	<0,0010	<0,0010
Se	<0,0003	<0,0003	0,0005	0,0003	<0,0003	0,0003	<0,0003
Ca	0,0005	0,0005	0,0005	0,0005	0,0005	0,0005	0,0005
O	0,0010	0,0010	0,0010	0,0010	0,0010	0,0010	0,0010

Na Tabela 2, observa-se uma homogeneidade bastante grande quanto à composição química dos materiais fornecidos pela Villares Metals S.A., não existindo qualquer tendência que explique o problema observado nas corridas ditas RUINS.

As imagens da Figura 7 mostram uma fratura predominantemente dúctil, o que é constatado pela formação características de *dimples*, ocorrência de deformação excessiva em determinadas regiões e rompimento por clivagem em áreas concentradas da fratura.

Constatou-se por MEV a presença de partículas de carbonetos ou carbonitreto dentro dos dimples, indicando a participação destas partículas na formação dos vazios que caracterizam o início da ruptura do material quando da fratura predominantemente dúctil. Essas partículas não-metálicas concentram tensões em sua interface com a matriz da liga e uma ruptura pode ser atingida em uma situação extrema de tração, como é o caso do forjamento das válvulas “tipo cálice”. Essas partículas no interior dos dimples podem ser observadas na Figura 7 (setas vermelhas), onde duas dessas partículas são examinadas por raios-X via EDS para identificação de sua composição química.

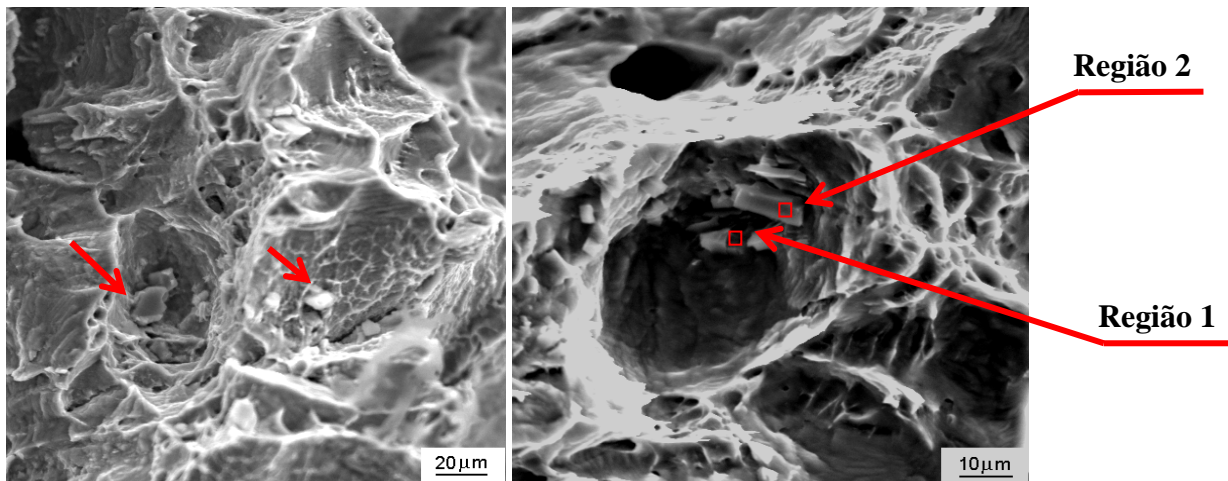


Figura 7: Imagens da fratura de uma válvula proveniente da corrida 09 por elétrons secundários em MEV. Destaque para as partículas analisadas por EDS.

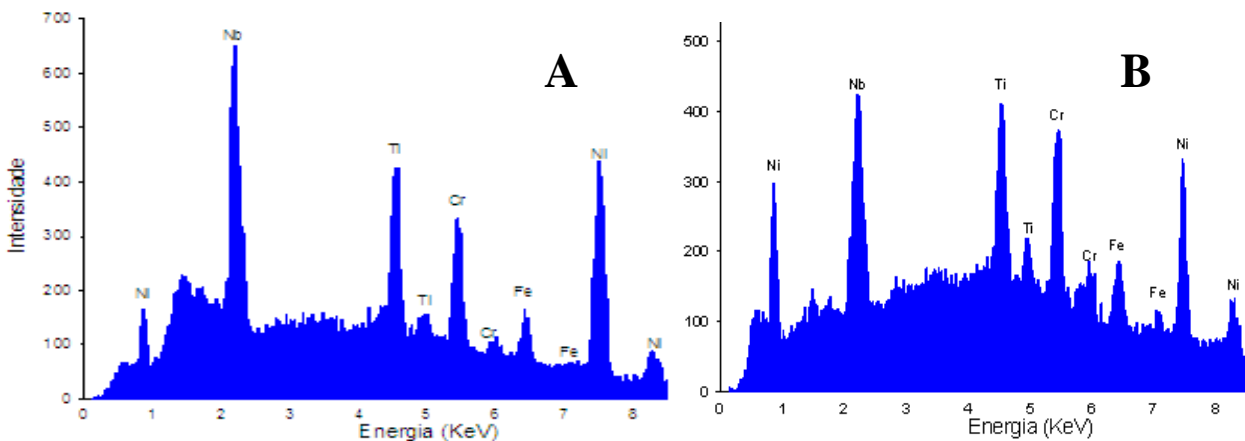


Figura 8: Análise de Raios-X via EDS nas Regiões A) 1 e B) 2 indicadas na Figura 5.

As Figuras 8-A e 8-B apresentam a análise por raios-X via EDS das regiões 1 e 2, respectivamente, designadas na Figura 7 como duas partículas no interior do dimples a serem identificadas. Ambos os espectros identificam elementos relativos à

matriz da liga, visto que a matriz da liga também é atingida pelo volume de material excitado pelos raios-X. Além desses elementos, verifica-se que os picos de maior intensidade são relativos aos elementos nióbio e titânio, indicando uma grande concentração desses elementos nas micro-regiões analisadas. Como seria impossível a identificação dos elementos carbono e nitrogênio via EDS no equipamento, devido a suas quantidades muito baixas na liga, conclui-se que a elevada concentração de nióbio e titânio deve-se às partículas serem carbonetos e/ou carbonitretos desses elementos, fortes formadores dessas partículas.

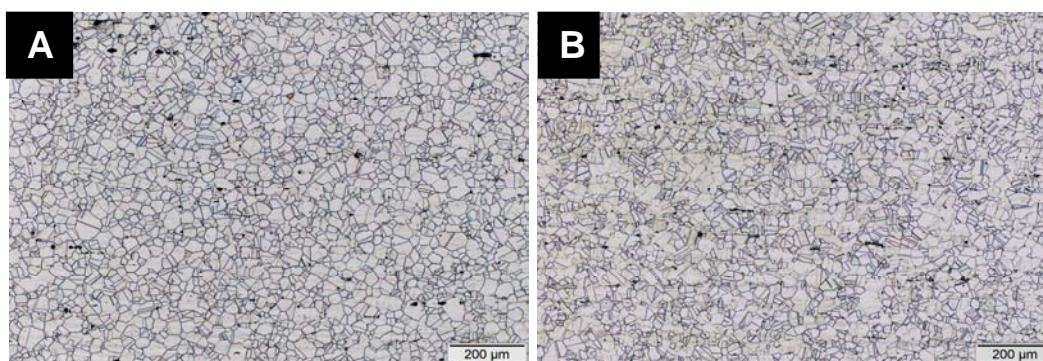


Figura 9: Microestruturas longitudinais das barras da liga Inconel[®]751 provenientes das corridas **A)** RUIM (C. 09) e **B)** BOA (C. 58). Ataque Glicerégia.

As Figuras 9, 10 e 11 apresentam as microestruturas longitudinais com e sem ataque químico das barras da liga 751 correspondentes às corridas BOAS e RUINS. Pode-se observar na Figura 9 uma grande semelhança entre as microestruturas com ataque químico para revelação dos contornos de grão, ambas apresentam granulação semelhante e não exibem nenhuma diferença importante.

Observa-se nas Figuras 10 e 11 algumas diferenças microestruturais entre as amostras das corridas BOAS e RUINS. Primeiramente, com baixos aumentos já é possível notar uma maior quantidade de partículas duras no material da corrida considerada RUIM, além de uma tendência de alinhamento destas partículas. Com maior aumento, podemos notar que as partículas em maior quantidade presentes no material proveniente das corridas RUINS são carbonitretos e carbonetos de titânio. O tamanho dessas partículas é maior no material considerado RUIM.

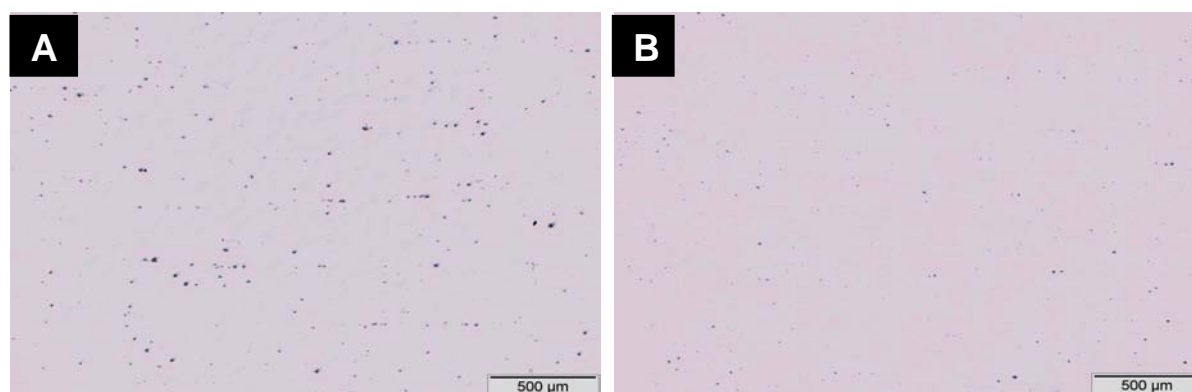


Figura 10: Microestruturas longitudinais das barras da liga Inconel[®]751 provenientes das corridas **A)** RUIM (C. 09) e **B)** BOA (C. 58). Sem ataque químico.

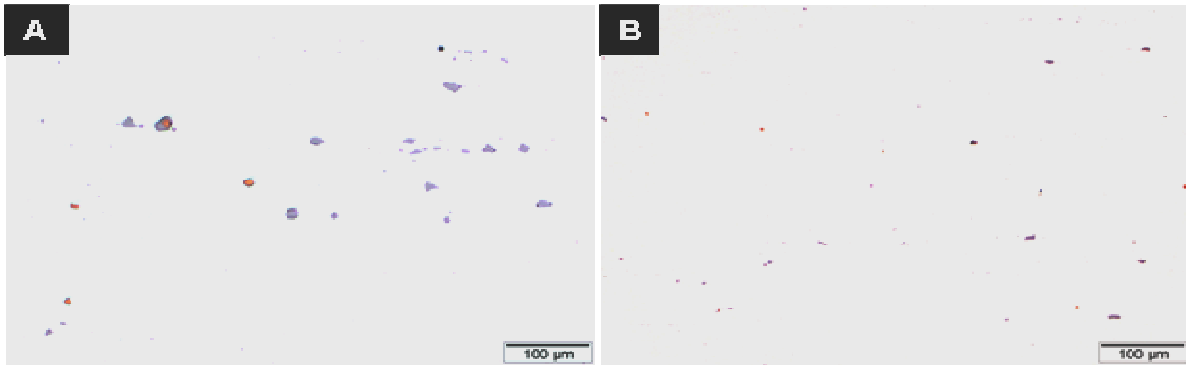


Figura 11: Microestruturas longitudinais das barras da liga Inconel[®]751 provenientes das corridas **A)** RUIIM (C. 09) e **B)** BOA (C. 58). Sem ataque químico.

As Figuras 12, 13 e 14 apresentam as microestruturas de superfícies do corte longitudinal (simetria radial) das válvulas forjadas. As Figuras 12 e 13 apresentam uma visualização da região de progressão da trinca na válvula trincada da liga pertencente à corrida RUIIM (12-A e 13) e da mesma região da válvula aprovada da liga pertencente à corrida BOA (12-B). Podemos notar uma tendência do caminho de propagação da trinca coincidir com uma estria de carbonitretos

É importante observar que imediatamente antes da segunda etapa do forjamento das válvulas, nas extremidades radiais da região a ser deformada para conformar a “cabeça” da válvula, o material estava em temperaturas abaixo de 900°C. Nas microestruturas da Figura 12, uma estrutura de grãos excessivamente deformados e não recristalizados pode ser observada em ambos os casos, seguindo o sentido do fluxo de material durante o forjamento. Isso é mais um indício de que a deformação ocorreu a uma temperatura mais baixa que a temperatura de recristalização da liga.

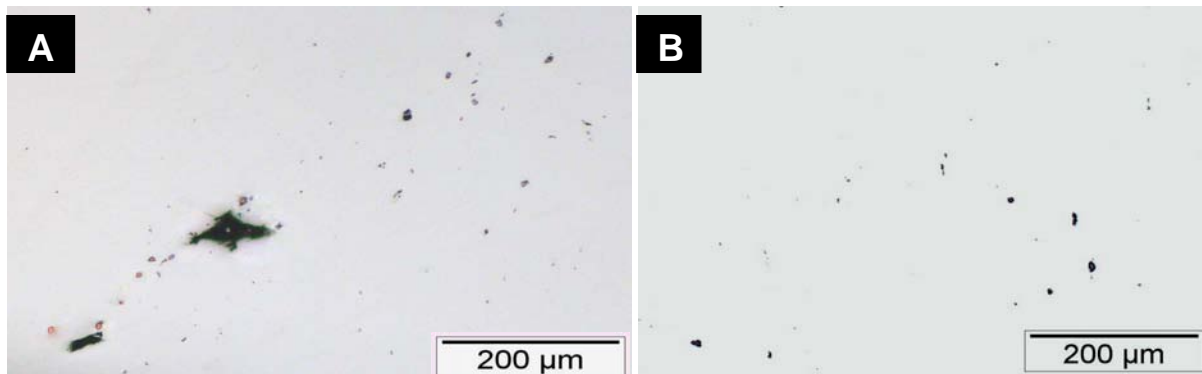


Figura 12: Microestruturas longitudinais na região da trinca das válvulas provenientes das corridas **A)** RUIIM (C. 09) e **B)** BOA (C. 58).

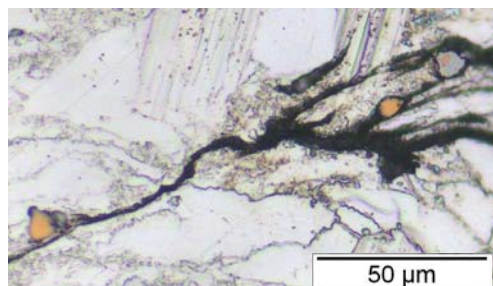


Figura 13: Microestrutura longitudinal de uma válvula da liga Inconel[®]751 proveniente de uma barra da corrida RUIIM C. 09. Ataque glicerégia.

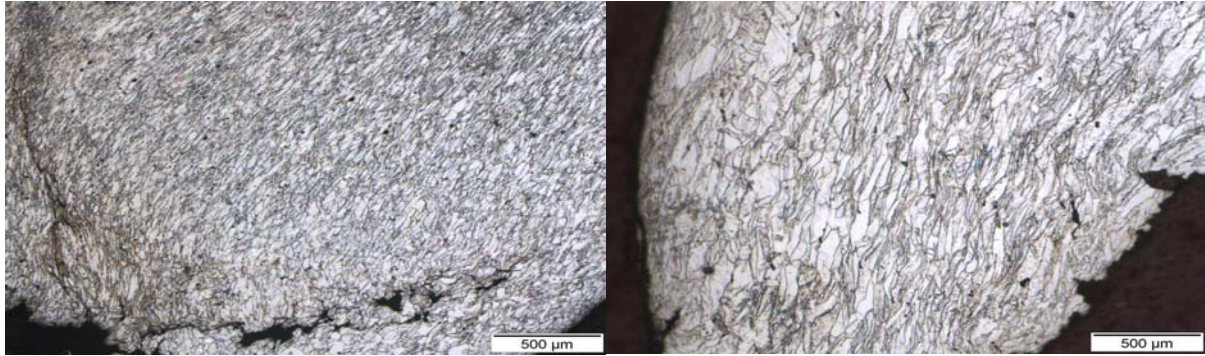


Figura 14: Microestruturas longitudinais de uma válvula da liga Inconel[®]751 proveniente de uma corrida RUIIM (C. 09). Ataque glicericó.

As análises quantitativas de partículas confirmaram os resultados das análises metalográficas. O material proveniente das corridas RUIIM possui uma maior quantidade de partículas, sobretudo de carbonitretos de titânio (Figura 15).

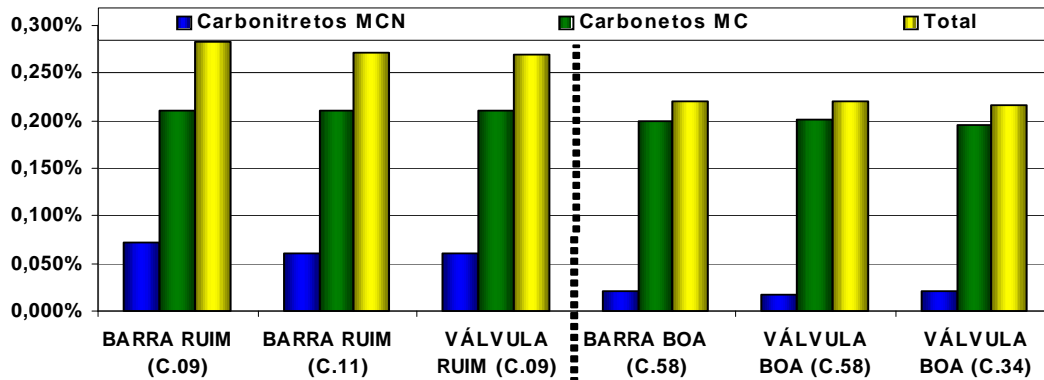


Figura 15: Freqüência de partículas de diferentes amostras da liga Inconel[®]751.

A plasticidade a quente do material foi estudada levantando-se a curva de ductilidade do material para temperaturas entre 800°C e 1.200°C por ensaio padronizado, medindo-se a redução em área imposta pela deformação no corpo de prova durante ensaio de tração.

A Figura 16 apresenta a curva de ductilidade em função da temperatura (avaliada pela redução de área).

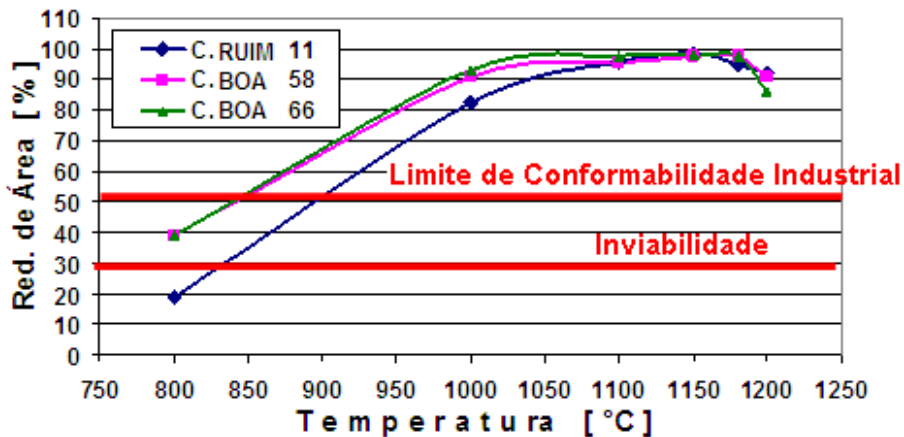


Figura 16: Curva de ductilidade on-cooling, a partir de 1200°C, comparativa entre as corridas C. 11 (RUIIM), C. 66 (BOA) e C. 58 (BOA).



Percebe-se claramente uma maior redução na plasticidade da liga com maior teor de adição de sucata de retorno (C. 11 - RUIM) com a queda da temperatura da deformação. A plasticidade é considerada industrialmente inviável em valores abaixo de 50% para a Redução em Área, e totalmente inviável para menores que 30%.

A deformação em temperaturas nas quais a ductilidade da liga é baixa pode ter suas tensões associadas concentradas e superar o limite de ruptura do material, levando à abertura de trincas e falha. Concentradores de tensão podem ser defeitos, como vazios internos, entalhes, inclusões não metálicas, partículas cerâmicas (carbonetos e carbonitreto) ou mesmo defeitos cristalinos.

No caso de grandes deformações operadas a elevadas taxas de deformação, esse efeito pode ser potencializado cineticamente devido à elevada velocidade de deformação, que não permite o movimento das linhas de discordância por seus planos de deslizamento e rompe as ligações atômicas. Neste sentido, as tensões para essa deformação também atingem valores muito elevados por efeito da baixa temperatura e alta taxa de deformação.⁽¹⁰⁾ A simulação numérica em software de elementos finitos do processo de forjamento para conformação da “cabeça” da válvula, Figuras 3, 4 e 5 quantificam esse efeito das tensões aplicadas no material e compara-o entre as duas diferentes geometrias de válvulas a serem forjadas.

A partir da observação de uma estrutura de grãos excessivamente deformados e não recristalizados (encruados), com geometria deformada seguindo o sentido do fluxo de material durante o forjamento para conformação da “cabeça” da válvula, podemos concluir que a deformação ocorreu no momento em que a liga estava a uma temperatura mais baixa que sua temperatura de recristalização no estado deformado (próximo da saturação de densidade de linhas de discordância). Além disso, observaram-se microestruturas contendo partículas duras que podem funcionar como concentradores de tensões em situações de solicitação mecânica, tendo evidenciada a presença destas partículas, sobretudo carbonitreto de titânio, acompanhando a evolução das trincas.

Durante a análise da trinca por microscopia óptica, puderam-se observar indícios de uma relação entre a progressão da trinca e as estrias de carbonetos e carbonitreto de titânio observadas na liga. Além disso, pelo estudo em MEV, também se evidenciou a presença de carbonitreto de titânio na superfície da trinca, associados aos *dimples*. Esses resultados aliados ao resultado da análise da superfície da trinca por Espectroscopia Auger, a qual não evidenciou nenhum elemento estranho à matriz da liga na superfície da trinca, temos um conjunto de indícios metalúrgicos que apontam na direção de a plasticidade a quente da liga estar sendo reduzida pela concentração das elevadas tensões relativas ao processo de forjamento nas estrias de carbonetos e carbonitreto de titânio.

Visto a baixa solubilidade do nitrogênio nas ligas Ni-Cr-Fe,⁽¹¹⁻¹³⁾ junto à presença de carbono em quantidade mais elevada que à solubilidade desse elemento na matriz, e excesso de elementos reativos com elevada afinidade aos elementos carbono e nitrogênio, como é o caso do titânio e do nióbio, toda e qualquer quantidade de nitrogênio e carbono que for adicionada à liga VAT 751 fundida a partir de sucata de retorno dessa mesma liga irá reagir no sentido de formar carbonetos ou carbonitreto. Isso acontece devido ao fato de que na liga já refinada da sucata de retorno, após refusão em forno VIM, temos uma matriz saturada em carbono e nitrogênio e ainda a presença de partículas sólidas de carbonetos e carbonitreto de titânio e nióbio em equilíbrio com o teor desses elementos na matriz. Segundo Abdulrahman e Hendry⁽¹¹⁾ e Kowanda e Speidel,⁽¹²⁾ a solubilidade do nitrogênio em ligas a base de níquel obedece a Lei de Sievert:



$$[N\%] = KS(pN_2)^{1/2}$$

Onde: [N%] é a solubilidade do nitrogênio na liga, KS é a Constante de Sievert e pN_2 é a pressão parcial de nitrogênio.

De acordo com Abdulrahman e Hendry⁽¹¹⁾ e Kowanda e Speidel,⁽¹²⁾ considerou-se $KS = 0,036$ (binário Ni-Fe-Cr a 1.600°C). A pressão considerada é a de operação do forno VIM (1 mbar), de modo que a solubilidade do nitrogênio na liga VAT 751 nas condições analisadas é de no máximo 11 ppm. Portanto, matriz saturada em nitrogênio, uma vez que os teores registrados pelas análises químicas de todas as amostras analisadas acusou valores bem superiores a 11 ppm.

Considera-se inevitável a adição involuntária de nitrogênio e carbono em uma fusão utilizando sucata de retorno, a partir de ar adsorvido às matérias-primas e à parede do cadinho, “contaminação” de matérias-primas com esses elementos e pick-up do cadinho de grafita. No caso das corridas com baixo teor de sucata de retorno, a maior quantidade de matéria prima virgem utilizada sofre refino, retirando-se grande quantidade de carbono e nitrogênio por refino em alto vácuo, antes de estes elementos formarem partículas de carbonetos ou carbonitreto, uma vez que a adição dos elementos formadores dessas partículas, nióbio e titânio, é realizada após o refino em alto vácuo, no final do processo. No caso das corridas com elevada quantidade de sucata de retorno, os formadores nióbio e titânio já estão presentes no banho juntamente ao nitrogênio e carbono da própria liga e desses mesmos elementos incorporados inevitavelmente pelo processo de fusão. Como a matriz já se encontra saturada no limite de solubilidade desses elementos e já existem outras partículas de carbonitreto e carbonetos altamente estáveis formadas, as quais não se dissolvem durante o processo de fusão,⁽¹¹⁻¹³⁾ estas partículas irão permanecer na liga com tendência a aumentar de tamanho e servir como substrato para nucleação de novas partículas, virtualmente todos os átomos de carbono e nitrogênio disponíveis na matriz serão destinados ao surgimento de novas partículas ou crescimento das partículas pré-existentes. Ou seja, existe uma “hereditariedade” de partículas como carbonitreto em uma liga fundida a partir de sucata de retorno, de modo que a nova liga produzida terá uma maior quantidade de partículas que a sucata que a originou. Quanto maior a quantidade de sucata utilizada, mais intensamente esse efeito “hereditariedade” se processa.

O material das corridas RUINS apresenta um maior volume de carbonetos e carbonitreto de titânio que as corridas BOAS, devido ao fato de as RUINS terem sido produzidas a partir de 80% a 88% de sucata de retorno, enquanto as corridas BOAS foram produzidas com até 20% de sucata de retorno. Além disso, precisamos considerar as condições extremas de deformação que envolve o forjamento dessa nova geometria de válvula, e exige o máximo de ductilidade a quente da liga. Deste modo, as condições extremas de deformação, juntamente à quantidade mais elevada de sucata de retorno utilizada na produção das corridas foram sinérgicas na ocorrência de trincas nas válvulas.

É importante ressaltar que as curvas da Figura 16 mostram que a plasticidade da liga considerada RUIM neste trabalho por ter sido fabricada com em torno de 80% de sucata de retorno é bastante elevada dentro da faixa de temperaturas de trabalho a quente do material (900°C à 1.200°C), mas s resulta em defeito por ser pouco mais baixa que a plasticidade da liga considerada BOA (até 20% de sucata de retorno) nas temperaturas abaixo de 1.000°C. A ductilidade da liga considerada RUIM só torna-se proibitiva para processamento a quente abaixo de 900°C.

4 CONCLUSÕES

- A simulação numérica por elementos finitos evidencia que o processo de forjamento para conformação da geometria “tipo cálice” da válvula gera maiores possibilidades de dano nas extremidades da “cabeça” das válvulas durante conformação, com maiores tensões trativas;

- A fratura proveniente da falha constatada no forjamento das válvulas foi considerada predominantemente dúctil;

- Constatou-se a presença de partículas de carbonetos ou carbonitreto dentro dos dimples, indicando a participação destas partículas na formação dos vazios que caracterizam o início da ruptura do material quando da fratura predominantemente dúctil;

- O exame microestrutural da trinca mostra uma tendência do caminho de propagação da trinca coincidir com estrias de carbonitreto e carbonetos;

- O exame microestrutural das ligas aponta partículas duras (carbonetos e carbonitreto) maiores e em maior quantidade de no material da corrida considerada RUIM, além de uma tendência de alinhamento destas partículas;

- A microestrutura com ataque químico da região da trinca nas válvulas revela uma estrutura de grãos excessivamente deformados e não recristalizados em todas as válvulas estudadas (BOAS e RUINS), indicando que o processo de conformação ocorreu com a liga a uma temperatura mais baixa que sua temperatura de recristalização;

- A análise quantitativa de carbonetos confirmou os resultados observados a partir das análises metalográficas. O material proveniente das corridas RUINS possui uma maior quantidade de partículas, sobretudo de carbonitreto de titânio;

- A plasticidade da liga VAT 751 é considerada baixa nas temperaturas de conformação a quente abaixo de 900°C para ambos os casos, mas proibitiva (< 30%) para as corridas fabricadas com teores em torno de 80% de sucata de retorno, nessas temperaturas;

- A plasticidade da liga considerada RUIM neste trabalho (fabricada com em torno de 80% de sucata de retorno) é bastante elevada dentro da faixa de temperaturas de trabalho a quente do material (900°C à 1.200°C);

- A plasticidade da liga considerada RUIM é pouco mais baixa que a plasticidade da liga considerada BOA nas temperaturas abaixo de 1.000°C, resultando em defeito para conformação mecânica em altas taxas de deformação e temperaturas abaixo de 900°C;

- O material das corridas RUINS apresenta um maior volume de carbonetos e carbonitreto de titânio que as corridas BOAS, devido ao fato de as RUINS terem sido produzidas a partir de 80% a 88% de sucata de retorno, enquanto as corridas BOAS foram produzidas com até 20% de sucata de retorno;

- Consideram-se como causas da falha as condições extremas de deformação que o material é submetido para conformação da válvula “tipo cálice”, combinada à quantidade mais elevada de sucata de retorno utilizada na produção das corridas.

REFERÊNCIAS

- 1 SIMS C. T. and HAGEL W. C. “The Superalloys”, Ed. John Wiley & Sons – New York-London-Sydney-Toronto, 1972.
- 2 VOLK K. E. “Nickel und Nickellegierungen”, Springer – Verlag-Berlin-Heidelberg-New York, 1970.

- 3 BETTERIDGE W. and HESLOP J. "The Nimonic Alloys and Other Nickel-"cabeça" High-Temperature Alloys". Ed. EDWARD ARNOLD (Publishers) Ltd., London, 1974.
- 4 GITTOS M. F. and SCOTT M. H. "Effects of minor elements on weld cracking in superalloys", *Metals Technology*, Vol. 11, October 1984.
- 5 MEETHAM G. W. "Trace Elements in Superalloys – an overview", *Metals Technology*, Vol. 11, October 1984.
- 6 McLEAN M. and STRANG A. "Effects of trace elements on mechanical properties of superalloys", *Metals Technology*, Vol. 11, October 1984.
- 7 DURBER G. L. R. and BONEHAM M. "Trace elements control in vacuum induction and consumable electrode melted Ni superalloys", *Metals Technology*, Vol. 11, October 1984.
- 8 BRIANT C. L. and BANERJI S. K. "Intergranular failure in steel: the role of grain-boundary composition", *International Metals Reviews ASM*, 1978.
- 9 TURNER F. "Effect of trace elements on forgeability of superalloys", *Metals Technology*, Vol. 11, October 1984.
- 10 DIETER, George E. *Metalurgia mecânica*. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara, 1981.
- 11 ABDULRAHMAN R.F., HENDRY A. "Solubility of Nitrogen in Liquid Nickel-Based Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions B Volume 32B*, December 2001- pg. 1103 a 1112.
- 12 KOWANDA C., SPEIDEL M.O. "Solubility of Nitrogen in Liquid Nickel and binary Ni–Xi alloys (Xi = Cr, Mo, W, Mn, Fe, Co) under elevated pressure", *Institute of Metallurgy, Swiss Federal Institute of Technology, ETH Zentrum, Sonneggstr. 3, CH-8092 Zurich Switzerland*, 11th December 2002.
- 13 HUANG X., ZHANG Y., and HU Z. "Effect of Small Amounts of Nitrogen on Properties of a Ni-Based Superalloy", *Metallurgical and Materials Transactions A Volume 30A*, July 1999- pg. 1755 a 1761.