

A Dissertation in Nonferrous Metallurgy



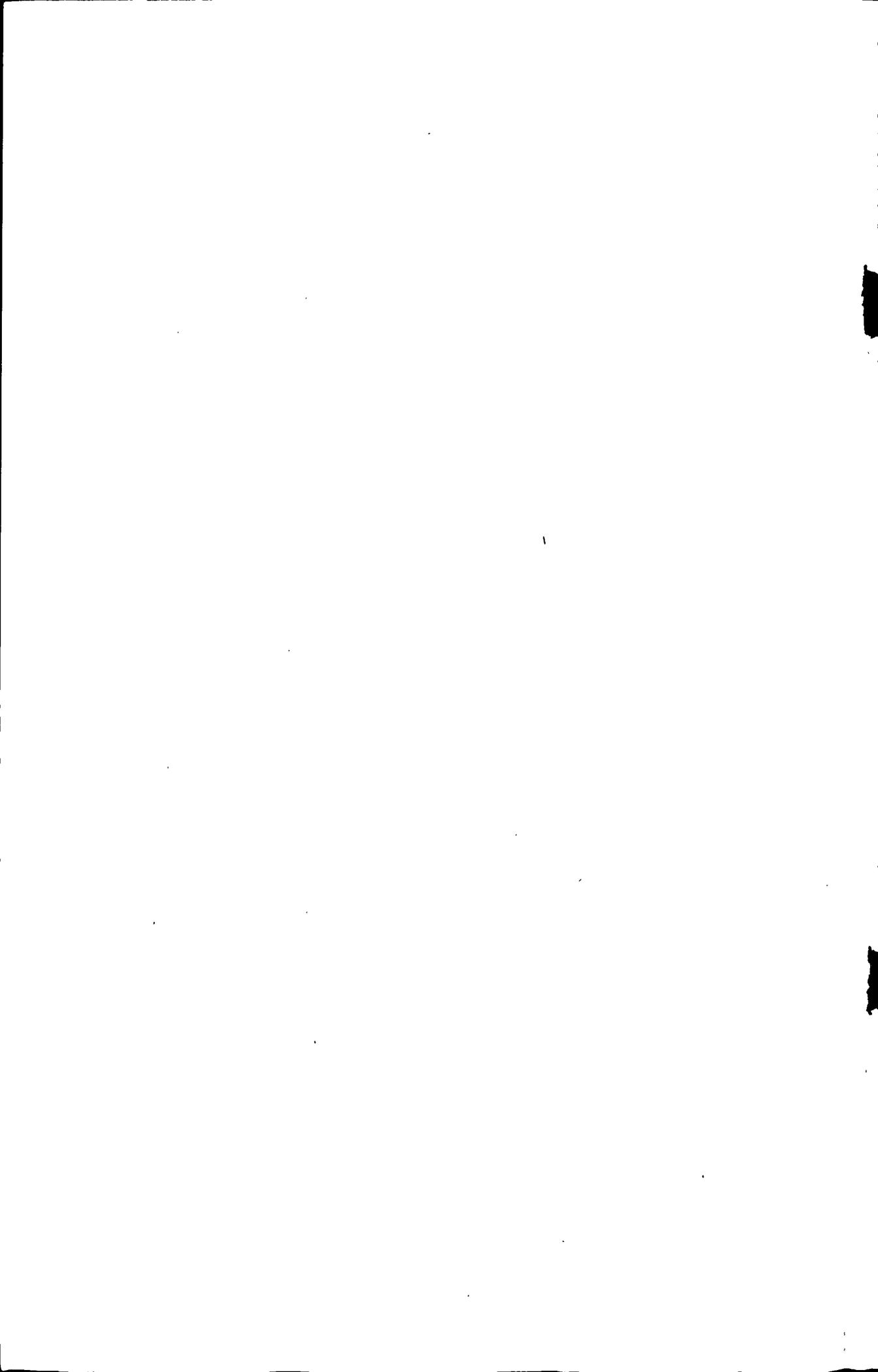
**The Development and Research of Nickel Base Alloy Bar
and Wire**

By Zuo Qiwei

Supervisor: Vice Professor Lou Taiping
ViceProfessor Zhang Qin

Northeastern University

January 2008



独创性声明

本人声明，所呈交的学位论文是在导师的指导下完成的。论文中取得的研究成果除加以标注和致谢的地方外，不包含其他人已经发表或撰写过的研究成果，也不包括本人为获得其他学位而使用过的材料。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谢意。

学位论文作者签名： 左 应 伟

日 期： 2008.3.3

学位论文版权使用授权书

本学位论文作者和指导教师完全了解东北大学有关保留、使用学位论文的规定：即学校有权保留并向国家有关部门或机构送交论文的复印件和磁盘，允许论文被查阅和借阅。本人同意东北大学可以将学位论文的全部或部分内 容编入有关数据库进行检索、交流。

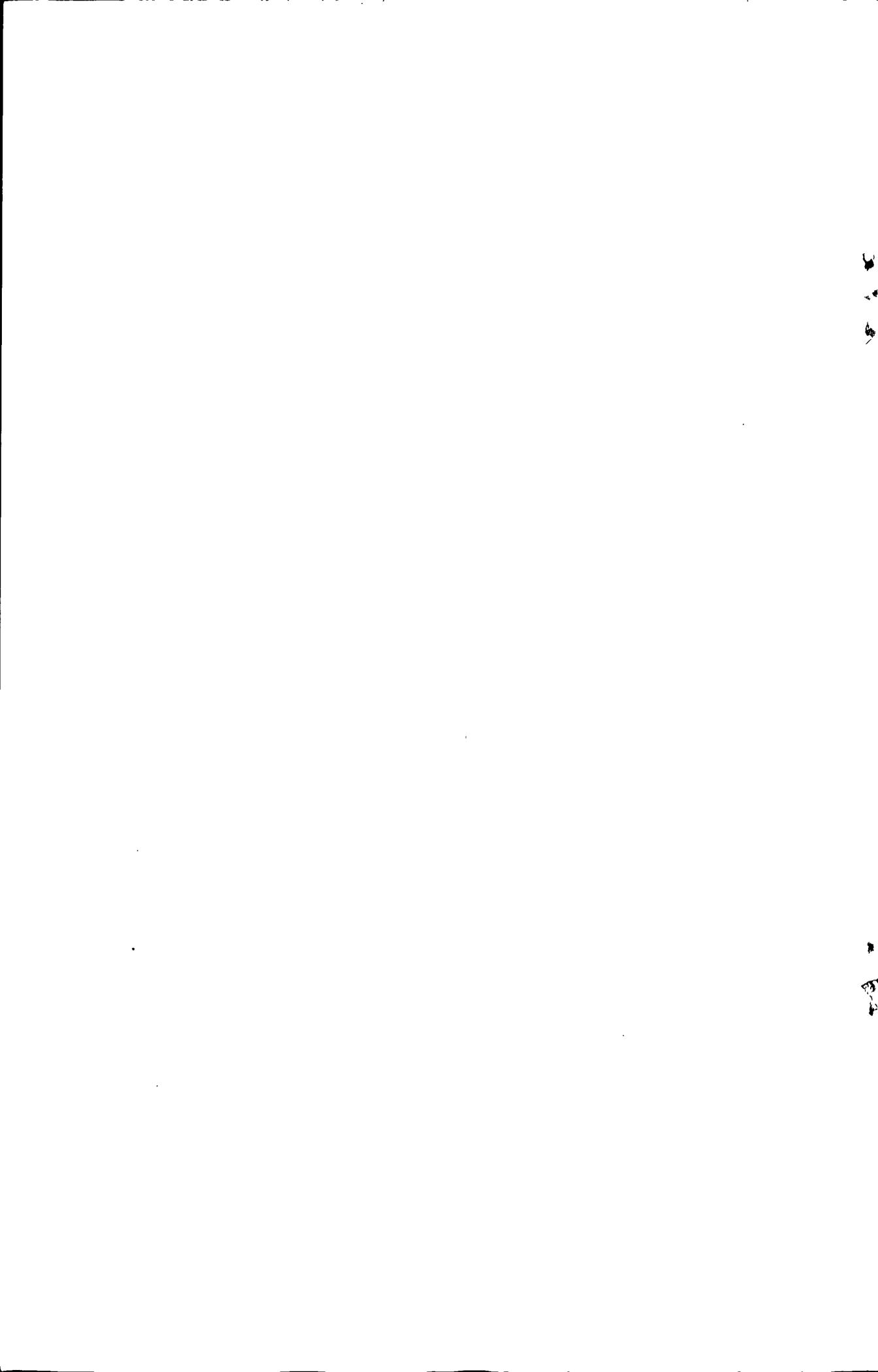
(如作者和导师不同意网上交流，请在下方签名；否则视为同意。)

学位论文作者签名：

导师签名：

签字日期：

签字日期



摘要

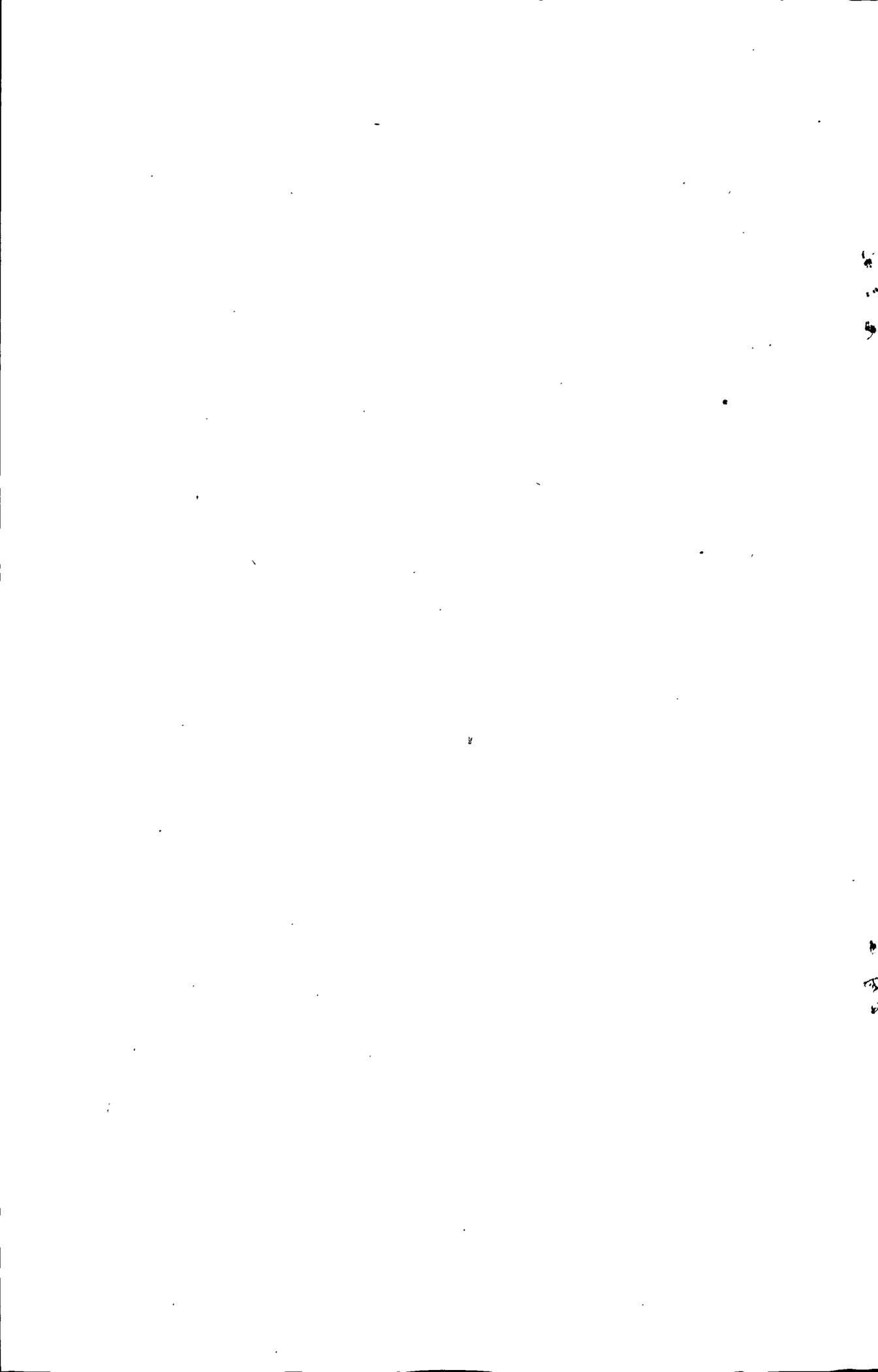
本论文主要阐述了高温合金(GH3030, GH1140)和耐蚀合金(NS311, NS312, NS333)的生产工艺。主要涉及合金的配料、冶炼、浇铸成型和锻造、轧制、拉丝等工艺环节。为了提高合金质量和得到更加优异的热加工性能,我们多方面改良工艺, GH3030 合金采用了电渣重熔的二次精炼工艺。

工艺在改进品质方面重点从提升冶金品质和改进热加工条件方面着手。严格控制熔炼过程中温度的变化,结合实际情况保证合金的成分准确,得到合格的合金液。在熔炼过程中,严格控制加料顺序,遵守装料规则,为了保证合金液的洁净,及时盖渣,多次测温,轻点渣,勤点渣。出钢浇铸流速控制好,得到质量较高的铸锭。

在热加工方面,加热的目的是得到适合加工的固溶体,一方面要保证烧透,另一方面还要不使晶粒过分长大。由于高温合金的热加工温度区间较窄,难以控制,所以精确的控制温度更为重要。NS311, NS312 成分简单,热加工过程的难度不大。高温合金合金元素的含量较高,并且 GH1140 含有一定量的高熔点元素钼、钨, NS333 含有 16%的钼,因此合金的变形抗力较高,应当控制好加热温度和加热时间。为了得到质量较好的方坯,控制锻造的加工量,下锤遵循锻造规则,尽量减轻锻造裂纹的出现。方坯的修磨过程是否仔细,会影响到后续锻造表面质量。拉丝过程是成品过程,采用旋转拉丝机构,人造钻石拉丝模具,钠皂和钙皂润滑。结果表明:在该工艺的指导下,生产出的合金完全符合国家标准,可以在工厂实践中广泛应用。

本论文在上述方面均作了有益尝试。

关键词: 高温合金; 耐蚀合金; 冶炼; 工艺; 热加工; 电渣重熔



Abstract

The thesis mainly talks about the technics in production of superalloy (GH3030, GH1140) and corrosion resistance alloy(NS311,NS312,NS333). It contains that compounding, refining, casting and deformation, such as forge, rolling and work. In order to improve the quality of the alloys, we take some measures in improving the technics and utilizing the method of electro-slag remelting.

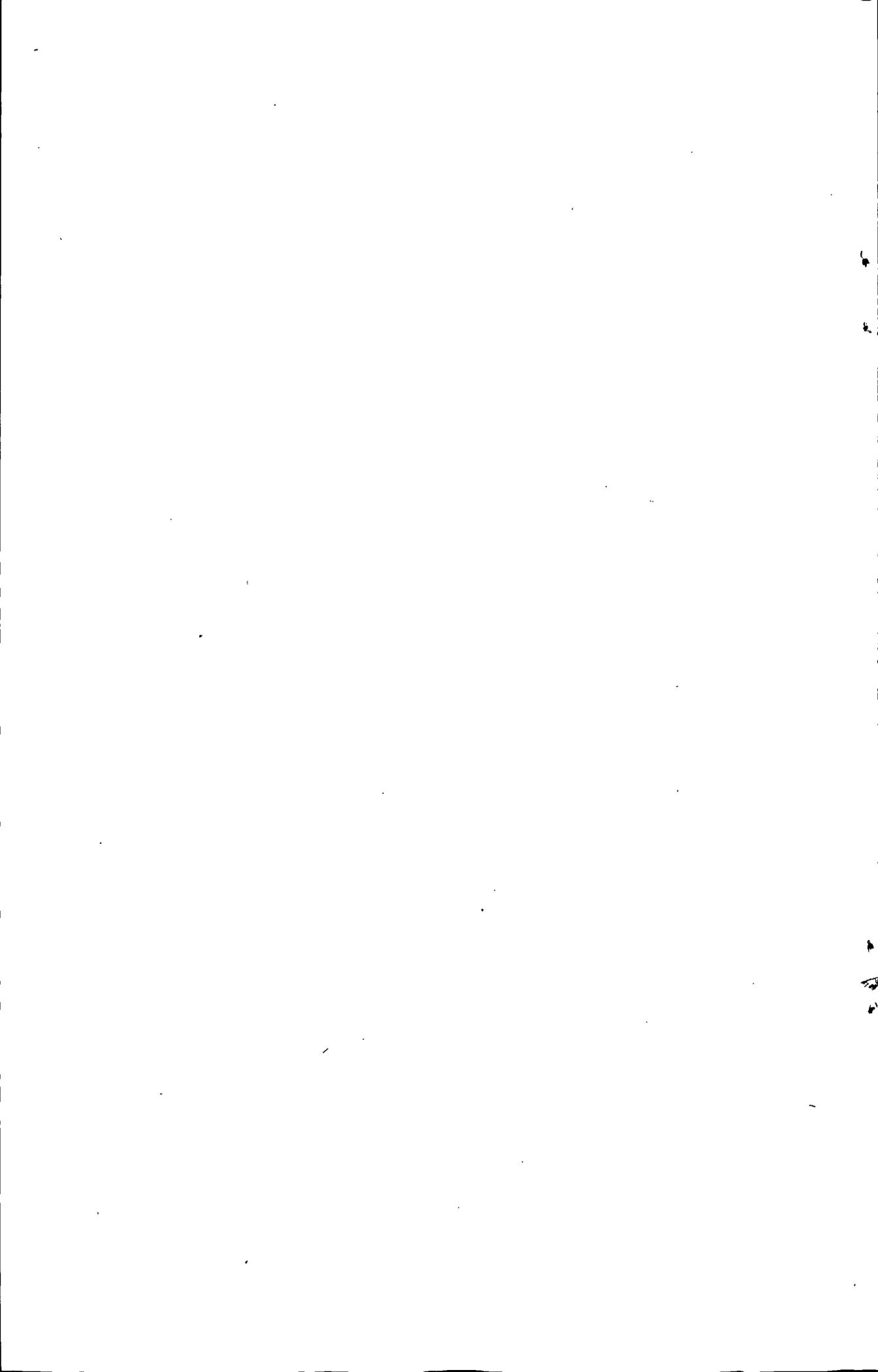
The thesis makes its emphasis on good quality with the methods of refining and hot processing of metal respectively. We can get the ideal liquid by taking the controlling of the change of temperature strictly and analysing the content of elements frequent and precise.

During the process, we must take the controlling of the order of the input of materials strictly and obey the rules. In order to improve the purity of the liquid, we must cover the slag in time and test temperature frequently. Proper speed of casting speed can assure the good quality.

The purpose of heating is that we can get the good ingot which on the one hand is heating enough; the other is granular. As we all know that the interval that fits for large deformation is narrow, and so it's important for us to control the temperature strictly. NS311 and NS312 are easy to be made for their simple composition; otherwise superalloy is difficult especially for GH1140 that contains high melting point elements and NS333 which contains 16% Mo, so we need to control the temperature and time strictly. In order to get fine microstructure, we should follow some forging rules that assure we can make it properly. The quality can be affected by coping. We need revolution work equipment, soda soap and calcium soap to do work. The results tell that the production is coincidence with national standards and which can be used widely at factory.

We try our best to do some improvements as above.

Key words: superalloy; corrosion resistance alloy; refining; technics; hot processing; ESR



目 录

独创性声明	I
摘 要	II
Abstract	III
目 录	IV
第一章 绪论	1
1.1 高温合金	1
1.1.1 高温合金的发展历史	1
1.1.2 高温合金的性质和特点	1
1.1.3 高温合金的牌号和分类	2
1.1.4 高温合金的应用	3
1.2 高温合金工艺的制定	3
1.2.1 高温合金的工艺流程	3
1.2.2 高温合金工艺制定过程中的注意事项	4
1.2.3 高温合金工艺优化	5
1.3 耐蚀合金	5
1.3.1 耐蚀合金的发展历史	5
1.3.2 耐蚀合金的性质和特点	5
1.3.3 耐蚀合金的牌号及分类	6
1.3.4 耐蚀合金的应用	7
1.4 耐蚀合金工艺的制定	7
1.4.1 耐蚀合金工艺制定过程中的注意事项	7
1.4.2 耐蚀合金工艺优化	8
1.5 国内公司现状	8
1.6 本课题的目的和内容	9
第二章 实验方法	10
2.1 实验设备和材料	10
2.1.1 实验设备	10
2.1.2 实验材料	12
2.2 试样制备及工艺	12
2.2.1 GH3030 的制备过程	12
2.2.2 GH1140 的制备过程	17
2.2.3 NS311 的制备过程	20
2.2.4 NS312 的制备过程	22
2.2.5 NS333 的制备过程	25
2.3 测试分析	27

第三章 结果与分析	28
3.1GH3030 分析	28
3.1.1 成分分析	28
3.1.2 力学性能分析	32
3.1.3 断口扫描及能谱分析	33
3.1.4 金相分析	35
3.1.5 本节小结	36
3.2GH1140 分析	36
3.2.1 成分分析	36
3.2.2 力学性能分析	37
3.2.3 断口扫描及能谱分析	39
3.2.4 金相分析	41
3.2.5 本节小结	42
3.3NS311 分析	42
3.3.1 成分分析	42
3.3.2 力学性能的分析	43
3.3.3 断口扫描及能谱分析	45
3.3.4 金相分析	47
3.3.5 本节小结	48
3.4NS312 分析	48
3.4.1 成分分析	48
3.4.2 力学性能分析	49
3.4.3 断口扫描及能谱分析	50
3.4.4 金相分析	53
3.4.5 本节小结	54
3.5NS333 分析	54
3.6 合金中碳化物和相的总结	55
第四章 结 论	57
参考文献	58
致 谢	61

第一章 绪论

随着科学技术和国民经济的高速发展,各种型号的含镍合金不断得到开发和利用,同时也对其性能和质量提出更高和更全面的要求。镍基合金包括很多种类,例如,高温合金、耐蚀合金、电热合金、精密合金、镍铁合金等等。本课题主要涉及耐蚀合金和高温合金两种合金的现场研究。

1.1 高温合金

1.1.1 高温合金的发展历史

高温合金又称热强合金、耐热合金或超合金,它具有较高的高温强度、断裂力学性能、塑性、组织稳定性,良好的抗氧化性能和抗腐蚀性能,优良的抗疲劳和抗蠕变性能及高的纯洁度和可靠性,在英、美被称为“超合金”^[1]。

高温合金是根据航空喷气发动机的需要而发展起来的一种金属材料,它可以在600~1100℃的高温氧化和燃气腐蚀条件下,承受复杂应力,并且长期可靠工作。

随着科研手段的进步,不同型号的高温合金不断出现且研究逐渐趋向于微观世界的研究,开始人为的控制生产条件,得到理想的组织。

今天随着各门科学技术手段的进步,人类改造自然的能力空前提高,人们希望走出地球探索太空,这就对材料提出了更高的要求,特别是高温合金的发展就成为关键环节。

1.1.2 高温合金的性质和特点

高温合金具有合金化程度高、微量元素难以控制和掌握,由于合金中含有铝、钛等较活泼元素,在熔炼中易氧(氮)化被烧损,并生成夹杂物而影响合金的纯净度,而钨、钼、铌、铝、钛的同时大量存在,会引起偏析和组织的不均匀。因此,合金要严格控制气体含量,否则会导致合金具有热加工性能差等性能^[15]。

高温合金是一种兼有热稳定性强和热强性好的合金。热稳定性是指材料承受温度的急剧变化而不致破坏的能力,所以又称抗热震性^[32],而热强性是指高温合金金属材料在高温下抵抗塑性变形和断裂的能力。金属的热稳定性经常用称重法来评定。在高温下金

属单位时间, 单位面积上的增重或失重越大, 表示抗氧化性就越差, 即热稳定性越差。热强性的评定指标包括蠕变极限、持久强度、高温瞬时强度和高温疲劳强度等。蠕变极限表征在高温长期载荷作用下, 高温合金材料抵抗塑性变形的能力^[46], 持久强度表征在高温长期载荷作用下, 高温合金抵抗断裂的能力, 高温瞬时强度表征高温下高温合金材料在瞬时过载条件下抵抗塑性变形和断裂的能力, 高温疲劳强度是指在规定的循环次数下(一般 10^7 次)不引起断裂的应力^[6]。

热稳定变形高温合金的特点是热稳定性很好, 通常在固溶状态下使用, 强度虽然不高, 但是塑性很好, 可以进行深冲压, 主要应用在受力不大而工作温度较高的零件, 例如燃烧室火焰筒及加力燃烧室。在含有稀土元素的镍铬合金中氮含量超过 0.03% 时, 合金的高温塑性开始下降^[28]。

热强变形高温合金的特点就是热强度较高, 通常在淬火加时效状态下使用, 主要应用在高温下承受大载荷及复杂应力的零件, 如涡轮叶片涡轮盘等^[42]。

高温合金中常用的合金元素有 20 多种, 其中绝大部分和面心立方的镍或铁形成有限或连续固溶体, 起到固溶强化的作用^[5]。当元素含量超过溶解度极限时就会生成第二相, 主要有 γ' 和 γ'' 金属间化合物和各类碳化物, 起到沉淀强化的作用。一些溶解度较小的元素如 B, Ce, Zr 等往往在晶界上偏聚, 起到净化晶界, 减少有害元素的析出而强化晶界; 相反, Pb, Sb, Bi, Sn, As, Cd 等在晶界偏聚就会使晶界弱化^[2]。

1.1.3 高温合金的牌号和分类

我国的新标准规定, 变形高温合金的牌号以汉语拼音字母“GH”后接四位阿拉伯数字来表示^[8]。“GH”后的第一位数字表示分类号, 其中, “1”表示固溶强化型铁基合金, 如 GH1140; “2”表示时效强化型铁基合金; “3”表示固溶强化型镍基合金, 如 GH3030; “4”表示时效强化型镍基合金。“GH”后的第二三四位数字表示合金的编号。例如 GH2036, GH4033 等, 其相应的旧牌号为 GH36, GH33 等。

随着科技事业的发展, 高温合金逐渐形成变形高温合金、铸造高温合金、粉末冶金高温合金、氧化物弥散强化 (ODS) 合金、金属间化合物高温材料和环境高温合金六个较为完整的部分^[7]。根据合金的基本组成元素, 又可将其分为铁基、镍基、钴基三种类型^[20,21]。其中镍基高温合金高温持久强度最高, 应用最广泛。国内目前年生产高温合金材总量约 6000 吨, 需求估计在 10000 吨以上, 产品缺口很大, 尤其是一些航空用高温

合金材料主要依赖进口，这对我国的战略安全产生很大威胁。

1.1.4 高温合金的应用

高温合金是制造航空涡轮发动机的热端部件、航天火箭发动机各种高温部件的关键材料^[41]，也是制造地面燃气轮机、能源、冶金及化工等工业部门所需高温耐腐蚀部件的材料，在先进的航空发动机中，高温合金的用量占金属材料总用量的 40%~60%。在先进的工业国家，如美国，航空航天用高温合金占其总用量的 85%左右，高温合金的研制和生产水平是一个国家金属材料发展水平的标志之一^[27]。

我国于 20 世纪 50 年代开始研制高温合金，到目前已有 40 多种变形高温合金。GH 3030、GH 1140 两类合金分别属于镍基和铁基固溶强化型变形高温合金。GH 3030 合金组织稳定，时效倾向小，有良好的抗氧化性，并有较好的加工工艺性能和焊接性能。GH 1140 合金具有良好的抗氧化性和热疲劳性，高的塑性和一定的热强性，并有良好的冲击、焊接等工艺性能。GH3030 合金主要应用于 800℃ 以下的燃烧室、加力燃烧室。GH1140 主要用于工作温度为 800~900℃ 的涡轮发动机的燃烧室和加力燃烧室零部件。当它们应用于焊接时 HGH1140 虽然有取代 HGH3030 的可能，但是由于两种合金的各自特点和固有属性，HGH3030 仍然具有自己不可替代的一方面^[9]。

1.2 高温合金工艺的制定

1.2.1 高温合金的工艺流程

生产高温合金，熔炼是其中重要的工艺环节，而且四十多年来，合金耐热水平的提高都与熔炼工艺的不断革新密切相关。

高温合金材料可通过多种方法进行熔炼。既可在大气下用感应炉及真空感应炉中进行一次熔炼，还可以根据钢种和使用上的要求，选择多种方法的联合，吸收各自的优点而组成多次熔炼工艺，如采用真空自耗炉或电渣炉对合金母材进行重熔的工艺。

目前高温合金的熔炼方法有：

单炼：AAM（电弧炉熔炼），AIM（感应炉熔炼），VIM（真空感应炉熔炼），真空电弧熔炼（VAR），电渣熔炼（ESM）、电子束熔炼（EBM）、电子束冷室炉床熔炼（EBCHR），PAF（等离子电弧炉熔炼），PIF（等离子感应炉熔炼）

双炼: VAR (真空电弧重熔), VADER (真空电弧双电极重熔), VIR (双真空熔炼), NAV (非自耗), PMV (等离子), ESR (电渣重熔), EVR (真空感应加电渣重熔), NER (非自耗), PAR (等离子重熔), EBM (电子束重熔), VEB 或 VIM+EBCFM (真空感应加电子束), NEB (非自耗电电极加电子束)

1.2.2 高温合金工艺制定过程中的注意事项

在制定合金的熔炼工艺时首先分清楚熔炼条件是真空还是非真空条件^[14]。

非真空条件下, 原材料中带有较多的硅, 往往在配料中要留有百分之零点三的余地, 即在要求标准的条件下, 再下降百分之零点三。此外, 还要注意电渣过程和非真空条件下都有增硅的可能, 需要结合实际经验来确定。

铜在非特定要求下不得配入。

铁是控制范围要求的元素, 在有上限要求时一般不配, 在要求有一定含量范围内时要配入, 当铁是余量元素, 考虑增碳用微碳铬铁或者高碳铬铁等铁合金, 如钛铁、钨铁、钼铁等。

非真空条件铝石灰脱氧情况下, 铝要留有百分之零点二五的余地, 即在配入中上限的条件下再降低百分之零点二五。

在非真空条件下, 由于外界原材料中带有较多的锰, 并且挥发轻应当按中下限配料。造渣材料氟化该钙带入锰, 使合金液要增加一定量的锰, 结合实际分析留有余地。

钛是提高合金品质的重要的合金元素, 在非真空感应熔炼后再进行电渣的合金在配料时要配至高中上限。例如在 GH1140 合金中钛的标准要求为 0.70~1.20, 我们利用非真空中频感应炉熔炼就应当配至 1.10~1.15, 实践证明在此种配料条件下能很好地控制成分。

钨和钼元素是高熔点元素, 原材料带入的可能性很小, 因此要配至中上限。

铬按中下限配入, 在经常熔炼铬的炉子里, 只需按要求配入的下限加上 1%就可以了, 实际操作证明, 铬的含量不要超过 30%, 否则就会恶化锻造性能。

GH1140 合金当采用电弧炉冶炼时铝和钛的总含量不得大于 1.55%; 当采用电弧炉或者非真空感应炉加电渣或者真空冶炼时铝和钛的总含量不得大于 1.75%^[17]。

1.2.3 高温合金工艺优化

选择合适的工艺路线,首先应考虑具体合金的成分特点,以及偏析和组织不均匀性;微量元素硼、镁、铈等都与氧亲和力大,它们易氧化而难以保证适宜的含量^[4],等等。此外,合金对气体及夹杂的含量要求非常严格,以及材料热加工性、生产上的经济性、材料的强度与塑性等各种因素,也都是正确选择工艺路线的重要依据。

中等合金化程度以下的合金,多采用大气下的电弧炉或感应炉熔炼。或经大气下一次熔炼后再经电渣炉或真空自耗炉重熔。对合金化程度高的合金,主要采用真空感应炉熔炼,或真空感应炉熔炼后再经真空自耗炉或电渣炉重熔^[13]。生产高温合金有多种熔炼工艺,即使同一种合金也可采用不同的工艺路线,但总是以满足合金材料的技术条件为原则^[16]。

高温合金是一种复杂合金化程度很高的合金,主要应用在航空航天器械的热端部件,在高温下工作的部件很容易热疲劳,因而在工艺的制定中应当特别考虑,其中涉及到拉伸蠕变响应、应力松弛、蠕变后高温应变恢复、多级加载蠕变响应历史等^[46],此类参数还要参照相关资料进一步考虑。

1.3 耐蚀合金

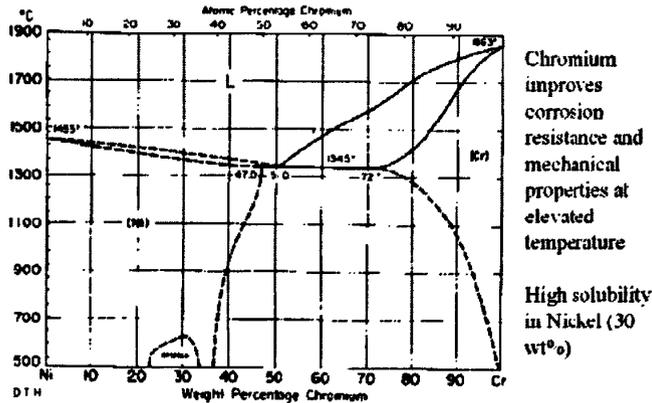
1.3.1 耐蚀合金的发展历史

常用的镍铬耐蚀合金在固溶状态下呈奥氏体状态组织^[28],其主要使用功能为耐蚀性,为提高抗氧化性能和强度,某些牌号合金加入铝、铈和钛,铈和钛除了具有时效强化作用外,尚可固定合金中的碳,因此降低了合金的敏化敏感性,具有改善合金耐晶间腐蚀的功能。早期开发和应用的镍铬耐蚀合金,自从1931年问世以来,因其兼有耐蚀耐热和抗硫化性能和良好的工艺性能,被广泛应用于工业各部门。此合金成分简单易于生产,价格低廉往往成为一些工业部门的首选材料。

1.3.2 耐蚀合金的性质和特点

铬是使镍具有良好耐蚀性的唯一合金元素,图1.1为镍-铬二元相图,室温时铬在中溶解度约为30%,700℃时上升到约35%,因此溶解度是很大的。

Nickel-Chromium Phase Diagram



William F Smith: Structure and Properties of Engineering Alloys, McGraw-Hill Publishing Co. 1981

图 1.1 镍—铬二元相图^[43]

Fig.1.1 Nickel-chromium phase diagram

铬在镍基合金中最主要的作用是增加抗氧化及耐蚀能力。当铬量达到一定临界值（它的合金成分函数）后，会在表面生成一层连续的致密的附着性良好的三氧化二铬膜，对合金抗氧化腐蚀起保护作用。

耐蚀合金在固溶退火状态下，此合金具有单一的稳定奥氏体组织结构，在中温（550~950 °C）范围内停留或经过焊接循环，在合金基体和沿奥氏体晶界会有 Cr₇C₃（大于 891 °C）和 M₂₃C₆ 等富铬型碳化物析出，这些富铬碳化物的析出是导致合金晶间腐蚀的根源，另一方面这些碳化物也有起到质点的的作用，能够阻碍位错的运动，增加金属的强度^[3]。

耐蚀合金，因其奥氏体组织，使之低温力学性能良好，尽管强度稍有增加，但合金的低温塑性并未发生明显变化，低温冲击性能和室温冲击性能之间未发生变化，此合金具有良好的低温韧性。

1.3.3 耐蚀合金的牌号及分类

我国新标准规定，耐蚀合金的牌号用汉语拼音的字母缩略“NS”来表示，符号后面第一位数字表明合金的性质,实验中的牌号“3”表示是镍基固溶类型的耐蚀合金，合金二三位数字表示的是合金序号^[8]。

耐蚀合金主要有镍铬系和镍铬钼系以及少量的镍铁铬系。镍铬系价格低廉应用广

泛,但是镍铬系耐蚀合金不耐缝隙腐蚀或者点孔腐蚀,因此,加入钼加以改善,为了降低成本可以加入适量的铁。

1.3.4 耐蚀合金的应用

NS311、NS312、NS333 分属于 Ni 基和 Ni-Mo 基耐蚀合金。

NS311: 对氧化性介质如硝酸和氢氟酸的高温混合酸以及温度较低的氟气等有良好的耐蚀性以外,还有高强度抗氧化的特点,适合于制造高温硝酸环境极强腐蚀条件的无磁构件^[8]。

NS312: 固溶强化的耐热耐蚀合金,具有良好的抗高温腐蚀性能、抗氧化性能、冷热加工性能、低温机械性能、冷热疲劳性能^[8]。650℃下具有较高的强度,成型性好,易于焊接。适合于热处理及化学加工工业装置。

NS333: 具有很多优异性能的耐蚀合金,对氧化性和中等还原性腐蚀有很好的抵抗能力,具有优异的抗应力腐蚀开裂能力和好的耐局部腐蚀能力在很多化工工艺介质中有满意的耐蚀特性^[40],包括侵蚀性很强的无机酸溶液、氯气和含氯化物的各种介质、干燥氯气、甲酸和醋酸、酸酐、海水和盐水等。

1.4 耐蚀合金工艺的制定

1.4.1 耐蚀合金工艺制定过程中的注意事项

耐蚀合金在元素配入方面的考虑同高温合金。耐蚀合金在制定工艺的时候首先分清合金的服役条件,是普通的腐蚀环境还是苛刻的腐蚀环境,是常温常压下工作,还是在高温高压下工作。金属的工艺性能有热处理性、铸造性、可锻性、焊接性^[36],是工艺制定的考虑方面。

在后续的热加工工艺的制订过程中,除了结合相关材料和书籍合理科学地确定参数外,还要结合设备的实际情况,如加热炉到锻锤的距离直接影响锻件的温降,修磨砂轮的等级影响到轧件的表面质量,轧制前加热炉的误差有多大等^[38]。

工艺中的任一细节都会影响到最终成品的质量,甚至会使前面的工作毁于一旦,或者给后面的质量埋下隐患。

1.4.2 耐蚀合金工艺优化

耐蚀合金 NS311、NS312 合金是由电热合金发展来的合金，它们成分简单，性能优异，具有很好的应用性。在实际生产中，各项流程较为顺利，主要发现合金的强度比较低，在用做承力耐蚀构件存在一定的限制。为了改善这一弊端，可以通过合金强化方法如加入强化合金元素、利用沉淀相、增加晶界等加以提高。

耐蚀合金 NS333 合金是高钼合金，众所周知，该合金具有很高的变形抗力，给热加工过程带来不小的难度。鉴于此，提出一个设想方案，在热加工之前先进行热处理，即先进行扩散退火，消散大块的合金相，再进行正火处理，降低晶粒度，再进行软化退火。然后进行正常热加工过程。

1.5 国内公司现状

国内某特种合金材料厂主要生产纯镍、高镍电阻电热合金、高镍焊接用不锈钢等产品。现已基本建立了集非真空熔炼、水平连铸、锻造、轧制、退火、拉丝于一体的生产系统，形成了棒、线、丝材产品链，在国内同行中具有一定优势。现今，国内某特种合金材料厂铸锭（坯）方式主要有三种，即镍铁类合金、不锈钢等走水平连铸；Cr20Ni80 类电热合金走下铸锭；软磁类合金经真空炉熔炼后进行双锭模铸。

无论是哪一种方式，各种品种现今都存在着表面质量差、成材率低、内部组织粗化等问题，严重影响到后续加工过程、产品质量以及经济效益。现行工艺在应用中存在的问题主要是铸锭表面氧化皮层厚，冷隔深，表面有沟槽和横裂，内部组织柱状晶化严重，普遍存在中心缩孔以及容易拉漏和拉断等。在随后的轧制过程中，由于铸锭表面质量差，内部微观组织塑性变形能力不强，为了保证铸锭的变形能力不得不提高轧制温度，使得二次氧化严重等因素导致产品在加工过程中内部氧化夹杂以及晶间低熔点化合物增多。极易成为应力集中点，形成裂纹。

现今，特种合金材料厂为了减少轧制过程中二次氧化的程度，采取了降低铸锭初始轧制温度的措施，但是内部粗大的微观组织结构又难以保证铸锭在轧制过程中具有足够的变形能力。因而，造成产品轧制困难以及圆度不够等新问题。总之，无论是氧化夹杂和内部缺陷多难以进行酸洗去除表面氧化物，还是椭圆度过大都将造成最终产品性能不佳、存在裂纹和拉拔设备磨损过大等问题。因此，通过工艺改造，弥补不足，生产高品

位合金具有十分重要的意义。

1.6 本课题的目的和内容

针对国内目前镍基合金的生产过程,通过对工艺的改进和研究,获得产品质量达到 ASTM、EN 标准的高温合金:GH3030、HGH3030、GH1140、HGH1140 的棒材和线材(直径 1.5~20mm)和耐蚀合金:NS311、NS312、NS333 的棒材和线材(直径 1.5~20mm),并具备其它牌号高品质高温合金和耐蚀合金的生产能力。通过该研究和开发,掌握高温合金、耐蚀合金的生产工艺,使产品质量满足高档材料市场的需求,使产品向电子、能源、航空、化工、军工等行业拓展。这对产品附加值、提高产品应用范围、扩大市场占有率、提高经济效益等方面都具有重要的意义。

根据高温合金的熔炼要求并结合国内某特种合金材料厂实际情况,可制订出如下二种高温合金线棒材生产工艺如下:

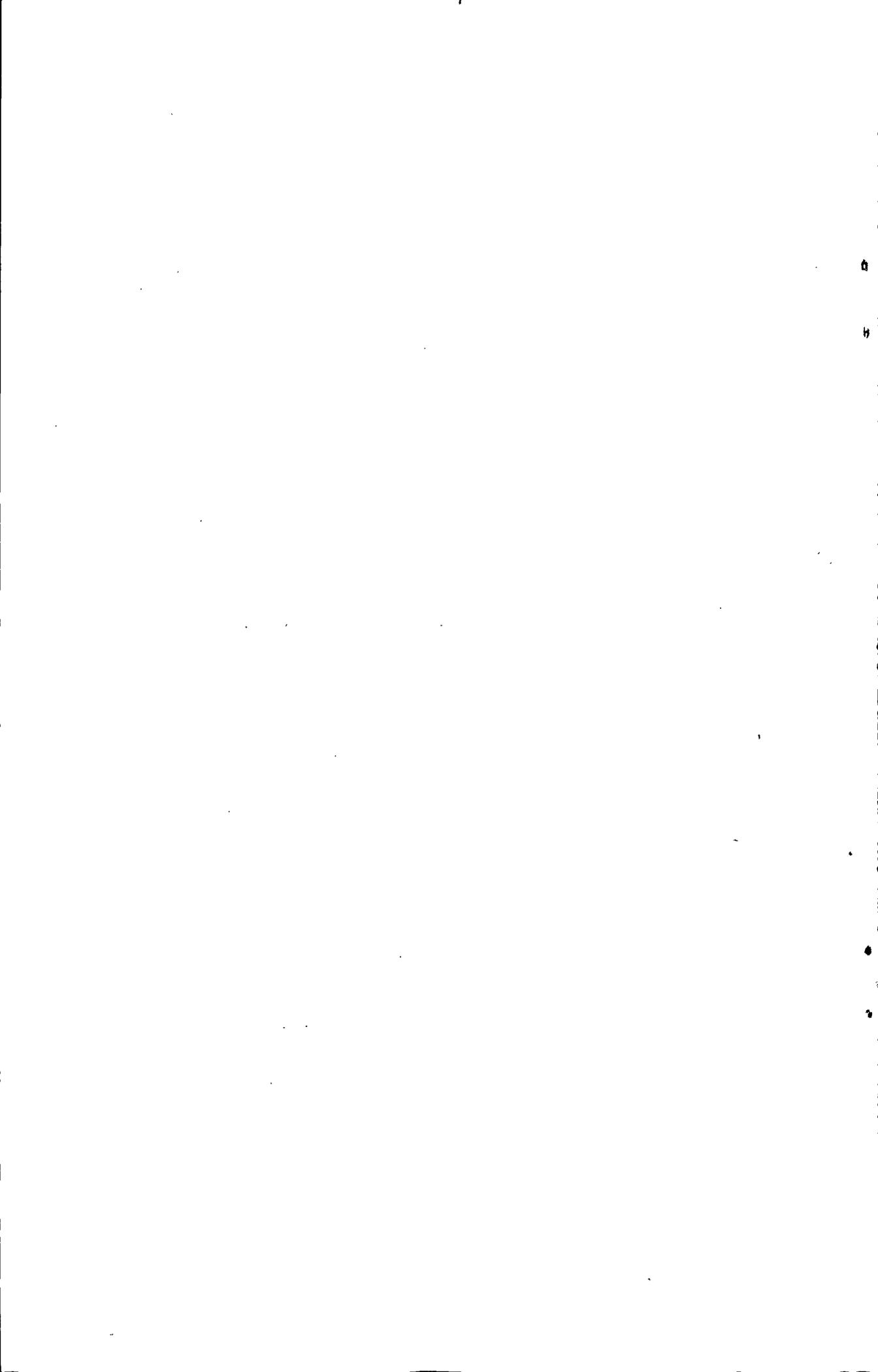
VIM(真空感应炉熔炼) + 真空模铸 + 扒皮 + 锻造 + 热轧 + 酸洗 + 冷拉 → 成品

AIM(感应炉熔炼) + ESR(电渣重熔) + 热轧 + 酸洗 + 冷拉 → 成品

耐蚀合金走合金公司既定生产路线。

本课题的内容是五种合金各自整套工艺的开发,主要内容如下:

- (1) 合金配料;
- (2) 合金熔化,精练及浇注;
- (3) 热加工过程;
- (4) 拉丝成品过程;
- (5) 合金丝的金相检验,力学性能检测以及碳化物和相的分析和总结。



第二章 实验方法

2.1 实验设备和材料

2.1.1 实验设备

(1) 在实验过程中应用的熔炼设备为非真空中频感应炉，型号为 GW0.05-50/2.5，标准容量为 50Kg，频率为 2500Hz，最大使用功率为 75KW，功率因数为 0.8~0.9。与之配套的是一台变频器，将工频电流变频为 2500 Hz。



图 2.1 中频感应炉

Fig.2.1 Induction furnace

图 2.2 感应炉控制台及配备电气

Fig.2.2 Console desk and electric accessory

(2) 锻锤为 0.5T 压缩空气锤，型号为 C41-500。



图 2.3 锻锤

Fig.2.3 Forging hammer

(3) 轧机为十六道次变形过程机组，从方坯变形为直径为 8mm 盘元，型号为中轧机组。

(4) 电渣重熔设备

电渣重熔过程是利用低电压大电流来生产的过程。在熔炼过程中，工作电压 24~36V，工作电流为 2400~3200A。电渣重熔的配套设备有结晶器、橡胶垫片、冷却水配套设备、重熔电极（可以浇注成型或者锻造得到，本实验中是锻造而成）、电极夹持配套设备（如电动机，差动减速机构等）、工作电气设备等。需要指出的是，实验过程中与电渣重熔设备配套的还有一个 100 Kg 的化渣炉。

(5) 拉丝机的型号为 LC-ZL615，工作转速为 75r / min。

(6) 万能实验拉伸机，型号为 CMT5105。

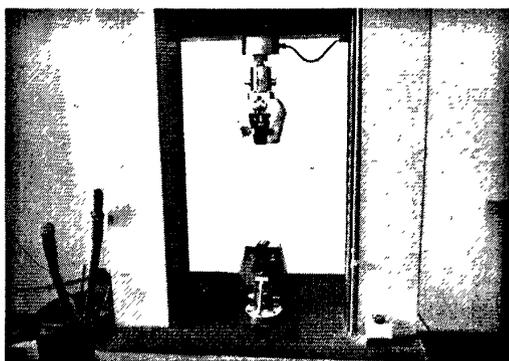


图 2.4 万能拉伸试验机

Fig.2.4 Tenile testing machine

(7) 光学显微镜，型号为 MF-A500。

(8) 光谱分析仪器其型号为 SRC2RONGCAN009。

(9) 井式退火加热炉，其型号为 RJ2-110-12。

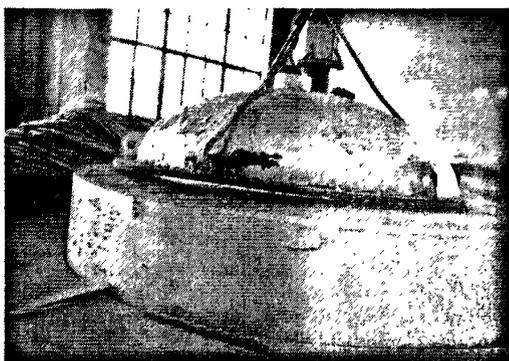


图 2.5 井式加热炉

Fig.2.5 Pit furnace

2.1.2 实验材料

国内某特种合金公司所用的原材料有纯铁, 镍板, 微碳铬铁, 金属锰, 硅钙, 结晶硅, 镍镁, 海绵钛, 钨粉, 钼角料, 铝锭, 高碳铬铁, 金属铈。

实验材料的化验成分如表 2.1 所示, 未标出检验成分者当纯料使用。

表 2.1 实验料成分
Table 2.1 Composition of materials

名称	C	Mn	Si	S	Cr	Ni	Ca	Mg
纯铁	0.0060	0.1350	0.0100	0.0075				
镍板				0.001		99.90		
微铬	0.057		0.25		60.45			
金属锰	0.120	95.20						
硅钙	0.370		56.70				28.70	
结晶硅			99.0					
镍镁						51.51		48.50
海绵钛								
钨粉								
钼								
铝锭								
高铬	6.720		1.320		61.100			
铈								

2.2 试样制备及工艺

无论是高温合金还是耐蚀合金, 为了使其具有相应的耐高温、抗腐蚀性能, 必须保证其具有一定的化学成分、纯净度及合适的组织结构。熔炼过程中, 每次的装炉量均为 50Kg。

2.2.1 GH3030 的制备过程

一、合金的成分和配比如表 2.2 所示:

表 2.2 GH3030 配料表

Table2.2 GH3030 burden sheet

成分	C	Cr	Ni	Al	Mg	Ce	Ca
标准	≤0.12	19.00~ 22.00	余量	≤0.15	—	—	—
配入	0.04 (0)	20.50	余量		0.05	0.10	0.03
Ti	Fe	Cu	Si	Mn	P	S	
0.15~ 0.35	≤1.50	≤0.20	≤0.80	≤0.70	<0.03	<0.02	
0.35			0.40 (0.30)	0.40 (0.50)			

注：1、根据前炉所炼钢种，随时调整配入料的成分。

2、考虑到用 Si—Ca 粉脱氧，可以不加硅，把最终硅的含量作为脱氧的标准。

3、GH3030 合金组织稳定，时效倾向小，有良好的抗氧化性，并有较好的加工工艺性能和焊接性能。

4、当进行成品化学分析时，允许与标准成分有一定的偏差，但其最大允许偏差应符合现行《高温合金牌号》中表 2.3 规定^[8]：

表 2.3 元素偏差

Table2.2 Elements deviation

元素	Ti	Cr
允许偏差	+0.05	+0.20
	-0.02	-0.10

5、以固溶处理状态交货的线材，其力学性能指标应符合表 2.4 规定^[8]：

表 2.4 力学性能指标

Table2.4 Properties target

合金 牌号	推荐的固溶处理 温度, °C	瞬时拉伸性能		
		试验温度	抗拉强度 σ_b	伸长率 δ_5
		室温	MPa	%
GH3030	980~1020		≥800	≥30

二、冶炼前的准备

1. 新打炉体熔炼合金因此不用洗炉。
2. 用镍铁棒搅拌合金液。

3. 用 Al—CaO、Si—Ca 粉联合脱氧 (Al—CaO: Si—Ca=200:300)。
4. 原材料选用: 镍板、金属铬、海绵钛、金属锰、石墨碳、镍镁、金属铈。

三、装料及熔化

1. 镍装在坩埚底部及四周, 铬及石墨碳块装在坩埚中部^[10], 感应炉此时的功率为 28KW。
2. 40min 后炉底出现钢水, 加入适当渣料, 熔化末期及时盖渣, 感应炉此时的功率为 40KW。
3. 料熔 80%时渣料全部加完。全熔后调好渣的流动性和钢液温度 1550~1580℃, 然后转入精炼期, 感应炉此时的功率为 40KW, 熔化完毕所需时间为 20min。

四、精炼

1. 脱氧剂分批加入, 用 Al—CaO 粉前期脱氧, Si—Ca 后期脱氧。每批脱氧剂加入后, 待渣与脱氧剂反应一定时间后再轻轻点渣, 坚持少量、多批、轻点的原则。脱氧剂为装入量的 0.8~1.2%, 其中 Si—Ca 占脱氧剂总量的 10%。
2. 渣白或全熔换渣后取炉中分析料。继续脱氧, 调整成分, 白渣且流动性良好 5min 后加锰, 加锰后 5 min 取可锻。
3. 渣白脱氧良好后加海绵钛和金属铈, 出钢前 1~2 min 加镍镁。
4. 精炼期时间和白渣保持时间依据感应炉容量及脱氧状况而定。
5. 当化学成分合格, 钢液脱氧情况良好, 温度为 1540~1560℃时出钢, 精炼过程中感应炉的功率为 20KW, 精炼时间为 26min。

五、浇注

1. 采用上注法浇注。
2. 浇注速度要控制好, 开始小流, 然后适当加大速度, 当浇注到帽口线时, 细流充填, 浇注完毕后立即向注模内加入碳化稻壳发热剂。
3. 钢锭冷却良好, 不粘锭模时可脱模。

六、锻造

1. 预热阶段: 钢坯由室温加热到 850℃, 钢锭应逐渐缓慢推进, 慢速加热以避免锭坯内外温差形成裂纹, 并利于金属组织转变, 高温合金热加工温度高, 合适加工的温度范围窄^[43], 要求较高。
2. 升温阶段: 由 850℃加热到锻造温度, 提高加热速度, 减少氧化。
3. 保温阶段: 锻造温度下进行保温时, 勤翻钢, 使温度均匀, 以利于化学成分及

组织均匀化^[25]。

4. 热工制度（加热温度和时间随生产情况而便，故只保持底限，以下均相同）见表 2.5:

表 2.5 锻造参数

Table2.5 Forge parameters

钢号	钢锭规格	预热时间	升温时间	保温时间
GH3030	50kg 圆锭	>110min	>50min	15~20min
预热到温度	加热温度	始锻温度	终锻温度	冷却方式
850℃	1180~1200 ℃	>1100 ℃	>900 ℃	空冷

5. 锻造：锻造成自耗电极，钢锭出炉到开锻，动作要迅速避免钢表面降温过多，保证要求的开锻温度，锻制时应掌握“二轻一重”、“二均匀”的操作原则。
6. 冷却：锻后应放在空气中自然冷却，不允许放在潮湿有风的地方。
7. 锻造为截面 5cm 左右的方坯。
8. 修磨。

七、电渣重熔

1、冶炼前的准备

- a 自耗电极需经锻造而成。
- b 自耗电极弯曲度<6mm/m，且两端应完整，没有严重劈头、飞翅，表面不得有严重重皮、结疤和裂纹。
- c、自耗电极尺寸：充填系数为 0.6，结晶器直径 ϕ 取 70mm。
- d、表面处理，因 Cr 含量>12.5%，表面允许不修磨和不涂料。
- e、自耗电极使用前，放在厢式电阻炉内干燥，干燥时间 8h。
- f、假电极一般用 10 号炭素钢棒，假电极与自耗的连接是用电焊焊接，要牢固，两者中心线应对直，严防冶炼过程焊口发红。
- g、渣系：渣料配比 CaF_2 : 70% Al_2O_3 : 25% TiO_2 : 3% CaO (需烤好的石灰): 2%，渣料烘烤制度如表 2.6 所示。
- h、渣量：炉渣用量平均为重熔金属的 3~5%。

表 2.6 渣料烘烤制度

Table 2.6 Slag baking system

渣料	烘烤温度	烘烤时间 (h)
CaF ₂	≥400℃	≥4
Al ₂ O ₃	≥700℃	≥4
CaO	≥700℃	≥6

i、配电制度：电压 40V，电流 2600~2800A。

j、用化渣炉化渣注意事项：让坩埚停到冶炼电极下方，锁紧坩埚车。坩埚底电极上放置引弧剂，周围放置固态渣料，电极快速下降，观察电极与渣料的距离，保持电极在坩埚正中，当电极接近渣料时，让电极慢速下降同时接通电源，开始引弧，熔化渣料，不断的添加固态渣料，待要融化的渣到要求时，担起电极，断开电源，完成化渣工作，手动倾动坩埚把液态渣倒入准备好的渣罐中。

注：因为考虑到易烧损元素的氧化，如条件允许应对渣料进行提纯，提纯方法是采用电渣法，将混合渣料加入结晶器，以含 Al 为 5~7% 的 Fe-Al 棒来提纯。

2、生产操作

装炉：a、安放结晶器：电极夹头（卡头）与结晶器及底盘三者中心力争在一条垂线上。

b、安装电极，调整电极与结晶器对中性用结晶器的合理冶炼位置。

3、电渣重熔

(1) 起弧：a、将电极棒夹紧，并插入结晶器中，保证电极棒不与结晶器接触，与底水箱保持 10mm 左右距离。

b、送电，舀渣倒入结晶器中，先小电流（1000~2000 A）手动，稳定后转入自动，进行正常冶炼。

c、渣量 1kg 左右，渣层厚度 55~70mm。

(2) 冶炼中，随时移动底水箱，使电极棒始终保持在结晶器中心。

(3) 冶炼中途不允许加干渣，若出现断电，可及时用短接法进行补救。

(4) 冶炼终期应进行补缩，以免顶部出现深坑。

补缩方法：降电流补缩：电流降至 1500~2000 A，熔炼 2~3 min，停止下降，待电流值为零时，停电提升电极。

(5) 冶炼完毕后 6~10 min，待钢锭凝固后才能脱锭。

(6) 取样分析。

八、热轧

1、加热轧制制度如表 2.7 所示:

表 2.7 轧制参数

Table 2.7 Roll parameters

钢种	预热时间	预热到温度	升温时间	加热温度
GH3030	>40min	850℃	>30min	1180~1200℃
保温时间	始轧温度	终轧温度	冷却方式	
10~15min	>1120℃	>900℃	空冷	

2、加热时注意事项:

- 1) 预热阶段由室温加热到 850℃, 钢坯应缓速逐渐推进, 进行慢速预热。
- 2) 升温阶段由 850℃加热至加热温度, 可提高加热温度, 以减少氧化。
- 3) 影响加热效果的因素有加热方式, 如随炉加热, 预热, 到温入炉加热, 高温入炉加热等, 还与加热介质及工件的放置方式有关^[38]。

3、轧制为 $\phi 8\text{mm}$ 的盘元。

九、冷拔

1、退火: 加热温度为 950~1000℃, 保温时间为 1.5~2.5h, 冷却方式为空冷。

2、碱爆(熔融苛性碱, 硝酸钠) — 高压水洗 — 酸洗(硫酸和氯化钠的溶液) — 高压水冲 — 挂灰 — 拉拔。

- 1) 在碱池中碱呈熔融状态, 温度大约 600℃。
- 2) 酸洗池的为年度大约为 80℃。
- 3) 挂灰时间为 3min 左右。

3、应注意拉拔过程中因润滑剂含硫所引起的增硫作用。

4、最后拉丝至直径为 5.0mm, $\phi 8.0 \rightarrow \phi 7.0 \rightarrow \phi 5.7 \rightarrow \phi 5.0$ 。

2.2.2 GH1140 的制备过程

一、合金化学成分及配料见表 2.8

表 2.8 GH1140 配料表

Table2.8 GH1140 burden sheet

成分	C	Cr	Ni	W	Mo	Al	Mg
标准	0.06~	20.00~	35.00~	1.40~	2.00~	0.20~	-
	0.12	23.00	40.00	1.80	2.50	0.60	-
配入	0.09	21.50	38.00	1.70	2.30	0.30	0.05
Ti	Fe	Ce	Si	Mn	P	S	Ca
0.70-	余量	≤0.05	≤0.80	≤0.70	<0.025	<0.015	-
1.20							
1.15	余量	0.05	0.30	0.45			0.03

注：1、根据前炉所炼钢种，随时调整配入料的成分。

2、当进行成品化学分析时，允许与标准成分有一定的偏差，但其最大允许偏差应符合现行《高温合金牌号》中表 2.9 规定^[8]：

表 2.9 元素偏差

Table2.9 Elements deviation

元素	W	Mo	Ti
允许偏差	±0.01	±0.05	-0.05

3、GH1140 合金具有良好的抗氧化性和热疲劳性，高的塑性和一定的热强性；并有良好的冲击、焊接等工艺性能。

4、以固溶处理状态交货的棒材，其力学性能指标应符合表 2.10 规定^[8]：

表 2.10 力学性能指标

Table2.10 Properties target

合金 牌号	推荐的固溶 处理温度, ℃	试验温度℃	拉力试验		
			抗拉强度σ _b	断面收缩率	伸长率δ ₅
				ψ	
			kgf/mm ²	%	%
GH1140	1050~1090	20	65.0	45.0	40.0

二、 冶炼前的准备

- 1、前炉冶炼品种与之相近，故不用洗炉。
- 2、用镍铁棒搅拌。
- 3、用 Al—CaO 粉脱氧。
- 4、原材料选用： 镍板、铁、金属铬、金属锰、钼铁、钨铁、结晶硅、微碳铬铁、钛铁、镍镁合金、硅钙块、Ni-Al-Ti 中间合金、金属铈。

三、 装料及熔化

- 1、镍铁装在坩埚底部及四周，铬装在坩埚中部，高熔点金属装在高温区^[22]，依据

炉中温度分布装料，感应炉的功率为 36KW。

- 2、42min 后炉底出现钢水加入适当渣料，熔化末期，47min 加入钼和钨并及时盖渣。
- 3、料熔 80%时渣料全部加完。全熔后调好渣的流动性和钢液温度 1550~1580℃，然后转入精炼期，此时感应炉的功率为 42KW，熔化完毕所需时间为 22min。

四、 精炼

- 1、加入铝石灰粉进行分批脱氧，每批脱氧剂加入后，待渣与脱氧剂反应一定时间后再轻轻点渣，坚持少量、多批、轻点的原则。脱氧剂为装入量的 0.8~1.2%。
- 2、渣白或全熔换渣后取样进行炉中分析。继续脱氧，调整成分，白渣且流动性良好 5min 后加锰，加锰后 5min 取可锻。
- 3、可锻良好后加硅。
- 4、渣白脱氧良好后加入铝，过 2~3 min 后加金属铈和钛铁。出钢前 5 min 加入硅钙块、出钢前 1~2 min 加镍镁。
- 5、精炼期时间和白渣保持时间依据感应炉容量及脱氧状况而定^[13,14]。
- 6、当化学成分合格，钢液脱氧情况良好，温度为 1550~1560℃时即可出钢。精炼过程中感应炉的功率为 24KW，精炼时间为 21min。

五、浇注过程同上。

六、锻造

- 1、预热过程同上。
- 2、热工制度见表 2.11:

表 2.11 锻造参数

Table2.11 Forge parameters

钢号	钢锭规格	预热时间	升温时间	保温时间
GH1140	50kg 圆锭	>110min	>50min	15~20min
预热到温度	加热温度	始锻温度	终锻温度	冷却方式
850℃	1160~1180℃	>1080℃	>900℃	空冷

- 3、锻造，冷却，修磨相关事项同上。

七、热轧

- 1、加热轧制制度见表 2.12:

表 2.12 轧制参数

Table2.12 Roll parameters

钢种	预热时间	预热到温度	升温时间	加热温度
GH1140	>40min	850℃	>30min	1160~1180℃
保温时间	始轧温度	终轧温度	冷却方式	
10~15min	>1080℃	>900℃	空冷	

2、加热时注意事项同上。

3、轧制为直径为 8mm 的盘元。

九、冷拔

1、退火：加热温度为 1000~1050℃，保温时间为 1.5~2.5h，冷却方式为空冷

2、拉拔过程同上。

2.2.3 NS311 的制备过程

一、合金标准化学成分及配料见表 2.13:

表 2.13 NS311 配料表

Table2.13 NS311 burden sheet

成分	C	Cr	Ni	Mg	Ce	Al
标准	≤0.06	28.0~31.0	余量	—	—	≤0.30
配入		29.0	余量	0.05	0.20	
Ti	Fe	Ca	Si	Mn	P	S
—	≤1.0	—	≤0.50	≤1.20	≤0.020	≤0.020
0.10		0.03	0.25	0.80		

注：1、根据前炉所炼钢种，随时调整配入料的成分。

2、NS311：对氧化性介质如硝酸和氢氟酸的高温混合酸以及温度较低的氟气等有良好的耐蚀性以外，还有高强度抗氧化的特点^[40]。

3、当进行成品化学分析时，允许与标准成分有一定的偏差，但其最大允许偏差应符合现行 GB-T15007-94《耐蚀合金牌号》中表 2.14 规定^[8]：

表 2.14 元素偏差

Table2.14 Elements deviation

元素	C	Cr	Al	Fe	Si	Mn
允许偏差	±0.01	±0.30	±0.05	±0.05	±0.03	±0.04

3、以固溶处理状态交货的棒材，其力学性能指标应符合表 2.15 规定^[8]：

表 2.15 力学性能指标

Table2.15 Properties target

合金 牌号	推荐的固溶处理 温度, °C	拉力试验		
		抗拉强度 σ_b N/mm ²	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ N/mm ²	伸长率 δ_5 %
NS311	1050~1100	570	245	40

4、线材力学性能符合表 2.16 规定^[8]：

表 2.16 力学性能指标

Table2.16 Properties target

合金牌号	抗拉强度 σ_b , N/mm ²	
	R—软态	L—冷拉
NS311	不小于 835	1275

二、 冶炼前的准备

- 1、前炉冶炼品种成分与该合金成分相近不用洗炉。
- 2、用镍铁棒搅拌。
- 3、用 Al—CaO 粉和硅钙分联合脱氧（400：100）脱氧。
- 4、原材料选用：金属镍、金属铬、金属锰、结晶硅、镍镁合金、金属铈。

三、 装料及熔化

- 1、镍铁装在坩埚底部及四周，铬装在坩埚中部，此时感应炉的功率为 30KW。
- 2、43min 炉底出现钢水加入适当渣料，熔化末期及时盖渣。
- 3、料熔 80%时渣料全部加完。全熔后调好渣的流动性和钢液温度 1550~1590°C，然后转入精炼期，此时感应炉的功率为 39KW，熔化完毕所需时间为 17min。

四、 精炼

- 1、加入铝石灰粉进行分批脱氧，每批脱氧剂加入后，待渣与脱氧剂反应一定时间后再轻轻点渣，坚持少量、多批、轻点的原则。脱氧剂为装入量的 0.8~1.2%。
- 2、渣白或全熔换渣后取炉中分析料。继续脱氧，调整成分，白渣且流动性良好 5min 后加锰，加锰后 10 min 取可锻。
- 3、可锻良好后加硅。
- 4、出钢前 5 min 加金属铈，出钢前 1~2 min 加镍镁。
- 5、精炼期时间和白渣保持时间依据感应炉容量及脱氧状况而定。
- 6、当化学成分合格，钢液脱氧情况良好，温度为 1540~1580°C 时即可出钢，此时，

感应炉的功率为 39KW，精炼时间为 23min。

五、浇注过程同上。

六、锻造

1、预热过程同上。

2、热工制度见表 2.17:

表 2.17 锻造参数

Table2.17 Forge parameters

钢号	钢锭规格	预热时间	升温时间	保温时间
NS311	50kg 圆锭	>110min	>50min	15~20min
预热到温度	加热温度	始锻温度	终锻温度	冷却方式
850℃	1100~1150℃	>1080℃	>850℃	空冷

3、锻造、冷却、锻造和修磨相关事项同上。

七、热轧

1、加热制度见表 2.18:

表 2.18 轧制参数

Table2.18 Roll parameters

钢种	预热时间	预热到温度	升温时间	加热温度
NS311	>40min	680℃	>30min	1170~1210℃
保温时间	始轧温度	终轧温度	冷却方式	
10~15min	>1120℃	>850℃	空冷	

2、加热时注意事项同上。

3、轧制为直径为 8mm 的盘元。

八、冷拔

1、退火：加热温度为 1040℃，保温时间为 2.5h。

2、拉拔中间过程同上。

3、拉丝： $\phi 8.0 \rightarrow \phi 7.0 \rightarrow \phi 5.7 \rightarrow \phi 5.0 \rightarrow \phi 4.0$ 。

2.2.4 NS312 的制备过程

一、NS312 合金标准化学成分及配料见表 2.19:

表 2.19 NS312 配料表

Table2.19 NS312 burden sheet

成分	C	Cr	Ni	Mg	Ce	Mn
标准	≤0.15	14.0~17.0	余量	—	—	≤1.0
配入	0.04	15.0	余量	0.05	0.10	0.6
Fe	Cu	Si	P	S	Ti	Ca
6.0~10.0	≤0.50	≤0.50	≤0.030	≤0.015		
					0.10	0.03

注：1、根据前炉所炼钢种，随时调整配入料的成分。

2、NS312：固溶强化的耐热耐蚀合金，具有良好的抗高温腐蚀性能、抗氧化性能、冷热加工性能、低温机械性能、冷热疲劳性能^[40]。

3、当进行成品化学分析时，允许与标准成分有一定的偏差，但其最大允许偏差应符合现行 GB—T15007—94《耐蚀合金牌号》中表 2.20 规定^[8]：

表 2.20 成分偏差

Table2.20 Elements deviation

元素	C	Cr	Fe	Si	Mn
允许偏差	±0.01	±0.25	±0.10	±0.03	±0.03

4、以固溶处理状态交货的棒材，其力学性能指标应符合表 2.21 规定^[8]：

表 2.21 力学性能指标

Table2.21 Properties target

合金 牌号	推荐的固溶处理 温度, °C	拉力试验		
		抗拉强度 σ_b N/mm ²	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ N/mm ²	伸长率 δ_5 %
NS312	1000~1050	550	240	30

二、冶炼前的准备

- 1、前炉冶炼品种该合金影响很小不用洗炉。
- 2、用同钢种或镍铁棒搅拌。
- 3、用 Al-CaO、Si-Ca 粉联合脱氧。
- 4、原材料选用：电解镍、铁、金属铬、金属锰、镍铁、微碳铬铁、镍镁、金属铈。

三、装料及熔化

- 1、镍铁装在坩埚底部及四周，铬装在坩埚中部，此时感应炉的功率为 32KW。
- 2、58min 后炉底出现钢水加入适当渣料，熔化末期及时盖渣。
- 3、料熔 80%时渣料全部加完。全熔后调好渣的流动性和钢液温度 1550~1580°C，然

后转入精炼期，此时感应炉的功率是 44KW，熔化完毕所需时间为 25min。

四、精炼

- 1、脱氧剂分批加入，用 Al-CaO 前期脱氧，Si-Ca 后期脱氧。每批脱氧剂加入后，待渣与脱氧剂反应一定时间后再轻轻点渣，坚持少量、多批、轻点的原则。脱氧剂为装入量的 0.8~1.2%，其中 Si-Ca 占脱氧剂总量的 10%。
- 2、渣白或全熔换渣后取炉中分析料。继续脱氧，调整成分，白渣且流动性良好 5min 后加锰，加锰后 10 min 取可锻。
- 3、精炼期时间和白渣保持时间依据感应炉容量及脱氧状况而定。
- 4、出钢前 5 min 加金属铈，出钢前 1~2 min 加镍镁。
- 5、当化学成分合格，钢液脱氧情况良好，温度为 1540~1560℃时即可出钢，此时感应炉的功率为 38KW，精炼时间为 23min。

五、浇注过程同上。

六、锻造

- 1、预热过程同上。
- 2、热工制度见表 2.22:

表 2.22 锻造参数

Table2.22 Forge parameters

钢号	钢锭规格	预热时间	升温时间	保温时间
NS312	50kg 圆锭	>110min	>50min	15~20min
预热到温度	加热温度	始锻温度	终锻温度	冷却方式
850℃	1050~1232℃	>1038℃	>870℃	空冷

3、锻造、冷却、修磨相关事项同上

七、热轧

- 1、加热制度见表 2.23:

表 2.23 轧制参数

Table2.23 Roll parameters

钢种	预热时间	预热到温度	升温时间	加热温度
NS312	>40min	850℃	>30min	1050~1232℃
保温时间	始轧温度	终轧温度	冷却方式	
10~15min	>1000℃	>870℃	空冷	

八、加热时注意事项同上。

1、正常热加工温度为 871~1232℃，大变形量时适宜温度为 1038~1232℃,终加工温度大于 870℃，合金在 650~871℃间有一热脆区，热加工应避免^[21]。

2、轧制为直径为 8mm 的盘元。

3、以上合金的热加工过程，都以连续加热炉进行的，主要的换热方式是热传导和对流，中间还有少量的热辐射作用^[23]。

九、冷拔

1、退火:加热温度为 1093~1149 ℃,保温时间为 1.5~2.5h,固溶处理后再进行 700~750℃, 15h 时效处理。

2、拉拔中间过程同上。

3、拉丝: $\phi 8.0 \rightarrow \phi 7.0 \rightarrow \phi 6.0 \rightarrow \phi 5.0$ 。

2.2.5 NS333 的制备过程

一、合金化学成分及配料见表 2.24:

表 2.24 NS333 配料表

Table2.24 NS333 burden sheet

成分	C	Cr	Ni	W	Mo	Ca	Mg	Ti
标准	≤0.08	14.5~16.5	余量	3.0~4.5	15.0~17.0	—	—	—
配入		15.5	余量	4.0	16.0	0.03	0.05	0.10
Co	Fe	V	Si	Mn	P	S	Ce	
≤2.5	4.0~7.0	≤0.35	≤1.00	≤1.00	≤0.04	≤0.03	—	
1.50	5.50	0.15	0.30	0.65			0.15	

注：1、根据前炉所炼钢种，随时调整配入料的成分。

2、NS333：具有很多优异性能的耐蚀合金，对氧化性和中等还原性腐蚀有很好的抵抗能力，具有优异的抗应力腐蚀开裂能力和好的耐局部腐蚀能力在很多化工工艺介质中有满意的耐蚀特性^[40]。

3、当进行成品化学分析时，允许与标准成分有一定的偏差，但其最大允许偏差应符合现行 GB-T15007-94《耐蚀合金牌号》中表 2.25 规定^[8]：

表 2.25 元素偏差

Table2.25 Elements deviation

元素	C	Cr	W	Mo	Co
允许偏差	±0.01	±0.25	±0.05	±0.15	±0.05
元素	V	Fe	Si	Mn	
允许偏差	±0.02	±0.10	±0.05	±0.03	

4、以固溶处理状态交货的棒材，其力学性能指标应符合下列规定^[8]：

表 2.26 性能指标

Table2.26 Properties target

合金 牌号	推荐的固溶处理 温度, °C	拉力试验		
		抗拉强度 σ_b N/mm ²	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ N/mm ²	伸长率 δ_5 %
NS333	1160~1210	690	315	30

5、线材力学性能符合下列规定^[8]：

表 2.27 性能指标

Table2.27 Properties target

合金牌号	抗拉强度 σ_b , N/mm ²	
	R—软态	L—冷拉
NS333	不小于 930	1325

二、冶炼前的准备

- 1、前炉冶炼品种与该合金相似所以可以不用洗炉。
- 2、用镍铁棒搅拌。
- 3、用 Al—CaO 粉脱氧。
- 4、原材料选用电解镍、工业纯铁、电解 Co、JCr、JMn、金属钼、钨铁、钒铁、金属铈、镍镁合金、硅钙。

三、装料及熔化

- 1、镍铁装在坩埚底部及四周，Co、Cr、V 装在坩埚中部，W、Mo 装在坩埚的中上部^[10]，此时感应炉的功率为 32KW。
- 2、53min 后炉底出现钢水加入适当渣料，熔化末期及时盖渣。
- 3、料熔 80%时渣料全部加完。全熔后调好渣的流动性和钢液温度 1540~1560°C，然后转入精炼期，熔化完毕所需时间为 18min。

四、精炼

- 1、加入铝石灰粉进行分批脱氧。每批脱氧剂加入后，待渣与脱氧剂反应一定时间后再轻轻点渣，坚持少量、多批、轻点的原则。脱氧剂为装入量的 0.8~1.2%。
- 2、渣白或全熔换渣后取炉中分析料。继续脱氧，调整成分，白渣且流动性良好 5min 后加锰，加锰后 10 min 取可锻。
- 3、出钢前 5 min 加金属铈和金属钙，出钢前 1~2 min 加镍镁。
- 4、精炼期时间和白渣保持时间依据感应炉容量及脱氧状况而定。
- 5、当化学成分合格，钢液脱氧情况良好，温度为 1520~1540℃时即可出钢，精炼期感应炉的功率为 26KW，精炼时间为 25min。

五、浇注过程同上。

在实验过程中，该合金锻不住，以下环节未进行，工艺未打通。

2.3 测试分析

材料性能的好坏要通过分析测试手段来观察评定，实验中主要人工化学方法分析成分，光谱分析成分，光学显微镜下观察粗大的夹杂物，万能试验机拉伸实验。

第三章 结果与分析

3.1GH3030 分析

3.1.1 成分分析

不同冶炼条件下的 GH3030 合金成分如以下各表所示。

不加石墨碳，见表 3.1

表 3.1 成分分析结果

Table3.1 Composition analysis results

C	Mn	Si	P	S	Cr	Fe	Ti	Al
0.015	0.46	0.52	0.0067	0.002	20.31	0.15	0.32	0.10

铝石灰和硅钙粉比例 350: 150，见表 3.2

表 3.2 成分分析结果

Table3.2 Composition analysis results

C	Mn	Si	P	S	Cr	Fe	Ti	Al
0.0119	0.598	0.469	0.0048	0.001	20.89	0.16	0.33	0.12
0.039	0.41	0.27	0.005	0.001	19.97	0.33	0.29	0.11

不加结晶硅，铝石灰和硅钙粉比例 200: 300，见表 3.3

表 3.3 成分分析结果

Table3.3 Composition analysis results

C	Mn	Si	P	S	Cr	Fe	Ti	Al
0.051	0.43	0.37	0.005	0.001	20.00	0.20	0.22	0.055

GH3030 电渣重熔后进行成分检测结果，见表 3.4

表 3.4 GH3030 电渣重熔后分析结果

Table3.4 ESR analysis results

元素	Al	Ti
大头	0.129	0.226
	0.05	0.10
小头	0.154	0.34
	0.014	0.067

由各表各元素的质量百分数与 GH3030 成分标准进行比较，各元素的含量均在标准要求范围内，说明合金成分符合国家标准，合格。

经过比较分析，从总体可以看出，相同条件、相同设备情况下，不同操作人员所治

炼出钢的化学成分是不同的。下面把各元素含量的变化分析如下：

C：在不加入石墨碳的情况下，碳含量较低，主要是原材料的增碳作用所致。脱氧剂的比例不同，增碳效果就不同，表 3.2 第一行中的碳经过冶炼使得碳参与脱氧反应并损耗的较低，对比表中数据发现，硅钙粉增碳作用强烈。

Si：硅是原料中的常存元素，在配料过程中应当留有一定的余地，脱氧剂用到硅钙粉，不同程度上起到了增硅的作用。按照经验，每 100g 硅钙粉会引起硅的增加大约在 0.1% 左右，其中增加的量与当时的脱氧状况及操作人员有关，有的硅含量高于配入量，原材料的增硅效果明显，脱氧剂中硅钙粉含量高的缘故，有的比配入量还低是在熔炼过程中烧损严重的原因。

Mn：根据冶炼经验及此项实验数据，Mn 的含量在冶炼过程中均会有不同程度的增加，增量一般在 0.5% 左右，所以在配料时应给增 Mn 留出余地。

P：该元素在冶炼过程中是比较难以去除的元素，去除率很低，一般均需控制好原材料中 P 的带入量。表中 P 含量是因为冶炼中因不同人员操作而引起除 P 效果的不同，合金液中碳含量越高，脱磷速度越快，脱碳速度也越快，而铬的烧损速度会减小^[29]。

S：该元素在中频感应熔炼及电渣重熔过程中去除效果均非常好，所以检测结果 S 的含量均有较大的降低，在熔炼合金液的脱硫过程中，可以采用喷枪将脱硫剂喷入，以便增大脱硫剂与合金液的反应界面，提高处理效率^[39]。

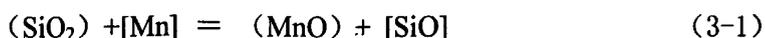
Cr：该元素的烧损率很低，一般配入量比下限高出 1% 即可。

Al：除原料中会带入一些 Al 外，其它含量均由脱氧剂铝石灰所带入，其带入的多少除与脱氧状况、电渣重熔中的烧损有关外还与操作人员点渣等操作有关。

Ti：因为考虑到电渣重熔过程中会有烧损，该元素配入量取上限。在中频感应熔炼中 Ti 的含量可以看作脱氧效果好与坏的一个标准。当钛含量高时说明脱氧效果会好一些，反之要差一些。

Fe：该元素烧损率很低，基本可以不考虑，但配入时要考虑前炉所炼钢种中铁的含量及对此炉的影响。

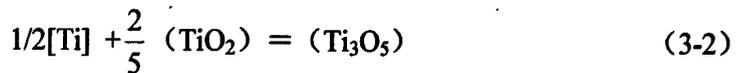
电渣重熔过程中，金属中所含的 Ni、W、Mo、Co、V 以及 Cr 和 C 等元素，其变化均很小^[11,12]。在成分分析表中，重点分析铝钛元素的变化，其它未进行检测，光谱分析保持不变。如果当熔渣碱度很低时（碱度小于 2），重熔过程中将会出现以下反应：



由于电渣重熔大多采用碱度较高的炉渣，因而锰的烧损一般可不考虑。

在重熔不含 Al、Ti 的金属时，硅部分地被烧损，烧损量一般为 10~20%。当金属中含有 Al、Ti 时，[Si]还有可能有所增加。

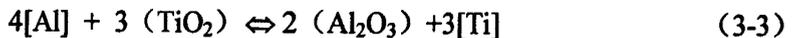
重熔过程中，烧损比较明显的是 Ti 和 Al。重熔过程中 Al 和 Ti 的烧损量与它们在金属中的含量、Ti/Al 比以及熔渣的成分等因素有关^[12]。当熔渣中含有不稳定的化合物（如 SiO₂、FeO、MnO）时，Ti 主要是通过这些不稳定的氧化物而被氧化。若渣中这些不稳定的氧化物很低，而 (TiO₂) 的含量又高时，(TiO₂) 不仅不能保护金属中的 Ti 不被烧损，相反 (TiO₂) 对 Ti 也将起氧化作用，氧化后生成 Ti₃O₅（或 TiO），其反应式为：



当渣中的 (Ti₃O₅) 或 (TiO) 与大气中的氧接触后，又能生成 (TiO₂)，并再次转到熔渣—金属界面，对[Ti]进行氧化。

在重熔含铝、钛的高温合金时，常出现沿锭身高度方向铝、钛成分不均匀。钛含量在钢锭底部低，中上部高；而铝含量则底部高、中上部低。

这种不均匀性的产生是由于铝钛与渣中氧化物相互作用的结果。反应式为



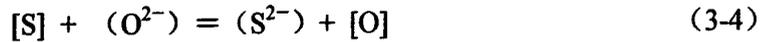
在一般情况下，反应式向右进行。但在电渣重熔初期，渣中 TiO₂ 含量极低，而 Al₂O₃ 含量很高，反应式在一定程度上向左进行，即钢锭底部钛被 Al₂O₃ 中的氧所氧化，而渣内 Al₂O₃ 中的 (Al³⁺) 被还原成[Al]进入钢中。待渣中 TiO₂ 达到平衡浓度后，该反应就处于动态平衡了。为此采取向渣中加入一定量的 TiO₂，就解决了钢锭铝、钛不均匀的问题。至于某些高铝低钛的高温合金在电渣重熔过程铝的烧损问题，则通过在重熔过程中加入铝粉的补偿办法得到解决。

同一般的熔炼方法比较，电渣重熔最重要的优点之一就是能使金属极为强烈的脱硫，脱硫率一般能达到 50~80%。众所周知，在炼钢过程中为了有效的使金属脱硫，必须具备以下三个重要条件：

- (1) 炉渣应有高的碱度；
- (2) 要求炉渣有足够的流动性和过热度；
- (3) 熔铸金属和炉渣的接触表面应尽量大。

电渣重熔的脱硫过程，有以下两种形式。一是炉渣脱硫，即硫从金属中向渣中转移，

其反应式为:



反应的平衡常数为:

$$K = \frac{a_{S^{2-}} \cdot a_{[O]}}{a_{[S]} \cdot a_{(O^{2-})}} \quad (3-5)$$

由上式得:

$$\frac{a_{(S^{2-})}}{a_{[S]}} = K \cdot \frac{a_{(O^{2-})}}{a_{[O]}} \quad (3-6)$$

如果渣中氧离子的含量越高,金属中氧的活度越低,则硫从金属中转入到渣中的数量就越多。为了使渣中有较多的氧离子含量,可以通过采用高碱度的熔渣来实现^[11]。

从炉渣脱硫的化学反应式来看,随着硫的脱除,金属中的氧含量应随之增加。但实际结果是脱硫过程不会导致金属中氧含量的显著增高。这主要是因为多数重熔金属中总是含有一定数量的 Si、Al 等脱氧元素,并进行着以下反应:



二是重熔过程中还进行气化脱硫反应,即硫从熔渣中向大气转移。



此反应的平衡常数为:

$$K = \frac{P_{SO_2} \cdot a_{O^{2-}}}{a_{S^{2-}} \cdot P_{O_2}^{3/2}} \quad (3-10)$$

式中: P_{SO_2} — 炉气中 SO_2 的分压力;

P_{O_2} — 炉气中的 O_2 的分压力。

由上式可以得:

$$P_{SO_2} = K \cdot \frac{a_{(S^{2-})}}{a_{(O^{2-})}} \cdot P_{O_2}^{3/2} \quad (3-11)$$

从上式看出,大气中氧的分压越高,而渣中氧离子的活度越低,则对重熔过程中的气化脱硫有利。

以上两个反应过程存在着一定的矛盾。但是,这两个过程是在同一系统内发生的,

电渣重熔工艺在改变结晶条件,控制有害元素等方面有十分优越的特点,因而在生产实践中应用广泛。

3.1.2 力学性能分析

拉丝成品试样的拉伸实验曲线如图 3.1 所示

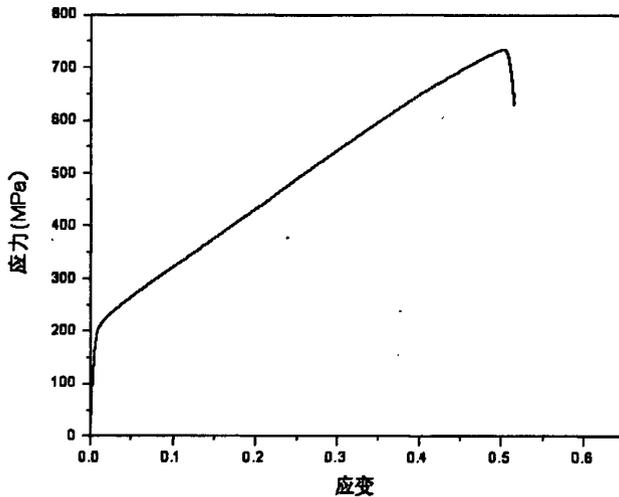


图 3.1 GH 3030 拉伸曲线
Fig.3.1 GH 3030 Tensile curve

表 3.5 给出 GH 3030 拉伸力学性能参数:

表 3.5 力学性能参数

Table3.5 Parameters of mechanical properties

参数	抗拉强度 σ_b (Mpa)	最大拉力 (KN)	规定非比例延 伸强度 (Mpa)	屈强比	断裂处应变
数值	751	13.63	223	2.43	0.51

由拉伸实验曲线可以看出,在未达到合金塑性变形阶段,虽然施加在合金试样的力在增加,但是合金所发生的变形量是很少的,这是从图中可以清楚的看到,当应力达到 200 Mpa 后,合金试样在外力作用下开始迅速变形,由于拉速设置较大为 5mm/min,所以在应力应变图中,呈现一直递增的现象当达到最大的应力后快速回落,在应变达到 0.51 处试样断裂,拉伸过程结束。

GH 3030 合金具有优良的塑性,这一方面与合金是镍基合金,合金基体具有良好的塑性,镍属于面心立方金属,在不同温度下没有同素异构转变现象,而且该合金具有十

二个滑移系，是塑性加工性能最好的金属类型^[18]。同时合金的塑性与纯净度有一定的关系，合金没有过大过多的夹杂物，组织致密，气孔少，都会增加合金的塑性，拉丝成品的表面极其光洁也证明了这一点。

由拉伸实验曲线可以得出，规定非比例延伸强度为 223Mpa，参照计算屈强比的计算公式： $Q = \frac{\sigma_b}{\sigma_s}$ ，可以得出试样的屈强比为 2.43。

3.1.3 断口扫描及能谱分析

图 3.2 给出了 GH3030 不同倍数断口扫描：

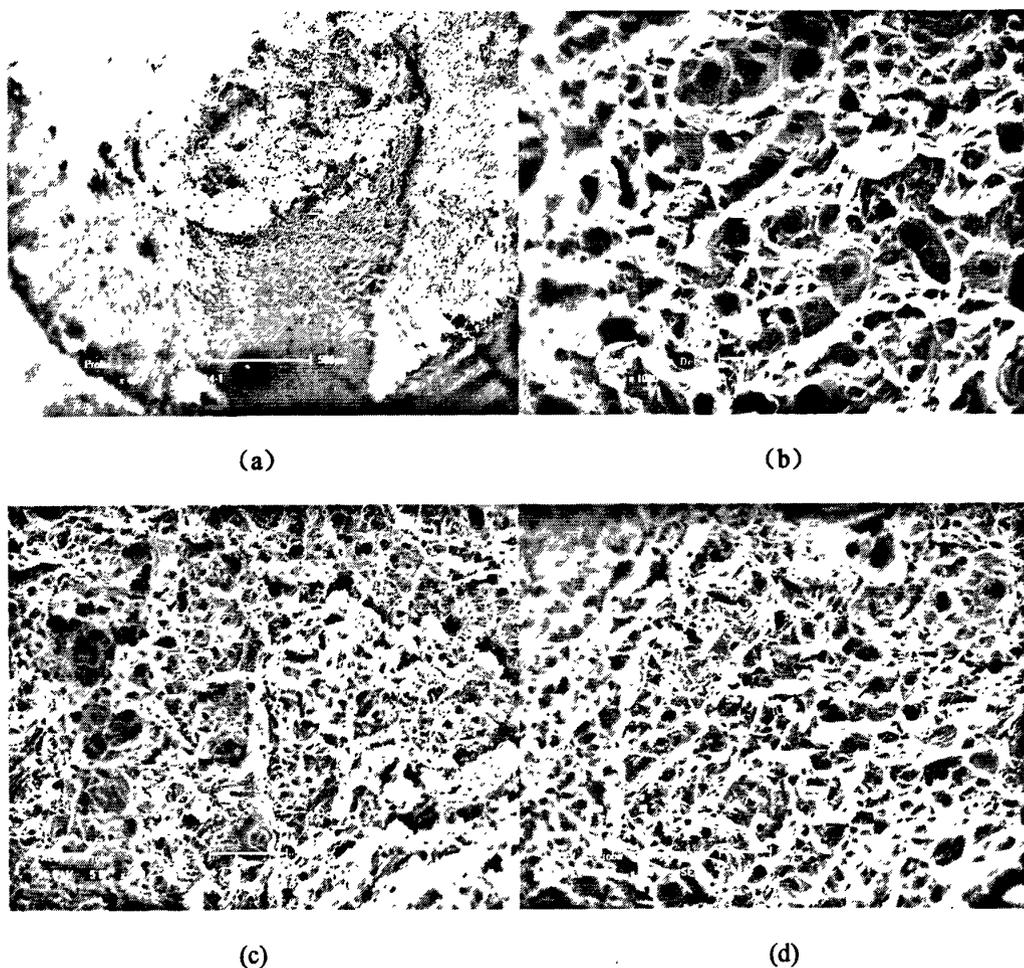


图 3.2 断口扫描

Fig.3.2 Fracture scanning

由 (a) 图片可以看到，试样的断口处明显出现剪切唇、纤维区、放射区^[31]等韧性断裂的痕迹，而没有夹杂任何解理舌、河流花样等脆性断裂的特征，断口上粘附由

断裂时掉下的金属碎屑，并且还可以看到较深的韧窝，再次说明此类断裂类型为韧性断裂。

(b)、(c)和(d)是断口扫描的微观形貌图片。从这些不同放大倍数的图片中我们可以清楚地看到断口的形态。(c)、(d)中可以看到大量的小坑，并且在断面合金基体上分布着些许颜色为黑色的小颗粒。微坑既有韧窝，也有合金中大块夹杂物在试样断裂后从合金基体上脱落，夹杂物则留在了基体上。

(b)是在更大的放大倍数下断口的形貌，从中可以清晰地看到微孔的形态，在视野中韧窝遍布，的确是韧性断裂，合金具有优良的塑性。

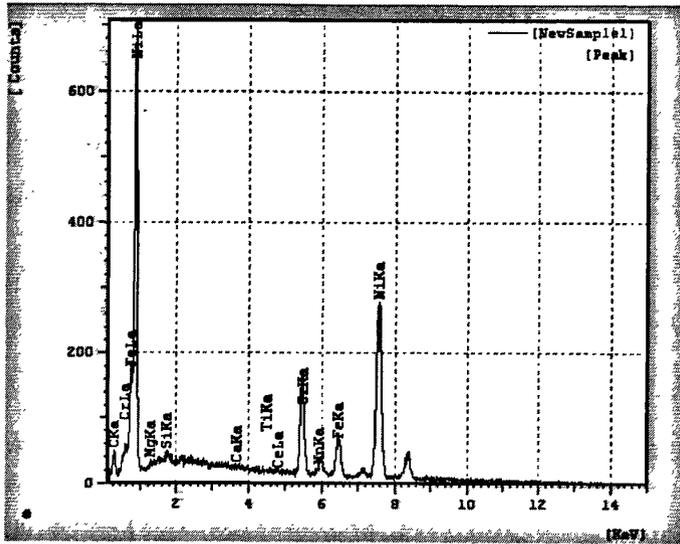


图 3.3 能谱分析

Fig.3.3 Energy spectrum analysis

表 3.6 原子比

Table 3.6 Atom ratio

元素	C	Cr	Ti	Ni
AT%	37.130	9.931	0.160	48.508

由能谱图 3.3 可以看出，在断口微观区有的成分与检验成分有所偏差，主要原因是检验成分是平均结果，能谱成分分析则是微区成分，因此会有所差异，这些差异都在误差允许范围内，因此是正常情况。

表 3.5 给出了能谱分析结果。由表可以看出，其原子比 C: Cr=37.130: 9.931，可以知道合金中除了 Cr₇C₃、Cr₂₃C₆ 等碳化物存在外，必然还存在其它碳化物类型，该碳化物必然富碳如 MC 等。合金中必然会含有 Ni₃Ti 强化相，Ti 原子 0.160 说明其含量不

会太高。

3.1.4 金相分析

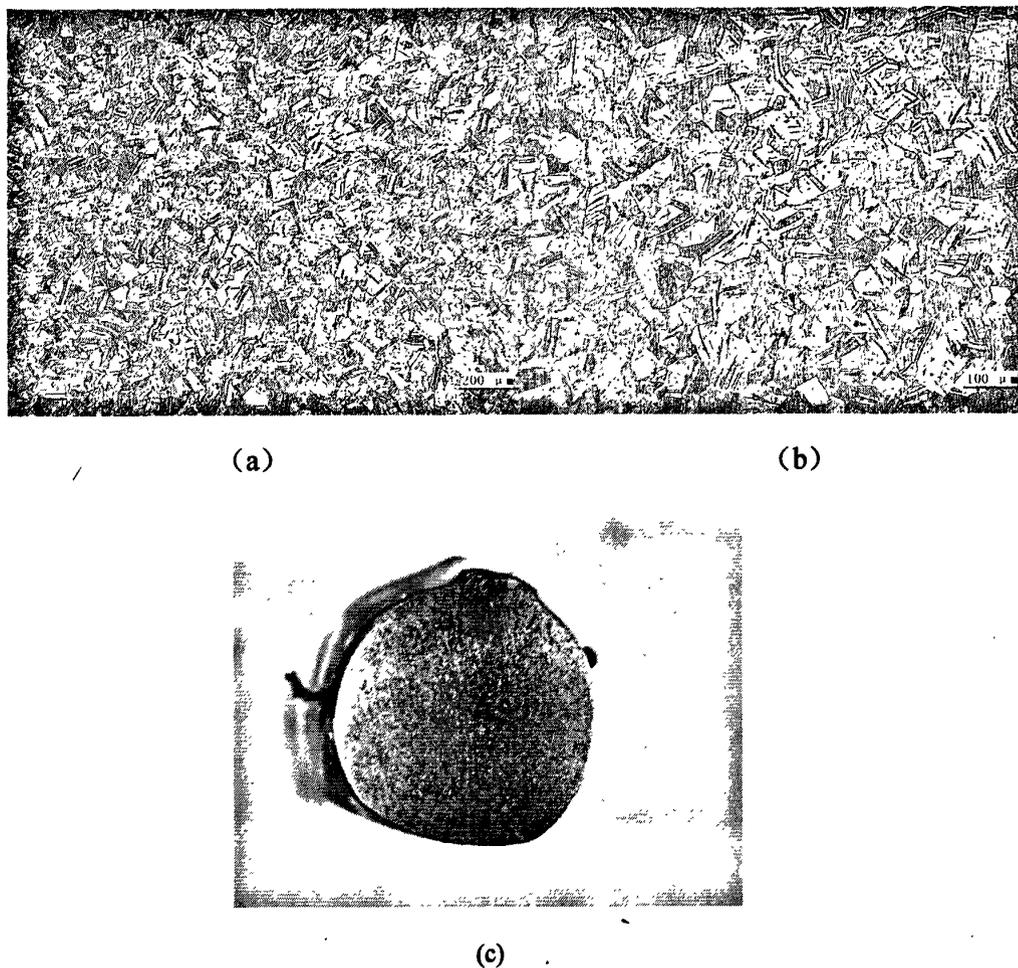


图 3.4 GH3030 金相图谱

Fig.3.4 GH3030 metallographical

由图 3.4 合金的金相图谱 (a) 可以看出, 合金具有很小的晶粒度。从图片中可以看到合金的基体上的组织形貌各异, 有块状的, 有长条状的, 有层片状的还有细长的棒状。从更大的放大倍数图片 (b) 中, 可以清晰地看到各组织形貌, 还可以看到孪晶的存在。

轧制过程中, 合金快速变形, 大块的夹杂物会沿着轧制的方向破碎和呈链状分布^[33], 原材料表面存在的各种缺陷 (结疤、裂纹、夹渣、折叠等) 如果轧制前不清理, 必然会引起更多缺陷^[24], 成为形核中心, 这样合金的晶粒度就会升高, 晶粒更细, 组织也更加细小。在正常的回火过程中, 夹杂物也会正常聚集长大, 展现在图片中的是这两种综合

细小。在正常的回火过程中，夹杂物也会正常聚集长大，展现在图片中的是这两种综合作用的结果。

另外，在高速变形的条件下，仅靠位错的滑移来释放能量是不够的，必然还会存在位错的其它运动方式。在图片（b）中的孪晶就是合金在快速变形条件下的一种重要的能量释放方式^[30]，孪生是发生在晶体内部均匀切变过程。

从宏观图片（c）中未发现超大尺寸的夹杂物，白色点状物为腐蚀遗留。

3.1.5 本节小结

GH3030 合金成品丝材的成分合格，强度和塑性指标均达到国家标准的要求。合金组织性能良好，致密均匀，没有严重影响合金的大块夹杂物，冶金品质良好，气孔疏松很少，热加工参数确定合理，无氧化脱碳等不良现象出现，拉丝成品表面质量良好，该合金工艺制定是合理的。

3.2 GH1140 分析

3.2.1 成分分析

表 3.7 GH1140 成分分析

Table 3.7 GH1140 composition

元素	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti	Al	Mo
1	0.12	0.53	0.32	0.015	0.001	20.76	38.47	0.91	0.30	2.48
2	0.11	0.53	0.32	0.016	0.001	20.81	37.59	0.88	0.30	2.39
3	0.11	0.54	0.31	0.016	0.001	20.98	37.57	0.91	0.32	2.39

由表 3.5 各元素的质量百分数与 GH1140 成分标准进行比较，各元素的含量均在标准要求范围内。说明合金成分符合国家标准，合格。

经过比较分析，从总体可以看出，相同条件、相同设备情况下，不同操作人员所冶炼出钢的化学成分是不同的。

C：碳元素控制在了上限，相对偏高，一方面是配碳量过高，再者就是由于其他合金的增碳作用所致，在以后的配料过程中可以适当降低。三支试样的碳含量变动不大。

Cr: 有损失, 但是损失量不大, 因而略有下降。铬是不活泼元素, 不易烧损, 可能是在装料过程或者称量过程中有损失。

Mo: 由于外材料的带入, 元素含量略有升高。

Ti: 元素有烧损损失而下降, 在配料时适当提高, 留足余地, 元素含量合格。

Mn: 由于较多合金料中有该元素, 致使元素的含量有所上升, 在配料过程中应当充分考虑, 留足余地。

Si: 由于较多合金料中有该元素, 致使元素的含量有所上升, 在配料过程中应当充分考虑, 留足余地。

Al: 在熔炼过程中几乎没有变化, 配入量恰如其分。

P, S: 充分考虑了合金料和熔炼工艺的作用, 有害杂质控制在标准范围内。

在冶炼过程中, 中频感应炉中熔融的金属是一个复杂熔体的集合, 由金属原子、电子和阳离子等, 它们呈现远程无序近程有序的状态, 又是在不停的变化之中, 各种微观离子团间的电荷作用会影响元素扩散传质过程, 可能会造成合金成分的不均匀^[18]。

冶金包里大于 50 微米级的夹杂物可以顺利地上浮, 在此尺寸以下的则难以上浮^[34], 需要过滤等其他外界手段进行除杂, 合金液中的夹杂物一方面会恶化合金的性能, 降低合金的热加工性能, 有的则即使加工成型在以后的使用中埋下质量隐患; 另一方面由于元素的偏聚作用, 导致合金成分有差异。

3.2.2 力学性能分析

拉丝成品试样的拉伸曲线如图 3.5 所示:

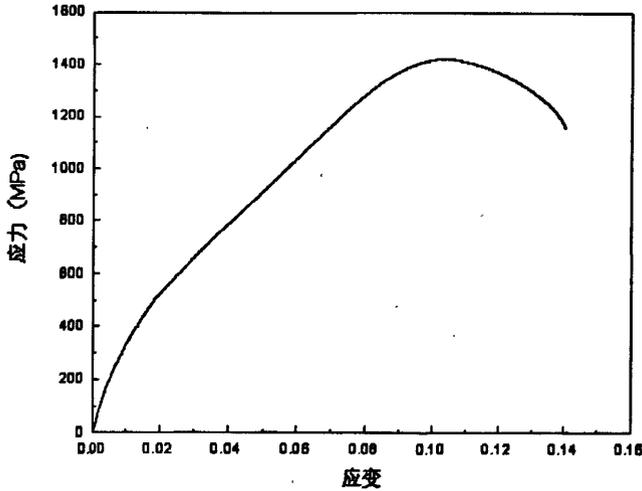


图 3.5 GH 1140 拉伸曲线
Fig.3.5 GH 1140 Tensile curve

表 3.8 给出 GH 1140 拉伸力学性能参数:

表 3.8 力学性能参数

Table 3.8 Parameters of mechanical properties

参数	抗拉强度 σ_b (Mpa)	最大拉力 (KN)	规定非比例延伸强度 (Mpa)	屈强比	断裂处应变
数值	1395	17.10	1240	1.04	0.15

在拉伸实验曲线中我们可以看出，合金的塑性性能较 GH3030 有所降低，应变量为 0.15 试样就断裂了。在施加应力的同时试样开始发生变形，随着应变的进行，应力不断升高，所以 GH 1140 的合金硬度较 GH3030 合金要高，这与合金中具有高熔点合金元素，因此合金基体不可避免的存在一些硬质相质点，这些质点在合金变形过程中就会阻碍位错的移动，这样会使合金的硬度升高^[36]。

GH 1140 较之 GH3030 的硬度高，应力随应变的变化而变化的较快，在应力达到抗拉强度 1395 Mpa，而在拉伸实验过程中最大的拉伸力为 17.10 KN，在达到应力的最高点时，试样在外力作用下的变形速率小于合金内部位错的滑移速率，所以会出现曲线下降的现象。

由表 3.8 可看到非比例延伸强度 1240 Mpa，屈强比为 1.04。

在拉伸试样时，拉速设定为 4mm/min，降低拉速，合金的塑性有较好的体现，从拉伸实验曲线上也可以明显的看出，GH1140 具有较高的强度，是一种性能十分优良的合金。

3.2.3 断口扫面及能谱分析

图 3.6 给出了 GH 1140 不同倍数断口扫描：

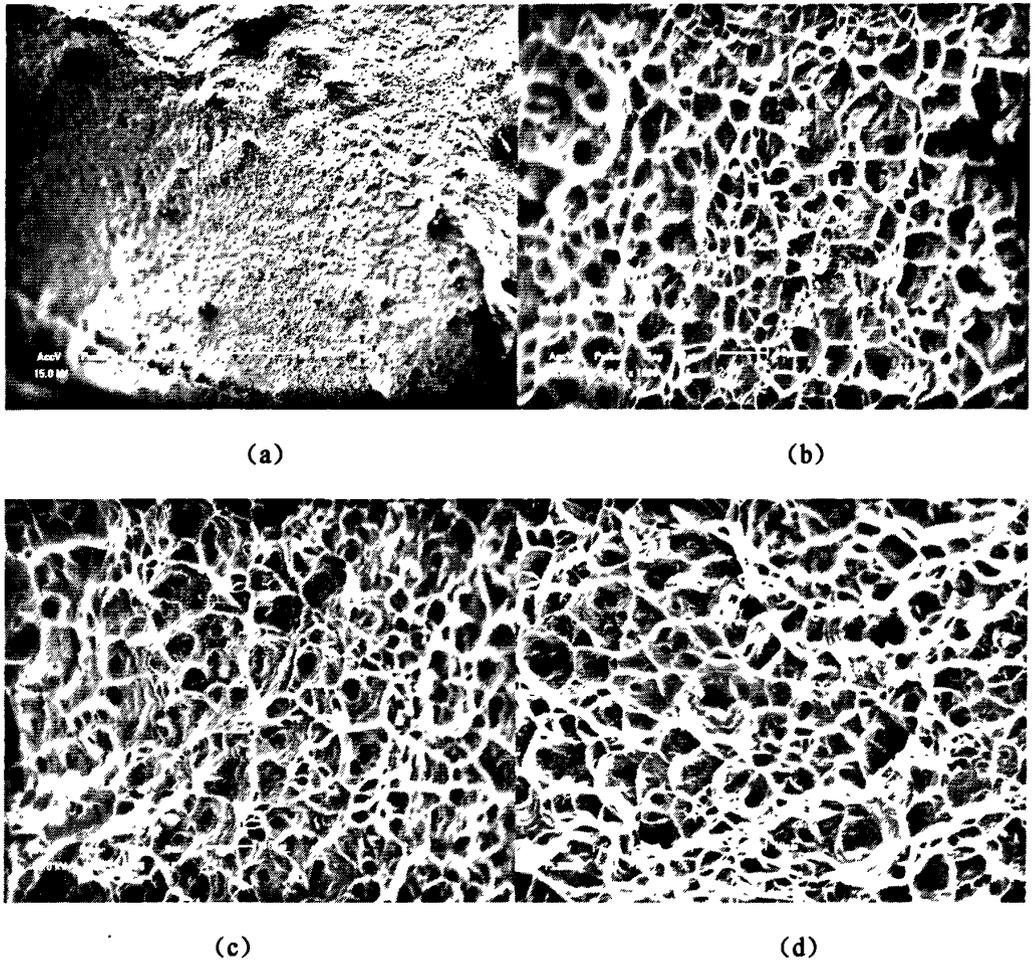


图 3.6 断口扫描

Fig.3.6 Fracture scanning

从断口扫描图片 (a) 中能够模糊地看到断裂韧窝痕迹，但是从图片中很难看到韧性断裂的剪切唇、放射区和纤维区等典型韧性断裂的表现特征，可能是与照片的选取区域有关，还与合金的硬度高塑性差有一定的关系。从图片中还能看到可能是由于金属撕裂而掉落的小颗粒。

(b)、(c) 和 (d) 是合金断口形貌的微观扫描图片，相比于 GH3030 断口图片，GH1140 合金的微坑更加密集，金属基体上的黑色小点也更多。由合金的配料知，合金中含有高熔点的元素钼和钨，会形成高熔点的合金相，提高合金的硬度，降低塑性。但总体说来，合金还是具有很好的塑性，从断口微观形貌图片上可以看到大量的韧窝。

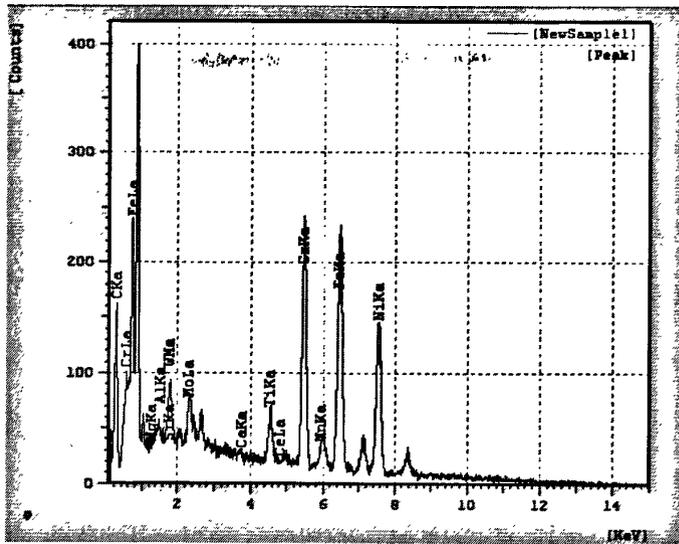


图 3.7 能谱分析

Fig.3.7 Energy spectrum analysis

表 3.9 原子比

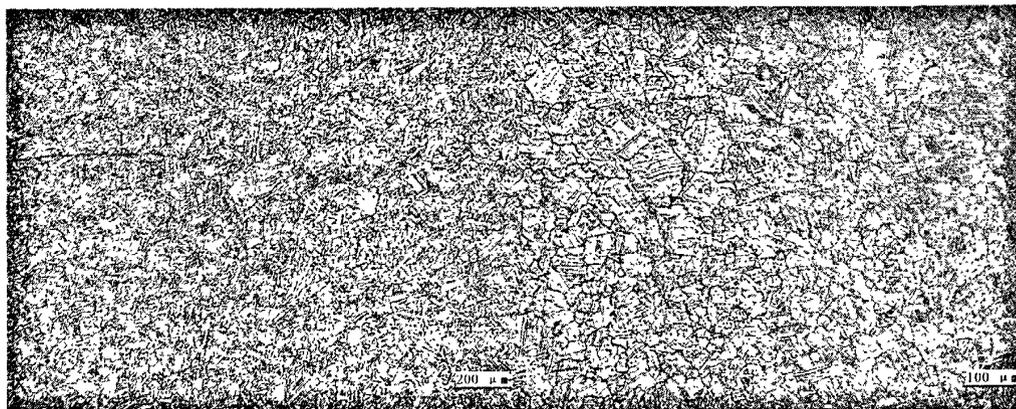
Table3.9 Atom ratio

元素	C	Cr	Ti	Ni	Al	Fe
AT%	31.056	17.944	1.820	17.909	0.491	25.432

由能谱图 3.7 可以看出，在断口微观区有的成分与检验成分有所偏差，主要原因是检验成分是平均结果，能谱成分分析则是微区成分，是合金微小区域的成分，因此会有所差异，这些差异都在误差允许范围内，因此是正常情况。

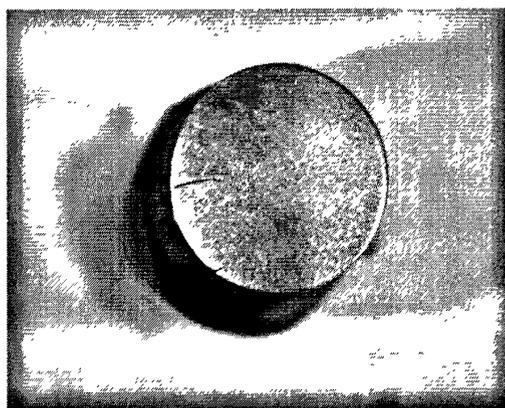
表 3.9 给出了 GH 1140 光谱分析结果。由表可以看到，其原子比 C: Cr=31.056: 17.944，在形成一系列铬的碳化物后碳元素仍然会有剩余，所以合金中应当存在其它类型的碳化物。铁元素可以参与形成复杂碳化物，一部分留在合金中充当基体，降低合金的成本。再有 Ti : Al=1.820: 0.491，合金中的 γ' 相为 Ni_3Al 、 Ni_3Ti ，并且 Ni_3Ti 的数量较多。

3.2.4 金相分析



(a)

(b)



(c)

图 3.8 GH1140 金相图谱

Fig.3.8 GH1140 metallographical

从图 3.8 合金的金相图谱 (a) 和 (b) 中我们可以看出, GH1140 合金比 GH3030 具有更小的晶粒度。合金基体上的组织主要呈长条状分布, 在大块的组织中存在取向不相同的晶粒, 存在较多的孪晶。

GH1140 合金中元素较多, 并且含有高熔点元素钼和钨, 因此合金中的组织在数量上会比 GH3030 合金的多, 钼和钨形成的相一方面熔点较高, 在加热过程中不容易溶入到基体中, 另一方面, 这些相多为硬脆相, 在合金的变形过程中比较容易破碎, 形成较多较细的颗粒分布在基体上。

细小的颗粒和大量的相的存在, 在加热时有钉扎晶界, 防止晶粒长大, 细化晶粒的作用, 同时还能阻碍位错的运动, 使合金的强度硬度升高, 塑性降低, 位错滑移困难必

然会导致大量孪晶的存在^[37]。

从宏观图片 (c) 中可以看出截面处有一道裂纹，是贯穿试样纵向的裂纹，可能是在轧制过程中形成的，另外合金端面处未见大尺寸夹杂物。

3.2.5 本节小结

GH1140 合金成品丝材的成分合格，强度和塑性指标均达到国家标准的要求。合金组织性能良好，致密均匀，没有严重影响合金的大块夹杂物，冶金品质良好，气孔疏松很少，热加工参数确定合理，无氧化脱碳等不良现象出现，拉丝成品表面质量良好，该合金工艺制定是合理的。

3.3 NS311 分析

3.3.1 成分分析

表 3.10 给出了 NS311 合金光谱成分分析：

表 3.10 NS311 合金光谱成分分析

Table3.10 NS311 light spectrum analysis results

元素	Ni	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
1	71.1	0.00775	0.201	0.685	0.00438	0.0010	28.68	0.0300
2	71.0	0.0109	0.194	0.929	0.00388	0.0010	28.87	0.0300
3	70.9	0.00910	0.200	0.928	0.00364	0.0010	28.66	0.0300
元素	V	Al	Co	Cu	Ti	Pb	Fe	
1	0.00697	0.190	0.0010	0.00396	0.0987	0.00424	0.0448	
2	0.00719	0.196	0.0010	0.00397	0.0960	0.00437	0.0896	
3	0.00714	0.252	0.0010	0.00401	0.108	0.00423	0.00449	

表 3.11 给出了 NS311 合金化学成分分析：

表 3.11 NS311 化学法成分分析
Table3.11 NS311 chemical analysis results

元素	C	Mn	Si	P	S	Cr	Al	Fe
1	0.0078	0.68	0.20	0.0044	<0.0010	28.68	0.19	0.045
2	0.011	0.93	0.19	0.0039	<0.0010	28.87	0.20	0.090
3	0.0091	0.93	0.20	0.0036	<0.0010	28.66	0.25	0.045

由表 3.10, 3.11 各元素的质量百分数与 NS311 成分标准进行比较, 各元素的含量均在标准要求范围内。说明合金成分符合国家标准, 合格。

经过比较分析, 从总体可以看出, 相同条件、相同设备情况下, 不同操作人员所冶炼出钢的化学成分是不同的。

光谱分析的结果比人工化学分析法具有更多位有效数字, 但是光谱分析结果这种方法存在的误差较大。

C: 在未配入的情况下, 仅由于其它原材料的带入而致使增碳, 其量很小, 完全在标准成分之内。

Mn: 第一炉中锰的含量有所下降, 主要是烧损严重, 再者由于是第一炉, 点渣过程不稳定, 是锰向渣中扩散较多, 后两炉含量有所增长, 是正常状况。

Si: 三炉的含量较配入量略有下降, 可能是由于点渣过程导致的。

Cr: 铬属不活泼元素, 变化量很小。

Al, Fe: 在配料时没有配入, 检验成分中是由于外界合金料带入的。

P, S: 充分考虑了合金料和熔炼工艺的作用, 有害杂质控制在标准范围内。

3.3.2 力学性能的分析

拉丝成品合金的拉伸试验曲线如图 3.9:

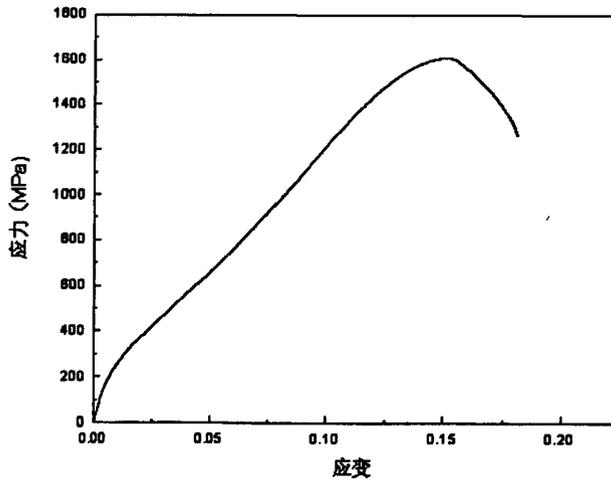


图 3.9 NS311 拉伸曲线
Fig.3.9 NS311 Tensile curve

表 3.12 给出了 NS311 拉伸力学性能参数：

表 3.12 力学性能参数

Table 3.12 Parameters of mechanical properties

参数	抗拉强度 σ_b (Mpa)	最大拉力 (KN)	规定非比例延 伸强度 (Mpa)	屈强比	断裂处应变
数值	1590	20.05	1040	1.19	0.18

由上面的拉伸试验曲线可以看出，应力应变近似呈直线变化，在拉伸的开始阶段，应力随应变的变化较快，在外力的作用下，滑移系开动，位错开始运动，在未达到抗拉强度 1590 Mpa 时，试样的变形速度大于位错的滑移速度，反应在拉伸实验图上则是直线一直上升，在达到 σ_b 时，位错滑移速度超过试样变形速度，应变增大，应力下降，直线回落，在应变达到 0.18 处试样断裂。

从曲线的自动分析结果可以得到，规定非比例延伸强度是 1040 Mpa，屈强比为 1.19。

NS311 合金具有良好的强度和塑性，因此无论是在常温常压下，还是在一定温度和压力下，该合金都具有十分好的服役能力。NS311 合金是由电热合金发展而来的一种合金，通过调整成分，降低了镍的含量，提高了铬的含量，合金的耐蚀性提高，硬度升高，使合金具有了比电热合金更加优良的性能，因而也就具有更加广泛的用途。

从拉伸试验曲线上可以看出，合金的加工硬化过程较长，加工硬化效果明显，在拉伸后，可以明显地看到试样的颈缩现象。

3.3.3 断口扫描及能谱分析

图 3.10 给出了不同倍数的 NS311 拉伸断口扫描：

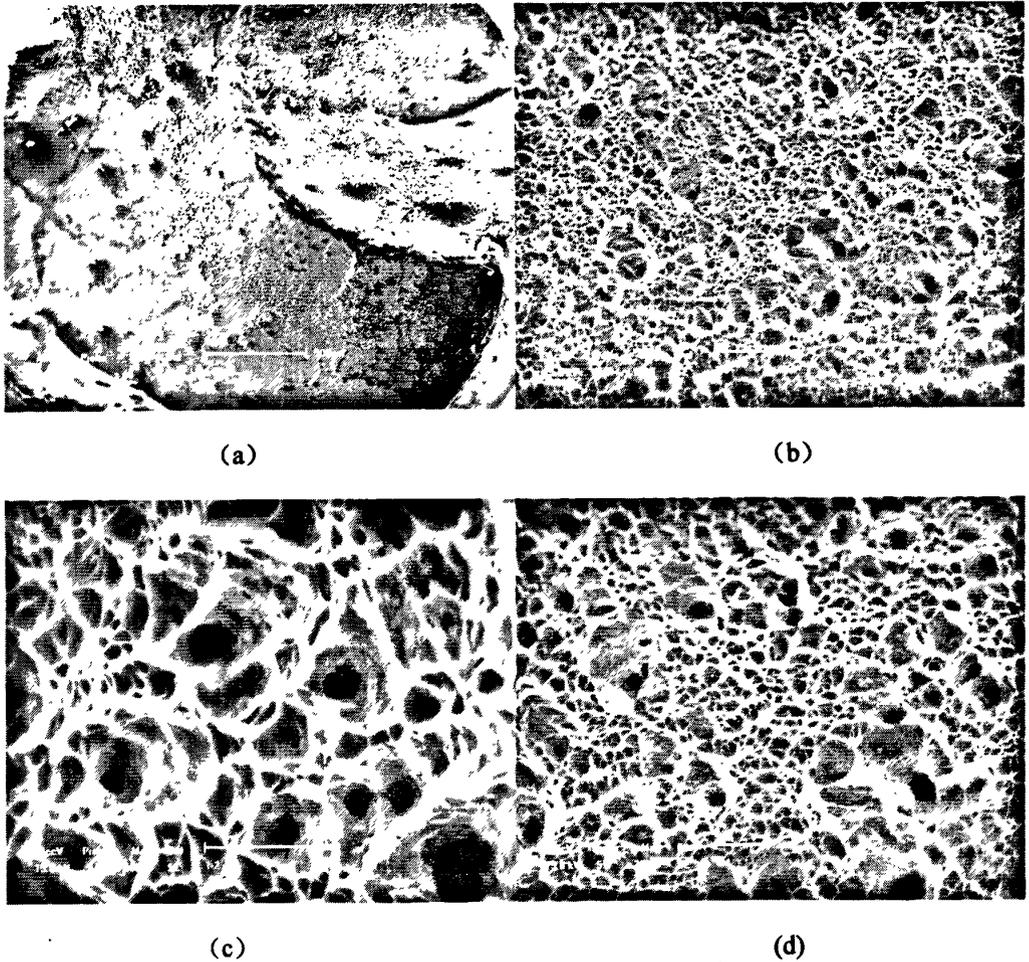


图 3.10 断口扫描

Fig.3.10 Fracture scanning

从断口扫描图片 (a) 中可以清楚地看到韧性断裂类型的痕迹形貌，从低倍放大图片上就可以看出剪切唇、放射区和纤维区^[31]的痕迹。断口处有小颗粒分布在合金基体上，尺寸较大的颗粒是金属基体断裂时的小屑。

(b) 和 (d) 时在较低的放大倍数下断口微区的形貌图片，从图片中可以看到除了分布的韧窝外还有小块状的组织存在。NS311 合金含有接近 30% 的铬，铬会降低奥氏体增加铁素体，因此合金中会有一些的铁素体存在，其形态为小块组织。(c) 是放大的微观形貌，有较多的微坑，有的是韧窝，有的是夹杂脱落形成的，对比 NS312 合金的金相图片，合金的韧性有所降低。

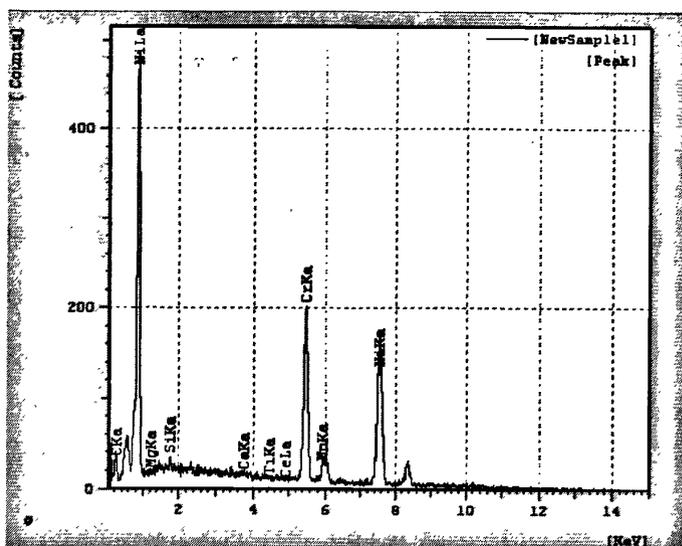


图 3.11 能谱分析

Fig.3.11 Energy spectrum analysis

表 3.13 原子比

Table3.13 Atom ratio

元素	C	Cr	Ti	Ni
AT%	15.606	23.685	0.236	55.383

由能谱图 3.11 可以看出，在断口微观区有的成分与检验成分有所偏差，主要原因是检验成分是平均结果，能谱成分分析则是微区成分，是合金微小区域的成分，因此会有所差异，这些差异都在误差允许范围内，因此是正常情况。

表 3.13 给出了 NS311 的能谱分析结果。由表可以看到，其原子比 C : Cr=15.606: 23.685 可以知道，合金中是 Cr₂₃ C₆、Cr₇ C₃ 等一系列碳化物共存，还可能有其它类型的碳化物的存在。合金中铝元素很少，强化相主要还是 Ni₃ Ti。

3.3.4 金相分析

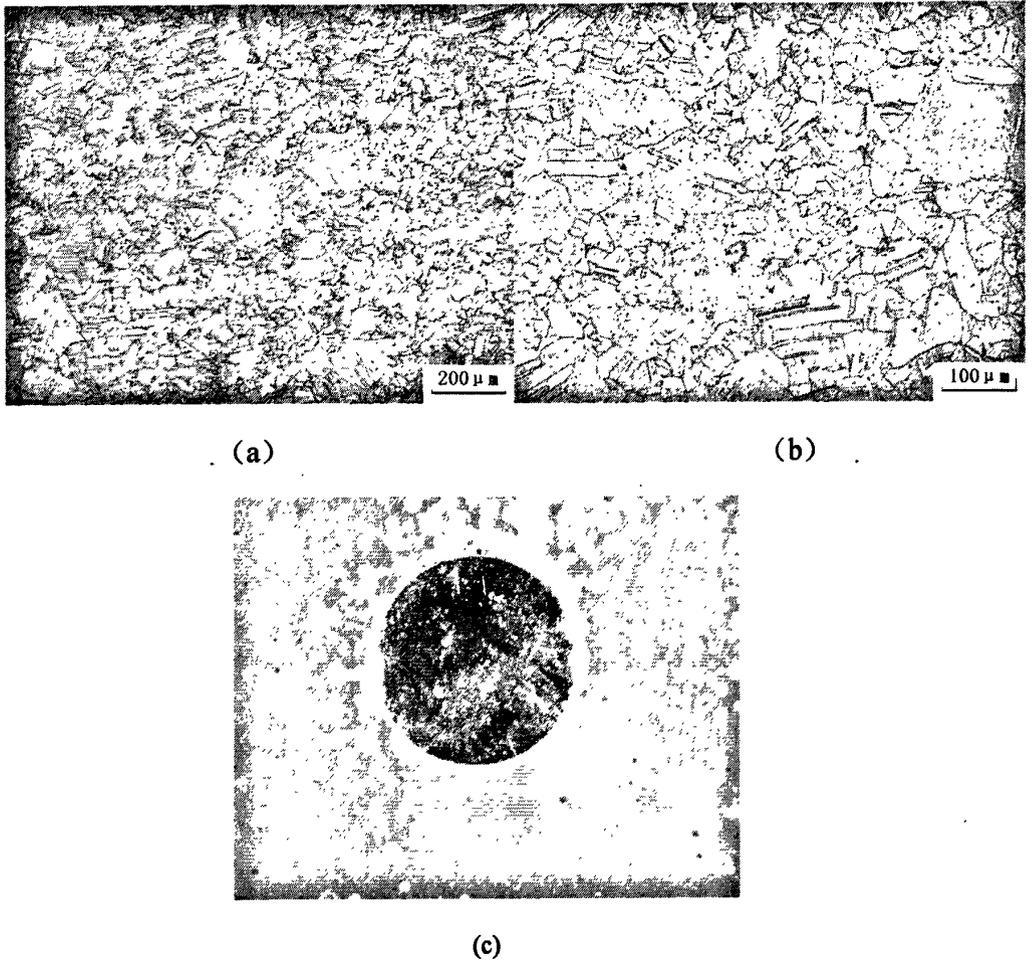


图 3.12 NS311 金相图谱

Fig.3.12 NS311 metallographical

从图 3.12 合金的金相图谱 (a) 和 (b) 中可以看出, 合金的晶粒度十分不均匀, 细长的棒状晶粒, 有尺寸小的小晶粒, 还有大尺寸的形状不规则的晶粒。在放大倍数较大的 (b) 中, 还可以看到分布在晶粒中的小黑点, 应该是合金中的相。

NS311 合金成分简单, 含有大约 70% 的镍, 合金中的强化相也少, 所以合金具有较高的塑性, 并且合金基本保持镍的奥氏体类型, 合金中还存在接近 30% 的铬, 铬是缩小奥氏体扩大铁素体的元素, 因此合金中必然还存在一定量的铁素体。

在合金的变形过程中, 塑性好的地方就被拉长, 晶粒变成了细长的棒状晶粒, 存在强化相的地方和铁素体塑性差的地方, 在变形过程中就必然会破碎, 形成形态各异的晶粒。在金相图片中就会形成尺寸大小不一的形貌。

在宏观形貌图 (c) 中的白色点状物多为镶嵌材料痕迹，端面没有大型夹杂物。

3.3.5 本节小结

NS311 合金成品丝材的成分合格，强度和塑性指标均达到国家标准的要求。合金组织性能良好，致密均匀，没有严重影响合金的大块夹杂物，冶金品质良好，气孔疏松很少，热加工参数确定合理，无氧化脱碳等不良现象出现，拉丝成品表面质量良好，该合金工艺制定是合理的。

3.4 NS312 分析

3.4.1 成分分析

表 3.14 给出了 NS312 合金成分分析结果

表 3.14 NS312 合金成分
Table3.14 NS312 composition

元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Fe
1	0.039	0.30	0.66	0.0056	0.0038	14.9	8.70
2	0.046	0.31	0.66	0.0064	0.0035	14.87	7.90
3	0.048	0.32	0.67	0.0052	0.0020	14.50	7.75

C: 在配料过程中，适当配入一部分以提高合金的性能，由于合金料中具有增碳作用的较多，因此碳含量会有所提高。

Si: 由于硅是合金料中的常存元素，在用料的过程中会大量增硅，在该合金中硅元素的要求控制量较低，因此没有配入。

Mn: 由于锰是合金料中的常存元素，因此在配料初期就应当留有余地，适量配入，进行合金化，提高合金的性能。

Cr: 有损失，但是损失量不大，因而略有下降。铬是不活泼元素，不易烧损，可能是在装料过程或者称量过程中有损失。

Fe : 属于不活泼元素，配入量和成分检测结果出入不大。

P , S : 充分考虑了合金料和熔炼工艺的作用，有害杂质控制在标准范围内。

以上各合金的成分为分析平均成分，在合金中难免存在偏析现象，偏析可以分为显

微偏析和区域偏析^[37]，所以不同部位的合金的成分是有差异的。

3.4.2 力学性能分析

拉丝成品试样的拉伸试验曲线如图 3.10 所示：

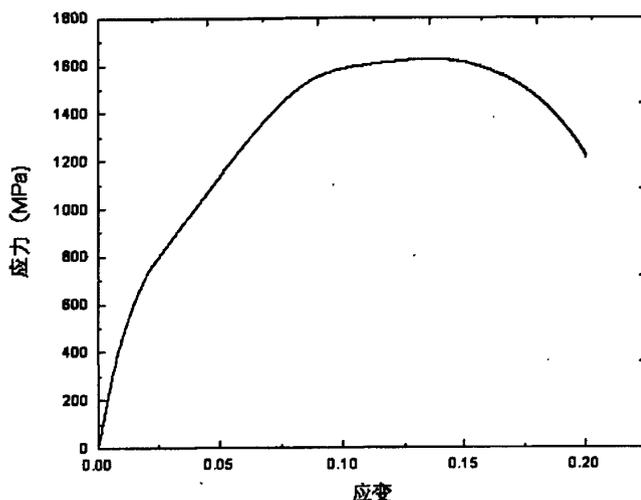


图 3.13 NS312 拉伸曲线

Fig.3.13 NS312 Tensile curve

表 3.15 给出了 NS312 拉伸力学性能参数：

表 3.15 力学性能参数

Table3.15 Parameters of mechanical properties

参数	抗拉强度 σ_b (Mpa)	最大拉力 (KN)	规定非比例延 伸强度 (Mpa)	屈强比	断裂处应变
数值	1600	19.05	1220	1.13	0.20

由合金的拉伸试验曲线可以看出，NS312 与 NS311 比较，NS312 应力随应变的变化速率更快，合金的硬度更高，在达到弹性阶段以后，合金的加工硬化效果已经十分明显，试样的晶格严重变形，位错滑移十分困难，只能在不断增加外力的前提条件下，才会有部分滑移系开动，应力应变接近直线，位错的滑移是在外加切应力作用下，通过位错中心原子沿柏氏矢量方向在滑移面上不断作少量位移而逐步实现的^[35]。在达到抗拉强度 1600 Mpa 时，合金继续硬化，应变在增大应力却长时间停留在抗拉强度处，曲线呈现平直状态，当应力的分切应力足以使一定数量的滑移系开动时，试样的变形的速率超过位错的滑移速率，曲线迅速回落，直到在应变 0.20 处断裂。

呈现平直状态，当应力的分切应力足以使一定数量的滑移系开动时，试样的变形的速率超过位错的滑移速率，曲线迅速回落，直到在应变 0.20 处断裂。

分析拉伸实验曲线可以得到，合金试样的规定非比例延伸强度 1220 Mpa，屈强比 1.13。

NS312 合金具有良好的塑性和强度，拉伸曲线能够较好的体现合金在拉伸实验过程中机械力学性能的变化情况。NS312 合金由于镍含量高，铬含量相对降低，并且具有较多的强化相，因此是一种综合性能优异的合金。

从拉伸实验曲线上可以看出，镍基合金的应力应变曲线与一般合金是相似的，首先随着应变的增加，应力不断增大，说明合金在塑性变形的过程中不断地发生加工硬化^[31]，因此外加应力必须不断提高，才能使变形继续进行。当应变达到某一值时，加工硬化达到一定程度，应力不再增加，此时，出现了平衡阶段，这时，硬化作用和软化作用大致平衡，彼此相抵，应力值增加缓慢，进入了稳定应变阶段，直至断裂。

在拉伸过程中，相关参数的讨论如下。

$$\text{应力的计算: } \sigma = \frac{f}{s} \quad (3-12)$$

$$\text{延伸率的计算: } \delta = \frac{\Delta l}{l_0} \times 100\% \quad (3-13)$$

$$\text{屈强比的计算: } \nu = \frac{\sigma_b}{\sigma_s} \quad (3-14)$$

式中， f —施加在试样上的力；

S —试样原始截面的面积；

Δl —试样的伸长量；

l_0 —试样原长；

σ_b —抗拉强度；

σ_s —屈服强度

镍基合金具有良好的强度和塑性，这与镍是面心立方金属，具有十二个滑移系，并且没有同素异构转变现象是密切相关的。

3.4.3 断口扫描及能谱分析

图 3.14 给出了不同倍数的 NS312 合金断口扫描：

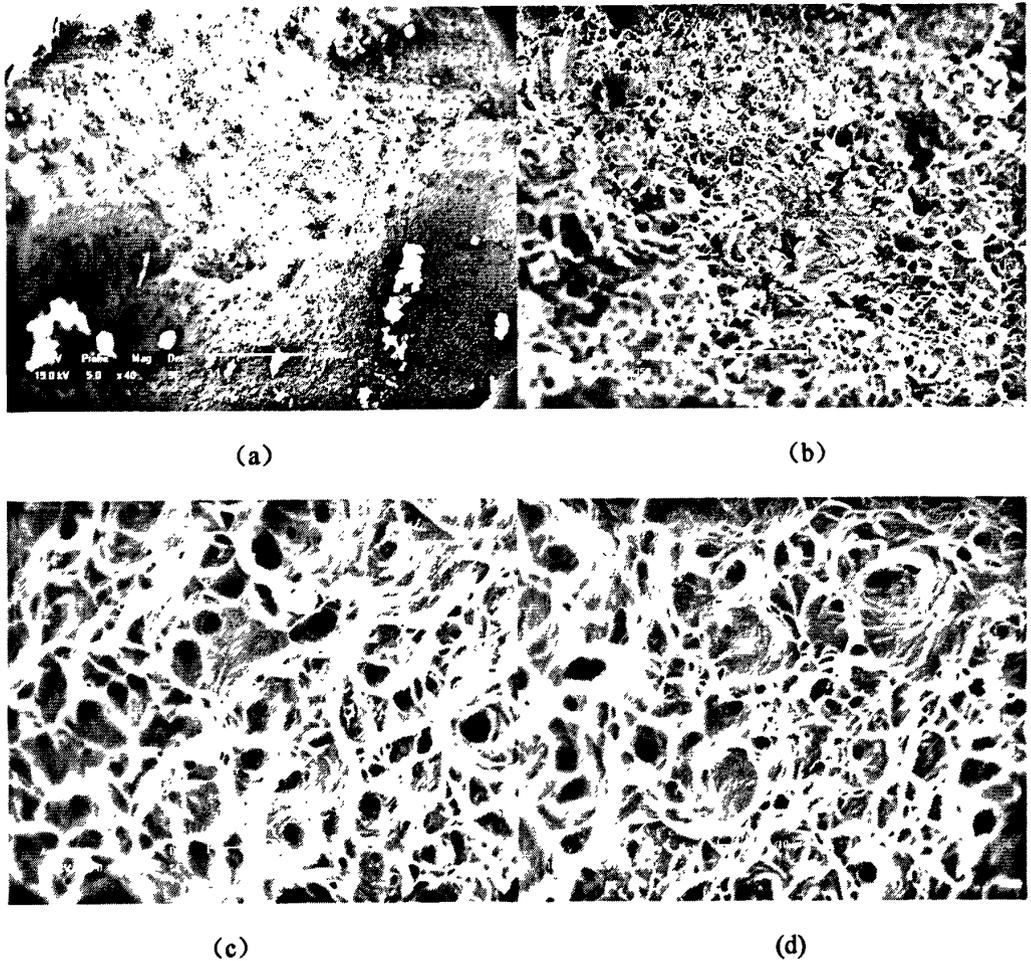


图 3.14 断口扫描

Fig.3.14 Fracture scanning

从断口扫描图片 (a) 中可以看出, 合金的断裂类型是韧性断裂。在合金的基体上分布着断裂时的金属小颗粒, 由于微区的选择原因, 韧性断裂的三个区不是很明显。

(b) 是在较低倍数下微区的形貌, 从图片中可以看到大量的韧窝存在, 并且在合金的基体上有黑色的小颗粒存在, 是合金中存在的相。从 (c) 和 (d) 中可以看到韧窝的形态, NS312 合金含铬量只有 15% 左右, 比之 NS311 合金其塑性要好。在高倍图片下有一些尺寸很小的孔, 可能是夹杂脱落形成, 或者是微观的气孔。

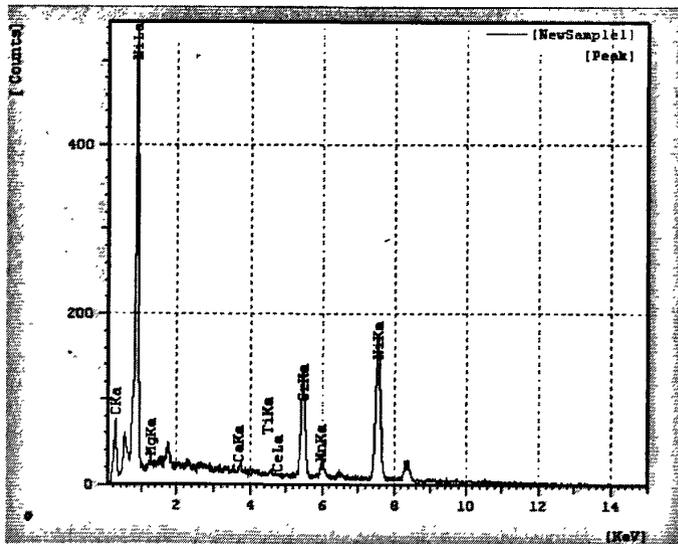


图 3.15 能谱分析

Fig.3.15 Energy spectrum analysis

表 3.16 原子比

Table3.16 Atom ratio

元素	C	Cr	Ti	Ni	Fe
AT%	16.021	12.429	0.264	48.705	19.253

由能谱图 3.15 可以看出，在断口微观区有的成分与检验成分有所偏差，主要原因是检验成分是平均结果，能谱成分分析则是微区成分，是合金微小区域的成分，因此会有所差异，这些差异都在误差允许范围内，因此是正常情况。

表 3.16 给出了能谱分析结果。结果表明其原子比 C : Cr : Fe=16.021: 12.429: 19.253 可以得知，合金中铬的碳化物、铁的碳化物和其它碳化物共存。合金中的强化相 Ni₃ Ti。

3.4.4 金相分析

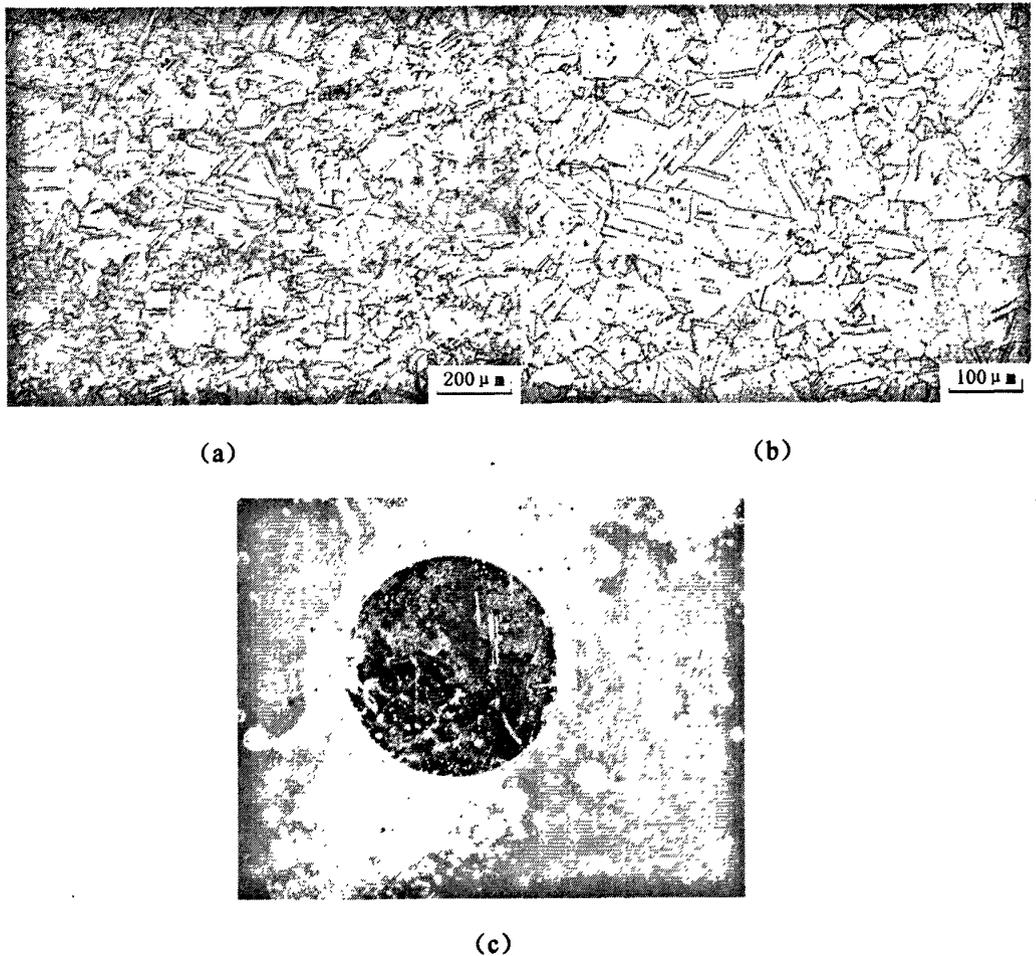


图 3.16 NS312 金相图谱

Fig.3.16 NS312 metallographical

从图 3.16 合金的金相图谱中 (a) 可以看出, 对比于 NS311 合金, NS312 中呈长条棒状的晶粒所占的比例更高, 细小的球状晶粒数目少, 其间还混杂有部分形状不规则的晶粒。从金相图 (b) 中, 还可以看到晶粒的排列方式, 以及分布在晶粒上的黑色小点, 是合金中存在的各种相。

宏观图片 (c) 给出端面的形貌, 未有肉眼可见的大型夹杂物。

NS312 合金比之 NS311 合金铬含量降低, 镍的含量升高, 合金的塑性更好, 并且合金中配入了一定量的碳, 这样在合金中必然会存在一定量的碳化物, 这对提高合金的强度是大有裨益的。

合金在拍摄金相图时所选取的微区不同, 反映在金相图片上的形貌也会有所差异。

3.4.5 本节小结

NS312 合金成品丝材的成分合格，强度和塑性指标均达到国家标准的要求。合金组织性能良好，致密均匀，没有严重影响合金的大块夹杂物，冶金品质良好，气孔疏松很少，热加工参数确定合理，无氧化脱碳等不良现象出现，拉丝成品表面质量良好，该合金工艺制定是合理的。

3.5 NS333 分析

表 3.17 给出了 NS333 合金成分的分析结果

表 3.17 NS333 合金成分

Table3.17 NS333 composition

元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Fe
1	0.019	0.32	0.67	<0.005	0.003	15.34	5.46
2	0.021	0.32	0.69	<0.005	0.003	15.24	5.59
元素	W	Mo	Co	V			
1	3.98	16.34	1.50	0.18			
2	3.90	16.06	1.6	0.16			

从 NS333 合金锭子的分析来看，成分均在要求范围内，元素分析同其它合金，该合金存在的主要问题是钼元素含量较高，热加工工艺需要进一步讨论。

NS333 合金属于难变形的合金，其难题是变形抗力大，热加工温度高，决定热加工性能的关键在于冶金质量，在普通冶炼条件下，一般的加工方式是难于进行的，根据有关资料的数据，电渣冶炼可以明显提高合金的热塑性。

在固溶状态下，合金具有良好的冷加工性能，可以顺利地加工成不同类型的冷加工冶金产品。固溶处理是获得良好耐蚀性和力学性能的关键环节，此合金固溶处理温度高。NS333 合金因含有大量的钼元素（16%）而具有优良的耐点腐蚀和缝隙腐蚀的性能，并且还具有良好的耐应力腐蚀能力。

在上述合金的熔炼过程中，从合金的配料表中可以发现，在国家标准未规定的前提下，为了改善合金性能，提高热加工塑性，有意识地加入适量的镁、铈和锆元素。

镁强烈偏析于晶界及相界,甚至在相界都有一个很薄的偏析层,并且这种偏析是平衡偏析;适量的镁,可改善晶界第二相形态,从而强化晶界^[34]。

合金在进行拉丝之前要进行固溶处理,以得到合适的固溶体,为下一道工艺打下良好的基础。合金盘元在井式加热炉中进行,加热元件为 0Cr25Al5 的电阻丝,井式炉由下到上可分为底温区、中温区和高温区^[26],具体温度的差异应当依据具体设备实际经验确定。

拉丝工艺属于塑性变形过程^[24],在拉丝过程中最容易出现的事故就是拉断现象,就导致这一问题的原因有很多,其中最多的一类就是晶粒粗大导致的,晶粒粗大一方面是由于在固溶加热的过程中加热温度太高,或者是保温时间太长的缘故;另一方面也有可能是在上一道工艺轧制盘元的过程中,合金丝有的部分的变形量恰好在临界变形量处,这将会导致在加热时该部分的晶粒急剧长大^[30]。鉴于上述原因,可以在固溶加热前检验一下合金的晶粒度。

3.6 合金中碳化物和相的总结

镍基高温合金中的碳化物有两种:一次碳化物和二次碳化物。在熔态金属和凝固初期形成一次 MC 型碳化物,主要是 TiC、NbC,其作用是形成凝固过程的结晶核心,以及在热处理过程中限制晶粒长大^[19]。二次碳化物有三种类型: $M_{23}C_6$ 、 M_6C 、 M_7C_3 ,可以在热处理或高温使用中解析出,二次碳化物在晶界析出对合金的力学性能有重要影响,晶界膜状析出的碳化物会使合金脆化,降低合金持久性能。

高温合金的第二相强化分为时效析出沉淀强化、铸造第二相骨架强化和弥散质点强化等。高温合金是由面心立方的奥氏体基体和各种第二相组成的。影响合金性能的第二相有:高温合金中的碳化物相 MC、 $M_{23}C_6$ 、 M_6C 、 M_7C_3 (少有)^[27],在镍基合金中的 γ' 一面心立方有序的 $Ni_3(Al, Ti)$ 相、 γ'' 一面心四方有序的 Ni_3Nb 相、 η 一密排六方有序的 Ni_3Ti 相等。

γ' 相该相是一种面心立方结构相其点阵与奥氏体基体接近,因此该相开始形成时总是与奥氏体基体基本保持固定位向共格关系。具有相当低的格子错配度的该相非常细小亦弥散分布于合金基体中,对提高合金的强度非常有效。在采用铝钛铌合金化的沉淀硬化的耐蚀中,在恰当的时效温度进行热处理,将会获得这种相^[38]。

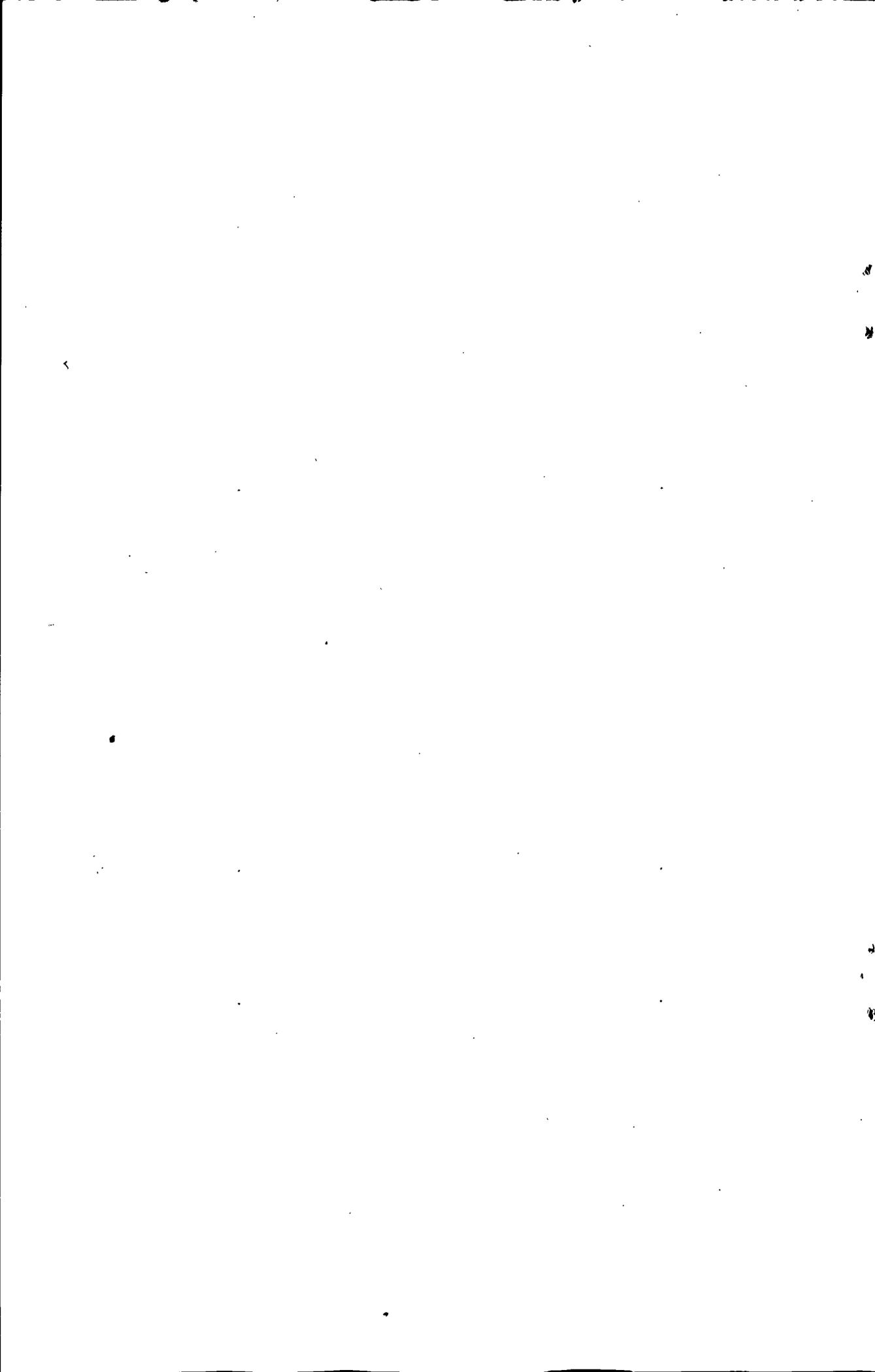
在 Ni—Al 系或含 Al、Ti 的多元固溶体中， γ' 相的溶解度随温度变化较大，高温时溶解，低温时效析出，且弥散、均匀地分布在基体上。

γ' 临界尺寸与 γ' 相的数量有关，数量愈多，则临界尺寸愈大。对于镍基合金，可以通过加入 γ' 相形成元素 Al、Ti、Nb 增多 γ' 相的数量。镍基高温合金中 γ' 相的数量已从早期的 10% 增加到 65% 以上。 γ' 相的稳定性直接影响合金的高温使用性能^[44]。

耐蚀合金工业产品中，碳是必然存在的。由于碳在富镍合金中的溶解度很低，极易形成碳化物，所形成的碳化物类型与合金成分和所经受的热历史条件相关。耐蚀合金中的碳化物可区分为一次碳化物和二次碳化物两种与形成条件相关的类型^[45,46]。

大量的一次碳化物存在于合金中，对随后的加工制作和合金的性能将引起严重的不良的后果，应设法避免^[35,37]。二次碳化物是在加工过程中（焊接和热处理）和服役间暴露于易析出碳化物温度下所形成的。这些碳化物富集了对耐蚀性有效的合金元素，造成局部区域有效合金元素的贫化^[45]。

在含碳的纯镍中，可以形成 Ni_3C 碳化物，它是一种亚稳相^[19]，在一定条件下可以分解为成石墨，致使石墨化，使晶界弱化，并且呈现脆性。降低碳含量和添加铜可以减轻石墨化倾向和石墨化程度。



第四章 结 论

本文通过对生产工艺流程的叙述,深入挖掘工艺环节的机理,从理论分析角度,结合实际经验,科学地制定工艺参数,通过在现场的实践检收到良好的效果,现总结如下。

1、GH3030 合金在生产过程中为了提高热加工性能而进行电渣重熔工艺,结果极大改善了合金的热加工性能,后续锻造轧制过程进行顺利,拉丝过程没有出现拉断现象,拉丝成品的质量很好。

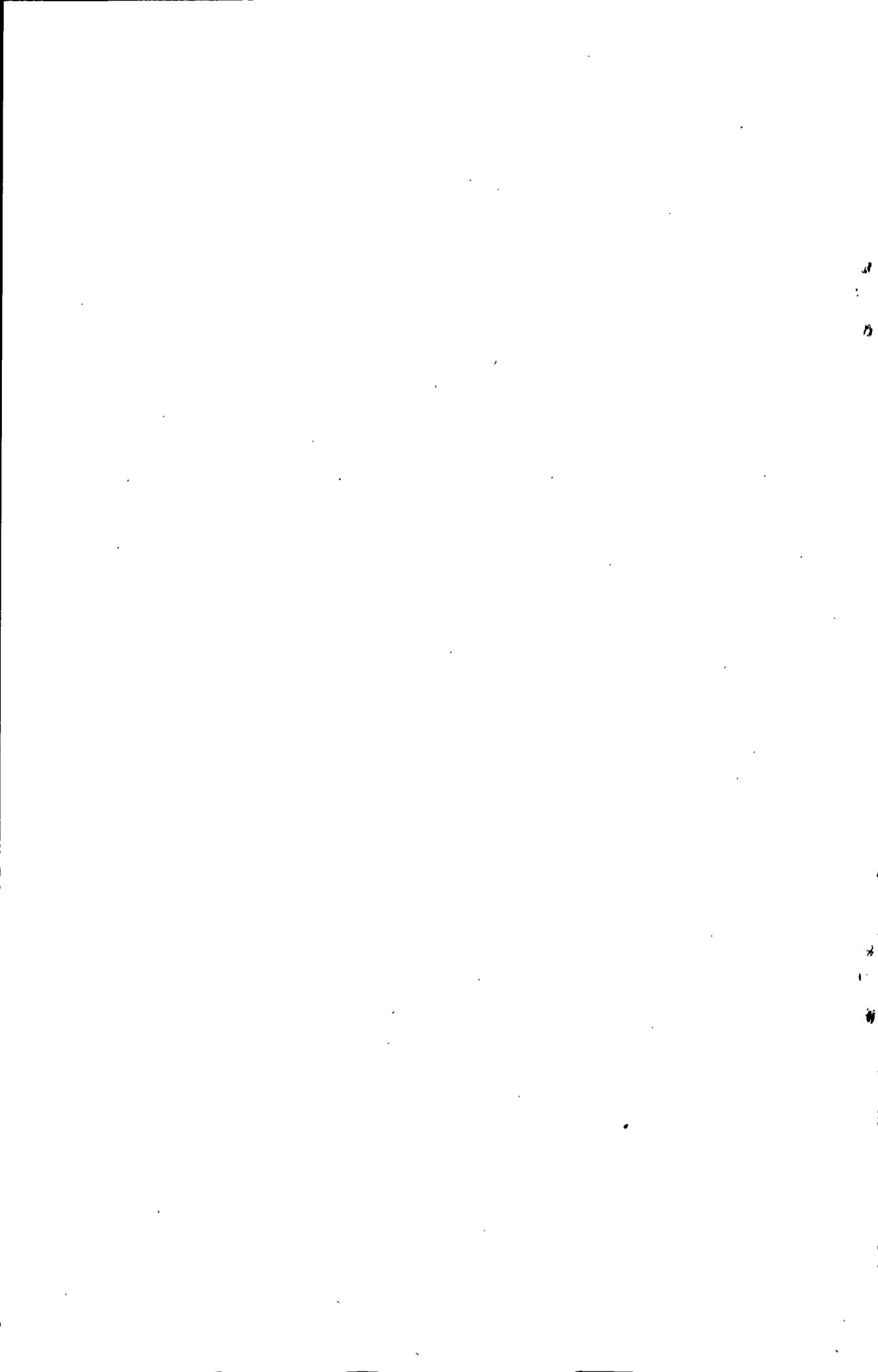
2、GH1140 合金含有较高的高熔点的元素钼和钨,在生产过程中,适当提高热加工的温度,确定合理的保温时间,保证大块的高温难溶相的量降低到对热加工的影响最小,生产过程进行顺利,最终得到满意的产品。

3、NS311 合金成分简单,生产过程顺利,但是在拉丝过程中出现了两次被拉断的现象,总体说来,生产是顺利的,产品合格。

4、NS312 合金生产过程顺利,工艺各项参数确定合理,得到了合格的产品。

5、NS333 合金工艺未打通。NS333 合金含有 16%的高熔点元素钼,因而合金的热加工性能很差,变形抗力很大,通过提高加热温度和调整加热时间,也会得到较好的效果。

总之,任何合金的生产工艺都在不断的改进,以期更加完善,在现实的应用中必然会创造极大的经济效益。



参考文献

1. 陈国良.高温合金学[M],北京:冶金工业出版社,1992,3-10.
2. 黄乾尧,李汉康等编著.高温合金[M],北京:冶金工业出版社,2000,67-81,134-185.
3. Suzuki H.Dislocation and Mechanical Properties of Crystals.1957:361.
4. 王淑荷,代彤孚,师昌绪.高温合金中微量元素的作用与控制[M],北京:冶金工业出版社,1987,426.
5. 金槿秀.高温合金中微量元素的作用与控制[M],北京:冶金工业出版社,1987,272.
6. 邵象华.金属学报.1964; 7(1): 85-102.
7. 肖永明.铸造高温合金论文集[M],北京:中国科学技术出版社,1993,222-230.
8. 冶金工业信息标准研究院,中国标准出版社第五编辑室编.高温合金 精密合金 耐蚀合金 标准汇编[M],北京:中国标准出版社,2006,13-37,52-58.
9. 高原.高温合金生产新工艺新技术与金相图谱及常用数据速用速查手册[M],北京:中国科技文化出版社,2006,8-12,55-88,733-777.
10. 丁永昌,徐曾启.特种熔炼[M],北京:冶金工业出版社,1995.
11. G.霍伊尔著,陆锡才,赵渭国译.电渣重熔原理与实践[M],沈阳:东北工学院出版社,1990.
12. 李正邦等译,电渣重熔译文集 2[M],北京:冶金工业出版社,1990.
13. 王振东,何纪龙.感应炉冶炼[M],冶金工业出版社,1986.
14. 戴永年,杨斌.有色金属材料的真空冶金[M],北京:冶金工业出版社,2006: 346-360.
15. 西姆斯 C T 等著.赵杰等译.高温合金[M],大连:大连理工大学出版社,1992.
16. 师昌绪,陆达,荣科.中国高温合金四十年[M],北京:中国科学技术出版社,1996.
17. Harris K et al.Directinually Solidified and Single-crystal Superalloys, Metals Handbook Vol.1 10th edition: Properties and Selection, ASM International, Materials Park, Ohio, 1990: 995-1006.
18. Boehlert C J , Majundar B S etal. Metallurgical and Meterials Transactions A, 1999, Vol .30A 2305-2323.
19. Kim Y W and Dimiduh D M, Structural Intermetallics 1997, eds. Nathal M V, Darolia R etal. 1997: 531-543.

20. 中国材料研究学会.材料科学与工程手册[M],北京:化学工业出版社,2003.
21. 干勇,田志凌,董瀚等.中国材料工程大典第 2 卷钢铁材料工程(上)[M],北京:化学工业出版社,2006:691-738.
22. 郭鸿镇.工频和中频感应炉[M],北京:冶金工业出版社,1983,1-3.
23. 杨世铭,陶文铨.传热学[M],北京:高等教育出版社,2003,1-9.
24. 齐克敏,丁桦.材料成型工艺学[M],北京:冶金工业出版社,2006,368-376.
25. 合金教研室.合金钢与有色合金的锻造[M],西安:西北工业大学出版社,1999,80-84.
26. 吉泽升,张雪龙,武云启.热处理炉[M],哈尔滨:哈尔滨工程大学出版社,2004,59-60.
27. 许昌金,周鹿宾.合金钢与高温合金[M],北京:北京航空航天大学出版社,1993,171-175.
28. 王振东,宫元生.电热合金[M],北京:化学工业出版社,2006,17-24.
29. 张鉴.炉外精练的理论与实践[M],北京:冶金工业出版社,2004,166-190.
30. 赵品,谢辅洲.材料科学基础教程[M],哈尔滨:哈尔滨工业大学出版社,2002,120-129.
31. Yu haisheng,Sergiy N.shukayev.Mechanical Properties of Materials[M], Metallurgical Industry Press, 2005, 24-62.
32. 邱成军,王元化,王义杰.材料物理性能[M],哈尔滨:哈尔滨工业大学出版社,2003,42-46.
33. 蔡开科,程士富.连续铸钢原理与工艺[M],北京:冶金工业出版社,1994,354-356.
34. 张承武.炼钢学[M],北京:冶金工业出版社,2004.
35. 蔡珣,胡庚祥.材料科学基础[M],上海:上海交通大学出版社,2006,76-87.
36. 邢忠文,张学仁.金属工艺学[M],哈尔滨:哈尔滨工业大学出版社,2003,20-25.
37. 崔忠圻,张北兴.金属学与热处理原理[M],哈尔滨:哈尔滨工业大学出版社,2000,97-103.
38. 夏立芳.金属热处理工艺学[M],哈尔滨:哈尔滨工业大学出版社,2003,6-12.
39. 徐曾启.炉外精练[M],北京:冶金工业出版社,2005,140-143.
40. 陆世英,康喜范.铁基及镍基耐蚀合金[M],北京:化学工业出版社,1989,68-83.
41. 中国航空材料手册编辑委员会.中国航空材料手册[M],变形高温合金、铸造高温合金,北京:中国标准出版社,1989.
42. 北京航空材料研究所编.航空材料学[M],上海:上海科学技术出版社,1984.

43. Miyagawa O, Yamamoto M. Superalloy and Manufacture, Proceedings of the third International Symposium, 1978.
44. Ver-Snyder.FL.in High Temperature.Materials [M].ed.Hehemann R F, Aalt G M.N.Y, Wiley-Interscience.1959.
45. 王振东, 宫元生. 电热合金应用手册[M], 北京: 冶金工业出版社, 1997.
46. 陈立杰, 谢里阳, 江铁强. GH4049 镍基高温合金的高温蠕变行为, 中国有色金属学报 [J], 2004, 卷 14: 1489-1493.

致 谢

本毕业论文是在导师娄太平教授的悉心指导下完成的，论文自始至终都浸透着娄老师的汗水和心血。娄老师严谨的治学态度、兢兢业业的工作作风、乐观积极的生活态度和孜孜不倦的精神都给我留下了深刻的印象，使我受益终生。在此，向娄老师表示诚挚的敬意与感谢！

本论文是在张勤老师的协助和具体指导下完成的，在课题研究期间，张老师给予了全力的支持和巨大的帮助，在他身上我学到了很多的东西，无论是做学问还是做人都给予我极大的启迪，张老师是我人生路上的指导老师，让我学会了如何做人，在此我向张老师敬礼了！生活中，张老师经常给予无微不至的关心和照顾，令我深受感动。在此，向张老师表示诚挚的敬意与感谢！

在论文实验工作阶段，还得到了国内某特种材料厂领导及相关技术人员的热忱的帮助及吴东升师弟的协助，在此对他们热情帮助表示真诚的感谢。

感谢 2005 级有色金属冶金专业的全体同学，感谢在这两年多来曾给予我帮助和支持的，但又没能一一提到的老师和朋友们。

感谢我的家人做为我的坚强后盾对我的大力支持和无微不至的关心，使我得以顺利完成学业。

对毕业论文评阅和答辩委员会的各位老师表示深深的敬意和衷心的感谢。

