

为适应航空热工行业技术进步和技术改造的发展,特聘请国防科工委军用新材料应用研究专业组副组长、研究员周瑞发撰写了本讲座。作者结合多年从事高温合金热加工研究与实践经验,从基础与应用两方面较系统、扼要地阐述了热加工参数对高温合金组织和性能的影响,以及选择、控制最佳参数的有关指导原则。讲座内容对其他机械制造行业的读者亦将有所裨益。

讲座全文约三万字，拟分三期连载。

——编者

热加工参数对高温合金组织和性能的影响(一)

北京航空材料研究所 周瑞发

本文讨论了在锻造过程中不同变形温度、变形程度、变形速度对高温合金组织和性能的影响。结果表明在细晶粒和塑性晶界条件下具有较好的疲劳性能。重要的是较低的锻造温度和热处理固溶温度比较高的好得多。文中提出了一些如细晶粒处理、热机械处理及直接时效处理等新工艺。

The Influence of Forging Parameters on Structure and Properties of Superalloys (一)

Zhou Ruifa

(Institute of Aeronautical Materials, Beijing)

In this paper, the influence of various deformation temperature, deformation degree and deformation velocity on structure and properties of superalloys in forging process was discussed. The result shows that the better fatigue properties are achieved under the fine grain size and the plastic grain boundaries. It is important to control the forging temperature and solution treatment temperature lower rather than higher. In this paper, some new processes, for example, the fine grain treatment, thermal mechanical treatment and direct ageing treatment, etc., were suggested.

一、高温合金热加工基础

随着航空、火箭、地面燃气轮机的发展，涡轮进口温度不断提高，要求提供适合新型发动机的燃烧室、涡轮导向叶片和工作叶片、涡轮与压气机盘等零件用的高温合金。从40年代初期用于Whittle发动机的Nimonic75合金出现以来，高温合金以每年提高10℃的速度得到迅速发展。目前，世界高温合金牌号有百种以上，变形合金占70%左右。英国、美国、苏联、中国均已自成高温合金系列。

在高温合金的发展进程中，由于合金化程度不断提高，合金的加工塑性随高温强度的提高而降低。合金的组织结构变得愈加复杂，锻压加工工艺技术的发展不但要解决变形高温合金的最佳工艺参数选择问题，而且要解决高温合金在选定的工艺参数下，获得要求的组织和性能，以便满足不同零件使用的性能要求。根据不同高温合金的组织性能特点，采取特殊冶炼、热处理工艺获得要求的组织结构，使合金提高工艺塑性和降低变形抗力；控制热加工

参数使合金加工后获得要求的组织结构,从而使合金获得优异的使用性能,这是确定热加工工艺的一项基本原则。

1. 高温合金分类及变形合金的发展

高温合金按其成分可分为铁基、镍基、钴基合金；按强化方法可分为固溶、时效、弥散强化合金；按生产工艺可分为变形、铸造、粉末合金；按其主要用途可分为导向叶片、涡轮叶片、涡轮和压气机盘、燃烧室及其它高温部件用的合金；按热加工工艺可分为板材、棒材、锻件合金等。

变形高温合金的发展在燃气涡轮发动机方面，主要是按燃烧室、涡轮叶片、涡轮与压气机盘的要求发展的。

燃烧室材料目前仍在使用可成形性、可焊接性好的板材合金。在苏联,除使用固溶强化板材 ЭИ-602、ЭИ868 等外,目前已经采用 ЭП99、ВЖ-105 等时效强化板材;在美国,仍大量使用 Hastelloy X 合金,发展了 H-188 和 Inconel617 合金,正在发展弥散强化 (ODS) 板材;在英国,目前较广泛使用 C263 时效板材;在我国,目前大量使用的仍主要是固溶铁基、镍基板材,如 GH140、

GH15、GH39、GH44、GH128 等合金，研制了 GH99、GH163、GH105 时效板材合金。

涡轮工作叶片材料，在苏联至今仍广泛使用变形合金 ЭИ437Б、ЭИ617、ЭИ929、ЭП220 合金；在英国仍采用 Nimonic80A、105、115、118 等合金；美国早期使用变形合金 Udimet500、700、Waspaloy 等，目前已广泛采用铸造合金；我国则仍在使用的 GH33、GH37、GH49、GH220 等变形合金。一般涡轮工作叶片都是用热轧棒材锻造而成，今后也将重点发展铸造合金。

涡轮盘合金发展如图 1 所示，以 650℃ 屈服强度相比较，过去二十多年来，强度提高一倍。苏联目前广泛使用 ЭИ437Б、ЭИ698ВД 合金等；英国主要采用 Inco901、Waspaloy 锻造盘；美国早期广泛使用 A-286、Inco901、Waspaloy，目前已采用 In-100 及 Rene' 95 合金粉末压制件再经 Gaterizing 方法锻造盘。我国广泛使用的涡轮盘有 GH36、GH132、GH33A 和 GH698 合金，仍然采用的是传统的钢锭锻造的盘件。

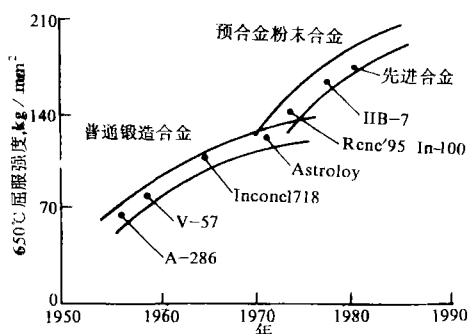


图1 涡轮盘合金的发展趋向

2. 高温合金的合金化特征

高温合金为了不断提高热强性能，合金化程度也不断提高，无论铁基、镍基、钴基合金，都要依靠添加不同的合金元素，目的是强化合金。一般添加 W、Mo、Cr、N、Al 等强化固溶体；添加 Al、Ti、Nb、Ta、Hf 等形成 γ' -Ni₃(Al、Ti……) 相强化基体；添加 C、Cr、W、Mo、V、Nb、Ta、Hf、N 形成碳化物强化基体；添加微量 B、Ce、Zr、Mg 等元素强化晶界。高温合金的合金化结果使合金的组织、性能发生很大变化，合金化程度愈高，对合金的热加工性能产生恶化作用愈大，研究和掌握高温合金的这些变化特点与规律，对改善热加工性能，合理选择热加工参数是极为重要的。总的趋势是随着合金化程度的提高，如图 2 所示，热变形区域缩小，合金变得只能铸造而不能采用传统的工艺变形。

(1) 合金的液、固相线温度变化

在高温合金中，由于添加多种合金元素复合强化的第一个结果是：使合金的液、固相线温度明显降低。表 1 给出 Nimonic 合金的数据表明，从 Nimonic75 发展至 Nimonic118 合金，液相线温度降低 65℃，固相线温度或

初熔温度降低 80℃，NPK31 合金初熔温度最低降至 1230℃。

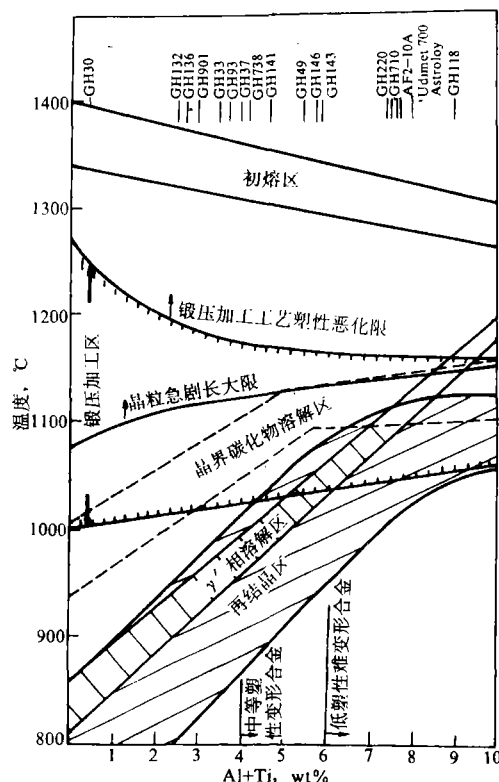


图2 合金化程度与热变形区关系示意图

合金液、固相线温度降低的主要原因是添加低熔点合金元素 Al、Ti 等，以及残存低熔点有害杂质的结果。因此，难变形合金中应特别注重控制造成热脆性的有害元素含量，例如国外已将硫含量从小于 0.015% 降至小于 0.008% 的控制含量，要尽可能避免或减少低熔点共晶体的形成。

(2) 合金的热扩散与再结晶温度

高温合金中添加多种合金元素复合强化的第二个结果是：使合金基体的再结晶温度提高，热扩散系数降低。多元镍基合金的热扩散特性与热强性能关系的研究表明，多元元素强化合金在同一量级扩散系数 ($D_0 \approx 10^{-3} \text{cm}^2/\text{s}$) 下，热强温度有很大提高，热扩散激活能由纯镍 51.7 提高至 111.8 kcal/g·at，结果如表 2 所示。

添加 5%Mo 和 9~10%W 可以显著减缓 Ti 和 Cr 在 700~1000℃ 范围内的扩散过程和提高其扩散激活能 (Q)。添加 V 则起相反的作用。

镍基合金中添加 4%Mo 或 8%W 时，可以使再结晶温度提高约 100℃，加入 8%Mo 与 8%W 则可提高再结晶温度 150℃ 左右。由表 3 可以看出，GH33 合金再结晶温度 950℃，发展至 Mar-M200 合金再结晶温度达到 1218℃，通过多元复合强化再结晶温度可提高 250℃ 以上。

表1 Nimonic 合金液、固相线温度

合金	N75	N80	N80A	N90	N93	N105	N115	N118	NPE11	NPE16	NPK31	NPK33	C263
液相,℃	1380	1380	1365	1370	1370	1345	1315	1315	1350	1355	1315	1345	1355
固相,℃	1340	1310	1320	1310	1310	1290	1260	1260	1280	1310	1230	1300	1300

表 2 合金化对镍基合金热扩散特性及热强性影响

合 金	Ni	Ni-Cr-Ti	Ni-Cr-Ti-Al	6 组元	7 组元	8 组元
热强温度,℃	400	800	950	970	980	1020
Q,kcal/g·at	51.7	84.0	87.6	91.3	98.2	111.8
D ₀ ,cm ² /s	1.6×10 ⁻⁹	3.0×10 ⁻¹³	3.8×10 ⁻¹³	6.2×10 ⁻¹³	5.6×10 ⁻¹³	8.1×10 ⁻¹³

(3) 合金的主要组织与热加工性关系

在高温合金中,随着 Al+Ti 含量的增加,沉淀金属间化合物 $\gamma' - \text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti} \cdots)$ 相含量增加,如表 4 所示。随着 Al+Ti 含量的增加, γ' 相的固溶温度提高(Nimonic118 合金可高达 1160℃),合金强度提高,而延伸率则降低。由图 3 和 4 可以清楚地看出, Nimonic 和 Inconel 系合金均得出相同的规律,它使合金的热变形抗力增加,塑性降低。

同样,在高温合金中,随着 C、W、Mo、Nb 等碳化物形成元素增加,其碳化物类型、数量、大小、分布发生变化,一般数量增多,质点变大,容易形成偏析。碳化物与 γ' 相性质不同,具有硬而脆的性质,而且碳化物与基体接触的界面不牢,随着数量增加,质点变大,分布在晶界上,则使晶界变脆,晶内大块碳化物易沿界面产生微裂纹,从而使合金塑性降低。

3. 高温合金铸态偏析及热加工塑性

变形高温合金随着合金化程度的提高,合金的铸态组织变得不均匀,偏析愈加严重,伴之而来的是有害相的析出,严重影响合金的开坯和锻压加工。以镍基合金 Mar-M200 为例,在凝固过程中,铸态枝晶组织中产生 W 的反偏析和 Ti、Cr、C 的正偏析,造成组织不均匀。在偏析大的区域,甚至达到 γ/γ' 共晶点,使 γ' 相变得很粗,呈对称簇排列,形状不规则。枝晶内 Ti、Cr、C 的正偏析,将造成晶界有粗大的 MC 型碳化物;并有 γ/γ' 共晶和 M_{23}C_6 碳化物相出现。枝晶组织与枝晶间,即晶界区域的 γ/γ' 共晶和 M_{23}C_6 相,存在着显著的强度差别。当加工温度接近共晶熔点(低于枝晶熔点 149℃)温度时,会导致开裂。此外,碳化物含有先天性裂纹或塑性变形中出现裂纹。另一个镍基合金 K19 的例子同样表明:

W、Co (10~20%) 偏聚于晶轴, Ti、Mo、Cr、Al、Nb、Zr 和微量元素 S、Sn 等偏析于枝晶间, γ/γ' 共晶一般含 Ti、Al、Nb、Ni 高于平均值, Cr、Mo、Co 低于平均值。 γ/γ' 共晶内部也存在偏析,共晶边缘偏析更为严重。此外,枝晶间还存在碳化物和硼化物共晶。图 5 给出了 K19 合金枝晶间和 γ/γ' 共晶附近合金元素的分布。

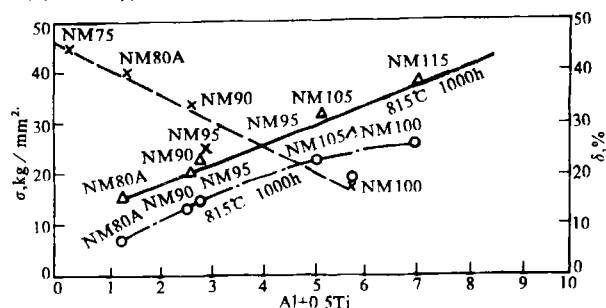


图 3 Al+0.5%Ti 对 Nimonic 合金强度与塑性的影响

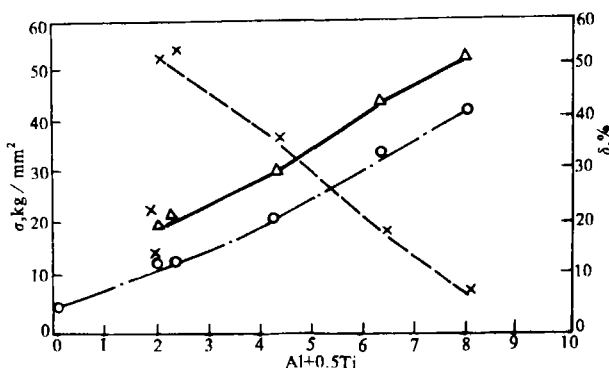


图 4 Al+0.5%Ti 对 Inconel 合金强度与塑性的影响

表 3 合金化对镍基合金再结晶温度的影响

合金	GH33	GH37	GH49	GH511	Inconel X-750	Inconel 625	Inconel 718	Waspaloy	U-500	Rene'41	Astroloy	In-100	Mar-M 200
再结晶 ℃	950	1000	1080	1100	954	954	969	1010	1052	1052	1121	1149	1218

表 4 Al+Ti%对镍基合金 γ' 相数量与固溶温度影响

合 金	ЭИ437Б	ЭИ617	ЭИ826	ЭИ929	GH511
Al+Ti,%	3.25	4.05	4.50	6.0	8.15
γ' ,%	10	20~25	30~35	42	54.95
合 金	Nimonic 80 (80A)	Nimonic 90	Nimonic 100 (105)	Nimonic 115	Nimonic 118
Al+Ti,%	2.7~3.8 (3.6)	2.8~4.0	5~8 (5.9)	9	9
T _{γ固溶} ,℃	820~910 (840~880)	910~970	1060~1080 (1020~1060)	1150	1160

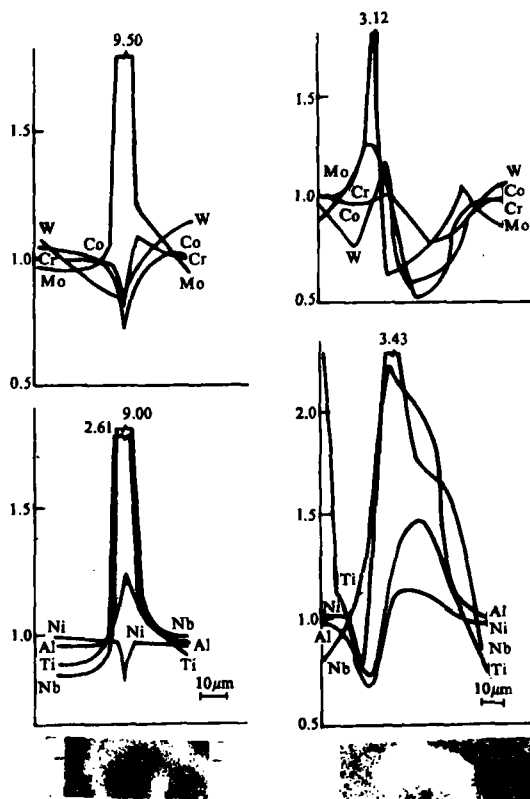


图5 K19合金枝晶间(左)和 γ/γ' 共晶附近(右)

合金元素分布

综上所述不难看出, 减缓铸态偏析是解决难变形高温合金的关键。解决的方法有:

(1) 控制合金的凝固速度

铸锭结晶一般分三个晶区: 细晶、柱状晶和等轴晶区。钢锭愈大, 枝晶凝固速率慢而使枝晶间距愈大; 熔化速率愈大, 枝晶间距也愈大。提高凝固速率可以使枝晶分枝, 减小晶胞、枝干间距及晶轴间第二相尺寸。在凝固过程中, 凝固指数 η (表示致密性) 与温度梯度 G 、凝固速

度 R 可用下式表示:

$$\eta = GR^{-1}$$

树枝晶胞尺寸 y 与凝固速率 x 间存在以下关系:

$$y = Ax^{-1/3}$$

式中 A —材料常数

树枝晶间距 d 与冷却速度 V 间存在以下关系:

$$d = AV^{-b}$$

式中 b —冷却速度指数

显然, 应采用控制熔化速率的电渣熔炼与结晶 (水冷结晶器); 尽量采用较小尺寸的铸锭和结晶器, 可以有效地减缓高温合金偏析的程度。Udimet700合金采用电渣熔炼工艺后, 如图6对比所示, 热加工温度范围加宽, 塑性显著改善。原因是凝固速度快, 通过渣洗作用使合金中脱S, 夹杂细小和分布均匀, 偏析小。同样 Hastelloy X、Incoloy901和Inconel718合金采用电渣熔炼后, 亦有类似的效果。

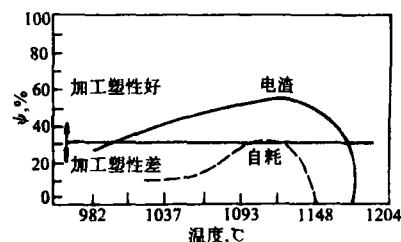


图6 Udimet 700合金的塑性图

(2) 采用高温扩散热处理

采用高温扩散热处理方法, 可以使合金的铸态成分与组织在加热至高温保温热扩散过程中均匀化, 从而使铸态组织的塑性提高。ЭИ437Б合金曾采用900~1200°C范围内保温2h, 使合金成分和组织均匀化, 减小了枝晶偏析。如图7所示, 塑性有明显提高。

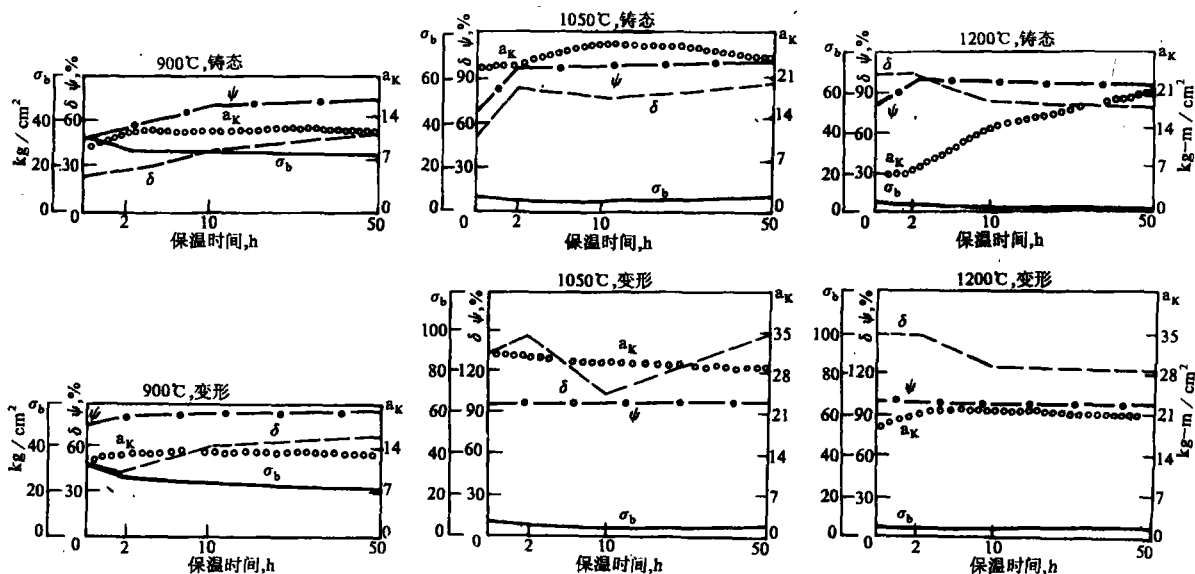


图7 高温扩散热处理对ЭИ437Б铸态塑性的影响

Joseph 经研究给出 Inconel 718 合金 140mm 方锭的均匀化热处理工艺为：1090~1230℃，保温 2~4h，空冷。

田党等曾对 Inconel 718 合金 Φ375mm 钢锭给出的均匀化热处理制度为：1170℃，24h，空冷。

研究表明：枝晶间 Nb 元素偏析形成的块状 Laves 相是降低热加工塑性的主要原因。试验得出以下基本规律：

1) Laves 相溶解的温度、时间服从以下关系：

$$\tau = 2.95 \times 10^{18} e^{-0.036t}$$

式中 τ — t 温度下完全溶解的时间，h；

t —Laves 相溶解试验温度。

2) 1180℃，24h 后 Nb 元素偏析完全消除，继续延长时间，合金组织没有明显变化。1180℃ 均匀化处理的成分和组织如图 8 和 9 所示。

3) 在 1150℃ 加热，Laves 相尺寸随时间增长而变小，室温横向拉伸塑性很快提高至稳定状态，见图 10。热扭转试验表明：在最佳热加工塑性温度范围内，无 Laves 相偏析试样比有 Laves 相偏析试样的最大允许变形程度高 45%。室温横向拉伸塑性亦有显著提高。

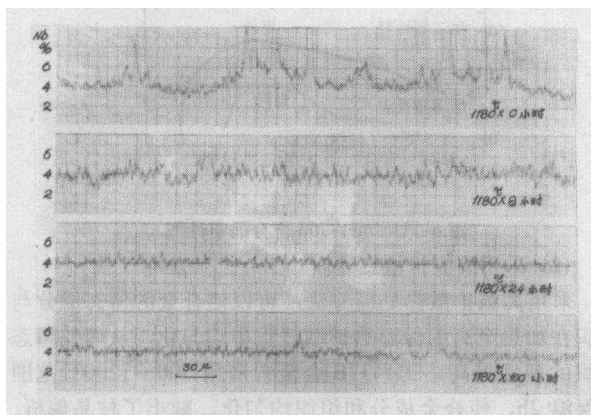


图 8 Inconel 718 合金均匀化处理对 Nb 偏析的影响

4) 提高温度可以减少保温时间，过高的加热温度

(1240℃) 将出现共晶组织。

5) 增加变形程度，Φ375mm 钢锭加工至 Φ20mm 棒材，Laves 相未能消除。

总之，高温扩散热处理是通过恰当地选择热处理的温度与时间，以使合金中的有害偏析相溶解；偏析元素扩散均匀化，从而使合金的铸态塑性得到提高，适应热加工的需要。

(3) 采用粉末冶金工艺生产难变形高温合金

如图 2 所示，随着合金中强化元素含量不断增加，初熔点降低，偏析严重，热加工塑性很低，热变形可锻温度范围很窄，不少高性能镍基合金采用传统的热加工工艺已不能进行热加工变形，甚至等温锻造也难以成形，只能在铸态下使用。

采用粉末冶金工艺技术，可以克服上述缺陷，能得到几乎无偏析，组织均匀，热加工性良好的高温合金，使目前许多铸造高温合金发展成为变形材料，在技术上主要解决了两个问题：

1) 制粉时合金凝固速度快 ($10^3 \sim 10^5$ ℃/s)，粉末颗粒很小 ($< 100\mu\text{m}$)，消除了偏析，改善了合金的热加工塑性，消除了变形与铸造合金的界线，使变形合金得到很大发展。

2) 粉末高温合金由于无偏析，成分很均匀，是细晶粒组织，具有超塑性。如图 11 所示，在高温时具有较低的拉伸强度，变形抗力小；延伸率可达 200~1000%，甚至更高，合金成形性好，使合金可以在小设备上加工出精密锻件。这种特性，在高温合金中得到了普遍的证实，不仅在 Astroloy、In-100 合金中，而且在 Inco713C 和 NASA TRW-VIA 合金中均有同样的规律，是高温合金的普遍属性。一般均可通过试验求出每一合金具体的超塑性工艺参数。

4. 热加工工艺参数的确定

热加工工艺参数对保证锻件质量与组织、性能有密切关系，一般包含预加热温度、开始与终止变形温度范围、

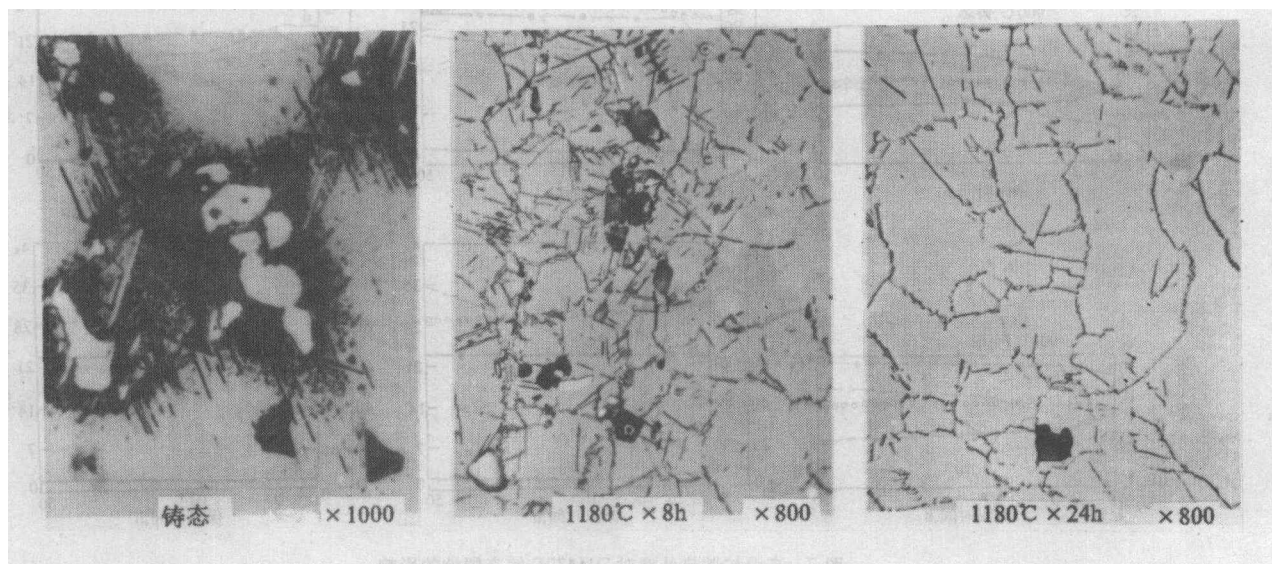


图 9 Inconel 718 合金均匀化处理对铸态组织的影响

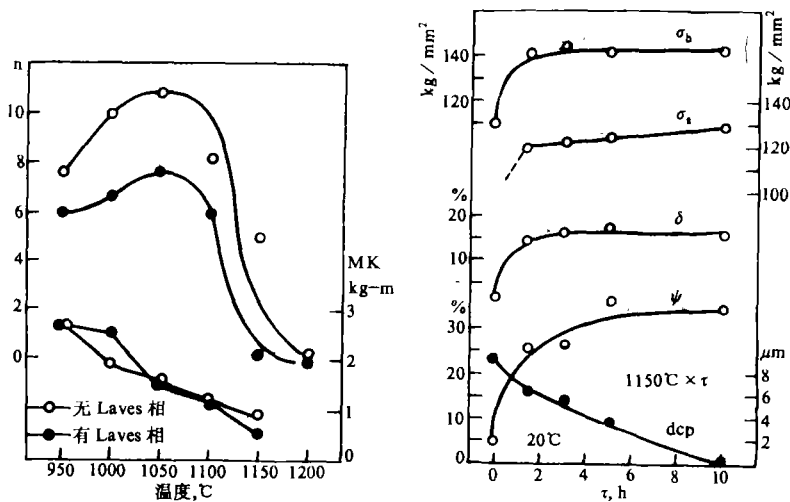


图 10 热扭转变力学性能随温度、时间的变化

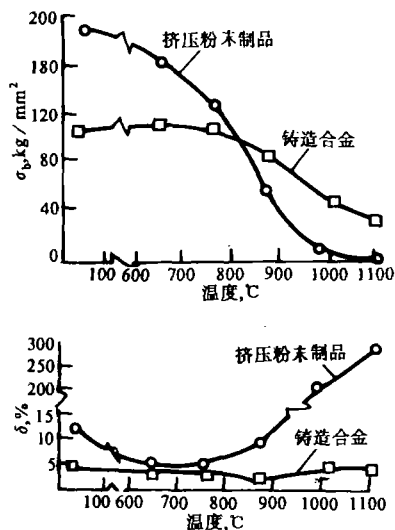


图 11 粉末与铸造 NASA TRW-VIA 合金的拉伸性能

变形程度、变形速度。

(1) 加热与变形温度

高温合金随合金化程度的提高，合金的初熔点、共晶形成温度、过烧温度、热加工塑性均显著降低，组织比较复杂，加热与变形温度的确定不但要考虑使合金有较好的热加工塑性，而且更重要的要使合金获得满意的组织，用以保证锻件获得所需的性能。选择加热和变形温度的基本原则可归纳如下：

1) 加热温度不仅应低于合金的初熔温度和共晶温度，而且还应当低于合金的过烧温度。在确定的上限温度下保持时间过长也会造成过热。加热温度过高由于氧化和燃烧产物中硫的侵蚀容易在制件表面晶界区域，甚至沿晶界表面向内部扩展，一经变形即引起严重开裂。

2) 变形的下限温度，除热机械处理以外，一般要接近再结晶温度。避免温度过低造成冷加工现象，致使应力最大部位（沿 45° 剪切）开裂；同时，受到冷加工的区域

在随后热处理时容易出现粗大晶粒，造成晶粒不均匀。温度过低还有可能造成内应力不能得到消除。

3) 变形温度不仅要选在最大塑性区以内，还应当根据合金的相析出规律，避免由于变形温度过高使合金晶粒粗大，晶界析出薄膜晶界。这种晶界析出，不但在锻造过程中塑性降低，而且使随后锻件的性能降低，造成合金的缺口敏感。

例如 M.J.Donachie 等人研究 Waspaloy 合金热加工工艺时指出：锻造温度超过 γ' 相的溶解温度（1080℃）时，锻造工艺影响合金的组织 and 性能，高温（1080℃）下 MC 型碳化物溶解，并在 1080℃ 左右再次在晶界析出薄膜状 MC 碳化物，使合金的塑性降低。在 1180℃ 锻造的棒材经热处理后为粗细不均匀的混合晶粒，在 980~1080℃ 锻造，可以得到好的加工塑性，而且很少形成 MC 薄膜，获得 $M_{23}C_6$ 颗粒状碳化物，ASTM4~5 级晶粒。

再例如 M.Kaufman 等人研究指出：Udimet500 合金加热温度超过 1190℃，容易产生裂纹，锻造温度范围以 980~1190℃ 为宜。可以通过控制锻造温度与保温时间（图 12）来控制晶粒尺寸，晶粒尺寸小于 ASTM4 级时，由于晶界在单位体积中的面积足够大， $M_{23}C_6$ 连续薄膜晶界不可能形成。晶粒尺寸与沉淀相数量形成薄膜晶界的倾向如表 5 所示。

应当指出，选择变形温度范围，在考虑上述组织状态情况下，仍然应以合金获得最大塑性的温度范围作为依据。如果以图 13 为例，在 GH698 合金塑性图中有铸态与轧态的变形温度范围，应以内部不产生裂纹为依据，1000~1150℃ 较适合。但是，铸态下合金的塑性在 1150℃ 有明显降低，铸锭开坯时要避免温度过高。此外，拉伸强度随加热温度升高而降低，可作为确定加工设备时的参考（图 14）。

关于钴基合金变形温度的选择，图 15 给出几种变形钴基合金的高温塑性、强度同铁基合金 A-286 的对比。在 980℃ 以上，沉淀强化钴基合金 S-816、L-605 塑性明显提高，强化相开始溶解。在相同温度下强度高于 A-286 合

金，锻造压力是 16-25-6 合金的 3~4 倍。钴基合金锻造上限温度受低熔点相限制，下限温度受沉淀相溶解限制，变形温度范围窄，为保证温度均匀需要多次重复加热。由于钴基合金容易产生加工硬化，重复加热也是为消除加工硬化所需要的。小的变形量会使退火后晶粒剧烈长大。加热温度超过 1177℃ 时也会使晶粒长大较快，变形量超过 20% 可保证得到细晶粒。为了解决锻造压力大而需要进行润滑。为均匀加热（导热慢）和使变形均匀，需要慢速加热和预热模具。确定钴基合金热加工参数必须充分考虑以碳化物或 Ni_3Ti 沉淀强化的钴基合金的上述特点。

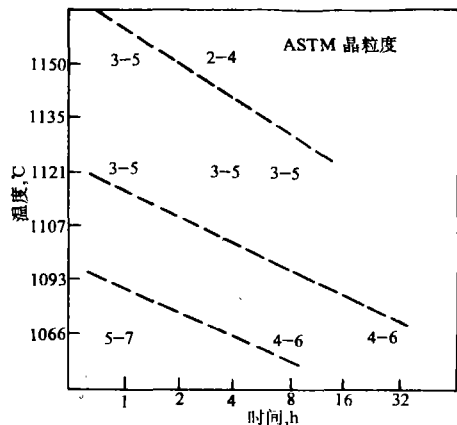


图 12 Udimet 500 在各种温度、时间条件下加热后的晶粒度(锻棒)

表 5 晶粒大小与沉淀相数量形成薄膜晶界的倾向

ASTM 晶粒度	每单位体积的晶界 面积, mm^2/mm^3	M_{23}C_6 的连续晶界厚度		
		1%	0.5%	0.25%
-2	3.3	0.119	0.060	0.030
0	6.7	0.059	0.029	0.015
2	13.4	0.030	0.015	0.007
4	27.0	0.015	0.007	0.007
6	54.0	0.007	0.004	0.002
8	107.0	0.004	0.002	0.001

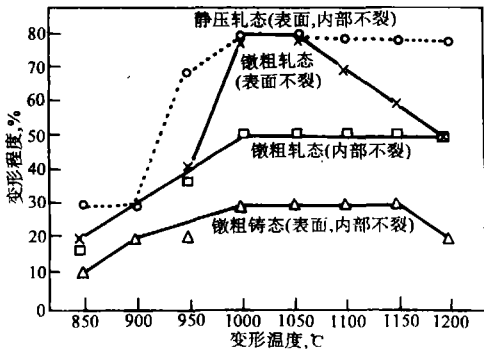


图 13 GH698 合金变形温度与变形程度的关系(锻粗试验)

国内变形高温合金热加工温度范围可查阅《高温合金手册》。英、美变形高温合金热加工温度范围列入表 6 供参考。

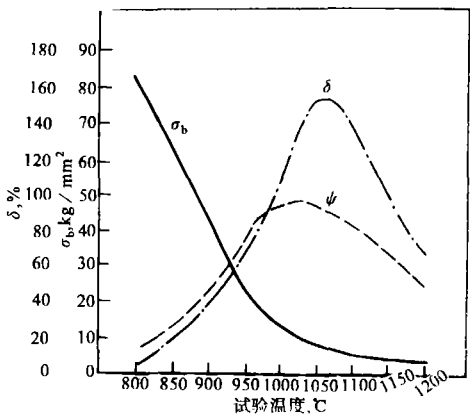


图 14 GH698 合金高温拉伸曲线

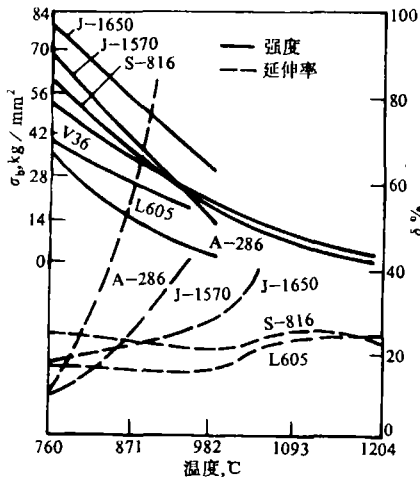


图 15 变形钴基合金的高温强度与塑性

(2) 变形程度的确定

高温合金的热加工变形程度应区别以下不同情况来规定：是铸态还是已经变形状态；不同的变形温度；不同的锻压方法即不同的变形速率；不同合金的合金化水平即不同的塑性水平。以图 13 为例，GH698 合金在相同的变形温度下，铸态的允许变形程度比轧态低；落锤锻粗的允许变形程度比静压锻粗的低；在过低的和过高的温度下的允许变形程度比最大塑性温度范围的低。

对于形状复杂的锻件而言，一般变形是不均匀的，或者多火次、多锤锻造也存在变形程度确定及其分配问题。一般要参考合金的固溶再结晶图，控制变形程度，使之不出现粗大晶粒，避开临界变形。由图 16 可以看出：GH698 合金有两个临界变形区，一个是所有变形温度在变形程度 3~13% 区内；另一个是 1000~1150℃ 在变形程度大于 70% 区内，均出现粗大晶粒，变形程度控制在 18~60% 是合适的。对于研制新合金而言，应首先通过试验确定其固溶再结晶图，而后再确定锻件合理的变形程度是必要的。

表6 铁基、钴基、镍基高温合金的推荐锻造温度

合 金	最低(℃)	最高(℃)	合 金	最低(℃)	最高(℃)
A-286	954	1121	Hastelloy		
V57	899	1121	R-235	1010	1205
M308	—	1121	Hastelloy C	1010	1230
19-9DL	649	1121	Inconel 718	927	1120
W545	927	1093	Nimonic 90	1010	1150
Discaloy	—	1121	Hastelloy X	870	1205
16-25-6	—	1149	Nimonic 115	1093	1130
AFC-260	954	1135	Unitemp		
Pyromet 860	1038	1121	1753	1010	1175
J-1570	980	1177	M252	980	1175
J-1650	1010	1150	Rene'41	1010	1175
HS-25			Astroloy	1093	1175
(L-605)	1010	1230	Waspaloy	980	1175
S-816	1038	1205	Udimet 700	1025	1120
HA-188	980	1177	Udimet 500	1038	1190
MP-35N	1038	1150	Mar-M 421	1038	1150
Nickel 200	870	1205	Uditemp		
Hastelloy W	1038	1205	AF2-10	1065	1175
Incoloy 901	980	1175	AF1-10	1065	1120
InconelX750	1038	1205	Udimet 710	1065	1175
Inconel 600	1038	1150	Rene' 95	1065	1120
Inconel 751	1038	1205			

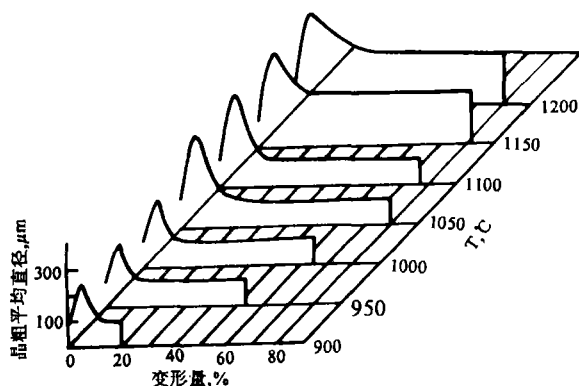


图16 GH698合金的固溶再结晶图

(3) 变形速度的确定

高温合金随着合金化程度的提高,合金的塑性降低,一般热加工变形速度应当适当降低。以难变形镍基Udimet700或Astroloy合金为例,在不同变形速度条件下,合金的铸态加工性能有如下变化规律:

1) 如图17a所示,变形速度快(100%/s)比慢的(1%/s)最大面缩率(ψ)温度范围要窄,最大面缩率值要低。铁基A-286亦得出相同的规律。

2) 在1095~1205℃范围内,在相同温度下,如图17b所示,延伸率(δ)随变形速度增大而降低。在980~1205℃温度范围内,在相同温度下,如图17c所示,面缩率(ψ)随变形速度增大而降低。

3) 在980~1205℃成形温度范围内,如图17d所示,

高速变形需要的应力增大。

(4) 难变形高温合金超塑性锻造条件

难变形高温合金同样具有超塑性,一般要在接近正常再结晶温度时进行压缩变形,以便得到非常细小的晶粒尺寸($<10\mu\text{m}$),使之处于“暂时”的超塑性状态,然后在超塑性最佳温度下,在等温的模具中锻造成所需要的形状,最后对锻件进行热处理,使之恢复合金的高温强度状态。

显然,进行超塑性变形的条件首先要得到晶粒极细的原材料。这种材料可以通过粉末冶金工艺获得,这里首先讲通过真空感应与真空自耗冶炼控制晶粒的钢锭,是将合金在再结晶温度以下约93~232℃进行挤压,挤压比一般不小于4:1,挤压时产生的热量恰好刚使合金发生再结晶,使晶粒细小($<35\mu\text{m}$);挤压时要防止温升,以免引起晶粒明显长大,In-100、Waspaloy、Astroloy的挤压参数如表7所示。

使用挤压后获得的难变形高温合金细晶粒材料进行超塑性锻造,一般在合金的再结晶图以下大约177℃范围内进行,应用相当于Mar-M200的TRW-2278作为模具材料,用氩气保护以防止其氧化,模具采用感应加热。超塑性变形要求较低的变形速度,一般应小于0.5mm/min;锻压尺寸更精密的部件,应选择更低的变形速度,如0.05mm/min。超塑性温度可以针对不同合金,通过试验来获得,以In-100、Waspaloy、Astroloy为例,其超塑性温度分别在982~1093℃、900~940℃、927~1066℃范围内。由于在超塑性状态下锻造,所用的锻造应力显著降低。通常Astroloy盘模锻在1177℃需应力31.6kg/mm²(309.8MPa),超塑性在1038℃,只需要0.84kg/mm²(8.2MPa),温度降低140℃,应力降低37倍。由于超塑性锻造有专门的论述,这里只作简单叙述。

表7 难变形高温合金超塑性锻造参数

合 金	挤压比(不小于)	挤压温度,℃
In-100	5:1	1038~1149
Waspaloy	4:1	843~967
Astroloy	6:1	900~1066

(5) 热机械处理(TMT)

为了使高温合金获得高的屈服强度与疲劳强度,热机械处理工艺也得到一定发展。

热机械处理方法的原理是将合金在再结晶温度以下,在发生均匀分散滑移的温度范围内进行变形,通过均匀分散滑移变形,使合金获得多边形网状位错亚结构起主要强化作用,其次形成变形织构起辅助强化作用,这种起强化作用的位错亚结构组织通过 γ' 相补充析出使之稳定。热机械处理工艺过程如图18所示。

例如Udimet700合金的热机械处理工艺的具体工艺过程与参数如下:

①在1177℃,4h,固溶处理,空冷;

②在1066℃,4h, γ' 沉淀处理,空冷;

③在1066℃变形,总变形量78%,每次变形量6%,反复变形和退火;

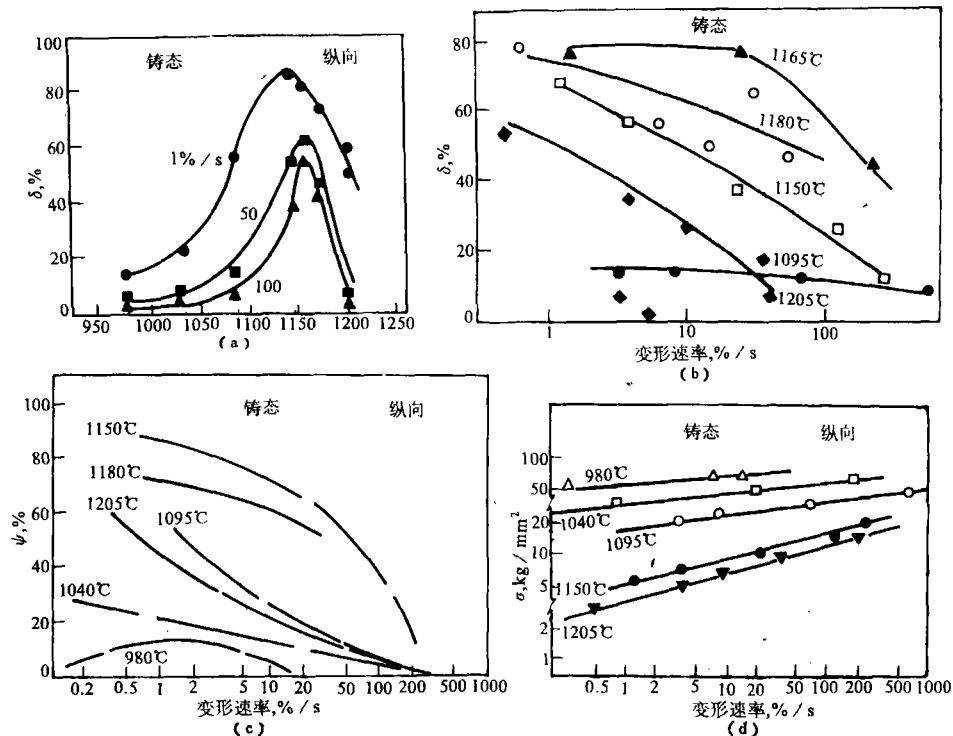


图 17 变形速率对铸态 Astroloy 合金热加工塑性(δ , ψ)及变形应力的影响

④在 844℃, 4h, 空冷+760℃, 16h, 空冷时效。

* * * * *

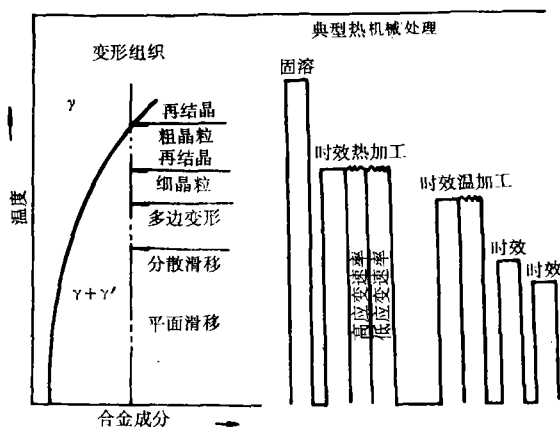


图 18 高温合金热机械处理工艺过程原理图

再例如 Rene 95 合金的热机械处理工艺的具体工艺过程与参数如下:

- ①在 1121℃ 热加工变形, 接着在略超过 1163℃ 进行再结晶处理, 得到 ASTM5 级晶粒;
- ②在 1080~1093℃ 变形, 总变形量 40~50%;
- ③在 1093℃ 部分固溶处理 (快冷) 和 871℃, 16h, 空冷时效。

(全文未完, 下期续)

中德先进宇航材料研讨会在京闭幕

正值中国航空航天研究院 (CAE) 和德国航空航天研究院 (DLR) 航空科技合作十周年之际, 为展示中德双方航空科技合作的辉煌成就和科研课题的研究水平, 于 1990 年 9 月 17~19 日在北京航空材料研究所 (BIAM) 举行了 CAE/DLR 先进宇航材料研讨会。

CAE/DLR 两院及有关所的领导参加了开幕式, 开幕式上 CAE 副院长张耀博士和 DLR 院长托马斯博士分别致祝辞, 北京航空材料研究所总工程师刘伯操研究员级高工对参加本次国际会议的中外专家表示热烈的欢迎。他们回顾了历经十年沧桑, 中德双方几百名中外专家在航空领域的百余课题研究中取得的可喜成就, 并为今后更广泛、更深入地合作做了良好的祝愿。

研讨会主要集中在非金属基和金属基复合材料方面的探讨。中方宣读论文 19 篇、德方宣读论文 9 篇。同时就论文新观点和热点技术问题展开了积极而热烈的讨论。这些论文分别收集在论文集和交流交集之中, 近 80 多万字。

通过双方研讨和交流, 促使双方的技术合作更加密切、互相更加了解, 为今后的深层次合作打下了坚实基础。正如张耀副院长在致辞中所讲: “我深信我们的合作一定会取得巨大的成功, 我们的未来不是梦, 我们的心在随着希望而跳动”。

最后, 北京航空材料研究所颜鸣皋教授做了讲话, 中德专家热情交流, 相互祝愿, 会议在诚恳、热情、友好的气氛中, 在展望未来、为航空科技发展携手共进的愿望中圆满结束。与会者共祝中德航空科技合作进一步向前发展。

(本期封四有该研讨会剪影)

(会议秘书组撰稿)