

摘要

形变热处理对高强度螺栓钢X7CrNiMoNb16-16(简称X7钢,下同)机械性能影响很大。试验结果表明,随试验温度(20~650℃)提高,X7钢抗拉强度下降缓慢,在600~650℃瞬时抗拉强度达325MPa。850℃形变材料强度比1000℃形变的强度高25~30%。试验发现,X7钢延伸率600℃的值比常温值低20%左右。金相分析,X7钢属奥氏体型钢,形变和温度的影响与材料组织变化及Nb元素有密切关系。

X7钢应力松弛是在一定的总应变下,发生部分弹性应变向塑性应变的转变。X7钢应力松弛具有其独特的变化规律,通过形变热处理方法对X7钢应力松弛研究表明,提高了材料弹性极限,能够提高弹性应变向塑性应变的转变难度,即,提高了材料的抗应力松弛性能。试验表明,X7钢应力松弛性能与形变温度和形变量有直接关系。形变温度愈低,松弛性能愈好。形变量为60%时,松弛性能优于40%和80%时的形变量。

试验表明,X7钢应力松弛行为可以分为两个阶段:第一阶段,应力松弛速率比较快,第二阶段应力松弛速率缓慢,但长时间应力松弛后剩余应力趋近于一极限值;X7钢应力松弛行为可以用应力松弛极限和应力松弛速率两个参量进行表征;温度升高时,松弛速率加快,应力松弛极限降低;同一温度不同初应力作用的应力松弛,应力松弛极限相同。

论文阐述了一般金属应力松弛现象和它的重要意义;本文对高合金耐热钢材料的应力松弛曲线及其特性指标进行分析;提出了改进抗应力松弛性能的稳定化处理的方法。

本文中,采用时间硬化和过渡蠕变理论,对X7钢松弛试验数据进行拟合,得出该钢种在不同形变温度和形变量下的松弛数学表达式,为今后的研究分析建立了有利条件。

关键字: 应力松弛 耐热钢 X7CrNiMoNb16-16 形变热处理

Abstract

the craft parameter of the thermo-mechanical treatment exerts a tremendous influence to high strength steel X7MoBNb16-16 (are abbreviated as X7 steel , same below).The strength can still maintain above 325MPa from 600 to 650 degrees Centigrade. The material of deformation in 850 degrees Centigrade is higher by 25~30% than in 1000 degrees Centigrade. The test is found, The percentage elongation of X7 steel in 600 degrees Centigrade is lower by 25% than in the room temperature. Analysed by metallography performances, the influence of deformation and temperature is close relations to the change of organization and Nb element.

According to relevant stress relaxation definition, elastic strain will be transformed into plastic strain under the certain total strain, The stress relaxation has appeared like this. In order to improve the properties of stress relaxation, We improve the limit of its elastic stress through the heat strain treatment, Thus the difficulty of its transition is improved. The test indicates, there are direct relations between the stress relaxation of X7 steel and its deformation temperature and deformation. The lower deformation temperature is, it is the better to stress relaxation. Stress relaxation performance in deformation 60% is higher than in deformation 40% and 80%.

The results showed that the stress relaxed very fast at the first stage, while slowly at the second stage, and the residual stress approached a limit after a long relaxation time. Stress relaxation was characterized with stress relaxation limit and stress relaxation rate. The higher temperature resulted in higher stress relaxation rate and lower relaxation limit. Different initial stress gave the same relaxation limit at same temperature.

To discuss stress relaxation phenomenon of general metal and the

importance of studying it. The stress relaxation curve and its characteristic targets are analyzed in text. And the method of stabilizing treatment for improving the anti-stress-relaxation ability are given.

In this text, a new expression is proposed, which can be used for fitting the experiment data of stress relaxation of X7 steel and estimating the relaxation behavior under different deformation temperature and deformation. They have initiated the advantage for the research and analysis in the future.

Key word: Stress relaxation heat-resistant steel
X7CrNiMoBNb16-16 thermo-mechanical treatment

独创性声明

本人声明，所呈交的论文是本人在导师指导下进行的研究工作及取得的研究成果。尽我所知，除了文中特别加以标注和致谢的地方外，论文中不包含其他人已经发表或撰写过的研究成果，也不包含为获得武汉理工大学或其它教育机构的学位或证书而使用过的材料。与我一同工作的同志对本研究所做的任何贡献均已在论文中作了明确的说明并表示了谢意。

签 名: 贺威 日期: 2007.12.2

关于论文使用授权的说明

本人完全了解武汉理工大学有关保留、使用学位论文的规定，即学校有权保留、送交论文的复印件，允许论文被查阅和借阅；学校可以公布论文的全部或部分内容，可以采用影印、缩印或其他复制手段保存论文。

(保密的论文在解密后应遵守此规定)

签 名: 贺威 导师签名: 余晓华 日期: 2007.12.2

第一章 绪论

1.1 引言

X7CrNiMoBNb16-16（简称X7钢，下同）属奥氏体不锈钢，是用于燃气轮机机组上的螺栓钢材料，具有很高的机械强度、优良的耐热耐腐蚀性能。由于X7材料在燃气轮机机组等高温设备上使用，工作的时间长，工作温度高（500℃以上）。

X7材料的室温抗拉强度不小于600MPa，比ML型铆螺钢高约30~50%。X7的耐热性也很好，600℃瞬时抗拉强度为465MPa，650℃为365MPa，高于碳素结构钢和高铬镍耐热钢材料室温水平，与合金结构钢室温强度接近。X7钢具有极佳的热稳定性，其室温与650℃的强度差不大于30%。X7材料含有大量Cr、Ni、Mo等合金元素，具有优良的耐酸碱、耐水及水蒸气的抗腐蚀性能。

X7钢螺栓在高温和应力共同作用，会产生应力松弛，对燃气轮机工作结构安全有较大影响。材料应力松弛性能与材料处理工艺密切相关。因此，本论文在研究X7钢热处理工艺以提高室温强度的同时，也极为重视热处理工艺与松弛之间的联系。

应力松弛特性是流变学研究领域中的一项重要内容，是指金属材料在长期高温和应力的作用下，内部将发生与时间相关的塑性变形。由于总变形恒定，在塑性变形增加的同时，将引起弹性变形等量的减少，使压紧力下降。这种在恒定变形条件下，材料内部的变形由弹性向非弹性的转变，引起应力随时间下降的现象。松弛和蠕变是一个问题的两个方面。材料在恒定高温下工作，当保持应力恒定就产生蠕变，而当保持总应变恒定就产生松弛。

由 $\lg \sigma - t$ 为坐标作出的曲线称应力松弛曲线（图1-1），它表示的是残余应力和时间的关系。高温下松弛具有下列特性：第一，曲线的第一阶段在试验开始后的短时间内残余应力急剧下降，并随时间增大而减小；第二阶段应力下降逐渐缓慢并趋向稳定。不难看出，在 $\lg \sigma - t$ 的单对数坐标中，当试验温度小于临界温度时应力松弛曲线的第二部分为一直线。第一部分应力松弛降低程度可用

松弛稳定系数 $S_0 = \sigma'_0 / \sigma_0$ 表示。 S_0 代表晶界松弛的稳定性，当 σ'_0 接近于 σ_0 时， S_0 值较大，即表示第一部分的应力降低的较小。第二部分应力松弛可用直线与横坐标轴形成的倾角 α 的正切表示，即 $\tau_0 = 1/\tan \alpha$ 。 τ_0 代表第二部分松弛进行的速度。 α 夹角愈小，则 τ_0 愈大，表明第二部分松弛进行的速度愈小，也就是应力降低的较为缓慢。

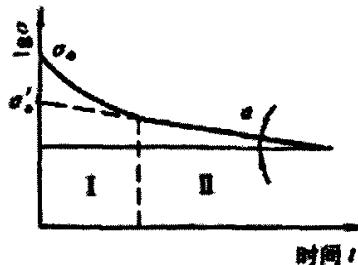


图1-1 应力松弛曲线

金属结构上使用的螺栓容易产生应力松弛。在拧紧螺母时，依靠螺栓弹性应变产生的应力达到紧固。在长时间受力过程中螺栓的弹性应变有一部分转变为塑性应变，按照弹性力学胡克定律 $\sigma = E\varepsilon$ ，当应变 ε 减少，其应力值 σ 也随之下降，因而使螺栓紧固力下降。金属材料在常温下虽也有应力松弛现象，但进展得很缓慢，可以忽略不计。但在高温下，应力松弛变得很显著。

1.2 国内外研究的基本情况

1.2.1 国内研究的基本情况

X7 钢现主要作为有高温强度要求的螺栓材料，在汽轮机、燃汽轮机、发动机、化学反应以及高压热工设备等有所应用。上世纪 70 年代，德国 DIN 标准最早将 X8CrNiMoBNb16-16 列入，后才出现 X7 材料牌号，这说明随着汽轮机工作温度和压力的提高，对螺栓的性能要求也相应上升，这促进了耐热钢冶炼技术进步，进一步降低碳含量，从而提高了耐热螺栓钢的耐热耐蚀性能，应用范围进一步扩大。目前，我国汽轮机行业使用的耐热螺栓钢材料大多为低中合金钢，例如 20Cr1Mo1V1、20CrMo1VTiB 等，对高合金高强耐热螺栓钢（合金含量大于 13%）

的研究较少，从国内文献检索情况看，暂时没有看到 X7 钢研究和应用的文献及报道。造成该情况的原因是我国汽轮机企业长期延用中低合金钢作为紧固件材料，对高合金紧固件研究和应用投入不足以及引进国外新技术、新材料程度不深。为了提高我国汽轮机及锅炉技术水平，加强对合金含量高的 X7 耐热螺栓钢的研究，对促进 X7 钢的应用有着重要意义^[3]。

金属材料的松弛问题研究文献较少。金属和非金属材料的组织不同、使用环境不同，材料的松弛机理有很大的差异。相互借鉴困难，故 X7 钢需要需在理论分析上进行试验，难度较大。

1.2.2 国外研究的基本情况

国外发现应力松弛问题源于金属材料的高温强度，应力松弛是材料蠕变特性的另一表现形式。它不同于一般的蠕变问题，蠕变是论述静应力或动态应力保持恒定时材料的特性，而松弛是在总应变一定的条件下，加给部件的应力随时间的增加而减少的一种现象，与许多实际问题有关，例如，燃气透平，蒸汽透平组合转子或法兰盖德紧固螺栓的紧固力，高温下使用的弹簧的弹力，热压部件的紧固压力，热交换器内管和端板压入部分紧固力的减小等等。

关于金属材料蠕变的研究，很久以前就进行，而松弛的研究，一般认为，大体上是从三十年代开始，1936 年，在美国有鲁滨逊、莫歇尔等人的研究报告。接着，以蒸汽透平使用的高温螺栓材料为研究对象，组成了 ASME（美国机械工程师协会）和 ASTM（美国材料试验协会）合同委员会，美国各地的研究所都着手这一研究工作，研究结果发表于 1939 年的 ASME 和 ASTM 刊物上。之后，继续进行了这一研究和工作，于 1956 年再度发表。这些报告，以将松弛研究成果直接应用于生产为目的，主要地报道了各种材料的松弛性质，特别是最后的报告，介绍了温度对主要钢种松弛的影响。这些报告中，大都指出了用应力随着试验时间的增加而下降，鲁滨逊进行了一种方法简易的预压试验，提出了用塑性应变速度-应力曲线的形式整理试验结果的方法。这种方法对于长时间值得外插是有效的，在美国应用颇广，然而，同精确的松弛试验相比，并未进行充分的研究。

在英国，与 40 年代初期，在国家物理实验所（NPL）等处开始了一系列的研究工作，1949 年，约翰逊对 Cr-Mo 钢进行了蠕变和松弛试验，基于应变硬化

和时间硬化理论计算了应变速度，得出的结果比试验值偏高，两者不大一致，而且未能得到蠕变和松弛之间关系的准确表达式，1955 年德雷柏报导了一种试验机，它与上述 NPL 的松弛试验机不同，同时，沃森就试验开始时加载速度对残余应力的影响问题进行了试验，得到的结论是，在长时间松弛试验中，其影响非常之小，可以忽略不计。

以上是对简单拉伸应力下松弛的基本试验和分析，但和蠕变的研究一样，在松弛方面，复合应力状态下特性的研究也引起了人们的注意。对于这个问题的分析，卡恰诺夫是在 1949 年开始研究的，而戴维斯是在 1952 年，卡恰诺夫的分析是根据时间硬化理论为根据进行得，不过只是一个近似值。戴维斯把热交换器内管和端板固定部分的冷配压力松弛问题作为理想弹塑性体，进行了分析，接着于 1960 年，将塑性应变速度与应力的幂函数成比例的理论推广到更为实际的材料上，分析了热压在刚性车轴上的热配压力，在这一分析中，戴维斯假定应变速度仅为应力的函数，所以，在初应力和时间的宽大范围内，要使应变速度与松弛数据完全一致。

1.3 课题研究的意义

1.3.1 工艺因素对 X7CrNiMoNb16-16 应力松弛行为的影响

一般的金属材料随使用温度的提高，其强度和抗松弛性能会降低，这对高温高压的设备带来安全隐患。X7 本材料主要是用于制造螺栓，在设备上属于关键的零件，因而对它的性能提出了很高的要求。

金属材料的应力松弛，是其在一定的张应力作用下，一部分弹性变形转变为塑性变形的现象。可以设想，一切提高和稳定金属材料的弹性极限，推迟屈服发生的方法和手段，均可能有提高金属材料的抗应力松弛能力的作用。对于奥氏体耐热钢 X7 钢，因材料不随温度变化发生相变，其性能的提高多采用形变强化方法。

形变热处理工艺，是形变与热处理两种工艺的结合。形变能够破碎晶粒、扭曲晶格、增加位错、控制晶粒度，形成晶粒大小均匀的条状组织，能够提高材料强度。但是，形变(不论冷锻、热锻)可能使平衡组织受到破坏，形成非平衡

组织。在高温高强度的环境中使用，因外力和温度的作用，非平衡组织会自发地向平衡组织转变，造成力学性能波动。因此，为保持 X7 材料稳定性，形变之后进行稳定化处理是必不可少的。结合这两种工艺在很大的程度上避免了众多的力学性能缺陷。

本文从形变热处理的两个重要的工艺参数即形变温度和形变量入手，对 X7 钢进行松弛性能研究力图找到在使用条件 X7 钢应力松弛特性及影响因素。

1.3.2 课题研究的主要内容

- (1) 研究 X7CrNiMoNb16-16 螺栓钢高温下形变热处理，来重点分析形变温度、形变量两个参数对 X7CrNiMoNb16-16 螺栓钢应力松弛性能的影响，研究其变化规律。
- (2) 通过国家标准 GB10120-88（金属弯曲应力松弛试验方法）来对 X7CrNiMoNb16-16 螺栓钢进行应力松弛试验。
- (3) 拟合 X7CrNiMoNb16-16 的应力松弛曲线，并进行分析。

第二章 X7CrNiMoBNb16-16 的形变热处理

形变热处理是在金属材料上综合利用形变强化及相变强化，将压力加工与热处理操作相结合，使成形工艺同获得最终性能统一起来的一种工艺方法^[6]。这种方法，不但能够得到一般加工处理所达不到的高强度与高韧性，还能简化钢材或零件的生产流程。

2.1 形变热处理基本原理

根据金属物理学对金属材料微观组织的描述，取决于原子间结合力及组织状态两大因素。在金属物理学中^[15]，描述晶格结构与金属力学性质之间关系时，阐述出这样的观点，原子间结合力主要因金属基体的本性（以熔点、弹性模量、自扩散系数、特征温度等为表征）而不同。熔入基体（固溶体）中的合金元素只能在不大的范围内改变原子间结合力。各种加工处理过程虽然不能使原子间结合力发生显著的变化，但却能在极大程度上改变组织状态。

金属强度与其中所含缺陷密度的关系曲线如图 2-1 所示，金属晶格上缺陷多或缺陷少时，金属材料强度很高。可以看出，改变组织状态以提高金属强度地途径有二：其一，是尽可能地减少金属中所含的缺陷，使之接近于理想的完整晶体，让所有原子同时参与抵抗外加应力的作用，以达到接近于理论数值（ $E/10$ 或 $G/5$ ）的强度水平。例如，纯铁晶须的抗拉轻度已经能够达到 700kg/mm^2 ，甚至更高；其二，是在已含相当数量的各种缺陷的工业材料上通过一定的加工处理进一步引进大量的位错以及造成阻挡位错运动的各种障碍。这时，或者由于位错本身的相互阻塞，或者由于受溶质原子、沉淀相、晶界、亚组织等所构成的障碍所拦截，使得在外加应力作用下的滑移过程变得困难起来，从而达到提高强度的效果^[6]。

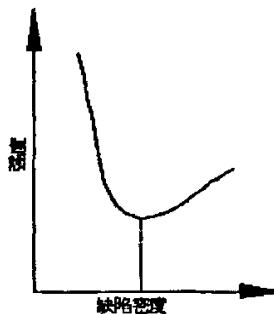


图 2-1 金属强度与缺陷密度间的关系

这后一种方法在提高强度的水平方面虽不及前面的一种，但在工业生产中却易于实现的，因而得到了广泛的应用。例如，中碳钢丝经淬铅拔丝后抗拉强度可提高到 350kg/mm^2 左右。这两种方法，虽然在工艺上以及金属组织状态上截然不同，但其效果都是一致的，这都是增加了参与抵抗外力作用的原子数目，即提高了原子之间结合力利用的同时程度。试验证明，高纯度铁单晶的临界滑移应力不过 0.7 kg/mm^2 ，而前面提到的淬铅冷拔钢丝 (350kg/mm^2) 或纯铁晶须 (700kg/mm^2) 的强度要比之大 $500\sim 1000$ 倍。这就可以看出了改变组织状态在强化金属方面所能达到的巨大效果。

2.2 稳定奥氏体的高温形变淬火

X7 材料属于奥氏体不锈钢，其 M_s 点在常温之下，所以当 X7 材料用作汽轮机螺栓时，无论工作温度在常温或高温，它的相组织始终是奥氏体，不会发生任何变化。无相变材料在使用中，具有组织稳定、性能变化小等特点，能够保证高温高压设备的工作寿命。

稳定奥氏体形变淬火是指，将钢加热至稳定奥氏体区，保持一段时间，在该温度下形变，随后进行淬火以获得理想的组织的综合处理工艺，也称为高温形变淬火。图 2-2 为高温形变淬火工艺的示意图。高温形变淬火时的形变温度以便都在再结晶温度之上，而形变奥氏体的再结晶会给刚度强度和韧性带来很大的影响。于是，在研究高温变形淬火过程时，对奥氏体的再结晶问题必须十分注意。

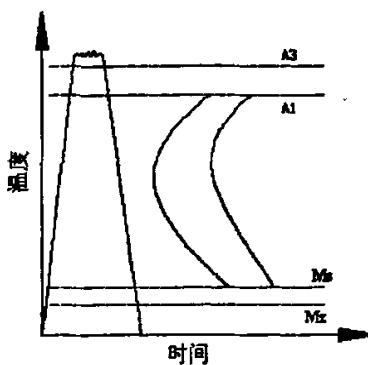


图 2-2 高温形变淬火工艺示意图

2.2.1 奥氏体组织结构

虽然关于形变奥氏体组织结构的研究，在了解形变热处理强化机构方面有着十分重要的意义，然而由于试验方法的限制，很难在一般钢种上对处于高温状态的形变奥氏体进行精细结构的观测。现有的工作大都是在特殊制备的合金上进行的，而且数量极少，因而对这个问题无法得出清晰而完整的概念。

在高温形变奥氏体的精细结构中，多边化是研究的较多的现象之一。有文献^[6]指出，对晶界结构与宏观强度之间关系，金属的晶粒并不是由取向完全一致的原子点阵所构成，而是包含着相互夹角很小的嵌块。这些嵌块之间的小角晶界（亚晶界），是由位错线堆砌而成的“墙”。通常，在室温或低于再结晶温度的高温下进行较小量的形变，产生一定数量的位错，然后再某个温度下保持一定时间，这些位错由于攀移而堆砌成“墙”的过程，称为多边化过程。

奥氏体在高温形变或中间保温过程中所发生的多边化现象，愈来愈被人们重视。许多研究结果表明，高温形变奥氏体中的多边化过程具有普遍性。这一过程对高温形变淬火钢的强度、韧性和强化效果的稳定性都有十分良好的作用。H30Φ2 合金高温形变奥氏体的多边化过程(图 2-3)。合金的 $M_s = -50^\circ\text{C}$ ，因而在高温形变并淬火至室温时仍为奥氏体组织。从(图 2-3a)可见，形变中由位错组成了亚晶界，而亚晶界内部位错较少；但在形变温度下保持 2 分钟后(图 2-3b) 亚晶界变得较细而清晰，亚晶粒内部位错几乎全部消失。



图 2-3 H30Φ2 合金高温形变奥氏体的精细结构

- a) 1100℃ 奥氏体化, 900℃ 形变 25%, 水冷至室温 ($\times 28000$)
 b) 1100℃ 奥氏体化, 900℃ 形变 25%, 保温 2 分钟, 水冷 ($\times 35000$)

在高温形变奥氏体的组织变化中，除了随着形变量的增加，奥氏体晶粒逐渐被拉长的情况之外，还发现有产生“锯齿状”晶界的的现象。锯齿状晶界大体产生于 900~1100℃、20~30% 形变量的条件下。

锯齿状晶界能够阻碍滑移向相邻晶粒内继续进行，并且减慢在晶界上发生的显微裂纹汇合为宏观裂纹的进程，因而能在提高强度、改善塑性、抑制回火脆及阻碍蠕变破断过程中起到相当良好的作用。

由以上所述可知，选择适当的高温形变淬火规程（形变温度、形变量、回火等），使得在奥氏体晶内发生多边化过程，同时得到普遍发展的晶界的锯齿化，可以获得相当良好的力学性能组合。

2.2.2 碳化物的析出

许多文献资料证明，在高温形变淬火中（回火以前）就已经发生碳化物的析出过程。在高温形变的温度范围内，碳在奥氏体中处于热力学稳定的状态，溶解度较大，碳化物不易沉淀。可是在压应力下（如轧制时），碳在奥氏体中的溶解度将显著下降，这显然会导致高温形变淬火过程中碳化物的形成。

为了进一步证实奥氏体在形变中是否确实有碳化物析出，曾经^[24]研究了奥氏体点阵常数在形变过程中的变化。例如，形变量对 Y12 钢奥氏体点阵常数的影响（图 2-4）表明，形变量增加时奥氏体点阵常数变小。点阵常数的减小是因奥氏体中含碳量下降而引起的，当形变量增至 70% 时，点阵常数减小了 0.006 \AA 。这相当于奥氏体中含碳量下降 0.2%。此外，文献^[25]还介绍，高温形变淬火能使

奥氏体的电阻率下降。

上述的试验结果都令人信服地证明，在奥氏体形变过程中确实存在着诱发碳化物沉淀的现象。

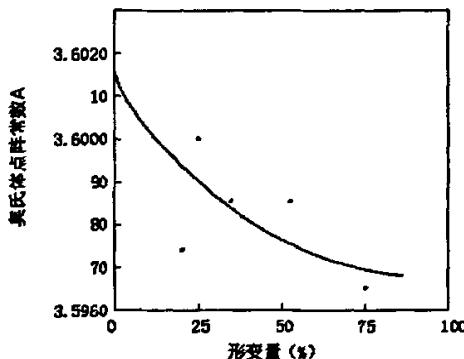


图 2-4 Y12 奥氏体钢的点阵常数与形变量间的关系

处理规范：加热至 1000℃，形变温度 900℃，
形变后在 10%含盐水中冷却

对于奥氏体不锈钢的碳化物的析出，其力学性能在很大程度上会受到很大的影响。

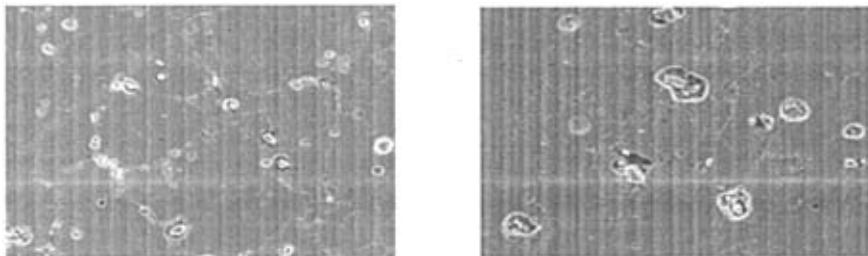
若奥氏体不锈钢在 427℃~816℃温度下缓慢冷却时，由于碳扩散速度较大，就形成 $(\text{CrFe})_{23}\text{C}_6$ 等碳化物。这是因为 C 在奥氏体中的饱和溶解度小于 0.02%，但一般不锈钢的含 C 量都高于这个数值。当不锈钢从固溶温度冷却下来时，C 处于过饱和，受到敏化处理时，C 和 Cr 形成碳化物（主要为 $(\text{CrFe})_{23}\text{C}_6$ 型）在晶界析出。由于 $(\text{CrFe})_{23}\text{C}_6$ 含 Cr 量很高，而 Cr 在奥氏体中扩散速率很低，这样就在晶界两侧形成了贫 Cr 区，其含 Cr 量低于 12.5%，因而钝化性能与晶粒不同，即晶界区和晶粒本体有了明显的差异，晶粒与晶界构成活态-钝态的微电偶结构，造成晶界腐蚀。

晶间腐蚀(IGC)是一种常见的局部腐蚀，遭受这种腐蚀的不锈钢，表面看来还很光亮，但经不起轻轻敲击便会破碎成细粒。由于晶间腐蚀不易检查，造成设备的突然破坏，所以危害性极大。

同时，实践也表明，合适的固溶处理、稳定化处理、降低碳及杂质元素（例

如, 硅、磷和氮等) 在奥氏体不锈钢晶界的含量、消除或防止热加工或冷加工过程中对材料的影响等, 都是降低晶间腐蚀敏感性和防止晶间腐蚀的有效措施^[22]。

虽然 $(\text{CrFe})_{23}\text{C}_6$ 等碳化物的形成, 对其机械性能会产生不利的影响。但并非所有的碳化物都是不利的元素, 例如NbC。



(a)1100~800℃形变, 水冷 b)850~700℃形变, 空冷, 760℃固溶 2h

图 2-5 试样表面的金相组织 $\times 2000$

图2-5 (a) 和2-5 (b) 中有许多碳化物析出, 在图2-5 (a) 中碳化物主要分布在晶界内, 而图2-5 (b) 中的碳化物则大部分分布在晶界上。经过能谱分析, 其颗粒状为铌一碳化合物和单质铌。由于该钢的含铌为在0.8%左右, 远远超过了碳的含量。而铌是强碳化物形成元素, 在长时间受热时又易于形成金属间化合物。它可以消除或降低晶间腐蚀趋向, 稳定碳化物NbC的生成避免了在晶界上产生 $(\text{CrFe})_{23}\text{C}_6$ 的沉淀从而使晶界贫铬, 抑制了晶间腐蚀。

2.2.3 合金元素对高温形变淬火强化效果的影响

奥氏体型耐热钢是指以 Fe 为基, 以 Ni、Cr、Mn 等主要元素合金化, 室温下组织为奥氏体的钢类。40 年代, 随着航空工业的发展, 研制成功了许多性能优异, 使用温度高的奥氏体型耐热钢, 当然, 作为耐热钢, 其使用温度是有一定范围的。

奥氏体型耐热钢合金化的目的是通过固溶强化、析出相强化和晶界强化以及在其表面形成耐蚀表面膜等途径来提高其综合的高温力学性能和高温耐热腐蚀性能, 以满足在更高温度的苛刻条件下工作的要求。

2.2.3.1 Cr、Ni、Mo 的作用

当 Cr 含量超过约 12%时，钢材会钝化而不锈。另外，提高 γ 相的稳定性及改善腐蚀性和抗氧化性。

在不锈钢中，添加 1~4% 钼，可增强不锈钢在腐蚀环境中的耐蚀能力。

镍是钢中扩大 γ 相区的合金元素，在奥氏体耐热钢中它是保证获得 γ 相组织的主要合金元素。一般情况下，在铁基合金中，为了获得纯奥氏体组织，含镍量不得小于 25%。广泛应用的奥氏体铬镍耐热钢的组织奥氏体是不稳定的，处于亚稳定状态，在一定条件下也可能发生组织转变。因此，为了获得纯的奥氏体组织，钢中的合金元素含量必须进行综合考虑。例如，加入一部分的 Cr 可以代替 Ni。

2.2.3.2 C 的作用

碳是钢中不可缺少的元素。碳在钢中既可以扩大 γ 相区，又是高强度的碳化物的组成元素。碳在钢中的强化作用于它所形成的碳化物的成分和结构有着密切的关系，其强化作用也与温度有关；随着温度的升高，由于碳化物的聚集，强度作用有所下降；在个别情况下由于碳化物的分解，也可能导致降低钢的强度。必须指出，钢中碳含量增加，将会降低钢的塑性。因此，除在个别情况下，除强度要求较高的钢种外，一般奥氏体耐热钢中的碳含量都控制在较低的范围内。

2.2.3.3 Nb 的作用

铌对高温力学的影响

合金元素对 0.02(C+N)-19Cr 钢的 950°C 的高温屈服强度的影响。如图 2-6 所示。铌效果最大。

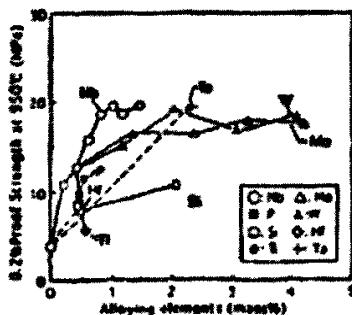


图2-6 奥氏体不锈钢中合金元素对高温屈服强度的影响

Nb/C 比对奥氏体不锈钢的晶间腐蚀有影响。众所周知，奥氏体型不锈钢是用Nb 稳定化的，使其具有良好的抗晶间腐蚀性。从图2-7看出当Nb/C比大致在8-10时，不发生晶间腐蚀，这是由于在1050℃退火或845-900℃稳定化处理，钢中的碳全部形成NbC，从而避免了在比较低的温度回火时产生 Cr_{23}C_6 而产生晶界的贫铬区，无贫铬区，也就无晶间腐蚀。

所以可以看出，X7材料原料的配比为Nb/C等于10是比较合理的。

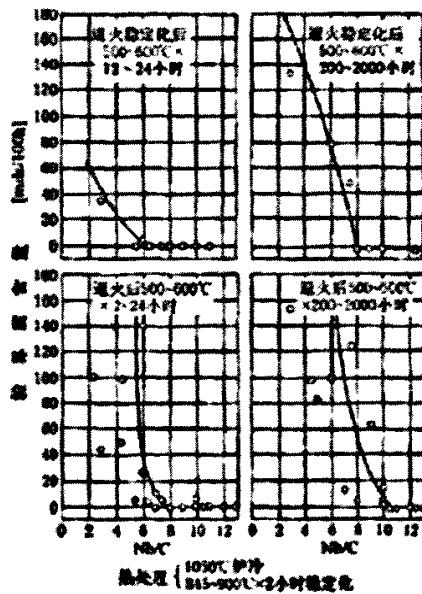


图 2-7 不同热处理的 18-8 不锈钢的晶间腐蚀和 Nb/C 比关系

2.2.4 奥氏体型耐热钢的固溶处理

奥氏体型耐热钢稳定的组织是γ固溶体和析出相，这样的γ固溶体应是在不同温度下经长时间保温后晶格无变化。这说明强化相已全部析出。此时，钢的强度取决于固溶体的成分。因此，奥氏体耐热钢热处理的目的是：通过固溶热处理获得过饱和亚稳的合金化固溶体，从而得到优良的综合高温力学性能。因此，选择适宜的固溶化温度及冷却方式是获得强化固溶体相的重要一环。

奥氏体型耐热钢的固溶处理包括两个步骤：加热到一定高的温度以获得合金化的固溶体以及快速冷却以获得过饱和的亚稳γ相固溶体。许多研究表明，高温（800℃～1200℃）加热时，钢的显微组织有两种变化：各类型析出相（碳化物、金属间化合物等）固溶到γ固溶体中去；例如碳化物，将奥氏体不锈钢加热到850℃左右，使碳化物相全部或部分溶解，碳固溶于奥氏体中，然后快速冷却至室温，使碳达到过饱和状态（碳已经稳定了，没有能力和机会与铬形成高铬碳化物）。合金化的固溶体晶粒长大。析出相开始固溶的温度与相的性质、颗粒大小以及固溶体的性质有关。析出相固溶的过程如下：

(1) 超细颗粒的溶解和聚集达到可见的尺寸，此时用金相分析可观察到聚集的析出相；

(2) 细小的析出相颗粒和聚集的颗粒的溶解，在金相显微镜下可观察到在单位面积内强化相颗粒减少；

(3) 粗大颗粒的和聚集的析出相的溶解（温度约为1000℃～1300℃），金相观察表明，此时为纯奥氏体组织，无析出相的存在。

图2-8是Cr14NiW2奥氏体耐热钢的加热温度与碳化物溶解的状况曲线。

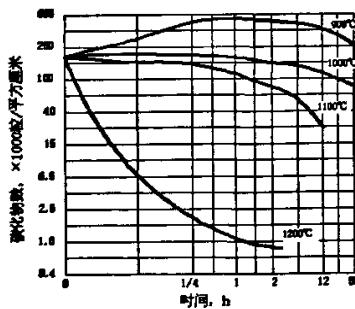


图2-8 加热温度与碳化物溶解的状况曲线

研究表明，以Cr₂₃C₆为基的复杂立方体碳化物在900℃下开始固溶到奥氏体

中。在18-8及18-Ti钢中，大约于850℃时就开始了立方体型碳化物的转变，而加钛后，碳化物开始溶解的温度约为1150℃~1200℃，而大量的碳化物只有1300℃时才开始全部溶解。^[18]总体上讲，加热温度的升高与碳化物的溶解呈直线关系。

随着固溶温度的升高与析出相溶解的同时，奥氏体晶粒开始长大。开始时缓慢增大，而后则速度加快。粗大的晶粒对室温强度是不利的，但在一定程度上能提高高温力学性能。图2-9上列出了晶粒的大小对Cr20Ni80合金的蠕变性能的影响。图中可以看出，700℃和800℃，随着平均晶粒面积的增加，合金的蠕变极限呈直线上升。

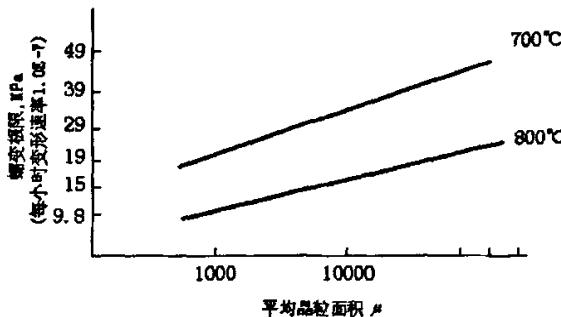


图2-9 高温下晶粒度对Cr20Ni80合金的蠕变性能的影响

2.2.5 工艺参数对高温形变淬火强度效果的影响

工艺参数对X7材料高温形变淬火强度效果有很大影响。为了了解对高温形变淬火强化规律，并达到确定最佳工艺参数的目的，我们将对下列参数逐个进行讨论：形变温度、形变量、形变速度、固溶。

2.2.5.1 形变温度

形变温度是众多工艺参数中，对高温形变淬火强度效果影响最为重要的一项。所以，如何控制形变温度对改变钢种的力学性能起着重要的作用。

控制形变温度在本质上是为了避免奥氏体再结晶的发生。在奥氏体高温形变过程中，形变奥氏体所获得的位错，虽然因高温的作用在数量（密度）上有所减少，但同时却发生了位错结构的重新排列—多边化过程。由于多边化过程

的结果，分散在晶粒内部的（杂乱无章的）位错大部分消失，取而代之的是稳定性极高的亚晶组织，亦即由位错墙构成的网络组织。同时，过高的应力集中区域也会在位错的热运动中消失。这种网络形式的位错结构及晶内应力集中的去除乃是最理想的组织状态，使得钢材具有极为良好的强度及塑性、韧性的组合。

实际上，这种多边化过程，就是再结晶的最初阶段，因而有人称之为“就地再结晶”。在选择高温淬火工艺参数（形变温度、形变量、形变速度等等）时，必须注意，不能允许再结晶过程过分的发展，尤其是集聚再结晶（二次再结晶）的阶段绝不允许发生。否则，形变所引入的各种形式的位错结构均将遭到彻底破坏，而不能取得明显的强韧性效果。

在高温形变淬火工艺参数中，形变温度是最重要的一个参数。在可以避免再结晶发生的条件下，奥氏体形变温度愈高时，形变强化效果愈低。换句话说，形变温度愈高时，引入的位错密度愈小，但位错结构对于温度作用的稳定性愈大。在有可能发生再结晶的情况下，奥氏体温度愈高时，再结晶过程发展得愈缓慢（图 2-10）。这种现象对高温形变淬火是极为有利的。

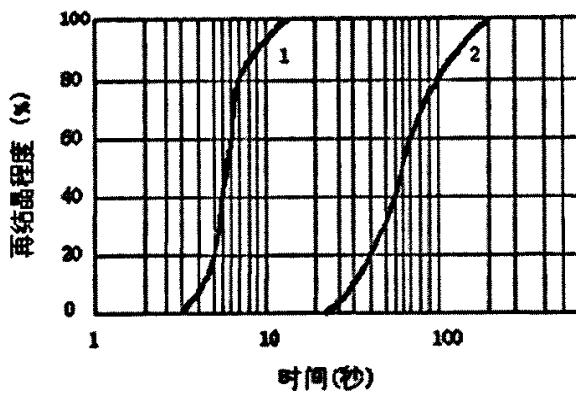


图 2-10 奥氏体化温度对 51B60 钢 816°C 下再结晶过程的影响
 1-927°C 奥氏体化，晶粒 7 级
 2-1200°C 奥氏体化，晶粒 4~5 级

综上所述，选择形变温度对形变奥氏体的再结晶有着很大的影响。

2.2.5.2 形变量

形变量对高温形变淬火后力学性能影响的试验结果，大体可以归纳为两种类型：一种是力学性能随形变量而单调地增减；一种是在性能——形变量曲线上出现一个极值（极大或极小）。

首先，分析第一种类型。

例如，形变量对 45CrMnSiMoV 钢拉伸性能影响。钢的处理规范是：1000℃ 奥氏体化，900℃ 轧制，油冷淬火后 315℃ 回火。可以得知，随着形变量的增加，钢的抗拉强度、硬度、延伸率、断面收缩率都不断提高。

在 40X2H4CM 钢上得到了类似的结果，随着形变量的增加，钢的抗拉强度、硬度、延伸率、断面收缩率也都单调地升高。

其次，第二种类型。

高温形变淬火的 55XTP 钢拉伸性能与形变量之间的关系。当形变量为 25%~40% 时，获得了最佳的力学性能。形变量再增加，强度与塑性都下降。此外，冲击值、疲劳极限、断裂韧性、蠕变速度与形变量间的关系中都存在最佳形变量。这种情况绝非偶然的巧合，而是与形变奥氏体中形变强化与再结晶弱化这两种相互矛盾的过程之间的交互作用有关。可以推断，影响这两个过程的各种因素，必然对最佳形变量有影响。

对于一般钢材来说，在形变量与力学性能指标间存在一个极值，乃是最普遍的现象。因为在形变过程中，所获得的形变量（一般按原始截面缩小的程度来衡量）与施加的应力大小之间并不呈简单的直线关系，而是随后增加每一单位形变量时所需的应力大小由于前面的加工硬化而提高了很多。另一方面，形变强化过程中，起始的形变部分要比随后相同的形变量时所能造成的强化效果要大。所以，单纯的形变强化效果随形变量的增大在开始阶段比较明显，而后逐渐和缓。加之由于一般的形变是一次完成的，较大形变量所造成的材料的内热会使温度升高而促使再结晶过程易于进行，使强化效果下降。

这样，存在一个最佳形变量的情况便是很自然的了。对于大多数的钢材来说，高温形变淬火时的最佳形变量约为 25~40%。继续增大形变量，强化效果不再显著增加，并因再结晶的发生而开始下降。

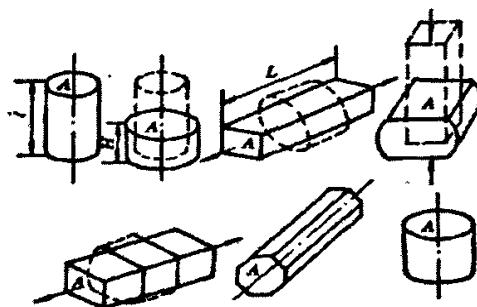
本次的变形手段为锻造。

合理选择锻造方法是改善高速钢碳化物偏析的重要环节。生产中常用的锻造方法有许多种，如单向镦粗、单向拔长、轴向反复镦拔

(1) 单向镦粗 单向镦粗就是只进行一次镦粗。当原材料的碳化物偏析级别与锻件要求的碳化物偏析级别接近时，可以采用此法。它一般用于制作薄形刀具（盘状铣刀）和小型模具。毛坯的高径比一般应小于3。这种方法操作简单，但对碳化物的破碎作用不大。

(2) 单向拔长 对于长度与直径之比较大的工件，当原材料（钢材）的碳化物偏析级别与工件要求的碳化物偏析级别接近时，多采用单向拔长。通常，锻造比越大，工件中碳化物偏析的级别越低。但是，由于单向拔长变形的单向性，过大的锻比将导致碳化物呈带状分布，使横向机械性能降低。单向拔长时，锻造比取2~4为宜。

(3) 轴向反复镦拔 这种方法的变形过程如图2-11所示



H —镦粗后高度； A —材料纤维方向； L —镦拔后长度； l —毛坯长度

图 2-11 轴向反复镦拔的变形过程

从表2-1所列试验数据可见，把W18Cr4V钢由Φ110mm改锻Φ60mm的坯料时，三次反复镦拔较一次拔长对改善碳化物偏析程度具有明显效果。从Φ110mm改锻成Φ50mm的情况看，二者效果差别不大。从Φ80mm改锻成Φ80mm情况看，三次镦拔对改善边缘部分的碳化物偏析效果显著。而从反复镦拔最后一次拔成Φ40mm后再镦粗至Φ80mm的情况看，无论边缘部分、1/2半径处或中心部分的碳化物偏析均得到明显的改善。

生产实践表明，反复镦拔 4~6 次即可达到上述效果。镦拔次数大于 7~8 次，是没有必要的。过多的镦粗拔长次数对改善钢中的碳化物偏析并无很大效果。

锻造比（简称锻比）是表示锻件变形程度的一种方法，也是保证锻件质量的一个重要指标。

锻比的大小能反映锻造对锻件组织和力学性能的影响。一般规律是，随着锻比增大，由于内部孔隙的焊合，铸态树枝晶被打碎，锻件的纵向和横向力学性能均得到明显提高；当锻比超过一定数值时，由于形成纤维组织，其垂直方向（横向）的力学性能（塑性、韧性）急剧下降，导致锻件出现各向异性。

因此，在制订锻造工艺规程时，应合理地选择锻比。对于自由锻造设备吨位计算与选择，按照经验类比法。

表 2-1 一次拔长与反复镦拔效果比较

锻造方法	坯料尺寸/mm		原材料碳化物偏析级别			锻后碳化物偏析级别		
	锻前	锻后	边缘	1/2 半径	中心	边缘	1/2 半径	中心
顺纤维 一次 拔长	Φ110	Φ60	6	8~10	10	4	6	—
	Φ110	Φ50	6	8~10	10	2.5	4	—
顺纤维 三次 镦拔	Φ110	Φ60	6	8~10	10	3	4	5
	Φ110	Φ50	6	8~10	10	2	4	4
顺纤维 三次 镦拔	Φ80	Φ80	5~6	6~7	7	2	6	7
	Φ80	最后是拔成 Φ40 镣断后再镦至 Φ80	5~6	6~7	7	1~2	3~4	3~4

精盐类比法是在统计分析生产实践数据的基础上，总结归纳出的经验公式。经验类比法是在统计分析生产实践数据的基础上，总结归纳出的经验公式或图表，用来估算锻造所需设备吨位的一种方法。应用时只须根据锻件的某些主要参数（如质量、尺寸、材质等）便可迅速确定设备吨位。

锻锤吨位 (Kg) 可按下式计算^[1]:

(1) 镊粗时:

$$G = (0.002 \sim 0.003) kF$$

式中 k ——与钢材强度极限 σ_b 有关的系数，根据本材料的强度极限这里取 8~13;

F ——坯料横截面面积 (mm^2)

2.2.5.3 形变速度

在实际生产条件下，形变速度与形变方式及所用设备间有着极为密切的关系。对于简单形状的轧制钢材，如钢板、钢带、钢棒、各种截面的型材、钢轨等，其形变速度可以在相当广阔的范围内（由每秒零点几米到每秒十几、甚至几十米）在轧机上进行调节。但对轧制零件（如热轧齿轮、螺旋横轧轴承套圈等）来说，当零件尺寸及轧机类型及能力选定后，形变速度一般很难再较大范围内改变。在利用锻造的方法实验高温形变热处理时，形变速度则主要决定于设备的类型。不同类型的锻造设备所能提供的形变速度大致如表 2-2:

表 2-2 锻造设备提供形变速度

液（水、油）压机	0.02~0.3m/s
机械式压力机	0.05~1.5m/s
落锤锻机	3~8m/s
高速锻造机	10~30m/s

在一定的形变温度计形变量下，对应着最佳强化效果应该存在一最佳的形变速度。当形变速度较小时，随着形变速度的增加，强度不断上升，塑性数值也较高，当形变速度过大时，产生过量的内热，致使再结晶可能发生。当形变速度更大时，因为去强化过程来不及进行，强度将得到提高，而同时塑性下降。

2.2.5.4 锻热淬火

锻热淬火在工业上应用的历史比较悠久，而深入细致地对其进行研究，只是最近的事情。从发展过程来看，最初大都从利用锻造余热，节省燃料的目的出发而进行研究的，所以叫做锻造余热淬火，简称锻热淬火。可是获得的结果却是出人所料，不但节省了再次加热淬火所需的费用，而且还得到了较好的力学性能组合。这样，就促使了人们对锻热淬火进行更为深入的研究，如锻造温度和锻后的停留时间对拉伸、冲击、疲劳和断裂韧性的影响，钢在锻热淬火时组织结构特点以及强韧化机理等等。

实际上，锻热淬火时一种奥氏体化及形变温度较高的高温形变热处理。近年来，由于形变热处理研究及应用日益广泛，锻热淬火成为高强度零件生产方面的重要工艺方法。

有研究表明^[6]，锻热淬火钢具有优良的拉伸、冲击和疲劳性能，与一般淬火回火钢比较，可以提高硬度 10%、抗拉强度 3~10%、延伸率 10~40%、冲击值 20~30%^[18]。在普通热处理情况下，强度、硬度上升时总是伴随及韧性的下降，而锻热淬火却能使强度和冲击值同时提高。这一点对工程材料是十分宝贵的。

同时，锻造后淬火前的停留时间对锻热淬火效果的影响是现场作业时一个重要的工艺参数。研究表明^[22]，停留时间越长，硬度会急剧下降，因为锻造加热温度较低，形变奥氏体易于再结晶所致，所以对于合金钢的锻后的停留时间应在 3~10s 以内。

2.2.5.5 回火

回火是将淬火钢在 A_1 以下温度加热，使其转变为稳定的回火组织，并以适当方式冷却到室温的工艺过程。回火的主要目的是减少或消除淬火应力，保证相应的组织转变，提高钢的韧性和塑性，获得硬度、强度、塑性和韧性的适当配合，以满足各种用途工件的性能要求。

通常，高温形变淬火后所采用的回火工艺，随工件用途的不同而异。对高强度结构钢件多采用低温回火（100~200℃）以获得回火马氏体组织。对要求塑性比较高的或在低温以及高温下工作的工件应进行高温回火，以获得回火索氏体组织。然而，对于奥氏体不锈钢，它的最终组织是奥氏体，所以组织自始自终都没有改变。对于 X7 材料，回火的目的就是消除淬火应力。

工件回火后一般在空气中冷却。一些重要的机器零件和工模具，为了防止重新产生内应力和变形、开裂，通常都采用缓慢的冷却方式。

2.2.5.6 稳定化处理

稳定化处理：一般是在固溶处理后进行，为避免碳与铬形成高铬碳化物，在奥氏体钢中加入稳定化元素（如 Ti 和 Nb），在加热到 850℃以上温度时，能形成稳定的碳化物（由于 Ti 和 Nb 能优先与碳结合，形成 TiC 或 NbC），大大降低了奥氏体中固溶碳的浓度（含量），从而起到了牺牲 Ti 和 Nb 保 Cr 的目的。经稳定化处理比进行固溶热处理的奥氏体不锈钢，具有更好的综合机械性能。

小结

本章介绍了应力松弛的一些机理和影响应力松弛性能的有关因素，同时阐述了通过形变热处理中的高温形变淬火方式来改善其应力松弛性能可能性。在提高材料强度的同时，其弹性极限在某种程度上得到了提高。这样，可以根据应力松弛的机理（降低弹性变形转变为塑性变形的能力）来提高应力松弛的极限，从而使材料的应力松弛性能得到改善。

在 X7 材料中，Cr、Mo、Mn、Ni、和 Si 等合金元素有延缓再结晶的作用。所以，当钢中这些元素含量较多时，即使在较大的形变量下，再结晶过程也不易进行，因而性能随形变量而单调地变化。在所研究的形变量范围内，再结晶过程被抑制，而形变强化过程一直起主导作用。

第三章试验方案的提出及仪器介绍

3.1 技术路线

技术路线图如图3-1所示：

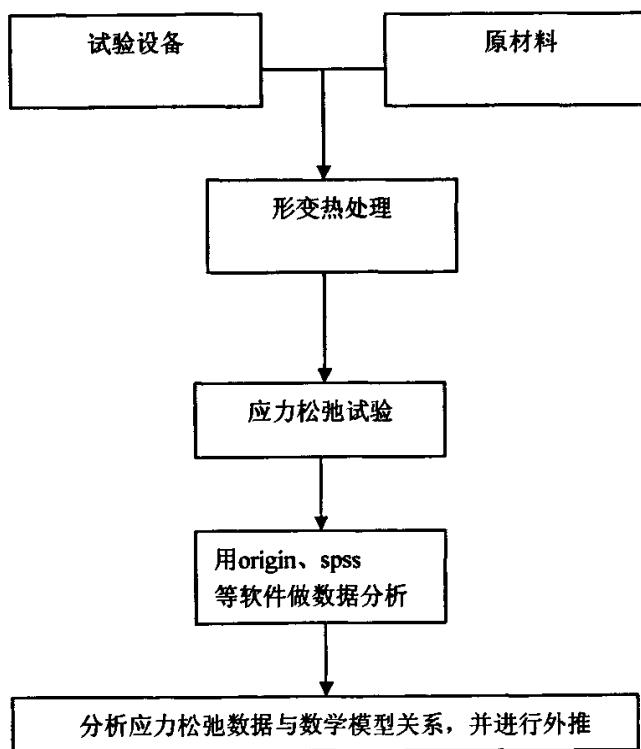


图3-1 技术路线图

3.1.1 后期处理

试验后，去除各种试验干扰因素所导致的冲击，用origin和spss软件检验数学模型及作相应的数据分析和计算。

3.1.2 对比和指导生产实践

对比分析热处理后的 X7CrNiMoBNb16-16 的应力松弛试验数据，并分析各工艺参数对应力松弛的影响；对比分析应力松弛试验数据与基于蠕变理论所建立的模型，在原有的试验数据基础之上进行数据的外推，并指导生产实践。

3.2 形变热处理试验研究方案

3.2.1 试样的物理指标

材料 X7CrNiMoBNb16-16（简称 X7）属德国标准“螺栓和螺母用耐热和高耐热材料 质量规范 DIN17240-1976”中列出的螺栓和螺母耐高温专用材料，材料号为 1.4986^[1]。现编入欧洲标准 BS EN10269: 1999。

X7CrNiMoBNb16-16 化学成分见表 3-1。

表 3-1 材料 X7CrNiMoBNb16-16 化学成分

Elements	Chemical composition (质量分数 %)				
	C	Si	Mn	P	S
	0.04~0.10	0.30~0.60	≤1.500	≤0.045	≤0.030
Elements	B	Cr	Mo	Ni	Nb+Ta
	0.05~0.10	15.50~17.50	1.60~2.00	15.50~17.50	10×C% ; ≤1.20

由表 3-1 所示成分和德国标准，其用途与我国称呼的用于 700℃~800℃ 高强钢相同。

为确定 X7 钢的组织，需按舍菲列尔不锈钢组织图进行铬当量和镍当量计算^[9]。

$$X7 \text{ 镍当量} = Ni + 30C + 0.5Mn = 16 + 30 \times 0.07 + 0.5 \times 1.5 = 16.96;$$

$$X7 \text{ 铬当量} = Cr + Mo + 1.5Si + 0.5Nb = 16 + 1.8 + 1.5 \times 0.5 + 0.5 \times 0.7 = 18.90.$$

由舍菲列尔不锈钢组织图，可基本确定 X7 钢属奥氏体钢。

试验用料是轧材，并按照标准中所指定的热处理状态进行处理，即首先进行轧制，后经过固溶处理。并按要求，X7CrNiMoBNb16-16 材料在交货前应作去应力处理。

3.2.2 形变温度的确定

控制形变温度在本质上是为了避免奥氏体再结晶的发生。由于此材料为高合金耐热奥氏体不锈钢，对于它的形变温度必须超过它的奥氏体再结晶温度，然而温度的过高也会产生过烧的现象。因而本次试验的形变温度定位为两个大阶段：高温形变处理温度区和中温形变处理温度区。高温形变处理温度区为1000~1200℃，取1150℃（终锻为850℃）。中温形变处理温度区为800~1000℃。取950℃（终锻为750℃）。

故此次试验所选定的形变温度为：

① 方案一：始锻温度1150℃，终锻温度850℃；

加热温度1150 (+20/-10) ℃，加热保温时间：0.4~0.8min/mm^[6]。

② 方案二：始锻温度950℃，终锻温度750℃；

加热温度950 (+20/-10) ℃，加热保温时间：0.4~0.8min/mm^[6]。

同时，在高温保温之前，还要对毛坯进行预热，预热温度为750℃，且预热升温速度为300℃/h，预热保温时间是0.6~0.8min/mm×δ（δ：为工件有效厚度，mm），。

3.2.3 锻造方式的确定

为了改善钢中的碳化物偏析现象，采用了轴向反复镦拔的锻造方式。

1) 锻造工艺及变形量计算：

X7原料为Φ80棒料，形变量计算公式：

$$\text{形变量 } A = \frac{S_0 - S_1}{S_0} = 1 - \left(\frac{d}{D} \right)^2 \quad (1)$$

d：形变前的直径

D：形变后的直径

对于大多数的钢材来说，高温形变热处理的最佳形变量为30~80%。所以使形变量A控制在40%、60%、80%。

根据式(1)可得：

$$D = d \times \frac{1}{\sqrt{1-A}} \quad (2)$$

再由式(2)可得:

$$D_1 = 103.28\text{mm} \quad D_2 = 126.49\text{mm} \quad D_3 = 178.89\text{mm}$$

故得到三种工艺方案如下:

工艺方案一(如图3-2): 镗粗+拔长 锻件Φ50 镗拔粗比为0.6。

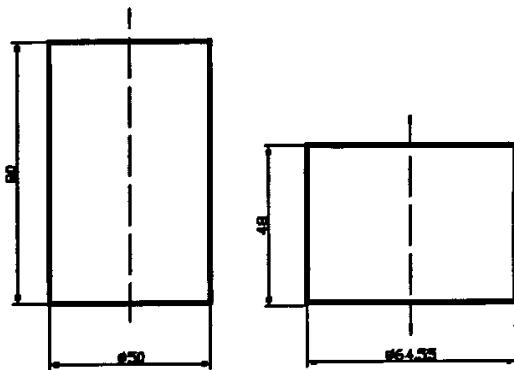


图3-2 工艺方案一

工艺方案二(如图3-3): 镗粗+拔长 锻件Φ50 镗拔粗比为0.4。

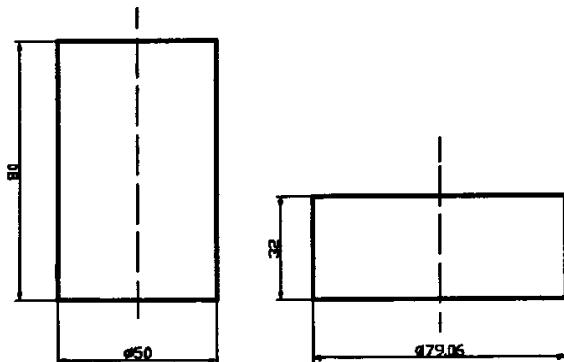


图3-3 工艺方案二

工艺方案三(如图3-4): 镗粗+拔长 锻件Φ50 镗拔粗比为0.2。

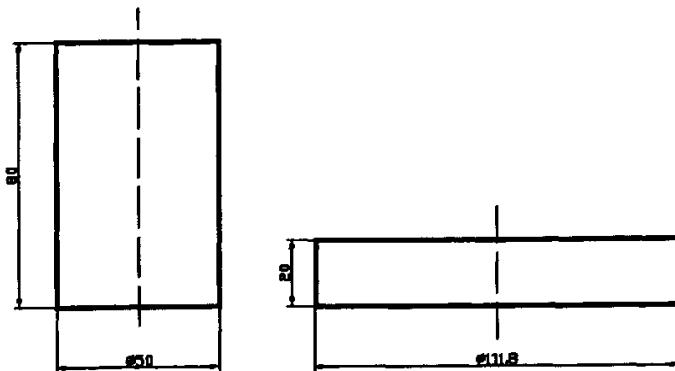


图 3-4 工艺方案三

2) 锻造比计算：由文献^[1]，

锻造比是锻造时金属变形程度的一种表示方法。锻造比以金属变形前后的横断面积的比值来表示。不同的锻造工序，锻造比的计算方法各不相同。

1、拔长时，

锻造比为 $y=F_0/F_1$ 或 $y=L_1/L_0$

式中： F_0, L_0 —拔长前钢锭或钢坯的横断面积和长度；

F_1, L_1 —拔长后钢锭或钢坯的横截面积和长度。

2、镦粗时的锻造比，也称镦粗比或压缩比，其值为 $y=F_1/F_0$ 或 $y=H_0/H_1$

式中： F_0, H_0 —镦粗前钢锭或钢坯的横截面积和高度；

F_1, H_1 —镦粗后钢锭或钢坯的横截面积和高度。

3) 锻造操作要点

高速钢锻造应遵循的操作要点如下：

(1) 锻造必须严格控制在规定的温度范围内进行。锻造过程中发现有升温现象时，应减轻锤击力，或稍停一会待坯料温度略降后再锻，否则，锻造升温可能引起过热、过烧，使锻件开裂。当坯料温度降至终锻温度时应立即回炉加热后再锻。

(2) 开始锻造和锻造终了时应该轻击；在 950~1050℃时应予以重击，因为这时钢具有较好的塑性，重击能使变形深入中心，对破碎碳化物作用显著。

(3) 镦粗变形时不宜打击过重，以免产生严重“鼓肚”和导致表面裂纹。必要时先将端部“铆锻”后再镦粗。

(4) 锻造时应勤送进、勤翻料、勤倒棱，使坯料的温度和变形分布尽可能保持均匀，以免产生锻造裂纹。

(5) 镊粗后进行拔长时，应夹持坯料与下砧接触的一端。拔长送进量要适宜，一般控制在 0.6~0.8h 左右 (h 为沿锤击方向坯料的高度)。送进量过大易导致十字裂纹，过小则变形不易深透或易产生横向裂纹。

(6) 锻造过程中如出现裂纹应及时铲除；砧面应平整光洁；砧面尖角应为 R1.5~R2.0mm 的圆角；锻造前，砧面应预热到 150~250℃。

(7) 严格控制最后一火的终锻温度（一般应低于 930℃），并保证有足够的变形量。

4) 锻造设备吨位选择

锻造可以在水压机或锻锤上进行，而在锻锤上进行对改善钢中碳化物偏析更为有利。锻锤吨位应合理选择。设备吨位过小，锤击力传不到坯料中心，中心部分的碳化物得不到充分破碎；设备吨位过大，除浪费能量外，对改善钢中碳化物偏析并无显著作用。例如，同样尺寸的高速钢钢锭分别在 3t 锤和 5t 锤上锻成 100mm×100mm 横截面的方料后，检查其中的碳化物偏析，并没有发现两者有明显的差别。

锻造时，锻锤的吨位一般可根据坯料横截面的直径或边长参考表 3-2 选择。

表 3-2 锻锤吨位与坯料直径之间的关系

锻锤吨位/t	锻造范围	
	拔长时毛坯直径或边宽/mm	反复镦拔毛坯质量/kg
0.25	≤40	≤1.5
0.30	20~55	1~3
0.40	35~70	2~5
0.50	50~85	3~7
0.75	70~120	5~13
1.00	85~150	10~25

4) 锻造力计算

按文献^[6]提供的 1Cr18Ni9Ti 数据为参考, 假设受力面积为: $50 \times 50 = 2500 \text{mm}^2$, 则 1Cr18Ni9Ti 在高温下的锻造力见表 3-3。

表 3-3 1Cr18Ni9Ti 抗拉强度 σ_b 与锻造力

温度/℃	800	900	1000	1100	1200
σ_b/MPa	122	69	39	31	16
锻造力/kN	305	172.5	97.5	77.5	40

综上所述, 本次试验采用的是摩擦螺旋压力机。

此外, 由于锤锻过程中的形变量及形变频率对强化效应有影响。所以, 螺栓毛坯锤锻成形必须从大形变量(即重锻)开始, 然后逐渐减小。形变过程中并不是有规律的由大到小, 而其形变量要大小相兼, 锤击频率以2次/s为宜。这样的锻打频率使得在形变过程中伴随的动态回复和动态再结晶难以进行或难以彻底进行, 因而可保留其形变强化效应。

3.2.4 锻后的淬火

防止形变奥氏体易于再结晶, 锻造后的淬火停留时间为 4~10s 以内。同时, 为了提高冷却速度, 本次试验所采用的淬火方式为水淬。

3.2.5 最终的热处理——回火

对于奥氏体不锈钢, 它的最终组织是奥氏体, 所以组织自始自终都没有改变。此次的回火的目的就是因为淬火后的热应力较大、锻造形变应力的残余等造成表面较大拉应力而导致开裂。

所以本次的回火方式为高温回火温度 750~800℃, 保温时间 (60~80) min+ (3~4) min/mm × δ (δ: 为工件有效厚度, mm), 回火后的冷却方式为空冷, 因为为了防止重新产生内应力和变形、开裂, 所以采用这一缓慢的冷却方式。

3.2.6 形变热处理后的固溶处理

本次试验的固溶处理不同于单纯的固溶处理, 它是为了防止耐热钢发生敏化。首先通过高温加热, 将奥氏体型耐热钢中原有的各类析出相(碳化物、金

属间化合物等)充分分解，并弥散到 γ 固溶体基体之中去。

故本次试验所选定的固溶温度分别为1100℃，保温时间为(10~30)min+(2~3)min/mm $\times\delta$ (δ :为工件有效厚度,mm)。

3.2.7 固溶后的稳定化处理

本次试验所选定的稳定化温度分别为870℃，保温时间为(10~30)min+(2~3)min/mm $\times\delta$ (δ :为工件有效厚度,mm)。

故形变热处理方案为：锻造+淬火

方案一(如图3-5):

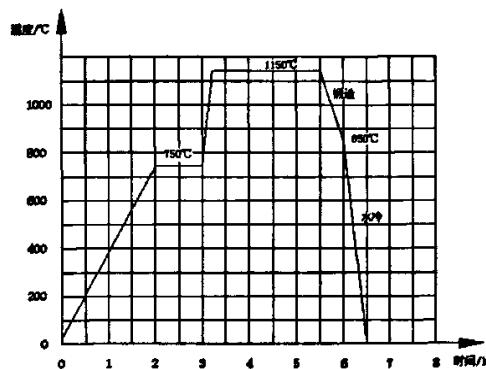


图3-5 方案一是将试件加热至750℃，保温2h，后迅速加热至1150℃，保温4h，出炉锻造，水淬。

方案二(如图3-6):

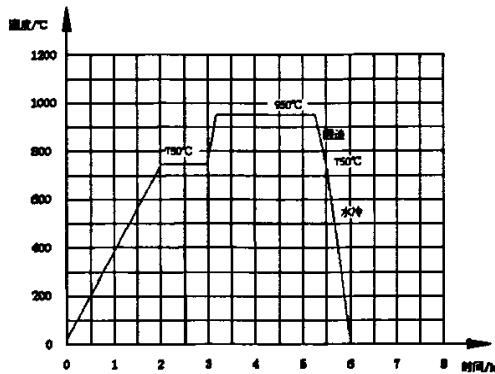


图3-6 方案二

方案二与方案一之间的区别是形变温度 950°C ，低于方案一的形变温度。
回火
方案一、二（如图 3-7）：

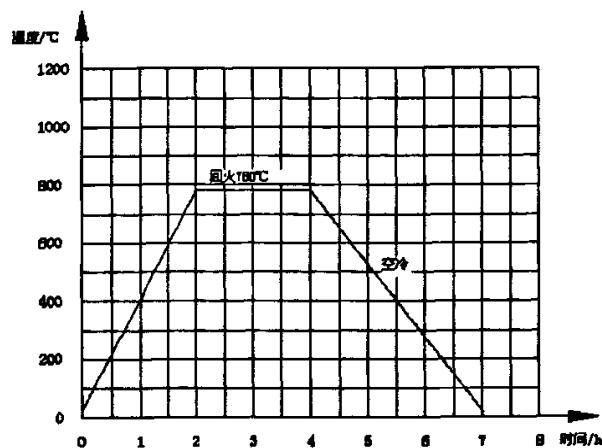


图 3-7 回火（方案一、二）
方案一、二的回火温度都在 780°C 进行保温。

固溶和稳定化处理

方案一、二（如图 3-8）：

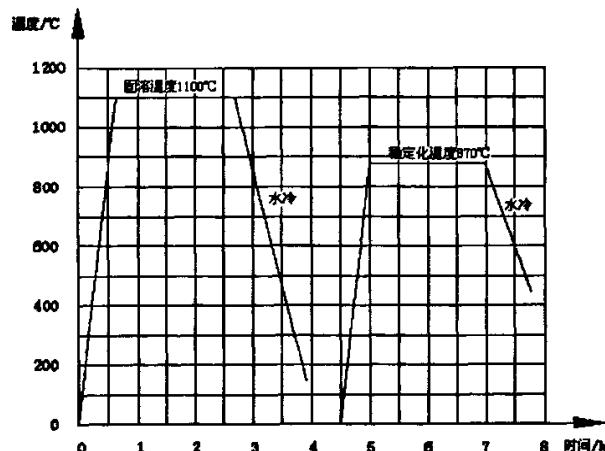


图3-8 固溶和稳定化处理（方案一、二）

方案一、二的固溶温度和稳定化处理都在 1100°C 和 870°C 。

3.3 应力松弛试验

在材料X7CrNiMoNb16-16在进行形变热处理之后，我们将对其处理后的材料进行应力松弛试验。应力松弛试验是按照国家标准《金属应力松弛试验方法》GB /T 10120-1996进行的。

应力的松弛试验分两种，一种是拉伸应力松弛试验，另一种是弯曲应力松弛试验。拉伸应力松弛试验是在松弛试验机上进行的。松弛试验机中比较有代表性的试验机有，纳戴伊和博伊德（Boyd）的松弛试验机、平，铃木等的松弛试验机、莫歇尔（Mochel）的松弛试验机等。

而我们此次试验采用了《金属应力松弛试验方法》GB /T 10120-1996中的另外一种方法——弯曲应力松弛试验。下面我们简单介绍一下弯曲应力松弛试验的标准。

3.3.1 试验范围

本标准规定了金属材料应力松弛试验的原理、术语及定义、符号、试样，试验设备、试验程序、试验数据处理及试验报告。

本标准适用于测定金属材料的室温和高温（≤1000℃）拉伸和弯曲应力松弛性能。温度超过1000℃时，其试验要求可通过协商确定。

3.3.2 试验原理

在规定温度下，对试样施加试验力，保持初始应变，变形或位移恒定，测定应力随时间变化的关系。

3 术语及定义

本标准使用的术语及定义如下：

3.1 约束条件：试验期间保持试样总应变（总变形或总位移）量恒定不变。

3.2 应力松弛：在规定温度和规定约束条件下金属材料的应力随时间而减少的现象。

3.3 初始应力（ σ_0 ）：应力松弛试验开始时对试样施加的应力。

3.4 零时间（ τ_0 ）：施加全部试验力或达到规定约束条件试验开始的时间。

- 3.5 剩余应力(σ_r): 应力松弛试验中任一时间试样上所保持的应力。
- 3.6 松弛应力(σ_{r-e}): 应力松弛试验中任一时间试样上所减少的应力, 即初始应力与剩余应力之差。
- 3.7 松弛率(R): 松弛应力(或松弛力)与初始应力(或初始试验力)之比的百分率。
- 3.8 应力松弛曲线: 剩余应力或松弛应力与试验时间的关系曲线(见图3-9 (a))
- 3.9 应力松弛速率(V_r): 应力松弛曲线在任一时间上其斜率的绝对值
(见图3-9 (b))

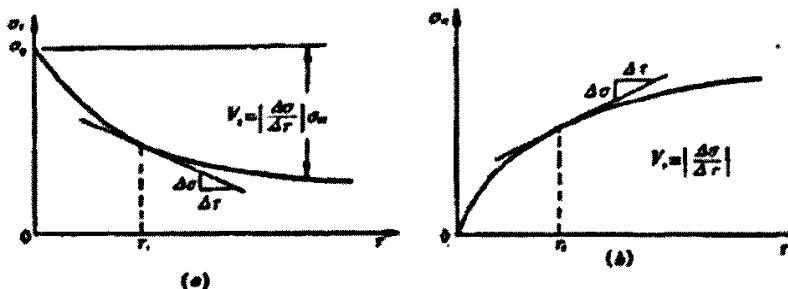


图 3-9 应力松弛曲线和应力松弛速率

3.3.3 试样

- (1) 切取样坯的部位、方向和数量应按相关产品标准或协议的规定。
- (2) 切取样坯和制备试样的方法不应影响材料的金相组织和力学性能。
- (3) 弯曲应力松弛试样推荐使用等弯矩环状试样, 见图3-10。楔块材料一般应与试样材料相同。楔块厚度K由初始位移确定。测量试样位移的标记应使用维氏硬度压头压出。为保证长期试验时压痕清晰, 可在试样标记处固定或嵌入耐热材料, 然后压出压痕。两压痕标记的中心连线应与直径Φ53.6 mm的圆相切, 其偏差不应超过±1mm, 并且垂直于试样缺口的对称线。

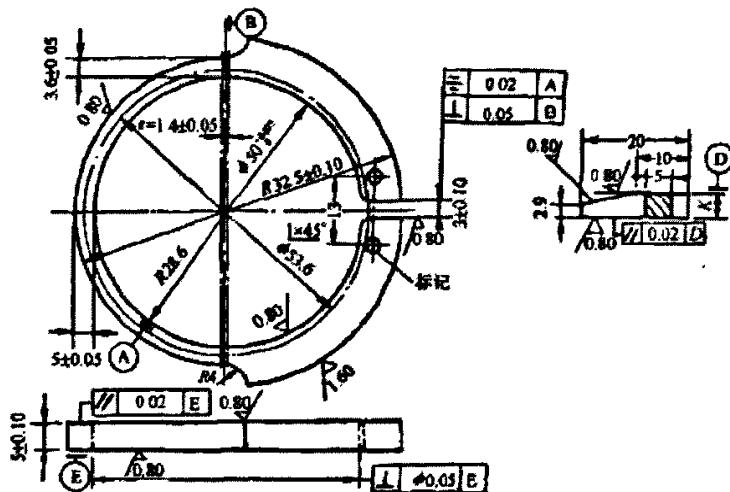


图3-10 等弯矩环状弯曲应力松弛试样

3.3.4 试验设备

加热装置应能将试样加热至规定温度，并能在试验期间保持温度恒定，温度偏差和温度梯度应符合表3-2要求

表3-2(℃)

温度范围	温度偏差	温度梯度
≤600	±3	3
>600~≤800	±4	4
>800~≤1000	±6	4

5.2 温度测量仪器

(1) 温度测量仪器误差不应超过±1℃，分辨率不应大于0.5℃，并应定期校验。

(2) 测温热电偶应符合JJG 141或JJG 351中2级热电偶要求。热电偶冷端温度应保持恒定，偏差不超过±0.5℃。

5.3 测量工具

(1) 测量试样横截面尺寸的量具最小分度值不应大于0.01mm.

(2) 测量压痕间距的量具最小分度值不应大于0.001mm

3.3.5 试验程序

高温弯曲应力松弛试验

6.1.1 在室温(20±5℃)下测量和记录试样上的两压痕间距 L , 然后打入楔块, 直至达到规定的初始应力值, 此时测量的压痕间距为 L_0 , 试样压痕间距的位移增量 Δ_0 与初始应力之间关系用式(3-1)

$$\Delta_0 = \frac{\sigma_0}{A \times E_t} \quad (3-1)$$

式中: $\Delta_0 = L_0 - L$;

σ_0 ——初始应力, N/mm^2 ;

A ——0.000583, $1/mm$ (仅用于图3-3的试样);

E_t ——试验温度下的弹性模量, N/mm^2 ;

6.1.2 将试样置于恒温装置内, 经过一定时间间隔取出试样, 冷却至室温后, 除去楔块, 测量并记录两压痕间距 L_1 。

6.1.3 重新打入楔块, 保持 L_0 值, 重复6.1.2试验程序, 得到不同试验间隔的 L_2 、 L_3 、 L_4 ……。

6.1.4 测量压痕间距变化的时间间隔应保证能明确地绘出应力松弛曲线。

6.1.5 用式(3-2)计算剩余应力:

$$\sigma_r = A \times E_t \times (L_0 - L_r) \quad (3-2)$$

式中: σ_r ——试验中规定时间试样的剩余应力;

L_r ——试验中规定时间在室温下去除楔块测量的压痕间距;

基于上述的应力松弛标准, 我们为了分析不同的热处理条件下对应力松弛性能的影响, 在应力松弛试验中, 规定了以下不变的参数:

温度 $T=400^\circ\text{C}$

初始应力 $\sigma_0=500\text{MPa}$

同时, 为了分析X7CrNiMoBNb16-16在相同的热处理条件下外因对应力松弛性能变化。我们选择了最基本的两个因素: 试验温度和初应力。因为在实际的生产中, 不同的时间、温度或初应力对剩余应力的影响也很大。所以, 分析

这几个因素对指导生产有很重要的意义。

所以，为了研究温度、初应力对应力松弛性能的影响。我们选择了以下的不同参数：

试验温度：300℃、400℃和500℃

初应力：400MPa 和 500MPa

这些参数在进行应力松弛试验时对其进行耦合。

小结

弯曲应力松弛试验是研究本材料应力松弛性能的重要实验环节，获得准确的、可靠的试验数据对材料的研究具有很重要的意义。本章介绍了弯曲应力松弛试验目的、任务以及测量参数，对其原理和试验步骤进行了详细介绍。

第四章 实验分析

对于材料 X7CrNiMoNb16-16 的应力松弛性能的影响，我们可以归纳于两方面的因素即材料的内因和外因。内因在这里我们介绍了主要的两种：形变量和形变温度。它们是基于材料本身的两种工艺参数，所以在决定材料的应力松弛性能好坏上起着关键性的作用。而外因方面，我们则取了试验温度和试验的初始应力。因为在材料的使用上，它的工作温度和工作的初始应力对于它的剩余应力也起着比较重要的作用。

基于上面的四种因素，本次的试验中采用了四种控制方式，形变量控制方式、形变温度控制方式、试验温度控制方式、试验的初始应力控制方式。在形变量控制方式中，依据不同的形变量（40%、60%、80%），在始锻温度 1150℃，终锻温度 850℃条件下进行形变，最终在温度为 400℃、初始应力为 400MPa 的情况下进行应力松弛试验。在形变量控制方式中，依据不同的形变温度（始锻温度 1150℃和终锻温度 850℃、始锻温度 950℃，终锻温度 750℃），在形变量为 60%条件下进行形变，最终在温度为 400℃、初始应力为 400MPa 的情况下进行应力松弛试验。依据不同的试验温度（300℃、400℃、500℃），在形变量为 60%、始锻温度 1150℃和终锻温度 850℃条件下进行形变，最终在初始应力为 400MPa 的情况下进行应力松弛试验。依据不同的试验初始应力（400MPa、500MPa），在形变量为 60%、始锻温度 1150℃和终锻温度 850℃条件下进行形变，最终在试验温度为 400℃的情况下进行应力松弛试验。

主要通过对四种工艺参数（形变量、形变温度、试验温度、试验初始应力）进行耦合试验，讨论这四种工艺参数对 X7CrNiMoNb16-16 的影响。得出了一些有益的结论。

4.1 控制方式

4.1.1 形变量控制方式

形变量在形变热处理参数中是一个很重要的参数，为了获得最好的力学性

能组合，可在很大范围内对形变量进行调整。故此次的形变量取 40%、60%、80%。根据试验采取的不同的形变量共做了 3 类试件。试件的应力松弛曲线见图 4-1(a)、(b)、(c)。

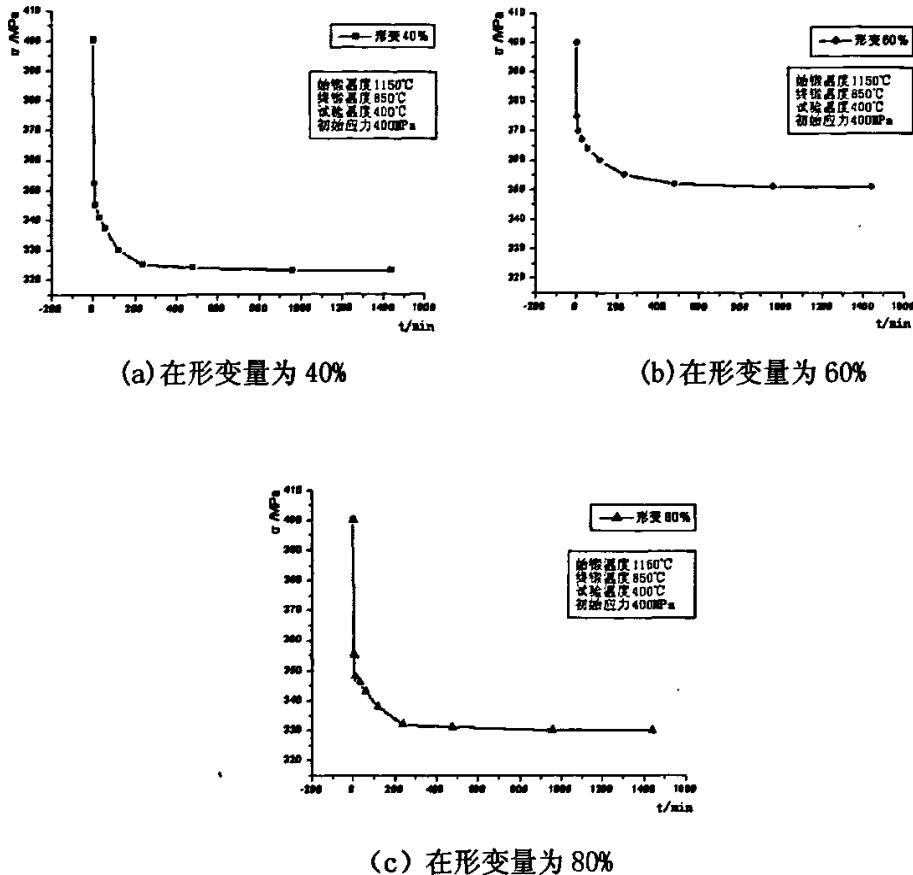
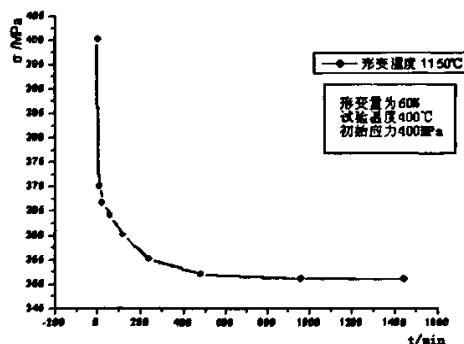


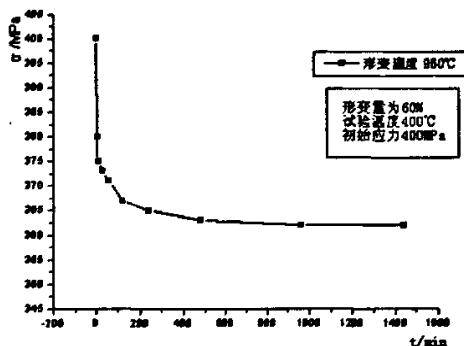
图 4-1 不同形变量下的应力松弛曲线

4.1.2 形变温度控制方式

形变温度是形变热处理参数中一个很关键的参数，对于应力松弛的性能影响也是很大的。由于试验的条件限制，再加上形变温度不能太低，所以本次试验的形变温度采取了高温和中温即始锻温度 1150°C 和终锻温度 850°C，始锻温度 950°C 和终锻温度 750°C。所以，根据试验采取的不同的形变温度共做了 2 类试件。试件的应力松弛曲线见图 4-2 (a)、(b)。



(a) 始锻温度 1150°C，终锻温度 850°C；

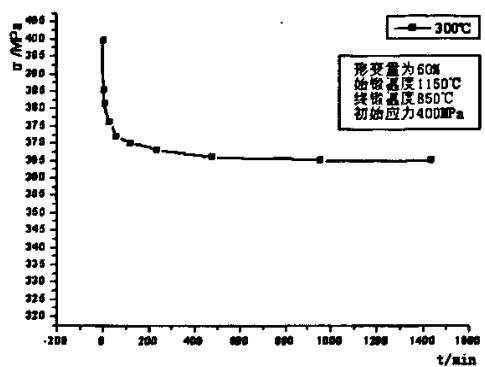


(b) 始锻温度 950°C，终锻温度 750°C；

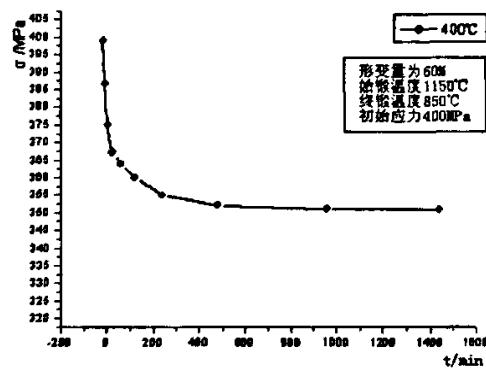
图 4-2 不同形变温度的松弛曲线

4.1.3 试验温度控制方式

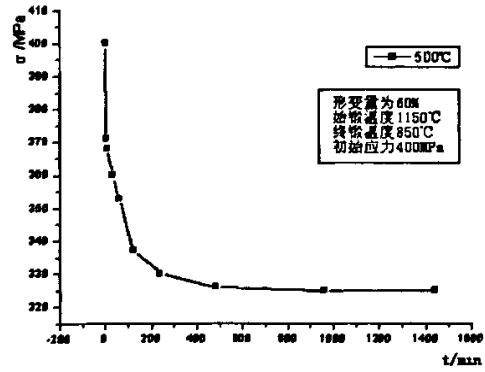
试验温度是本材料在成形以后所工作的温度，而工作温度则是外因中影响应力松弛的最重要的因素。它在很大的程度上影响着应力的松弛曲线的极限。故本次试验所选取的试验温度为 300°C、400°C、500°C。所以，根据试验采取的不同的形变量共做了 3 类试件。试件的应力松弛曲线见图 4-3(a)、(b)、(c)。



(a) 温度为 300°C。



(b) 温度为 400°C。

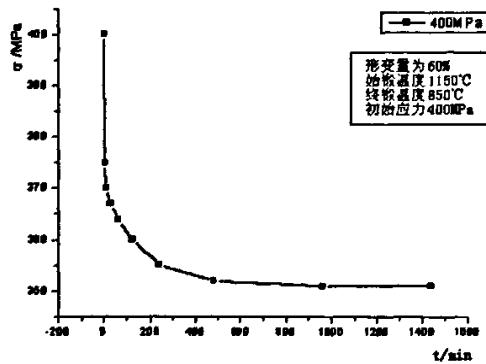


(c) 温度为 500°C。

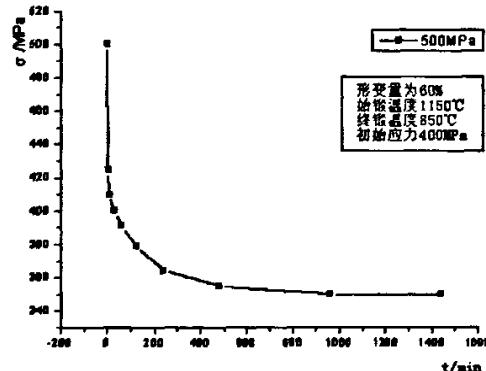
图 4-3 不同试验温度的应力曲线

4.1.4 试验的初始应力控制方式

试验的初始应力对于应力松弛性能是否有着比较大的影响？基于此，本次试验选择了两个情况：400MPa 和 500MPa。试件的应力松弛曲线见图 4-4(a)、(b)。



(a) 初始应力 $\sigma_0 = 400$ MPa；



(b) 初始应力 $\sigma_0 = 500$ MPa；

图 4-4 不同初应力的应力松弛曲线。

4.2 不同控制路径的比较分析

4.2.1 不同形变量之间的比较分析

图1, 为同一初应力(400MPa)作用下, 材料X7CrNiMoNb16-16在不同形变量(40%、60%、80%)下的应力松弛 $\sigma-t$ 曲线。由图1, 可以看出, 三个不同的形变量下, 应力松弛具有相同的特点。应力松弛可以分为两个阶段, 在第一个阶段, 试样承受的应力 σ 下降很快, 但随时间的增加, 松弛速度逐渐减慢; 在第二个阶段, 剩余应力下降非常慢。此时, 剩余应力的下降有一个限度, 无限趋近于某一个值, 这个值就是应力松弛极限。

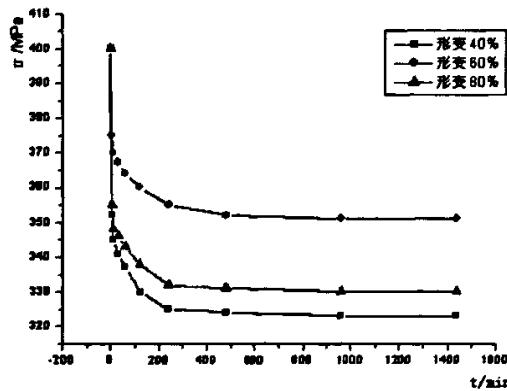


图 4-5 不同形变量的应力松弛 $\sigma-t$ 曲线

从图 4-5 可以看出, 第一阶段和第二阶段之间存在着一个拐点, 拐点之上其曲线随着时间的增加剩余应力减少量下降, 但此时的下降趋势很明显。而拐点之下, 曲线下降趋势非常非常慢, 近乎于一条直线。不难看出, 此拐点出现在 250~1200min 之间。比较其他的应力松弛曲线, 例如 $2\frac{1}{4}Cr-1Mo$ 钢, 此钢在

$\varepsilon_0 = 0.25\%$ 、温度 450°C 作用下, 应力松弛曲线的拐点出现在 1800min 左右。从以上的结论可以看出, 不同的材料之间剩余应力趋近于某一极限值的时间是不同。

比较分析一下不同形变量的应力松弛曲线之间的关系。很明显, 三条曲线的应力松弛极限 σ_∞ 是不同的, 它们分别是:

1) 形变量为 40%, 应力松弛极限 σ_∞ 为 323MPa, 达到应力松弛极限时间为

200min。

- 2) 形变量为 60%，应力松弛极限 σ_{∞} 为 351MPa，达到应力松弛极限时间为 1200min。
- 3) 形变量为 80%，应力松弛极限 σ_{∞} 为 330MPa，达到应力松弛极限时间为 500min。

其中，以形变量为 60% 时的应力松弛极限 $\sigma_{\infty} = 351 \text{ MPa}$ 为最大。而且通过三条达到应力松弛极限时间来看，形变量为 60% 的 1200min 也是最大的。

从以上的数据表明，对于本材料 X7CrNiMoBNb16-16 受形变量方面的影响，是属于形变量规律的第二种类型即应力松弛性能——形变量曲线上出现一个极值（极大）。

一方面，由于在形变过程中，所获得的形变量与施加的应力大小之间并不呈简单的直线关系，而是随后增加每一单位形变量时所需的应力大小由于前面的加工硬化而提高了很多。加工硬化的产生使得其强度特别是弹性极限得到了提高，从而有利于应力松弛性能的提高。所以在形变量从 40% 提高到 60% 的过程中，应力松弛的性能不断的提高，且提高了将近 30MPa。

而另一方面，形变强化过程中，起始的形变部分要比随后相同的形变量时所能造成的强化效果要大。所以，单纯的形变强化效果随形变量的增大在开始阶段比较明显，而后逐渐和缓。加之由于一般的形变是一次完成的，较大形变量所造成的材料的内热会使温度升高而促使再结晶过程易于进行，使强化效果下降。综合以上的两种原因和试验结果考虑，在进行较大形变量的试验过程中，形变量所造成的材料内热是占着主导的因素，从而使得在形变量再增加的过程中，应力松弛性能不但没有持续的增加，反而有所下降，下降了接近 20MPa。

此外，由于试验的限制，本次的试验只是证明了其材料 X7CrNiMoBNb16-16 在形变量的变化下的应力松弛性能变化规律。对于此材料在什么样的形变量下，出现应力松弛极限最大值，还有待进一步的试验。

4.2.2 不同形变温度之间的比较分析

图 4-6，为同一初应力 (400MPa) 作用下，材料 X7CrNiMoBNb16-16 在不同形变温度 (960°C、1150°C) 下的应力松弛 $\sigma-t$ 曲线。具体参数如下：

- 1) 形变温度为 960°C，应力松弛极限 σ_{∞} 为 362MPa，达到应力松弛极限时间为

1000min。

- 2) 形变温度为1150℃，应力松弛极限 σ_∞ 为351MPa，达到应力松弛极限时间为900min。

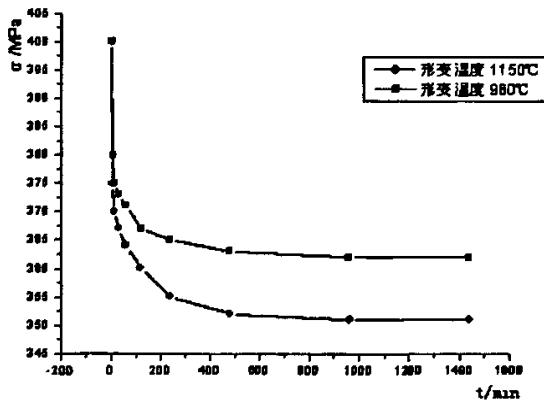


图4-6 不同形变温度(960℃、1150℃)下的应力松弛 $\sigma-t$ 曲线

材料X7CrNiMoBNb16-16为高合金钢。所以，它也有着高合金钢高温主要特征：形变动态回复(加工硬化)组织以发达的亚晶为主，无晶粒被拉长的现象，特有的晶粒碎化(由亚晶直接转变成动态再结晶晶粒)。

如图2-5(a)和2-5(b)，其组织都为单相奥氏体。图2-5(a)的基体晶粒大小为 $5\sim20\mu\text{m}$ ，大小分布不均匀，图2-5(b)的基体晶粒大小为 $5\sim10\mu\text{m}$ ，大小分布均匀。

由文献可知，在高应变速率的情况下，应力随着应变不断增加，直至达到峰值后又随应变下降，最后达到稳定态。由此可知，在峰值之前，加工硬化占主导地位，在金属中只发生部分动态再结晶，硬化作用大于软化作用。当应力达到极大值之后，随着动态再结晶的加快，软化作用开始大于硬化作用，于是曲线下降。由于高温锻造时其动态再结晶速度要明显比温锻时要快，总体上来看，高温锻造的软化作用大于温锻时的软化作用，其应力的下降速度也就大于温锻时的下降速度，从而也造成温锻时晶粒的直径变小。

同时也不难看出，图2-5(a)和2-5(b)中有许多碳化物析出，在图2-5(a)中碳化物主要分布在晶界内，而图2-5(b)中的碳化物则大部分分布在晶界上。经过能谱分析，其颗粒状为铌—碳化合物和单质铌。由于该钢的含铌为在0.8%左右，远远超过了碳的含量。而铌是强碳化物形成元素，在长时间受热时又易

于形成金属间化合物。它首先可以消除或降低晶间腐蚀趋向，稳定碳化物NbC的生成避免了在晶界上产生 $(\text{CrFe})_x\text{C}_y$ 的沉淀从而使晶界贫铬，抑制了晶间腐蚀。而不溶解的NbC由于蠕变过程中的NbC 和基体热膨胀的差异，使NbC周围产生位错，这些位错为即将沉淀的NbC 提供格点从而钉扎新位错，而这些新的位错的出现则增强了该钢的强度。与此同时，有些铌则以单质的形式存在，这些溶质铌原子对晶界起着拖拽作用，阻止再结晶，并细化了晶粒。

晶粒的细化从而使其强度得到了提升，它的弹性极限也随之得到了增加，所以导致了本材料的应力松弛极限在温锻的时候比起高温锻造时要大。

4.2.3 不同试验温度之间的比较分析

4.2.3.1 不同试验温度之间的比较分析

图 4-7，为同一初应力(400MPa) 作用下，材料 X7CrNiMoNb16-16 在不同试验温度(300℃、400℃、500℃) 下的应力松弛 $\sigma-t$ 曲线。具体参数如下：

- 1) 试验温度为 300℃，应力松弛极限 σ_∞ 为 365MPa.
- 2) 试验温度为 400℃，应力松弛极限 σ_∞ 为 351MPa.
- 3) 试验温度为 500℃，应力松弛极限 σ_∞ 为 325MPa.

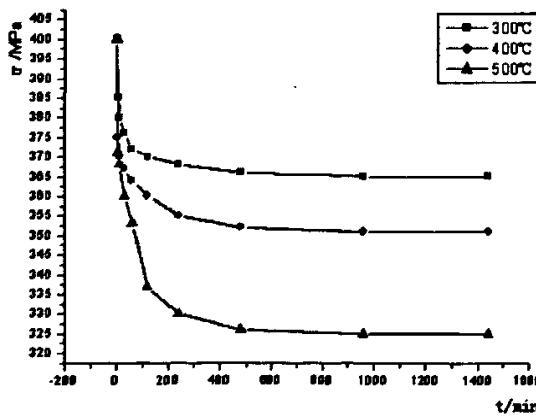


图 4-7 不同试验温度(300℃、400℃、500℃)下的应力松弛 $\sigma-t$ 曲线

由图 4-7 可以看出，温度是影响应力松弛的最重要的因素。应力松弛过程实际是在热和应力作用下弹性变形不断转化为塑性变形的过程。温度的作用可以用下式进行描述：

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = A\sigma^n \exp(-Q/RT) \quad (4-1)$$

式中: n ——应力指数, n 值的大小可以表示不同的变形机制;

$\frac{d\varepsilon}{dt}$ ——塑性应变速率;

T ——时间;

A ——为常数;

R ——为普适气体常数;

T ——为绝对温度;

σ ——为应力;

Q ——为热变形的激活能, 在一定变形机制下 Q 的值是一定的。

从式(4-1)中可以看出, 当温度 T 升高时, 塑性变形速率也就越大, 弹性变形转变成塑性变形的量就越大, 此时维持总变形量的外力就越小, 即应力松弛越快。

应力松弛速率和应力松弛极限是描述应力松弛性能的两个基本参量。应力松弛极限为 σ_∞ , 在应力松弛曲线上为应力松弛时间趋近于无穷大时的剩余应力值, 如果外加应力低于此值, 则不会发生松弛; 应力松弛速率为 $d\sigma/dt$, 体现于应力松弛曲线上, 为任一点所对应的斜率。

塑性应变速率是材料热变形中一个重要的参量, 它和应力的关系是材料热变形中最基本的关系式。应力松弛实验可以给出塑性应变速率和应力的关系。在应力松弛实验条件中, 有:

$$\frac{d\varepsilon_0}{dt} = 0 \quad (4-2)$$

$$\varepsilon_e + \varepsilon_c = \varepsilon_0 = \text{常数} \quad (4-3)$$

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \quad (4-4)$$

式中: ε_0 为总应变, ε_c 为塑性应变, ε_e 为弹性应变, σ 为应力, E 为弹性系数。

由(4-2)、(4-3)、(4-4)式得到:

$$\frac{d\varepsilon_e}{dt} = -\frac{d\sigma}{Edt} \quad (4-5)$$

如果在确定总应变之后进行试验, 任意时刻的残余应力则可唯一地确定,

而且可以求出该时刻的应力下降率 $d\sigma/dt$ 。因而，根据式(4-5)可以得到在各自总应变下的残余应力和塑性应变速率的关系，图4-7就是按照这种方法就本材料X7CrNiMoBNb16-16求出的合金300℃、400℃、500℃塑性应变速率-应力曲线。利用塑性应变速率-应力曲线，可以计算任意时刻的残余应力值。可以看出，在双对数坐标上，曲线均有两个阶段组成，每个阶段均为直线，分别对应高、低应力两个阶段。这与文献^[4]的报道相符合。曲线分为两个阶段，说明在应力松弛变形中存在一个门槛应力，在低于和高于门槛应力时，应力松弛变形对应的变形机制是不同的。低于此门槛应力，塑性应变速率降低几个数量级。关于门槛应力，文献^[13]认为，在应变速率与应力的关系上，存在一个门槛应力，即外加应力超过门槛应力时，才有明显塑性变形发生，塑性应变速率和应力的关系见图4-8。

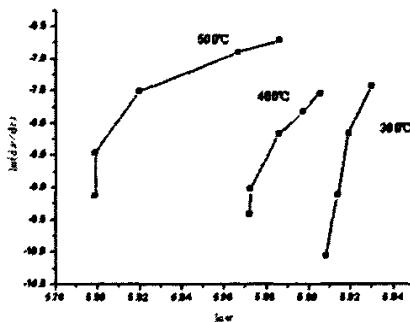


图4-8 塑性应变速率和应力的关系

由于式(4-1)有众多的常数，所以将此式子简化为：

$$-d\varepsilon/dt = c\sigma^n; \quad (4-6)$$

应用门槛应力进行修正如下：

$$-d\varepsilon/dt = c(\sigma - \sigma_i)^n \quad (4-7)$$

式中： σ_i ——为门槛应力。

由式(4-7)可以得知，当外加应力远远大于门槛应力时，用(4-6)式计算速率应力指数是可以的。但当外加应力和门槛应力在一个数量级时，只能用(4-7)式计算速率应力指数，如果用(4-6)式则有较大的偏差，导致图中曲线出现转折。

众所周知，在位错运动为主要变形机理的变形中，包括晶体点阵对位错运动的阻力以及固溶原子、弥散第二相、多相韧性合金中的相界等对位错的阻碍作用。

表 4-1 为材料 X7CrNiMoBNb16-16 在不同条件下的应力指数值。由此可见，在高应力阶段，应力指数为正常值，300℃、400℃时介于 2~4 之间，为位错运动控制机制。500℃时为 1.9 左右，变形机制为位错运动和扩散相结合的机制。由于对于低应力阶段机理的研究，理论上还没成熟，所以低应力阶段的分析有待进一步的研究。

表 4-1 不同条件下应力指数

300℃		400℃		500℃	
高应力	低应力	高应力	低应力	高应力	低应力
3.84	17	2.41	124	1.89	246

4.2.3.2 温度对合金应力松弛的影响

利用SPSS软件，对图1中的实际曲线进行拟合，并推算无限长应力松弛时间后的剩余应力，可以得到合金在该温度下的松弛极限。将300℃、400℃ 和500℃的应力松弛极限绘制于图1中。由图1可见，温度升高，应力松弛极限显著降低。对图4-9曲线进行拟合，得到应力松弛极限和温度的经验关系式：

$$\sigma_{\infty} = 335 + 0.28T - 0.0006T^2$$

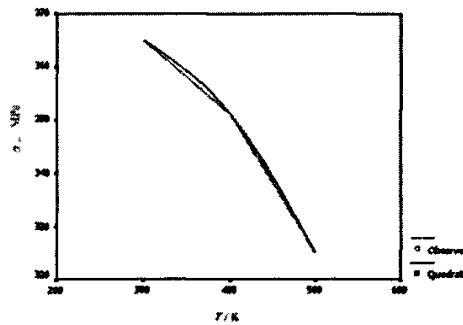


图4-9 应力松弛极限和温度

4.2.4 不同试验初始应力之间的比较分析

图4-10为400℃不同初应力作用下的应力松弛行为。由图4-10可见，长时间应力松弛后，应力松弛极限基本相同。这说明应力松弛极限与初应力无关，只与温度有关。但初应力高，对应应力松弛过程中同一时刻的瞬时应力则高。设两种应力松弛的初应力分别为 σ_1 、 σ_2 ，则对应这两次应力松弛中的同一时刻，有如下规律^[12]即应力松弛第一定律：

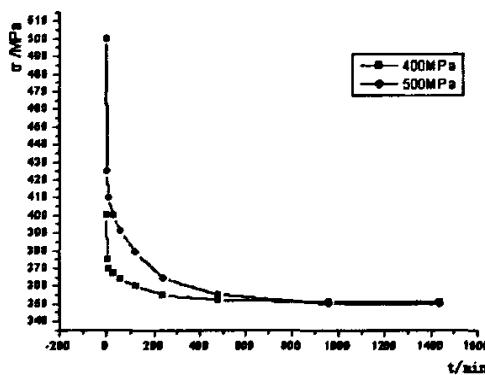


图4-10 400℃下不同初应力作用下的应力松弛曲线

$$\frac{\sigma'_1 - \sigma_\infty}{\sigma'_2 - \sigma_\infty} = \frac{\sigma_1 - \sigma_\infty}{\sigma_2 - \sigma_\infty} \quad (4-8)$$

本试验中， $\sigma_1=400\text{MPa}$ 、 $\sigma_2=500\text{MPa}$ ；

σ'_1 为初应力 σ_1 时应力松弛中某一时刻的瞬时应力；

σ'_2 为初应力 σ_2 时应力松弛中某一时刻的瞬时应力；

σ_∞ 为应力松弛温度决定的应力松弛极限。

实验表明，当初应力 σ_1 、 σ_2 分别为400MPa、500MPa时，同一时间的应力下降情况如表4-2。

表4-2 不同初应力作用下应力下降量

时间	10 min	240 min	960min
$\sigma'_1 - \sigma_\infty / \sigma'_2 - \sigma_\infty$	0.321	0.317	0.295

可以看出在10min、240min、960min时的应力下降量分别为0.321、0.317、0.295。而 $\sigma_1 - \sigma_\infty / \sigma_2 - \sigma_\infty = 0.327$ ，说明本实验数据结果基本符合公式(4-8)

的规律。

比较两种不同初应力条件下的应力松弛速率可以看出，初始应力大，则起始的应力松弛速率也大，随应力松弛时间的延长，应力松弛速率降低幅度也大，长时间后应力松弛速率相对差值缩小。同时，初应力大，曲线向应力大的方向移动。

小结

本章对进行试验所得出的试验数据进行了分类比较，并得出了以下结论：

(1) 在形变量控制方式下，60%的应力松弛性能效果是最好的，但这只能说明本材料的应力松弛性能在形变量为40%~80%之间有一个极值，这有待进一步的进行试验。

(2) 在形变温度控制方式下，温锻的效果要好于高温锻造，原因之一是高温的再结晶使得晶粒变小，强化效果变好。同时经过金相分析，强化效果与元素Nb的存在形式和所处的位置有关。

(3) 在试验温度控制方式下，应力松弛变形中塑性应变速率与应力的关系曲线呈现两段直线，分别对应高、低应力两个区域，具有槛应力现象，应力低于槛应力时，塑性应变速率降低几个数量级随温度的升高，松弛速率逐渐增大，松弛极限逐渐降低。速率应力指数说明500℃应力松弛变形机理在于位错滑移、攀移及原子扩散和晶界运动的复合作用;300℃、400℃主要为位错滑移作用。

(4) 在初应力控制方式下，不同初应力作用下的应力松弛，应力松弛极限基本相同，并且服从应力松弛第一定律。

第五章 X7 材料应力松弛曲线的确定

材料 X7CrNiMoBNb16-16 作为高温螺栓材料，分析它的残余应力变得异常重要。这对于指导我们的实践工作有着很重要的意义。

在 4 章之前，我们已经介绍了松弛的试验方法和试验结果，而要进行这种试验，需要比较复杂的试验机。因此，如同一般的蠕变试验，设置许多试验装置，积累所有试验温度、试验条件下的试验结果是有一定的困难得。从这一点来看，最好确立一种根据其他试验结果推定松弛性质的方法，这种方法应与松弛有关而且简易可行。在这我们介绍两类松弛的残余应力的分析：基于理论的残余应力分析和基于经验的残余应力分析。

5.1 基于理论的残余应力

关于这个问题的分析，迄今已经有了两种方法：一种是基于蠕变资料的分析；另一种是使用降压试验的结果。广义上可以说后者是利用松弛特性的方法。但是不管前者还是后者，总之，如果应变速率-应力关系已知，根据式（2）则可计算松弛的残余应力。

5.1.1 基于蠕变资料的分析

高温下金属材料的松弛起因于蠕变现象，所以，可以把它看作是变动应力下的蠕变问题之一。因此，蠕变的变形理论也适用于松弛问题。

比较松弛和蠕变曲线，有着相似之处，松弛的第一阶段和第二阶段分别对应于过渡蠕变和稳态蠕变，所以基于蠕变资料的分析大致分为以稳态蠕变为对象和以过渡蠕变为对象两种。

5.1.1.1 以稳态蠕变为对象的分析

作为稳态蠕变的应变速率-应力关系，通常采用下式，即

$$\frac{d\varepsilon_c}{dt} = -\frac{d\sigma}{Edt} \quad (5-1)$$

$$\frac{d\varepsilon_c}{dt} = A \sinh(\sigma/d) \quad (5-2)$$

式中, $d\varepsilon/dt$ ——塑性应变速率;

E 为弹性模量;

σ ——为剩余应力;

\sinh ——返回双曲余弦值

A 、 d 是仅与温度有关的常数。

根据式 (5-1) 和式 (5-2), 将松弛的应力-时间关系表达成下式:

$$t = \frac{d}{AE} \left[\frac{\tanh(\sigma_0/2d)}{\tanh(\sigma/d)} \right]$$

式中, σ_0 —— t 等于 0 时的应力;

E 为弹性模量;

5.1.1.2 以过渡蠕变为对象的分析

以过渡蠕变为对象的分析是以时间硬化和应变速率理论为基础, 这两种理论认为应变速率分别与应力和时间以及应力和塑性应变有关。过渡蠕变应变, 通常可用式 (6-3) 这种形式的应力和时间的幂函数来表示, 这里用此式进行分析。

$$\frac{d\varepsilon_c}{dt} = na\sigma^{\frac{\alpha}{n}} t^{\frac{1}{n}-1} \quad (5-3)$$

式中, n 、 a 为常数。

根据式 (5-1) 和式 (5-3), 将松弛的应力-时间关系表达成下式:

$$t = -\frac{1}{n(Ea)^{\frac{1}{n}}} \int_{\sigma_0}^{\sigma} \frac{(\sigma_0 - \sigma)^{\frac{1}{n}-1}}{\sigma^{\frac{\alpha}{n}}} d\sigma;$$

式中, E 为弹性模量;

5.1.2 基于松弛特性的分析

基于上述两种蠕变变形理论的分析，对于处理本次应力松弛的数据来说，可谓难上加难，应变速率和应力的关系过于的复杂，而且还要对其求积分。不管计算上还是绘图上都是有很大的难度的。所以，我们采用了这种容易估算松弛残余应力的分析方法——基于松弛特性的分析方法。

这样的分析方法是：少量的松弛试验，求出松弛特性，然后根据松弛特性估算任意总应变或初应力下的残余应力。就是说，求松弛的塑性应变速率和应力间的幂函数关系，用这种关系就可比较容易地算出残余应力。如用这种分析方法，也可以准确地估算残余应力。

基于松弛特性的分析方法有两种：忽略第一阶段松弛的情况和包括第一阶段松弛在内的情况。据文献^[25]可知，在求稳定材料的紧固螺栓在长时间后的紧固力时，通常采取的是前一种方法。下面我们介绍第一种方法——略第一阶段松弛的情况。

5.1.2.1 忽略第一阶段松弛的情况

这种方法是鲁宾逊最先提出的。松弛第二阶段的应变速率，一般可用下列形式表示。

$$\frac{d\varepsilon_c}{dt} = \left(\frac{d\varepsilon_0/dt}{\sigma_0^n} \right) \sigma^n$$

式中， σ ：任意时刻的残余应力；

σ_0 ：对应于松弛第二阶段中某一塑性应变速率 $d\varepsilon_0/dt$ 的应力；

n ：应变速率-应力图（双对数）的斜率；

根据上式和式(5-1)，残余应力和时间的关系为：

$$t = \frac{\sigma_0^n}{(n-1)E d\varepsilon_0/dt} \left[\frac{1}{\sigma^{n-1}} - \frac{1}{\sigma_0^{n-1}} \right]$$

式中， E 为弹性模量；

长时间之后，残余应力就小于初应力 σ_0 ，上式的第二项与第一项相比，可以忽略不计，此时

$$\sigma = \sqrt[n-1]{\frac{\sigma_0^n}{(n-1)Et d\varepsilon_0/dt}} \quad (5-4)$$

由图 4-8 可以求出在 400℃时的参数值:

$$\ln(d\varepsilon_0/dt) = -8.46584, \ln\sigma_0 = 5.86647, t=4, E=175000, n=1.42$$

此时, 根据上面的参数可以求出的 $t=4h$ 时的 $\sigma=333MPa$, 这与试验数据 $\sigma=353MPa$ 相差 20MPa, 大体上可以判断此公式是适合测试本材料的应力松弛性能, 但是由于其误差太大, 所以在描述塑性应变速率-应力之间的关系时, 必须要保证它们的数据准确性。

5.2 基于经验的残余应力分析

由于目前对应力松弛的基本机理还没有统一的认识, 一般认为在松弛初期松弛主要发生在晶界上, 由金属内部存在的宏观和微观应力梯度引起的扩散过程使金属内部的应力迅速降低。而长时间以后起主导作用的是晶内镶嵌块的移动和转动^[12]。因此在对松弛数据的处理时, 多采用分阶段的方法进行, 对松弛性能的分析也常以蠕变资料为基础^[12]。

本次实验所采用的经验公式是以应力松弛的基本特性为基础, 提出的一种用以描述应力松弛全过程的数学表达式。该表达式可以完整地反映出松弛初期和长时间以后的松弛行为。

在任一试验时刻 t , 不同初应力 σ_0 和 σ'_0 所对应的应力下降 $\Delta\sigma$ 、 $\Delta\sigma'$ 或松弛速度 V_r 和 V'_r 之间简单的线性关系即服从松弛第一定律:

$$\frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma'} = \frac{\sigma_0 - \sigma_\infty}{\sigma'_0 - \sigma_\infty}$$

和松弛第二定律

$$\frac{V_r}{V'_r} = \frac{\sigma_0 - \sigma_\infty}{\sigma'_0 - \sigma_\infty}$$

根据上述应力松弛的基本特征, 可用下面的数学表达式来描述应力松弛行为:

$$\sigma = \sigma_\infty + \frac{A(\sigma_0 - \sigma_\infty)}{t^\alpha + A} \quad (5-5)$$

式中， A 、 α 、 σ_∞ 为与温度有关的材料常数。其中 σ_∞ 为应力松弛温度决定的应力松弛极限。

由公式(5-5)可以得到时间与初应力、松弛极限、剩余应力的关系：

$$t = \left(\frac{A(\sigma_0 - \sigma)}{\sigma - \sigma_\infty} \right)^{\frac{1}{\alpha}} \quad (5-6)$$

从上面的公式(5-5)、(5-6)可以看出：

(1) 螺栓的材料对其应力的松弛影响最直接，释放后的极限值 σ_∞ 是应力松弛后其应力的底线，直接影响应力的最终结果，关系到螺栓联结长期在高温下使用是否失效的关键问题，所以它是我们选择高温螺栓材料最重要的参数。

(2) 材料抗松弛的能力，除松弛极限以外重要的参数还有： A 和 α 。 A 越大应力释放慢，材料抗松弛能力越强； α 越小，应力释放越慢，抗松弛能力越好。但值得注意的是：常常是不可兼得两个好参数，所以往往要综合起来评判。

在实际的生产中，螺栓在常温下紧固，装置开工后温度的提高使螺栓和被联结件的弹性模量变小，致使螺栓的初始预紧力没有达到设计值。为了保证在开始工作时达到设计的初始预紧力，应在开工前对螺栓及被联结件充分加热再紧固。这样使得与弹性模量 E 有关的 A 系数变大了，其抗松弛能力变强。

利用式(5-5)对试验结果按最小二乘法进行回归，得出X7CrNiMoBNb16-16在试验温度为500℃、初应力为400MPa时的常数：

$$A=6.897 \quad \alpha=0.796598 \quad \sigma_\infty=325$$

即应力松弛曲线为

$$\sigma = 325 + \frac{6.897(\sigma_0 - 325)}{t^{0.797} + 6.897} \quad (5-7)$$

从图5-1看出，式(5-7)用于松弛行为的描述具有很高的精度(式(5-7)与本文试验结果相对误差小于1%)。由于给出的数学表达式与试验结果吻合良好，因此可以利用该表达式对材料的松弛性能进行分析。

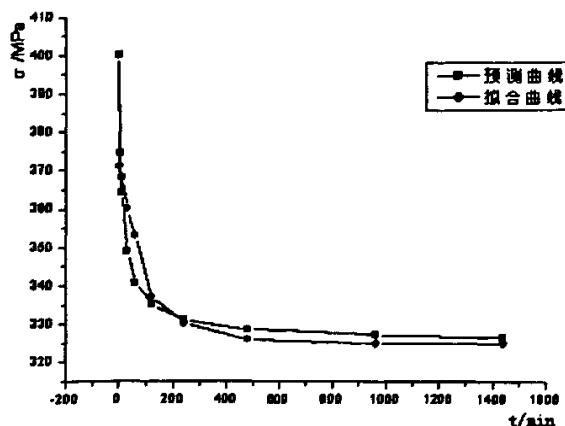


图 5-1 预测曲线和拟合曲线

小结

本材料作为螺栓材料，对于残余应力的分析变得异常的重要了。本章的残余应力的分析利用了两类松弛的残余应力的分析：基于理论的残余应力分析和基于经验的残余应力分析。最后经过拟合的数据和试验的数据断定，选择经验公式对于本材料残余应力预测要更合理一些。

第六章 总结论

6.1 结论

本课题介绍了应力松弛的一些机理和影响应力松弛性能的有关因素，同时阐述了通过形变热处理中的高温形变淬火方式来改善其应力松弛性能可能性。在提高材料强度的同时，其弹性极限在某种程度上得到了提高。这样，可以根据应力松弛的机理（降低弹性变形转变为塑性变形的能力）来提高应力松弛的极限，从而使材料的应力松弛性能得到改善。

在 X7 材料中，Cr、Mo、Mn、Ni、和 Si 等合金元素有延缓再结晶的作用。所以，当钢中这些元素含量较多时，即使在较大的形变量下，再结晶过程也不易进行，因而性能随形变量而单调地变化。在所研究的形变量范围内，再结晶过程被抑制，而形变强化过程一直起主导作用。弯曲应力松弛试验是研究本材料应力松弛性能的重要实验环节，获得准确的、可靠的试验数据对材料的研究具有很重要的意义。同时也介绍了弯曲应力松弛试验目的、任务以及测量参数，对其原理和试验步骤进行了详细介绍。

此外，对进行试验所得出的试验数据进行了分类比较，并得出了以下结论：

(1) 在形变量控制方式下，60%的应力松弛性能效果是最好的，但这只能说明本材料的应力松弛性能在形变量为 40%~80%之间有一个极值，这有待进一步的进行试验。

(2) 在形变温度控制方式下，温锻的效果要好于高温锻造，原因之一是高温的再结晶使得晶粒变小，强化效果变好。同时经过金相分析，强化效果与元素 Nb 的存在形式和所处的位置有关。

(3) 在试验温度控制方式下，应力松弛变形中塑性应变速率与应力的关系曲线呈现两段直线，分别对应高、低应力两个区域，具有槛应力现象，应力低于槛应力时，塑性应变速率降低几个数量级随温度的升高，松弛速率逐渐增大，松弛极限逐渐降低。速率应力指数说明 500℃应力松弛变形机理在于位错滑移、攀移及原子扩散和晶界运动的复合作用；300℃、400℃主要为位错滑移作用。

(4) 在初应力控制方式下，不同初应力作用下的应力松弛，应力松弛极限基本相同，并且服从应力松弛第一定律。本材料作为螺栓材料，对于残余应力的

分析变得异常的重要了。本文的残余应力的分析利用了两类松弛的残余应力的分析：基于理论的残余应力分析和基于经验的残余应力分析。最后经过拟合的数据和试验的数据断定，选择经验公式对于本材料残余应力预测要更合理一些。

参考文献

- [1] 徐灏. 机械设计手册第三卷[M]. 北京: 机械工业出版社, 1991. 9
- [2] 上海师范大学数学系. 回归分析及其试验设计. 上海: 上海教育出版社, 1978
- [3] 崔忠圻, 刘北兴. 金属学与热处理原理[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1998
- [4] 杨宜科, 吴天禄, 江先美等. 金属高温强度及试验. 上海: 上海科学技术出版社, 1986 , 188~211
- [5] 姜伟之, 赵时熙. 工程材料的力学性能. 北京: 北京航空航天大学出版社, 1991 , 246~248
- [6] 雷廷权、姚忠凯. 钢的形变热处理. 北京: 机械工业出版社. 1979
- [7] 平修二著. 金属材料的高温强度理论·设计(郭廷玮李安定徐介平)译. 北京: 科学出版社, 1983 , 162~179
- [8] 苏德达. 应力松弛规律性研究及预防技术开发. 全国22个一级学会组织颁发的科研项目成果一等奖, 编号:0113. 北京, 1992. 12
- [9] 武汉理工大学. X7CrNiMoNb16-16 螺栓钢材料热加工工艺及性能研究报告. 2006. 11
- [10] 李忆莲. 去应力退火对材料应力松弛性能的影响. 材料工程, 1988(1) :2~8
- [11] 张俊才. 热处理对TC4合金应力松弛行为的影响. 黑龙江科技学院学报, 2003
- [12] 平修二. 金属材料的高温理论设计[M]. 北京: 科学出版社, 1983 , 150~180
- [13] H·米格兰比材料的塑性变形与断裂[M]. 北京: 科学出版社, 1998. 337-338
- [14] 刘羽辉. 金属材料物理性能检验标准手册[M]. 北京: 中国标准出版社, 1985
- [15] 冯端. 金属物理学(第二卷). 北京: 科学出版社. 1999
- [16] И. А. 比尔格尔等. 机械零件强度计算手册(苏联)[M]. 北京: 机械工业出版社, 1987
- [17] 夏恭忱等. 工程材料实用手册[M]. 北京: 中国标准出版社, 1989
- [18] 杨宜科, 吴天禄, 江先美, 等. 金属高温强度及试验[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1986
- [19] 金尧, 孙训方. 螺栓材料的应力松弛特性研究[J]. 西南交通大学学报, 1998, 1
- [20] 北京农业机械化学院. 金属材料与热处理[M]. 北京: 农业出版社, 1979, 43~44
- [21] 加林. 弹性理论的接触问题. 北京: 科学出版社, 1958. 133~135
- [22] 朱丽慧, 赵钦新, 顾海澄等. 耐热钢强化机理研究[J]. 机械工程材料, 1999, 23(1):16-26
- [23] 机械电子工业部标准化研究所. GB/T 12621—90法兰应力松弛实验方法. 北京: 机电部, 1993
- [24] 邓至谦、周善初. 金属材料及热处理. 长沙: 中南工业大学出版社, 1994
- [25] 关于高强螺栓连接接头耐热性能的研究. 鞍钢设计院士建科译. 1975. 8
- [26] 王伯琴, 陈禄如, 陈先峰编著. 高强度螺栓连接. 北京: 冶金工业出版社. 1991. 4
- [27] 姜伟之, 赵时熙. 工程材料的力学性能[M]. 北京: 北京航空航天大学出版社, 1991
- [28] 朱知寿. 螺栓应力松弛测试技术及松弛机理研究. 天津大学, 1989

- [29] 郑修麟. 材料的力学性能. 西安: 西北工业大学出版社, 1996.
- [30] 肖纪美. 《不锈钢的金属学问题》(第二版). 北京: 冶金工业出版社, 2006. 8
- [31] 潘莹, 宋维. 敏化奥氏体不锈钢的晶间腐蚀研究[J]. 青岛化工学院学报, 1998
- [32] 王荣滨. 18-8型奥氏体不锈钢的晶间腐蚀[J]. 上海钢研, 2003, (2):19.
- [33] 王勘成. 高温结构的材料本构模型和有限元分析方法. 机械强度1996, 17 (3) :21~26
- [34] Conway J B, Stentz R H, Berling J T. Fatigue , and Relaxation Behavior of Stainless Steels. Cincinnati : Techni2cal Information Center , 1975 .
- [35] Wang X N, Wang X C. An improved simplified method for determining mul-tiaxial relaxation—compared with the GLOSS method and the ASME N-47 method. Int. J. Pres. Ves. Piping , 1995, 63 : 63~70.
- [36] Wang X N, Wang X C. Simplified analysis for creep stress redistribution of high temperature structures using some finite element results. Int. J. Pres.Ves. Piping, 1994, 58: 295~302.
- [37] Berger M C, Gregory JK. Residual stress relaxation in shot peened Timetal 21s [J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 263(2): 200-204.
- [38] Fox A I Stress-relaxation characteristics in tension of high-strength, high-conductivity copper and high copper alloy wires. Journal of Testing and Evaluation, 1974, 2 (1)
- [39] Chen G , et al . An analysis on safety technology of high pressure polyethylene reactor in service [J]. Pressure Vessel Technology, 1990, 7(5) :50 – 58(In Chinese)
- [40] LIU Yong. YIN Zhong-da Stress relaxation behavior of Ti-6Al-4 Valloy[J]. Materials Engineering , 1996 , (4) : 40-43. (in Chinese)
- [41] Virtanen P, Tiainen T. Stress relaxation behavior in bending of high strength copper alloys in the Cu-Ni-Sn system[J] . Mater Sci Eng A , 1997 , A238 : 407-410.
- [42] ZHOU Bin-xian, CHANG He-sheng, DAI Mei-yun. Aging stress relaxation sizing and application in thin-gage skin fabrication [J]. Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 1992(2) : 65-70. (in Chinese)
- [43] Hinton E, Owen D R J. Finite Element Programming[M]. Academic Press INC, London, Ltd. 1977.
- [44] Ping Xiuer. High Temperature strength Theory and Design in Metal Materials [M]. Beijing: Science Press, 1985:125-130

致 谢

回首 2 年半的研究生学习生活，曾经受到挫折和坎坷，但我身边的领导、老师朋友和亲人给了我巨大的鼓励和支持。值此论文完成之际，衷心的向他们每个人表达我最诚挚的谢意。

在这里，我要特别感谢我的导师余际星副教授。余老师治学严谨，学识渊博，思想深邃，待人诚恳，为我营造了一种良好的精神氛围。其严以律己、宽以待人的崇高风尚，朴实无华、平易近人的人格魅力与无微不至、感人至深的人文关怀，使我如沐春风，倍感温馨。千言万语化作一道虔诚的祝福：愿导师全家欢乐，一生平安。

感谢和我一起生活过的同学：张磊、刘冬光，他们不仅在平时的学习中给了我很帮助，而且在我的论文写作过程中，当我迷茫时给了很多实质性的建议，让我对论文的方向和写法有了深刻认识。

最后我要感谢我的父母，正是他们给我很大的支持、鼓励和物质精神帮助，使我最终完成学业。

回想起撰写论文的日子，虽然付出的辛勤汗水，但也是人生中一笔不可磨灭的财富。它短暂而充实，痛苦而又惬意，犹如人生旅途划过的一颗璀璨的流星。

硕士研究生之旅即将结束，有太多的事沥沥在目，宛如昨日，记忆犹新。在此，衷心感谢所有帮助和关心过我的老师、领导、同学、同事和家人，祝他们身体健康，万事如意！

附：攻读硕士学位期间发表的论文

1. 贺威, 余际星, 华林, 王伟莉. 热处理工艺对 CrNiMoBNb16-16(X7)耐热螺栓钢组织和力学性能的影响. 热加工工艺(热处理). 2007, 10: 23~25