

# FUNDAMENTOS BÁSICOS SOBRE SUPERLIGAS<sup>1</sup>

Ana Cláudia de Oliveira Hirschmann<sup>2</sup>  
Carlos de Moura Neto<sup>2</sup>  
Danieli Aparecida Reis<sup>2</sup>

## Resumo

As superligas têm sido desenvolvidas desde a metade do século XX, visando principalmente aplicações em altas temperaturas. Classificam-se em três grupos principais: (i) à base de níquel (ii) à base de cobalto e (iii) à base de ferro. Superligas são materiais projetados para funcionar por longos períodos em atmosferas altamente oxidantes e corrosivas, submetidas a temperaturas acima de 600 °C. As propriedades importantes no desenvolvimento e caracterização de superligas são: resistência à fluência, resistência à fadiga térmica e mecânica, estabilidade estrutural, e resistência à corrosão a quente. Neste artigo foram compilados conhecimentos e informações até então estudadas e publicadas, sobre as superligas à base de Ni, Co e Fe-Ni.

**Palavras-chave:** Superligas; Turbinas a gás; Resistência mecânica.

## BASIC FUNDAMENTAL OF SUPERALLOYS

### Abstract

The superalloys have been developed since the middle of century XX, mainly for applications at high temperatures. Superalloys are divided into three classes: (i) nickel – base superalloys, (ii) cobalt – base superalloys and (iii) iron – base superalloys. These materials are designed for utilization in highly corrosive atmosphere for long periods of time, submitted to temperatures above 600°C. The most important properties for development and characterization of superalloys are: creep resistance, thermal and mechanical fatigue resistance, structural stability and corrosion resistance at high temperatures. In this article the Fe base alloys, Ni base alloys and Co base alloys have been studied.

**Key words:** Superalloys; Gas turbines; Mechanical resistance.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>2</sup> Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA / CTA, São José dos Campos - SP.  
anacoh@terra.com.br

# 1 INTRODUÇÃO

Uma das contribuições mais importantes dos materiais é a possibilidade de desenvolvimento de novos projetos e novas soluções em Engenharia. Na história da civilização, por exemplo, certos materiais como pedra, ferro e bronze desempenharam um papel marcante no desenvolvimento da humanidade. Assim os historiadores, para classificar os períodos nos primórdios da raça humana, adotaram uma divisão baseada nesse fato: Idade da Pedra (Lascada e Polida), Idade do Bronze, Idade do Ferro.<sup>(1,2)</sup>

Na Idade Contemporânea essa questão se tornou ainda mais vital: a Revolução Industrial fez com que a competitividade se tornasse o fator preponderante para garantir a superioridade e, em alguns casos, até a simples sobrevivência, de empresas, países e mesmo culturas inteiras. Até o início do século passado o aço não possuía nenhum rival em termos de material de engenharia: não existiam métodos economicamente viáveis para a produção do alumínio ou de outros metais estruturalmente importantes. Os poucos materiais poliméricos conhecidos eram de origem natural e os materiais cerâmicos existentes eram obtidos somente de argilas (já fabricados a milhares de anos). Com o desenvolvimento do aço, paralelamente com o desenvolvimento de um processo industrial para a obtenção do alumínio, aumentou rapidamente a importância dos metais para a humanidade.<sup>(2,3)</sup>

Nos dias de hoje o volume percentual do uso dos metais está lentamente diminuindo; novos tipos de ligas metálicas têm sido desenvolvidas para aplicações especiais. Paralelamente, novos processos mais produtivos, baratos, eficientes e de menor impacto ambiental estão sendo disponibilizados. Por isso, o nível de tecnologia existente hoje nos aços, tanto em termos de produto quanto em termos de produção, muito difere do nível tecnológico de meio século atrás. A Tabela 1 detalha os materiais desenvolvidos ao longo da linha do tempo.<sup>(1-3)</sup>

**Tabela 1 – Desenvolvimento dos materiais ao longo do tempo**

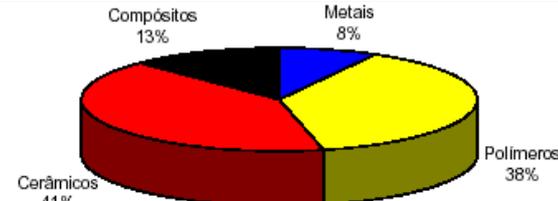
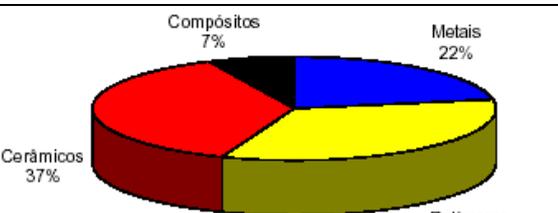
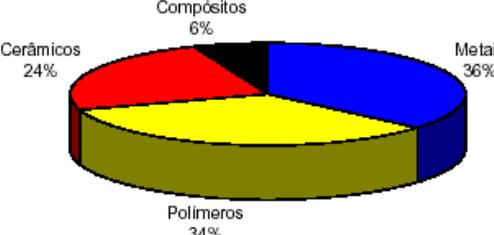
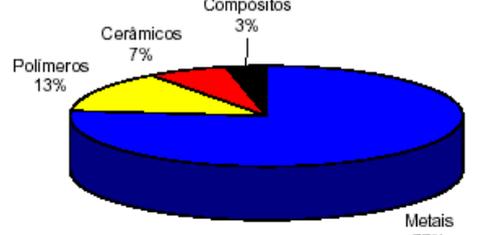
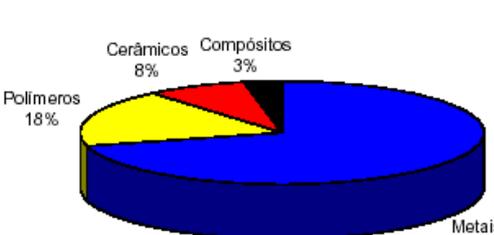
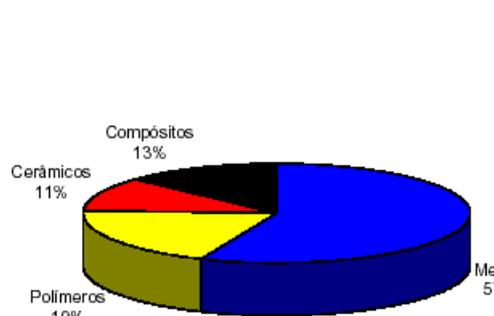
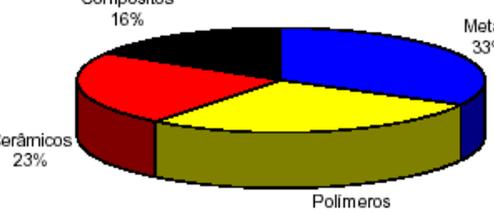
<p style="writing-mode: vertical-rl; transform: rotate(180deg);"><b>Antes de Cristo</b></p>	 <p>Compositos 13% Metais 8% Polímeros 38% Cerâmicos 41%</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• <b>Metais:</b> ouro, prata, cobre, bronze</li> <li>• <b>Polímeros:</b> madeira, peles, fibras vegetais.</li> <li>• <b>Cerâmicos:</b> pedra, olaria, vidros.</li> <li>• <b>Compósitos:</b> tijolos com fibras, papel.</li> </ul>
<p style="writing-mode: vertical-rl; transform: rotate(180deg);"><b>De 0 a 1800</b></p>	 <p>Compositos 7% Metais 22% Polímeros 34% Cerâmicos 37%</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• <b>Metais:</b> ferro, ferro fundido.</li> <li>• <b>Polímeros:</b> colas</li> <li>• <b>Cerâmicos:</b> cimentos, refratários.</li> <li>• <b>Compósitos:</b> nenhum desenvolvimento</li> </ul>

Tabela 1 – Desenvolvimento dos materiais ao longo do tempo (Cont.)

Século XIX	 <p>Composítos 6%</p> <p>Cerâmicos 24%</p> <p>Polímeros 34%</p> <p>Metais 36%</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• <b>Metais:</b> aços</li> <li>• <b>Polímeros:</b> borracha</li> <li>• <b>Cerâmicos:</b> cimento Portland</li> <li>• <b>Compósitos:</b> nenhum desenvolvimento</li> </ul>
1º metade do Século XX	 <p>Composítos 3%</p> <p>Cerâmicos 7%</p> <p>Polímeros 13%</p> <p>Metais 77%</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• <b>Metais:</b> aços ligados, ligas leves, super ligas.</li> <li>• <b>Polímeros:</b> baquelite, nylon, polietileno, policarbonato.</li> <li>• <b>Cerâmicos:</b> carbonitretos de metais</li> <li>• <b>Compósitos:</b> nenhum desenvolvimento</li> </ul>
De 1950 a 1980	 <p>Composítos 3%</p> <p>Cerâmicos 8%</p> <p>Polímeros 18%</p> <p>Metais 71%</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• <b>Metais:</b> ligas de titânio e zircônio, aços bifásicos, aços microligados (HRBL), ligas Al-Li</li> <li>• <b>Polímeros:</b> poliestireno, polipropileno, acrílicos, epóxies, poliésteres, etc.</li> <li>• <b>Cerâmicos:</b> pirocerâmicas, fibras</li> <li>• <b>Compósitos:</b> plástico reforçado com fibras de vidro</li> </ul>
Últimos 20 anos	 <p>Composítos 13%</p> <p>Cerâmicos 11%</p> <p>Polímeros 19%</p> <p>Metais 57%</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• <b>Metais:</b> novos graus de aço, super ligas, metais resistentes a altas temperaturas.</li> <li>• <b>Polímeros:</b> polímeros de alta rigidez, fibras de alta resistência e rigidez, plásticos resistentes à temperatura (silicones)</li> <li>• <b>Cerâmicos:</b> cerâmicas de engenharia, supercondutores, novas fibras cerâmicas.</li> <li>• <b>Compósitos:</b> plástico reforçado com fibras, compósitos de matrizes metálicas e cerâmicas, compósitos de fibra de carbono.</li> </ul>
Futuro próximo	 <p>Composítos 16%</p> <p>Cerâmicos 23%</p> <p>Polímeros 28%</p> <p>Metais 33%</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Basicamente um incremento na qualidade e produtividade, além de novas descobertas e desenvolvimentos.</li> <li>• Tendência de utilização equilibrada das classes de materiais.</li> </ul>

## 2 SUPERLIGAS

Já no início do século XX era conhecida toda a teoria mecânica necessária para projetar turbinas de aviões a jato, porém naquela época ainda não se conhecia materiais que pudessem preencher todos os requisitos de resistência à corrosão e

ao amolecimento causado por condições muito agressivas em altas temperaturas associadas a esse tipo de aplicação.<sup>(4-7)</sup> O desenvolvimento das chamadas superligas, de níquel, de cobalto e de ferro começou nos Estados Unidos nos anos 1930, porém ao longo dos anos as superligas de níquel tornaram-se as mais utilizadas. Além das turbinas de jatos, as superligas de níquel encontram aplicações variadas em altas temperaturas, como em motores de foguetes e veículos espaciais em geral, reatores nucleares, submarinos, usinas termoelétricas, equipamento petroquímico, por exemplo. Entretanto, a principal aplicação dessas ligas continua sendo seu uso em turbinas de aviação.<sup>(5)</sup> Outros materiais como ligas de cromo, de outros metais de mais alto ponto de fusão, e cerâmicos refratários, têm sido estudados como possíveis alternativas ao uso das superligas de níquel, porém até o momento, não foi encontrada nestes materiais uma melhor combinação de propriedades requeridas para esse tipo de aplicação do que a atualmente obtida com as superligas de níquel.<sup>(1-5)</sup>

As propriedades mecânicas importantes no desenvolvimento e caracterização de superligas são: resistência à fluência, resistência à fadiga térmica e mecânica, estabilidade estrutural, e resistência à corrosão e oxidação a quente.<sup>(3,8)</sup>

### 3.1 Superligas à Base de Co

As ligas a base de cobalto atuais são uma combinação complexa de elementos intencionalmente adicionados, com o objetivo de atingir determinadas propriedades específicas. Os principais mecanismos de resistência nestas ligas são: endurecimento por solução sólida e precipitação de carbonetos.<sup>(1,3-6)</sup>

As ligas de cobalto para aplicações em temperaturas elevadas foram empregadas nas primeiras turbinas a jato, desenvolvidas durante a Segunda Guerra mundial as ligas de cobalto apresentavam maior resistência à fluência comparada com as ligas ferrosas. Estas ligas designadas para altas temperaturas possuem baixo carbono e adição de níquel e tungstênio, além de normalmente serem trabalhadas. A função do níquel é estabilizar a estrutura FCC, enquanto que o tungstênio promove endurecimento por solução sólida e a formação de carbonetos. A quantidade de carbono geralmente fica entre 0,25% e 1%, podendo ser adicionado nitrogênio para substituir o carbono. Um exemplo desta liga é o Haynes 25, que é uma liga Co-Ni-Cr-W que combina resistência em altas temperaturas (até 980°C).<sup>(4,6)</sup> As ligas de cobalto têm boa soldabilidade (o que facilita reparos) e com elevados teores de cromo adicionados, apresentam uma boa resistência a corrosão a temperaturas elevadas, ainda são utilizadas em turbinas, nas partes estacionárias a temperaturas acima de 980°C.<sup>(1-4)</sup>

Uma limitação no emprego de ligas de cobalto na indústria aeronáutica diz respeito à sua elevada densidade, especialmente quando propriedades específicas (por unidade de peso) são consideradas.<sup>(4,5)</sup>

### 3.2 Superligas à base de Fe-Ni

Esta liga foi desenvolvida a partir dos aços inoxidáveis austeníticos. O teor de Cr (10% – 25%) é balanceado para se obter resistência à oxidação e corrosão, e o teor de Ni (0% – 9%) deve ser suficiente para garantir a estabilidade da austenita às temperaturas elevadas. O uso de Nb e Ti visa evitar a formação de carbonetos de cromo nos contornos de grão. Os elementos de Mo e W podem ser empregados para produzir o endurecimento por solução sólida.<sup>(4)</sup> As ligas endurecidas por precipitação de  $\gamma'$  são A-286 e Incoloy 901.<sup>(4)</sup> O EMVA 800H é empregado em

indústrias químicas, petroquímicas e em tubulações de geradores de vapor de centrais nucleares. É um aço inoxidável modificado, em que pequenas adições de Ti e Al produzem algumas precipitações de  $\gamma'$ .<sup>(3-6)</sup>

### 3.3 Superligas à Base de Ni

As ligas de níquel são empregadas principalmente em serviços submetidos a altas temperaturas e à corrosão, sendo sua rigidez próxima a do aço. Além de sua altíssima resistência mecânica sob altas temperaturas.<sup>(1-4)</sup>

A estrutura cristalina é a cúbica de face centrada CFC ( $\gamma$ ) da matriz austenítica das superligas de níquel, como já foi comprovado, apresenta grande capacidade de manter resistência à tração, à ruptura e boas propriedades de fluência em temperaturas muito mais altas do que as ligas de matriz cúbica de corpo centrado (CCC) por causa de vários fatores, incluindo o excelente módulo de elasticidade e a alta difusividade que os elementos secundários possuem nesse tipo de matriz. É de grande importância a grande solubilidade de muitos elementos de liga na matriz austenítica e a capacidade de controle da precipitação de fases intermetálicas como a gama linha (conhecida como:  $\gamma'$  - Ni<sub>3</sub>Al, Ti) distribuídos uniformemente, conforme mostrado na Figura 1, que conferem alta resistência mecânica.<sup>(1-4)</sup> O endurecimento também pode ser aumentado pela formação de carbeto e também pela dissolução de alguns elementos na matriz (endurecimento por solução sólida). Essa capacidade de endurecimento dessas ligas austeníticas de níquel, de cobalto e de ferro as torna adequadas para aplicações em turbinas de jato e motores de foguetes, que exigem alta resistência mecânica em média e alta temperatura. As ligas a base de níquel são conhecidas como um dos materiais mais difíceis de serem usinados.<sup>(6-9)</sup>

Entretanto, não apenas a resistência mecânica/dureza é importante nesse tipo de aplicações. A ductilidade nas condições de serviço também é importante, e a maioria das superligas apresenta boa ductilidade. As superligas em geral apresentam também boa resistência ao impacto, à fadiga de alto e de baixo ciclo e à fadiga térmica.<sup>(4-9)</sup>

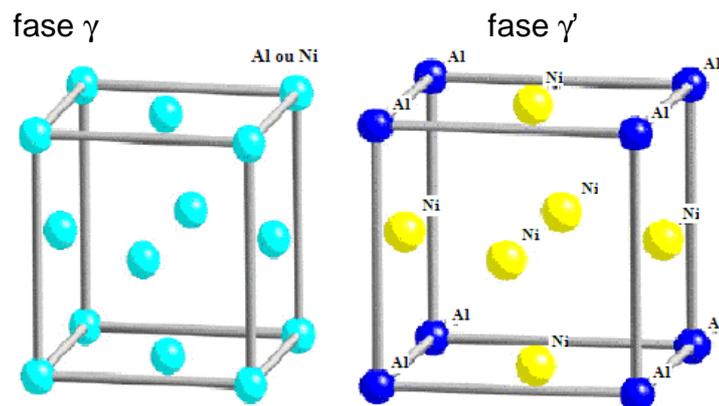


Figura 1 – Estrutura cristalina da superliga a base de níquel.<sup>(3)</sup>

A principal exigência mecânica para tal serviço é a alta resistência à fluência. O mecanismo da fluência está relacionado ao movimento termicamente ativado das discordâncias (defeitos cristalinos lineares) através da rede cristalina.<sup>(8,9)</sup> Os principais requisitos para alta resistência à fluência são: uma matriz que possua um alto valor de módulo de elasticidade e uma baixa taxa de difusão a temperaturas elevadas. As superligas de níquel normalmente contêm elementos como cromo, cobalto, ferro, molibdênio, tungstênio e nióbio.<sup>(10)</sup> O efeito destes elementos solutos

é o fortalecimento da matriz que depende da diferença de tamanho do níquel e do soluto com a finalidade de conter o movimento das discordâncias. Outro principal mecanismo de aumento de resistência mecânica é a precipitação do composto intermetálico ( $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ), designado por  $\gamma'$ , cuja rede cristalina configura-se como cúbica de faces centradas. A semelhança estrutural permite à fase  $\gamma'$  precipitar coerentemente com a matriz, dando grande estabilidade a temperaturas elevadas e dificultando o movimento das discordâncias.<sup>(11,12)</sup> A resistência ao movimento está relacionada ao tamanho das partículas  $\gamma'$ . As quantidades de titânio e alumínio determinam a extensão da formação do precipitado.<sup>(10,13-15)</sup> Existem dois processos de fabricação das superligas de níquel: as ligas forjadas e as ligas fundidas, normalmente são produzidas em vácuo para evitar inclusões de impurezas.<sup>(16)</sup>

### 3.3.1 Ligas forjadas

No final de 1941 na Grã-Bretanha foi lançada no mercado a liga Nimonic 75 e pouco depois a liga endurecível por precipitação denominada Nimonic 80. Estas ligas nada mais eram do que modificações da liga já existente contendo 80% de níquel e 20% de cromo com adições de titânio e alumínio para viabilizar o endurecimento por precipitação através da formação de precipitados do tipo  $\gamma'$ , ou seja, de partículas coerentes com estruturas cristalinas tipo CFC e composição química do tipo  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ .<sup>(13-18)</sup>

Nos Estados Unidos o monel (liga níquel-cobre) endurecido pelos precipitados  $\gamma'$  está em produção comercial desde 1928, e o níquel endurecível por precipitação desde 1934. Desde 1939 começou o desenvolvimento de ligas níquel-cromo-ferro, assim como de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento de modo a maximizar sua resistência mecânica em alta temperatura. Estas ligas são baseadas no Inconel 600 (fica em solução sólida em alta temperatura) e envolve a adição de titânio e de alumínio para obter o efeito de endurecimento por precipitação através da formação de partículas de fase  $\gamma'$ . A adição de 1% de nióbio criou a liga Inconel X-750.<sup>(3,15-18)</sup>

Durante o final dos anos 1940 foram desenvolvidas as ligas Waspaloy e M-252, que se caracterizaram pela adição de molibdênio com duplo efeito de endurecimento por solução sólida e de formação de carbeto. Estas ligas foram usadas na fabricação de palhetas de turbina forjadas. A liga M-252 permanece em uso na fabricação da estrutura de turbinas. A liga René 41 é utilizada como chapa endurecida por precipitação na fabricação de componentes soldados.<sup>(16,19)</sup>

A liga Inconel 718, que contém ferro na sua composição, apresenta alta resistência mecânica em temperaturas moderadas, assim como boa resistência ao trincamento no tratamento térmico pós-soldagem. Isso é possível através do uso do nióbio como elemento de liga, pois esse elemento possibilita uma cinética de envelhecimento mais lenta do que a observada em ligas que contêm somente alumínio e titânio. Mas o superenvelhecimento restringe o uso das ligas endurecidas pelo nióbio para aplicações em temperaturas inferiores a 705 °C.<sup>(4-17)</sup>

A liga Hasteloy X é usada como chapa endurecida por solução sólida para a fabricação de cilindros de combustão e revestimentos pós-queimadores numa grande variedade de turbinas.<sup>(18-20)</sup> Outra liga importante dentro deste grupo é a liga Incoloy 800. Estas ligas, assim como outras ligas trabalhadas à base de níquel como Waspaloy e Astroloy encontram sua principal aplicação em discos forjados de turbinas. Essas ligas apresentam alta resistência mecânica nas temperaturas de serviço dos discos de turbinas. A aplicação de materiais com resistência mecânica ainda mais alta permitiria o uso de discos mais finos, reduzindo o peso dos

componentes e melhorando o desempenho dos motores.<sup>(12-25)</sup> A Tabela 2 apresenta dados de composição química das superligas de níquel mais utilizadas.

**Tabela 2** – Composição química das superligas forjadas

Material	Composição	Condição	$\sigma_r$ (MPa)	$\sigma_e$ (MPa)	Aplicações
Monel 400	31,5Cu	Recozido	546	273	Válvulas, bomba e trocadores de calor
Monel K 500	29,5Cu, 2,7Al, 1,0 Fe, 0,6 Ti	Envelhecido	1050	770	Molas e pás de turbinas.
Inconel 600	15,5Cr, 8Fe	Carbonetos dispersos	560	203	Equipamentos para tratamento térmico
Inconel 625	21,5Cr, 0,4Al, 2,5Fe, 9,0Mo, 3,6Nb	Deformado a frio	896	483	Equipamentos para produtos químicos, reatores nucleares e equipamentos marinhos
Inconel 718	53Ni, 18,6Cr, 3,1Mo, 5,0Nb, 0,4Al, 0,9Ti, 18,5Fe				Componentes para turbinas a gás, corpo e partes de bomba, facas para cortes a quente.
Inconel 750	15,5Cr, 7,0Fe, 2,5Ti	Envelhecido	1241	827	
Hastelloy B-2	28Mo	Carbonetos dispersos	950	520	Componentes estruturais resistentes a corrosão e processamento químico
Hastelloy C276	16Cr, 16Mo, 6Fe, 4W		792	531	Processamento químico
Incoloy 800	46Fe, 21Cr	Carbonetos dispersos	623	287	Trocadores de calor e discos forjados

### 3.3.2 Ligas fundidas

Ao final do ano 1950 o aumento das temperaturas de serviço das turbinas era limitado pela capacidade das ligas forjadas disponíveis, que, além disso, apresentavam dificuldades no forjamento. Por este motivo, ligas com composição química que permitem mais alta resistência mecânica só podem ser fabricadas por fundição. Entre as ligas fundidas mais usadas estão a 713C, Inconel 100, B-1900, Udimet 500, René 77, René 80 e a Inconel 738.<sup>(13,17,24)</sup>

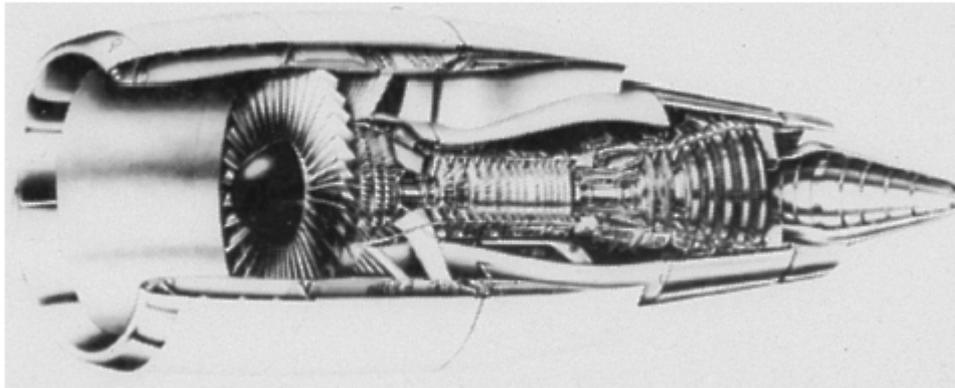
A necessidade de desenvolver ligas com melhor resistência à corrosão em altas temperaturas e boa resistência mecânica levou ao aumento do teor de cromo, principalmente no caso da fabricação de turbinas a gás que devem suportar longo tempo de serviço em alta temperatura, resistindo à corrosão a quente.<sup>(3,17)</sup>

Algumas dessas turbinas podem operar com combustíveis contendo enxofre e vanádio, ou também podem ser utilizadas em embarcações em contato com sais marinhos. Para essas aplicações foram desenvolvidas ligas com melhor resistência à corrosão em altas temperaturas, embora mantendo simultaneamente alta resistência à ruptura por fluência. Exemplos de ligas desenvolvidas com esta finalidade são: Inconel 738, Mar-M 421e Udimet 710.<sup>(18-22)</sup>

As ligas que apresentam resistência à corrosão em alta temperatura mais elevadas são ligas Udimet 500 e Inconel 738. Estas ligas são competitivas com superligas de cobalto em termos de resistência à corrosão em alta temperatura.

O uso de háfnio, em ligas melhora a ductilidade em temperatura intermediárias, embora estas ligas que apresentam elevada resistência mecânica, possuam resistência à corrosão relativamente baixa.<sup>(23-29)</sup>

A superliga de níquel fundida, em geral, oferece uma ótima combinação de resistência mecânica em altas temperaturas e em temperaturas intermediárias, necessária para aplicação em palhetas de turbinas. Além disso, apresentam boa ductilidade, resistência à oxidação/corrosão em alta temperatura, estabilidade microestrutural e fundibilidade. Essa combinação de propriedades levou a uma ampla utilização em ventoinhas, rodas e palhetas de turbinas. Na Figura 2 é mostrada uma vista em corte de uma turbina de avião.<sup>(14,30)</sup>



**Figura 2** - Vista em corte de uma turbina de avião. A seção de compressão dianteira, que opera de baixas a médias temperaturas, utiliza geralmente componentes de titânio. A seção de combustão traseira, porém, opera com altas temperaturas – o que requer o uso de superligas de níquel. A cápsula externa está exposta a baixas temperaturas, sendo satisfatório o emprego de alumínio e compósitos.<sup>(14)</sup> (GE Aircraft Engines).

O Inconel vem sendo extensivamente estudado por vários grupos de pesquisa de todo o mundo. Não somente a liga 718, mas todos os tipos de Inconel têm sido investigados no que se refere à resistência a corrosão por tensão, corrosão em altas temperaturas, mecanismos de permeação de hidrogênio, morfologia dos filmes, efeitos do tratamento térmico, dentre tantos outros estudos que dêem as reais características destas superligas.<sup>(31-34)</sup>

## Agradecimentos

Os autores agradecem Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA), pelas facilidades para a execução deste trabalho, e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), pela bolsa concedida.

## REFERÊNCIAS

- 1 Helman, H.; Cetlin, P. R., Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais,
- 2 Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1983.
- 3 Chiaverini, V., Tecnologia Mecânica, V.I, Mc Graw-Hill, 2. ed., São Paulo, 1986.
- 4 SIMS, T.S, STOLOFF, N., HAGEL W.C. Superalloys II High Temperature Materials for
- 5 Aerospace and Industrial Power, ed. *John Willey*, New York, 1987.
- 6 SCHUBERT, F., Temperature and time dependent transformation: Application to heat treatment of high temperature alloys, ASM, *Metals Park*, 1983, p.3.
- 7 BARBOSA, C, NASCIMENTO, J.L., CAMINHA, I.M.V., ABUD, I.C. Microstructural aspects of the failure analysis of nickel base superalloys components. *Engineering Failure Analysis* v.12 p. 348–361, 2005.

- 8 Ezugwu E.O., Wang Z.M., Machado A.R. - The machinability of nickel-based alloys: a review. - *Journal of Materials Processing Technology* v. 86, p.1-16, 1999
- 9 Roberts S.M, Walsh C.A, Reed R.C, *et al.* Nickel-base superalloy forging for gas turbine applications: Process model, microstructural model and validation 8th International Conference on Metal Forming, 2007, METAL FORMING 2000, p 44-45.
- 10 TANCRET F., BHADSHIA H. K., D. J., MACKAY C., SOURMAIL T., YESCAS M. Design of creep resistant nickel-base superalloy for power plant applications. *Materials Science and Technology*, Parts 1-3, vol. 19, p. 291-302, 2003.
- 11 HASSUI A. Investigação sobre o fresamento da liga a base de níquel-Inconel 625 depositada em forma de revestimento met lico. Boletim técnico da escola politécnica da USP departamento de engenharia mecatr nica e de sistemas mecânicos.BT/PMR/0624
- 12 CHEN, Q.; KAWAGOISHI, N.; NISITANI, H. Evaluation of fatigue crack growth rate and life prediction of Inconel 718 at room and elevated temperatures. *Materials Science and Engineering*, v. 277, p. 250-257, 2000.
- 13 MAGNIN, T.; NOEL, D.; RIOS, R. Microfractographic aspects of stress corrosion cracking of Inconel 600 in a pressurized water reactor environment. *Materials Science & Engineering A: Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*. v.A 177, p. L11-L14, 1994.
- 14 BREWSTER G, DONG HB, GREEN NR, SOUZA N. Surface segregation during directional solidification of Ni-base superalloys, *Metallurgical and Materials Transactions B-process Metallurgy and Materials Processing Science* 39: p.87-93, 2008.
- 15 POLLOCK T.M, TIN S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: Chemistry, microstructure, and properties *Journal of Propulsion and Power* 22 (2): p.361-374, 2006.
- 16 GIAMPAOLO T. The gas turbine handbook: Principles and practices. 2<sup>nd</sup> edition, Marcel Dekker, Inc. 2002.
- 17 GONZALEZ, J.G.; FIONOVA, L. The effect of structural evolution in Inconel 601 on intergranular corrosion. *Material Chemistry and Physics*. v.56, p.70-73, 1998
- 18 PAHLAVANYALI S, DREW G, RAYMENT A. Thermo-mechanical fatigue of a polycrystalline superalloy: The effect of phase angle on TMF life and failure *International Journal of Fatigue* v.30: p.330-338, 2008.
- 19 ZHAO X, GUEST R.P, TIN S, *et al.* Modelling hot deformation of Inconel 718 using state variables. *Materials Science and Technology*, p. 1414-1420, 2004
- 20 DURAND,M. The Microstructure of Superalloys, *Gordon & Breach*, Canada, p. 60, 1997.
- 21 TIN S., POLLOCK, T.M., KING.W.T. Carbon Additions and Grain Defect Formation in High Refractory Nickel-Base Single Crystal Superalloys, *Superalloys 2000. TMS, Warrendale*.
- 22 DANDRE C.A, WALSH C.A, EVENS R.W, *et al.* Microstructural evolution of nickel-base superalloy forgings during ingot to-billet conversion: Process modelling and validation 9th International Symposium on Superalloys, p.17-21, SUPERALLOYS, 2000.
- 23 KARUNARATNE M.S., COX D.C, CARTER P, *et al.* Modelling of the microsegregation in CMSX-4 superalloy and its homogenisation during heat treatment 9th International Symposium on Superalloys, SUPERALLOYS, p. 263-272, 2000
- 24 JONES J., MACKAY D. J. C. and BHADSHIA K. D. H. The Strength of Ni-base Superalloys Bayesian Neural Network Analysis. *Proceedings of the 5th International Symposium on Advanced Materials*, Pakistan, p 659-666, 1995.
- 25 FUJII H., MACKAY D. J. C., BHADSHIA. K. D. H., HARADA H. and Nogi K. Prediction of creep rupture life in nickel base superalloys *Journal of The Japan Insitute of Metals*, v. 63, p. 905-911, 1999.
- 26 BHADSHIA. K. D. H., Superalloys. Phase Transformations & Complex Properties Research Group Department of Materials Science & Metallurgy University of Cambridge, Pembroke Street, Cambridge CB2 3QZ, U.K.
- 27 25 HILLIER G. S., RAE C. M. F. and BHADSHIA. K. D. H.. Extrinsic and Intrinsic Nodes in the Gamma Prime Phase of a Single-Crystal Superalloy. *Acta Metallurgica*, v. 36, p. 95-109, 1988

- 28 MURAKAMI H., HARADA H. and BHADESHIA K. D. H. Location of Atoms in Re and V Containing Multicomponent Ni-Base Single Crystal Superalloys. Applied Surface Science, vol. 76/77, p. 177-183, 1994.
- 29 FUJII H., MACKAY D. J. C and BHADESHIA K. D. H., Bayesian Neural Network Analysis of Fatigue Crack Growth Rate in Nickel Base Superalloys" ISIJ International, vol. 36, p. 1373-1382, 1996.
- 30 Yoshitake S., Narayan V., Harada H., Bhadeshia. K. D. H. and MacKay D. J. C. Estimation of the gamma and gamma' Lattice Parameters in Nickel-base Superalloys using Neural Network Analysis" ISIJ International, vol. 38, p.495-502, 1998.
- 31 TANCRET F., BHADESHIA. K. D. H. and MACKAY D. J. C. Design of New Creep-Resistant Nickel-Base Superalloys for Power Plant Applications Key Engineering Materials, vol. 171-174, p. 529-536 , 2000.
- 32 HUSSEY, J. W.; GLOVER, N. E.; "Hot End Disc Materials for Aero-Engine Gas Turbine Applications", Proceedings of a DERA Symposium- Farmborough, Hampshire, UK; Edited by P. M. Farries and M. R. Winstone; 21-22 January 1999.
- 33 <http://www.thyssenkruppelevadores.com.br> acesso 12/02/2009.
- 34 M.E. Pfingstag, R. M. Schroeder, I. L. Müller Avaliação do comportamento à fadiga e à corrosão-fadiga de juntas soldadas da liga inconel 625 off-shore. 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 15 a 19 de Novembro de 2006, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.