

## 摘要

本文研究了化学成分及工艺参数对超低碳 (Ti+Nb) – IF 钢组织和性能的影响规律, 特别是对深冲性能的影响。化学成分方面主要是 C、N 间隙原子和 Ti、Nb 微合金元素的影响, 工艺参数的影响包括热轧终轧温度、冷却方式、卷取温度、冷轧压下率和退火温度及保温时间。并结合首钢生产设备条件, 确定首钢超低碳 (Ti+Nb) – IF 钢生产工艺要点。达到了预期目标。

进行了化学成分设计, 并在实验室进行了冶炼、热轧、冷轧和模拟连续退火等实验。实验结果表明:  $C \leq 40 \text{ ppm}$ 、 $N \leq 30 \text{ ppm}$ , Ti、Nb 微合金元素的添加量能够完全固定 C、N 间隙原子时, 超低碳 (Ti+Nb) – IF 钢获得良好的成形性能。

热轧工艺对最终组织和性能的影响规律表明: 热轧终轧温度和冷却方式对最终组织和性能的影响不大, 高温卷取有利于  $r$  值的提高。

冷轧和模拟连续退火实验结果表明: 当冷轧总压下率达到 75% 时, 850°C 退火后  $r$  值就达到 1.80 以上, 并随压下率的增大而上升, 直到 85% 时,  $r$  值达到 2.08 左右, 当冷轧总压下率达到 90% 时,  $r$  值开始下降。超低碳 (Ti+Nb) – IF 钢热轧板经 80% 压下率冷轧后, 在模拟连续退火条件下, 当退火温度低于 850°C 时,  $r$  值随退火温度的上升而上升, 850°C 以上时,  $r$  值受退火温度影响不明显,  $r$  值保持在 1.95 左右。在 850°C 以上模拟连续退火条件下, 当保温时间达到 60s 以上,  $r$  值受保温时间影响很小。

XRD 和 EBSD 实验结果表明: 超低碳 (Ti+Nb) – IF 经奥氏体区热轧后具有弱的  $\{111\}$  织构和比例相当的  $\{100\}$  + 高斯织构, 经 75% 以上压下率冷轧后,  $\{111\}$  和  $\{100\}$  织构组分均增加, 且增加的幅度相当, 模拟连续退火后,  $\{111\}$  织构组分进一步加强, 同时  $\{100\}$  织构组分大幅减弱。 $\{111\}$  织构主要为  $\{111\} <110>$  和  $\{111\} <112>$  织构, 模拟连续退火后  $\{111\} <112>$  织构占主导。

**关键词:** (Ti+Nb) – IF 钢, 深冲性能,  $r$  值,  $n$  值

# Study on Microstructure , Properties and Texture of Extra Low-Carbon (Ti+Nb) -IF Steel

## Abstract

This paper studied the effect of chemical composition (C, N, Ti and Nb) and process parameters (Final rolling temperature, cooling-down method, coiling temperature of hot rolling, cold rolling reduction, and annealing temperature and soaking temperature time) on microstructure and properties of Extra Low-Carbon (Ti+Nb) -IF Steel, especially on deep-drawability. Meanwhile, combined manufacturing facility, producing process of Extra Low-Carbon (Ti+Nb) -IF steel was defined in Shou Gang and the predicting destination was reached.

The chemical composition was designed, and steel-making, hot rolling, cold rolling and simulating continues annealing *et al.* experiments were carried out in the laboratory. The results show: When  $C \leq 40\text{ppm}$ ,  $N \leq 30\text{ppm}$ , free carbon atoms are completely scavenged by added micro-alloying elements Ti and Nb, Extra Low-Carbon (Ti+Nb) -IF steel obtains excellent formability.

The effect rules of hot rolling on microstructure and properties of final product show: The effect of final rolling temperature, cooling-down method of hot rolling on microstructure and properties of final product is not marked, higher coiling temperature favors improving  $r$  value.

The results of cold rolling and simulating continues annealing experiments show: When total cold rolling reduction reaches 75%,  $r$  value can reach above 1.80 after annealing and increases with the cold rolling reduction growth, until 85%,  $r$  value reaches about 2.08, then  $r$  value begins to decrease when total cold rolling reduction reaches 90%. After Extra Low-Carbon (Ti+Nb) -IF steel hot rolling sheets cold rolled by 80% reduction, under simulating continues annealing condition, when annealing temperature below 850°C,  $r$  value increases with annealing temperature growth. The effect of annealing temperature on  $r$  value is not marked when annealing temperature above 850°C, then  $r$  value maintains about 1.95. Under the condition of simulating continues annealing temperature above 850 °C, when soaking temperature time reaches above 60s, the effect of soaking temperature time on  $r$  value is very small.

The results of XRD and EBSD experiments show: Extra Low-Carbon (Ti+Nb) -IF steel sheets obtain weak  $\{111\}$  texture and equivalent intensity of  $\{100\}$  texture+Goss texture after hot rolled in the gamma phase, then  $\{111\}$  texture component and  $\{100\}$  texture component increase hardly the same amplitude after cold rolled above 75% reduction, after simulating continues annealing,  $\{111\}$  texture component increases further while  $\{111\}$  texture component decreases further.  $\{111\}$  texture is mostly composed of  $\{111\} <110>$  texture and  $\{111\} <112>$  texture,  $\{111\} <112>$  texture becomes dominant after simulating continues annealing.

**Key Words:** (Ti+Nb) -IF steel, deep-drawability, *r* value, *n* coefficient



## 目 录

摘 要 .....	I
Abstract .....	II
引 言 .....	1
1 文献综述 .....	3
1.1 冷轧汽车薄板钢的发展情况 .....	3
1.1.1 国外IF钢的发展情况 .....	3
1.1.2 国内IF钢的发展情况 .....	5
1.2 化学成分在IF钢中的影响和控制 .....	6
1.2.1 碳 (C) 和氮 (N) 元素的影响 .....	6
1.2.2 锰 (Mn) 元素的影响 .....	7
1.2.3 铝 (Al) 元素的影响 .....	7
1.2.4 氧 (O) 元素的影响 .....	7
1.2.5 硫 (S) 和磷 (P) 元素的影响 .....	7
1.2.6 微合金元素钛 (Ti) 、铌 (Nb) 的影响 .....	8
1.3 IF钢的冶金工艺控制 .....	9
1.3.1 IF钢冶金工艺特点 .....	10
1.3.2 IF钢冶金工艺 .....	10
1.4 IF钢热轧工艺控制 .....	12
1.4.1 热轧工艺特点 .....	12
1.4.2 IF钢的热轧及卷取工艺 .....	13
1.5 IF钢冷轧及退火工艺控制 .....	14
1.5.1 冷轧及退火工艺特点 .....	14
1.5.2 冷轧及退火工艺 .....	15
1.6 IF钢织构的控制 .....	18
1.6.1 $r$ 值与再结晶织构的关系 .....	18
1.6.2 IF钢再结晶织构的形成机理 .....	18

1.6.3 .影响IF钢再结晶组织形成的因素 .....	20
1.7 衡量深冲性能的主要指标.....	21
1.7.1 塑性应变比 $r$ 值 .....	21
1.7.2 应变硬化指数 $n$ 值.....	22
2 研究内容、研究方案和实验方法.....	23
2.1 研究背景及意义 .....	23
2.2 研究内容.....	23
2.3 研究方案.....	24
2.3.1 化学成分设计 .....	24
2.3.2 热轧坯料制备 .....	25
2.3.3 热轧及卷取工艺设计 .....	27
2.3.4 冷轧及退火工艺设计 .....	29
2.3.5 实验分析方法.....	30
3 相变点、再结晶温度和时间测定及化学成分对IF钢组织和性能的影响.....	33
3.1 IF钢相变点的测定.....	33
3.2 再结晶实验.....	35
3.2.1 再结晶温度测定 .....	35
3.2.2 再结晶时间测定 .....	36
3.3 微合金元素Ti、Nb添加量对性能的影响 .....	37
3.4 本章小结 .....	41
4 热轧工艺参数对IF钢组织和性能的影响.....	42
4.1 终轧温度对组织和性能的影响 .....	42
4.1.1 终轧温度对热轧组织的影响 .....	42
4.1.2 终轧温度对性能的影响 .....	43
4.2 冷却方式对组织和性能的影响 .....	45
4.2.1 冷却方式对热轧组织的影响 .....	45
4.2.2 冷却方式对性能的影响 .....	45
4.3 卷取温度对对组织和性能的影响 .....	46

4.3.1 卷取温度对热轧组织的影响.....	46
4.3.2 卷取温度对性能的影响.....	47
4.3.3 卷取温度对织构的影响.....	49
4.4 本章小结 .....	51
5 冷轧及退火工艺对IF钢的组织和性能影响.....	53
5.1 冷轧压下量对IF钢性能的影响 .....	53
5.2 退火工艺对组织和性能的影响 .....	55
5.2.1 退火温度对组织和性能影响.....	55
5.2.2 退火保温时间对性能影响.....	60
5.3 本章小结 .....	64
6 IF钢织构演变分析研究.....	66
6.1 热轧织构分析 .....	66
6.2 冷轧织构分析 .....	68
6.3 模拟连续退火试样织构分析 .....	71
6.3.1 退火试样EBSD织构分析 .....	71
6.3.2 退火试样XRD织构分析 .....	77
6.4 IF钢织构形成机理分析 .....	83
6.5 本章小结 .....	85
7 首钢生产IF钢的工艺方案 .....	86
结 论 .....	87
参 考 文 献 .....	89
在学研究成果 .....	93
致 谢 .....	94



## 引　　言

自从 19 世纪 80 年代第一辆汽车问世以来，尤其是 20 世纪 60、70 年代起，北美、日本和西欧的汽车工业得到了迅猛的发展。1997 年，世界汽车产量接近 5620 万辆，尤其是日本的汽车产量连年增加，到 1997 年已达到年产量 1100 万辆，形成了日本、美国和西欧三足鼎立的局面<sup>[1]</sup>。现代社会，汽车成为人们必不可少的交通工具，它不仅为人们带来了诸多物质生活和文化生活的便利，而且促进了材料、冶金等相关工业的迅速发展。

目前，每年汽车行业消费的钢材折合成粗钢占全球粗钢总产量近 20%。汽车用钢材均为高附加值产品，需求量大、价格高、市场前景好，这样的利润动力推动着世界各主要钢铁企业都将汽车用钢材列为最重要的开发、生产和推销的产品<sup>[2]</sup>。

我国汽车工业自 1957 年“一汽”投产时的 8000 辆发展至今，已得到了长足进步，2002 年，我国汽车产量为 325 万辆，2003 年汽车产量达到 444 万辆，增长速度超过 35%，到 2005 年，我国汽车总产量达到 615 万辆，仅次于美国和日本，汽车总产量已跃居世界第三位。目前，汽车工业已成为我国国民经济的支柱产业。同时，2002 年我国用于整车制造的钢材就达到 589 万吨，2003 年达到 739 万吨，增长速度为 25.5%，大大的超过了我国当年钢铁生产量的增长速度 13.1%。可以看出，我国的钢铁工业似乎没有充分发挥其应有的作用，还有待于提高我国汽车用钢材生产能力<sup>[2,3]</sup>。

现代汽车的发展趋势是减重、节能、防腐、防污染、防噪音和安全舒适等，为适应这一发展要求的需要，对汽车用钢材的要求除传统的结构性能、经济性能以外，还必须满足新的一系列质量上的特殊要求，如优良的成形性能、良好的抗凹陷能力和足够的结构刚度、良好的焊接性能、优良的表面形貌和光洁程度等。这些同时促进了许多新钢种的开发和研究，其中，作为第三代冲压深冲用钢 IF 钢的出现及其在汽车工业上的广泛应用备受关注<sup>[1]</sup>。

IF 钢，即无间隙原子钢，是在超低碳钢 (C<0.005%，N<0.003%) 中加入一定量的 Ti、Nb，使钢中 C、N 原子被固定成碳化物、氮化物，而钢中无间隙原子存在。该钢具有极优良的成形性，即高的  $r$  值 ( $r>2.0$ )、高  $n$  值 ( $n>0.25$ )、高延伸率  $\delta$  值 ( $\delta>50\%$ ) 和非时效性 ( $AI=0$ )。

虽然 IF 钢在研制初期，由于冶炼水平的限制，钢中的 C、N 含量较高，需加入的 Ti 较多，而且 Ti 价格昂贵，因此生产中受到了限制，但是，随着冶金技术水平的提

高，生产成本的降低，IF钢广泛应用于汽车制造业，尤其是汽车外板、内板，需要很好的深冲性能，以使其容易成型。

要实现汽车高性能化、多样化和高级化，且价格便宜这一目标，必须以冶金工业的密切配合为依托。为了适应现代汽车对薄板品质的要求，冶金工业在不断的改进和完善技术后，逐步形成了具有不同特点的发展方向：（1）以减重节能为目标的高强度钢板；（2）以提高成形性能为目标的超深冲钢板；（3）以提高汽车防腐能力为目标的表面处理钢板；（4）以发展高性能汽车为目标的减振消音用的复合钢板和改善外观质量、提高反光性能的镜面钢板等<sup>[1]</sup>。超深冲钢板是汽车钢板的发展方向之一，IF钢作为目前深冲性能最好的钢板，在汽车工业中有着重要的作用，同时，在IF钢基础上，已繁衍了许多新的品种，以满足不同的性能要求，如加Mn、Si的高强度深冲钢板，加P的BH钢板，深冲热镀锌钢板等，可见，IF钢的产生不仅仅带动了深冲钢板的发展，而且促进了汽车钢板系列化发展，因而具有广阔的应用前景。

IF钢的生产集当代最先进的冶金技术于一体，标志着一个国家的冶金工业水平。目前，我国生产IF钢已有一定基础，通过改进生产工艺，提高IF钢的深冲性能，是今后的努力方向。并且在此基础上开发高强度IF钢，以满足我国汽车制造业对高性能钢板的需求。

## 1 文献综述

### 1.1 冷轧汽车薄板钢的发展情况

冷轧冲压钢板具有高强度、深冲性好、表面光洁度高、板厚薄等特点，在汽车制造业中具有举足轻重的地位，冲压成形性能使汽车制造的首要要求。冷轧汽车薄板的深冲性与其有利组织组分的大小密切相关，即有利组织系数 $\{111\}/\{100\}$ 越高， $r$ 值越高，深冲性能越好。纵观冷轧汽车薄板的发展历史，可将其分为三代产品：

以普通沸腾钢为代表的第一代产品——冷轧冲压用钢，它具有较弱的 $\{111\}$ 组织和几乎与之相当的其他组织， $r$ 值不高，仅 $1.0\sim1.2$ 。较各向同性无择优取向的正火钢深冲性好，但因其含有较高的固溶C、N和O，具有明显的应变时效性。

以铝镇静钢为代表的第二代产品——冷轧深冲钢板，通过往钢中加Al脱氧并控制AlN的固溶析出，获得较强烈的 $\{111\}$ 组织，深冲性能良好， $r$ 值为 $1.4\sim1.8$ 。由于N被固定成AlN，在罩式退火或连续退火加上过时效处理中，大部分C析出成为 $\text{Fe}_3\text{C}$ 所以经平整后性能稳定。迄今，汽车工业中仍有很大的使用量。

以超低碳无间隙原子钢(IF钢)为代表的第三代产品——冷轧超深冲钢板，它以超低碳、微合金化和超纯净的钢质以及较粗大的铁素体晶粒而获得超深冲性， $r$ 值可达到 $1.8\sim2.8$ 。目前，大量使用的就是IF钢。三代冲压用钢板的性能见表1.1<sup>[1,4]</sup>。

表 1.1 三代冲压用钢板的性能比较

钢种	$\sigma_s/\text{MPa}$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\delta t/\%$	$r$ 值	$n$ 值
沸腾钢	180~190	290~310	44~48	1.0~1.2	约 0.22
铝镇静钢	160~180	290~300	44~50	1.4~1.8	约 0.22
IF钢	100~150	250~300	45~55	1.8~2.8	0.23~0.28

#### 1.1.1 国外IF钢的发展情况

IF钢(Interstitial Free Steel)，即无间隙原子钢，是在超低碳钢( $\text{C}<0.005\%$ ， $\text{N}<0.003\%$ )中加入一定量的Ti、Nb，使钢中C、N原子被固定成碳化物、氮化物，而钢中无间隙原子存在，从而使钢具有无时效性和超深冲性。Comstock等人在1949年最先指出，当在普通的低碳钢中加入足够量的Ti( $\text{Ti}>4(\text{C}+\text{N})$ )时，钢中的C、N间隙原子就完全被Ti固定，析出成 $\text{Ti}(\text{CN})$ 化合物，此时该钢具有优异的深冲性能。这便成

了 IF 钢发展的基础。但那时冶炼的低碳钢中 C、N 含量相对较高（约为 0.05%C, 0.03%N），相应需添加的 Ti 量也就较多（0.25~0.35%），由于 Ti 的价格昂贵，当时 Comstock 的发现被搁置，IF 钢的发展收到限制。

20 世纪 60 年代后期，由于真空脱气技术在冶金生产中的应用，钢中的 C 含量可以降低到 0.01% 以下，于是 IF 钢重新引起了冶金学家的兴趣，约在 1967~1970 年出现商用 Ti-IF 钢，即第一代 IF 钢，其主要特征是低的碳含量及采用罩式炉进行退火处理。同期，Nb 在改善深冲性能方面的作用也被发现。

约在 1972 年新日铁和 NKK 分别开发了用于汽车板生产的连续退火机组，IF 钢经连续退火后具有良好的深冲性能。20 世纪 70 年代末工业生产的 IF 钢其成分大致为：0.005%~0.01%C、0.003%N、大约 0.15%Ti；而对 Nb 钢，约含 0.15%Nb。

在 20 世纪 80 年代，冶金生产技术得到进一步的发展，采用底吹转炉和改进的 RH 处理可以经济地生产出  $C \leq 0.002\%$  的超低碳钢，RH 处理时间缩短至 10~25 分钟以内，从而由传统的 IF 钢时期步入现代 IF 钢时代，即第二代 IF 钢。现代 IF 钢的成分范围大致为：C $\leq 0.005\%$ 、N $\leq 0.003\%$ 、有效钛或有效铌/C (at%)  $\approx 1$ 。有效钛含量是指去除可与钢水中 C 和 N 反应生成 TiC 及 TiN 的 Ti 含量后所剩余的总 Ti 含量，有效钛含量 ( $Ti^*%$ ) 可按 (1.1) 式计算：

$$Ti^* \% = Ti \% - 4(C\%) - 3.43(N\%) \quad (1.1)$$

值得注意的是，工业生产的超低碳钢 (0.001~0.005%C) 若不经过 Ti、Nb 处理，其  $r$  值并不高，因此微合金化是 IF 钢冶炼的又一关键因素。尽管关于最佳的 Ti、Nb 的含量观点不尽一致，但超低碳钢经过 Ti、Nb 处理后  $r$  值的提高是公认的事。

20 世纪 80 年代以后，IF 钢在国际范围内飞速发展，1986 年后 IF 钢出现成倍增长的趋势。1994 年世界 IF 钢产量超过 1000 万吨，1997 年仅日本就达到 1000 万吨。目前世界许多著名的钢铁公司对超低碳钢的研究和发展都很积极，如日本的川崎、新日铁、美国的纽柯、Inland、德国的 Thyssen, Hoesch 等。超低碳钢的生产已成为一个国家汽车用钢板生产水平的标志。

随着 IF 钢的大批量生产，使冷轧薄板成型性问题得以解决，但同时又引发了以 IF 钢为基础的系列超低碳钢研究热点，如以减重节能为目标的超深冲高强度板、以防腐为目标的各种镀锌板、以提高视觉效果为目标的镜面板和具有优良的综合性能的超低碳高强 BH 板等<sup>[1,5~8]</sup>。

### 1.1.2 国内 IF 钢的发展情况

我国研制IF钢始于 1989 年<sup>[9]</sup>，北科大与宝钢合作，在没有引进外国专利的情况下，用了不到两年的时间基本完成了IF钢的开发，添补了国内空白。1993 年宝钢试制成功IF钢（ST16）并鉴定生产<sup>[10]</sup>。1995 年宝钢IF钢的产量为 6 万多吨，1996 年达 8.4 万吨，2002 年IF钢冶炼量突破 100 万吨，实现了规模突破<sup>[6,11]</sup>。

我国的汽车板生产已初具规模，已经能够生产全部普通强度  $\sigma_s < 180 \text{ MPa}$  的CQ级、冲压DQ级和深DDQ级，并试制了超深冲EDDQ级和SEDDQ级IF钢汽车板及一些高强度BH钢、含磷BH钢等，生产的汽车钢板基本上可以满足生产货车的需要，并且可部分用于对钢板的成形性能、表面质量、涂饰性能和耐蚀性能等要求更高的轿车生产<sup>[12]</sup>。

宝钢是 20 世纪 80 年代从国外成套引进装备和技术的现代化钢铁企业，具有较好的生产汽车钢板的条件，是目前国内生产汽车钢板数量最大、品种最多的企业。1991 年成功地生产出IF钢，性能不逊色于日本IF钢商业板KTUX，从而填补了我国在IF钢生产方面的空白。此后为满足汽车钢板需求，产品结构中汽车钢板比例不断提高。宝钢生产的St14 和SPCE牌号冷轧钢板，实物质量已达到国外同类钢板水平，批量供给一汽、二汽、上海、北京等主要汽车制造厂，替代进口钢板使用。宝钢生产的冷轧汽车钢板主要品种有：CQ、DQ、DDQ、不同冲压低碳软钢以及St37~2G、St44~3G、B32OLW、B360LW冷轧结构钢板。近年来，为满足轿车用钢的需要，相继开发了BP340 和BP390 加磷高强度钢板，BH340 烘烤硬化钢板，St16 高成形性IF钢板和具有高级精整表面的钢板（O5 板），并已具备了开发含Cu高强度IF冷轧钢板的条件<sup>[13]</sup>。

鞍钢是我国最早生产汽车钢板的企业，20 世纪 60 年代开发成功的深冲 08A1 冷轧汽车钢板，使部分汽车难冲件的冲压破损率低于 3%。近几年，鞍钢 1700 中薄板坯连铸连轧生产线、1780 热带生产线都生产了IF钢，并且进行了铁素体区轧制试生产。两条五机架 1700 冷连轧生产线，均生产冷轧IF钢，其中包括Ti—IF钢、T+Nb—IF钢等，目前生产的St13、St15 和St16 供应一汽、奇瑞、沈阳金杯和吉林轻型等汽车厂。同时，开发了烘烤硬化钢板<sup>[11]</sup>。

武钢自 1700 轧机工程投产以来，就致力于汽车钢板开发和生产，成功生产了 08A1 系列冷轧钢板、含磷高强度冷轧钢板、含钛高强度热轧钢板等汽车钢板品种。为进一步满足汽车工业发展需求，提高钢板尺寸精度、稳定产品质量，武钢在“八五”期间先后对 1700 机组进行系统技术改造，生产汽车钢板的能力和产品的质量均有较大的提高。

“九五”期间成功开发了 320~540MPa 的热轧专用钢系列和超深冲冷轧板、烘烤硬化钢板等 22 个产品，实现了汽车用钢板的系列化<sup>[14]</sup>。其中超深冲冷轧板WIF实物性能指标

达到国外同类产品先进水平。现计划兴建 2250mm冷轧机组及配套镀层机组，届时将形成 100 万吨汽车钢板生产能力，并且以轿车用钢板品种为主，这将使武钢汽车板生产上升到一个新的水平<sup>[11]</sup>。

1996 年攀钢的冷连轧机组顺利投产，技术装备均具备生产汽车钢板的条件。冷轧薄板的第二代、第三代产品—深冲钢（IF钢）和其它耐候深冲钢对钢水的炉后精炼具有极高的要求，1997 年攀钢从德国曼尼斯曼·德马克·墨索公司引进了作为钢水炉后精炼的一项重要技术措施—RH钢水真空处理设备<sup>[15]</sup>。2000 年攀钢钢研所、炼钢厂、热轧板厂和冷轧板厂联合进行了首轮IF钢冶炼及轧制试验<sup>[16]</sup>，在LD-LF-RH-CC流程炼钢试验中攻克了成品钢成分尤其是C含量不易控制的最大难点，使 6 炉成品钢中C含量均低于 30ppm，满足了试验要求；成品冷轧板各项性能与国内“龙头”钢厂同类产品水平相当。

本钢热连轧厂和冷连轧厂是我国大型板材生产基地之一，资源条件优越、工艺技术先进、自动化程度高。冷轧薄板厂现年产 70 万t产品广泛用于汽车制造、家电、建筑、石油化工等。正在筹建的第二冷轧厂计划生产能力 120 万t其中镀锌板 35 万t、彩涂板 20 万t、冷轧板 65 万t。目前本钢的冷轧产品冲压用钢有St13 和SPCD、深冲用钢有St14 和SPCE、超深冲用钢St15 和St16，镀锌产品有冲压用钢St03z和深冲用钢St04z。并且正在开发 400MPa 级以上的高强IF钢<sup>[13]</sup>。

目前国内生产的汽车钢板主要是用于货车制造的热轧钢板和冷轧钢板，以及部分用于轿车内板的冷轧板。小批量生产的用于轿车外板的高级精整表面钢板、用于轿车复杂部件的高成形性钢板。由于质量不够稳定，尚不能完全满足市场的需要。轿车用的镀层钢板，现在还处于试验阶段。

与国外主要汽车板生产国的产品实物相比，我们还存在以下技术方面的主要差距：  
①在高技术含量的新型汽车板生产中，如高强度系列、超深冲系列和高强度镀层板，尚未形成系列化产品。②现有产品在使用性能、板厚精度和表面质量等方面存在较大波动，而全自动生产线上要求板材具有各项性能与质量参数的均匀稳定和连续一致性<sup>[5]</sup>。

## 1.2 化学成分在 IF 钢中的影响和控制

成分是钢板性能优劣的基础，对 IF 钢更是如此，因此，在生产 IF 钢中对成分的严格控制和对不同成分在成形中的作用的理解是至关重要的。

### 1.2.1 碳（C）和氮（N）元素的影响

碳是钢中最一般的强化元素，碳使强度增加，塑性下降。对成形用钢而言，需要的是低的屈服强度、高的均匀延伸率和总延伸率。因此深冲钢需要低的含碳量，一般超深

冲 IF 钢的碳含量不超过 0.005%。对于采用吹氧转炉生产的钢，碳含量最低可达  $C \leq 0.04\%$ ，所以在冶炼方面必须采用新技术以降低碳的含量。随着钢中固溶碳含量的增加，垂直于板法向的  $\langle 111 \rangle$  取向织构密度降低，产品时效倾向增加。随着钢中碳含量的降低，钢的成形性指标  $r$  值和总延伸率  $\delta$  得到改善，当钢种碳含量约低于 0.01% 以下时， $r$  值和  $\delta$  值急剧上升。

氮在钢中一般使屈服强度和抗拉强度增加，硬度上升， $r$  值下降并引起时效。对于冲压用钢，氮的作用和碳元素一样，主要是造成屈服效应和应变时效。另外，如果工艺控制不当，氮会和钛、铝等形成带棱角的夹杂物，对冲压有不利影响。对于深冲用钢，要尽量降低氮的含量。

### 1.2.2 锰 (Mn) 元素的影响

通常认为，随 Mn 含量的增加，深冲钢的  $r$  值下降，特别是 Mn 含量较高时，Mn 对  $\{111\}$  织构的不利影响被认为时 Mn 与 C 交互作用的结果。在 IF 钢中，C、N 原子被固定，Mn 的影响减弱<sup>[17]</sup>。

### 1.2.3 铝 (Al) 元素的影响

铝在优质冲压钢中一般是作为脱氧剂加入的，主要用于去除吹氧冶炼时溶在钢液中的氧。同时铝作为定氧剂，抑制氮在铁素体内的固溶，消除应变时效，提高低温塑性。

### 1.2.4 氧 (O) 元素的影响

氧是炼钢中不可缺少的元素，但是氧与其他许多元素的亲和力强，易在钢中形成各种夹杂物，这些夹杂物对钢的性能有不利影响。另外，氧含量过高也会影响其他元素的效果。如向钢中添加 Ti 以固定碳和氮时，如果  $O \leq 0.015\%$ ，则钢的  $\{111\}$  织构强而  $\{100\}$  织构弱， $r$  值较高；但是当  $O > 0.015\%$  时，则  $\{111\}$  织构强度突然下降， $r$  值也突然下降。

### 1.2.5 硫 (S) 和磷 (P) 元素的影响

硫在深冲钢中是有害元素，应尽可能的降低 IF 钢中硫的含量。硫通常在钢中形成硫化物如 MnS、TiS、Ti-Nb-S 等。根据国外对 IF 钢的分析结果，IF 钢的硫含量均控制在 0.008% 以下。硫在铁水预处理后可降至 0.01% 左右，然后经转炉吹炼降硫 30%~50% 时，IF 钢中的硫可降至 0.005%~0.007% 的水平。

磷对钢一般来说是一种有害元素，会增加钢的脆性，但是磷也是一种可以提高钢强度及有效的元素，对于低碳钢适当的加入磷，可以生产成形性优良的深冲钢高强钢，研究发现在钢种加入适量的磷，对其成形性影响不大，但可以大大提高钢的强度。但磷对钢的成形性总的影响是，随着钢中磷含量的增加，抗拉强度和屈服强度增加，总延伸率

$\delta$ 、 $n$ 值、 $r$ 值均降低<sup>[18]</sup>。也有研究认为，在脱碳脱氮的薄板钢中加入0.05%~0.08%的磷，反而可以提高钢板的 $r$ 值<sup>[19]</sup>。

### 1.2.6 微合金元素钛(Ti)、铌(Nb)的影响

仅靠降低C含量并不能提高超深冲钢的性能，因为在 $r$ 值和 $\delta$ 值提高的同时， $\Delta\delta$ 、 $\Delta r$ 也增大。IF钢冶炼的一个关键所在就是通过Ti或Nb处理使固溶体中的滑埃牛膝原子(C、N)得以清除，得到纯净的铁素体基体，从而消除间隙原子的不利影响。值得注意的是：工业生产的超低碳钢(0.001%~0.005%C)若不经过Ti、Nb处理，其 $r$ 值并不高，因此，为了获得高的 $r$ 值，必须进行微合金化。

按添加的微合金元素分类，目前工业生产的IF钢有三种，既单一添加钛的称Ti—IF钢，单一添加铌的Nb—IF钢和复合添加钛铌的(Ti+Nb)—IF钢。IF钢微合金元素的作用见表1.2。三种IF钢具有各自的优缺点：

表1.2 IF钢微合金元素的作用

IF钢的种类	微合金元素的作用
Ti—IF钢	Ti固定N、C、S
Nb—IF钢	Nb固定C、Al固定N
(Ti+Nb)—IF钢	Ti固定N、Nb固定C

在Ti—IF钢中，Ti在净化C之前先与N、S结合形成TiN、TiS，然后与C结合形成TiC，所以Ti的最少加入量为：

$$Ti \geq 3.42N + 1.5S + 4C \quad (1.2)$$

为了区别总Ti量，可与C结合的有效Ti量( $Ti_{effet}$ )及过剩Ti量( $Ti_{excess}$ )定义为：

$$Ti_{effet} = Ti - 3.42N - 1.5S \quad (1.3)$$

$$Ti_{excess} = Ti - 3.42N - 1.5S - 4C \quad (1.4)$$

Ti—IF钢的特点是：①力学性能优异，对成分和工艺参数的变化不敏感，即性能稳定，工艺过程的可操作性强；②力学性能的平面各项异性( $\Delta r$ 、 $\Delta \delta$ )大；③镀层抗粉化能力差，不适合镀锌；④再结晶温度低；⑤抗冷加工脆性弱。

在Nb—IF钢中，C与Nb结合形成NbC，N与Al结合形成AlN，S与Mn结合形成MnS，所以Nb的最少加入量为：

$$Nb(\%) \geq 7.75C(\%) \quad (1.5)$$

$$Nb_{excess} = Nb_{total} - 7.75C \quad (1.6)$$

Nb-IF 钢的特点是：①力学性能的平面各向异性 ( $\Delta r$ ,  $\Delta \delta$ ) 小，②镀层的抗粉化能力较好；③r 值、 $\delta$  不及 Ti-IF 钢好，且力学性能对工艺比较敏感。高温卷取会带来板卷头、尾性能较差；④再结晶温度明显高于 Ti-IF 钢，且力学性能不及 Ti-IF 钢好；⑤对工艺敏感，可操作性差。

在 (Ti+Nb) -IF 钢中，N 与 Ti 结合形成 TiN，C 与 Nb 结合形成 NbC，合金元素的加入量为：

$$(Ti + Nb)/(C + N) > I(at \%) \quad (1.7)$$

$$Nb = 0.05 \sim 0.4 Ti(\%) \quad (1.8)$$

在 (Ti+Nb) -IF 钢中，化合物的析出顺序为 TiN-TiS-TiC-NbC，假设没有过剩钛存在，则钢中的过剩铌量为：

$$Nb_{excess} = Nb_{total} - 7.75 \{C - [Ti - (3.42N + 1.5S)/4]\} \quad (1.9)$$

(Ti+Nb) -IF 钢兼有 Ti-IF 钢和 Nb-IF 钢两者的优点，其特点是：①其力学性能优于 Nb-IF 钢；②其力学性能对工艺不敏感、整卷性能均匀；③镀层具有良好的抗粉化性能；④适合在高温连续退火工艺下生产出 EDDQ、SEDDQ 级的超深冲钢板，适合于生产超深冲钢、高强钢、BH 钢及热镀锌钢板。

### 1.3 IF 钢的冶金工艺控制

IF 钢的冶金工艺流程见图 1.1。冶金工艺流程的每一步工序，从成分控制到热轧、冷轧、退火、平整等，都影响 IF 钢的最终性能<sup>[20]</sup>。

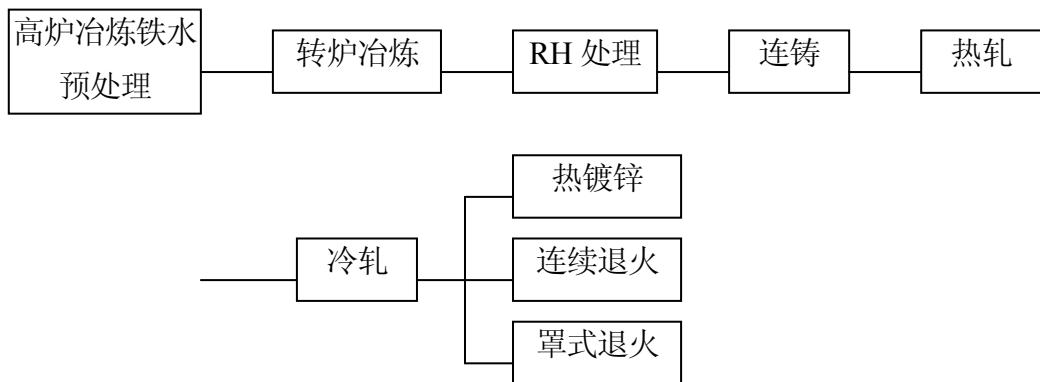


图 1.1 IF 钢的冶金工艺流程

### 1.3.1 IF 钢冶金工艺特点

成份是 IF 钢性能的先决因素, IF 钢的冶炼工艺主要是解决脱碳和防止增碳、降氮和防止增氮、纯净度控制及微合金化。对深冲钢研究的一个重要结论是: 随固溶 C 的增加 (0.0003%~0.005%) 再结晶组织 {111} 组分急剧减少, 严重损害  $r$  值。固溶 N 有着与固溶 C 相似的作用。IF 钢生产通过真空脱气使 C、N 含量尽量低, 既可以得到高的  $r$  值, 又可以减少 Ti、Nb 合金消耗。

### 1.3.2 IF 钢冶金工艺

铁水预处理把 S 控制在 0.015% 以下, 转炉精心操作并用含 S 低的废钢, 把 S 稳定在 0.01%~0.013%。

钢水脱C是生产IF钢的关键之一。RH真空处理有效脱C要具备两个重要条件: ①足够的钢水搅拌力度, 特别是在后期。②RH真空室的结壳去除。钢水脱C速度除与以上的因素有关外, 还与喷孔浸入到钢水内的深度、熔池深度有密切关系<sup>[21]</sup>。

#### 1.3.2.1 超低碳 IF 钢中碳的控制

超低碳IF钢中碳的控制技术集中于三点<sup>[22~24]</sup>:

(1) 转炉终点碳的控制 (RH 脱碳前[C]、[O]的控制)。

RH 脱碳前钢水成分范围控制在 C: 300~400ppm, O: 500~600ppm, 钢水脱碳处理后[C]、[O]均较低, 将减少脱氧用铝量, 有利于提高钢的纯净度。

(2) 加速脱碳技术。

大量的研究表明, 提高 RH 钢水的循环流量是加速 RH 脱碳的主要手段。

$$Q = 7.43 \times 10^{-3} G^{1/3} D^{4/3} (\ln p_1 / p_2)^{1/3} \quad (1.10)$$

式中,  $Q$ —环流量 (Kg/min)

$G$ —提升气体流量 (m<sup>3</sup>/min)

$D$ —浸渍管直径 (cm)

$P_1$ —大气压力 (Pa)

$P_2$ —真空室压力 (Pa)

由上式可见, 提高提升气体流量, 增大浸渍管直径, 降低真空室压力。均能增大循环流量, 加速脱碳速率, 其中浸渍管直径变化影响最大。

提高 RH 脱碳速率、缩短脱碳时间, 可以采取措施有: ①“硬脱碳”模式: 在脱碳初期, 真空室压力快速下降, 加速脱碳。②RH 脱碳后期通过 OB 喷嘴的环缝吹入较大量的氩气, 以增加反应界面, 加速脱碳。这是由于 RH 脱碳初期以钢水为本体脱碳为主, 后期以表面脱碳为主, 加强搅拌气体的吹入, 将扩大反应表面。③消除真空槽冷钢: 根

据观察, 真空槽粘冷钢对脱碳速率, 特别是对 RH 脱碳终点含量有重要的影响。要求冶炼超低碳钢之前, 采用氧枪管切割冷钢和低碳高温钢水洗槽工艺。

据宝钢生产统计 (2000 年), RH 在 20min 的脱碳时间内, 碳含量可降至 30ppm 内; 在 25min 内, 可将碳降至 20ppm 左右, 最低可降至 15ppm。

### (3) 防止增碳技术

经RH脱碳处理的超低碳钢水, 一旦脱氧后, 就极易增碳。在不少场合增碳是导致钢水成分出格和成品降级的主要原因。增碳的原因及所采取的主要防止措施包括: ①真空槽冷钢: 冷钢不仅对RH脱碳不利。而且引起RH脱碳后的钢水增碳, 必须采用上述的措施清楚。②中间包覆盖剂: 所开发的高碱度中间包覆盖剂 ( $R>4$ ) 具有含碳量极低的特点, 减少钢水在中间包脱碳。③结晶器保护渣: 采用低碳高粘度保护渣。降低保护渣中碳含量 (特别是游离碳含量) 是避免超低碳钢水增碳的直接、有效方法。采用结晶器液面控制仪, 使液面波动控制在±3mm。④无碳钢包耐材: 由图 1.2<sup>[23]</sup>可见, 钢包耐材对钢水增碳的影响是相当巨大的; 实验表明, 钢包无碳包底浇注料和钢包无碳渣线浇注不对钢水造成增碳。

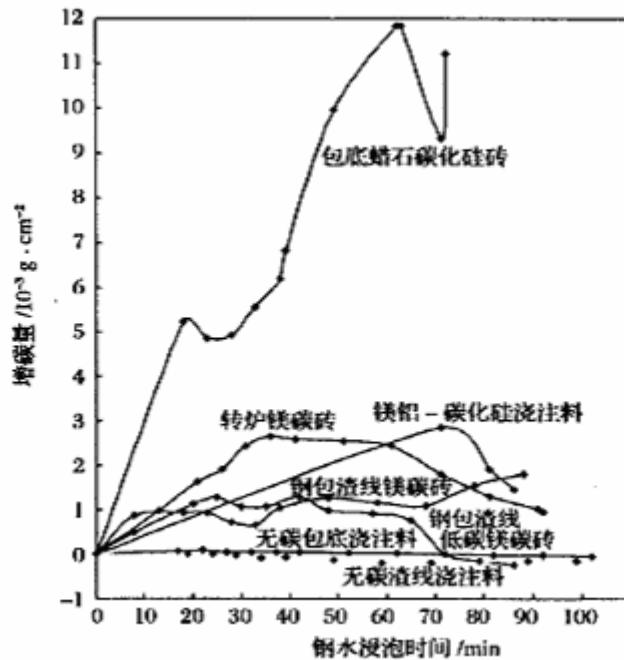


图 1.2 耐材对纯净钢增碳的影响

采用以上的措施后，宝钢生产超低碳IF钢时，RH脱碳终点至铸坯的增碳量可控制在 $7 \times 10^{-6}$ 以内<sup>[22]</sup>。

### 1.3.2.2 超低碳 IF 钢中氮的控制

超低碳IF钢中氮的控制技术<sup>[22]</sup>：

在 IF 钢生产中，减少吹炼终点氮含量和避免钢水增氮是获得低氮钢水的主要手段。

采用了转炉低氮吹炼模式：提高铁水比、增加在转炉吹炼中矿石的投入量，提高氧气纯度，控制转炉炉内为正压，不允许再吹。在吹炼后期，采用低枪位操作。在采用这些措施后，转炉停吹氮可控制在 $20 \times 10^{-6}$ 以下。

板坯连铸中，最大的增氮一般发生在钢包和中间包之间。为此，宝钢除采用中间包覆盖剂覆盖钢水外，在钢包和中间包之间采用长水口，并在钢包水口和长水口连接处采用氩气和纤维体密封。使浇铸过程中的增氮量控制在 $1.5 \times 10^{-6}$ 以内。

2000 年宝钢可批量生产氮含量低于 $25 \times 10^{-6}$ 的低氮钢。宝钢不同时期IF钢试验所达到的平均纯净度水平见表 1.3<sup>[24]</sup>。IF钢纯净度达到 $[C] \leq 16 \times 10^{-6}$ 、 $[N] \leq 15 \times 10^{-6}$ 、 $T[O] \leq 19 \times 10^{-6}$ 。

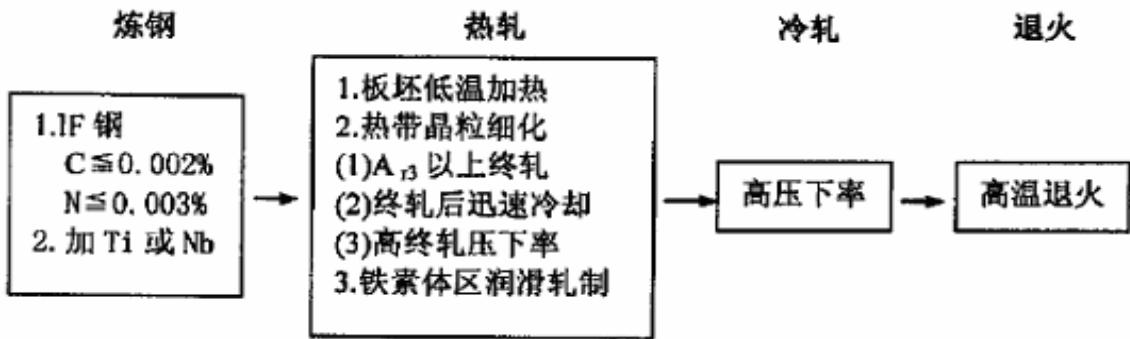
表 1.3 不同时期IF钢综合纯净度水平对比 ( $\times 10^{-6}$ )

时间	IF 钢		
	[C]	[N]	T[O]
1996	50	24	50
1999	23	16	28
2003	16	15	19

## 1.4 IF 钢热轧工艺控制

### 1.4.1 热轧工艺特点

从 IF 钢的冶金工艺流程得知，热轧工艺控制是其质量控制的重要环节。图 1.3 表示促进有利于深冲性能的 ND // 〈111〉 织构形成的 IF 钢生产过程控制原理。

图 1.3 促进  $ND // <111>$  织构形成的生产过程控制原理

可见热轧工艺中，采用低温加热、低温终轧、铁素体区润滑轧制、高的终轧压下率、轧后迅速冷却有利于获得高的板带组织性能。

#### 1.4.2 IF 钢的热轧及卷取工艺

IF钢在热轧过程中要发生第二相粒子的固溶和析出、奥氏体的形变和再结晶， $\gamma/\alpha$ 相变，如果在 $\alpha$ 区终轧时甚至产生铁素体形变和再结晶。热轧板的微观组织和析出物的形态对最终性能有很大影响。热轧得到细小均匀铁素体晶粒和粗大的析出物有利于 $r$ 值和塑性的提高<sup>[25]</sup>。细小弥散的析出物阻碍再结晶和晶粒长大，降低 $r$ 值。对给定成份的IF钢，热轧板的组织和析出物形貌取决于热轧工艺参数，如板坯加热温度、轧制速度、压下量、卷取温度等。

##### 1.4.2.1 板坯加热温度 (SRT)

在板坯加热过程中要发生第二相粒子的溶解。碳氮化物的溶解（或析出）与温度及钢中C、N、Ti、Nb、Al的含量有关，由溶度积来控制。Sotoh研究了在1000℃和1250℃加热时碳氮化物溶解情况，其结果是：NbC在1000℃完全溶解，AlN在1250℃完全溶解，而Ti(CN)在1250℃尚未完全溶解，而且Ti-IF钢中Ti(CN)微粒在1250℃加热温度下比在1000℃加热温度下更细小、弥散<sup>[17]</sup>。显然加热时未溶解的碳氮化物必定粗大。所以低温加热容易得到粗大的析出物，特别是对Ti-IF钢。因此不难理解低温加热对 $r$ 值有利（尤其对Ti-IF钢）。有的研究认为，对含Ti、Nb量较低的IF钢，低温加热（1000~1100℃）可是延伸率和 $r$ 值提高，尤其对于Ti-IF钢影响更明显，较低的加热温度可以阻碍钢中Ti、Nb化合物完全溶解，使钢中的化合物固溶量尽可能低，并使这些化合物粗化，粗大的化合物可以减小再结晶过程中对晶界的钉扎作用，因而对再结晶的进行有利，使深冲性能提高<sup>[26]</sup>。

#### 1.4.2.2 终轧温度 (FT)

许多研究者研究了终轧温度对 Ti-IF 钢的影响。尽管他们的结果存在一些差异, 但都发现终轧温度对 Ti-IF 钢的  $r$  值影响很小。而对 Nb-IF 钢, 桥本等人发现终轧温度对  $r$  值有明显影响。随着终轧温度下降,  $r$  值明显提高, 特别是在 Nb/C 原子比较低时。对 Nb/C 原子比较低的钢, 低温终轧易于发生形变诱导析出, 并使析出物粗化和使铁素体晶粒细化。

Gupta 等人发现, 终轧温度对  $(\text{Ti} + \text{Nb})$ -IF 钢  $r$  值的影响比对 Ti-IF 钢要显著<sup>[27]</sup>。在 835~924°C 之间, 随终轧温度上升,  $r$  值增加, 并在约 900°C 处  $r$  值有一峰值。

#### 1.4.2.3 卷取温度 (CT)

根据已有的研究结果, 多数观点认为, 随卷取温度升高, 再结晶温度下降,  $r$  值提高。卷取温度对 Nb-IF 钢的影响显著, 并且随过剩钛增加, 对 Ti-IF 钢卷取温度的影响减小。这些影响的原因在于, 高温卷取有利于碳氮化物的析出和粗化, 特别是在较低温度 (热轧后) 下发生的析出。NbC 的析出温度比 Ti (CN) 的低, 所以卷取温度对 Nb-IF 钢的影响大。但另一方面, 若卷取温度太高则导致: ①由于产生更多的氧化铁皮使酸洗效率下降, 尤其是当卷取温度  $CT > 700^\circ\text{C}$  时, 这种现象更明显; ②由于冷速不均使板卷的头尾性能较差。

从降低生产成本和控制带卷全长性能均匀性考虑, 采取钢坯低温加热、低温卷取是有利的。通常由于析出处理在卷取过程中完成, 因此 IF 钢的性能随卷取温度变化, 而卷取温度沿整个带卷长度并不均匀, 带卷头部温度高, 尾部温度低, 这两部分的性能不如中间部分。这一现象在卷取温度高于 700°C 时更为明显。

在 IF 钢生产中究竟应采取“高温卷取”还是“低温卷取”, 各种文献说法不一。一般来说, 用罩式退火生产深冲铝镇静钢其热轧卷取温度最低 (CT 为 550~600°C), 用连续退火生产深冲铝镇静钢, 其卷取温度最高 (CT 为 700~750°C), 生产 Ti-IF 钢采用的卷取温度居中 (CT 为 650~700°C), 生产 Nb-IF 钢和  $(\text{Ti} + \text{Nb})$ -IF 钢选用较高的卷取温度 (CT 680~750°C)。

### 1.5 IF 钢冷轧及退火工艺控制

#### 1.5.1 冷轧及退火工艺特点

冷轧对退火后 IF 钢深冲性能影响的主要因素是冷轧总的压下率。在适当成份和合理的热轧之后, 保证充分的冷轧压下量是获得高的  $r$  值的重要条件。冷轧压下率增加,  $\{111\}$  织构密度增加, 特别是  $\{111\} < 112 >$  增加最显著对 IF 钢,  $r$  值随冷轧压下率增加而单调增加, 直到压下量高达 90%。

IF钢需要较高的退火温度, 对加热速度不敏感。添加的微合金元素 (Ti、Nb、Ti+Nb) 不同, 要求的退火温度不同。采用的退火方式不同, 退火工艺也不同, 罩式退火的冷点温度一般控制为 680~714℃, 保温时间越长, 越有利于深冲性能连续退火温度一般控制为 830~874℃, 保温 1~2 分钟, IF钢连续退火不需要过时效处理。连续退火采用较高的退火温度, 以促进{111}织构发展, 有利于深冲性能的提高, 但是必须低于相变点; 当退火温度高于再结晶温度时, 退火时间大于某个临界值, 退火时间对深冲性能的影响不大<sup>[5]</sup>。

### 1.5.2 冷轧及退火工艺

#### 1.5.2.1 冷轧压下量对钢板性能的影响

冷轧对退火后IF钢深冲性能影响的主要因素是冷轧总压下率, 在适当的成分和热轧工艺条件下, 只有保证充分的冷轧压下率, 才能获得高 $r$ 值。Senum等的研究结果证明<sup>[28]</sup>, IF钢 $r$ 值随冷轧总压下率的增加而增加。IF钢在奥氏体区热轧后再进行冷轧时, 一般需要 90%左右的压下率才能获得最高 $r$ 值。在实际生产中。为了获得高的 $r$ 值, 普遍采用大于 75%的冷轧压下率, 但是由于设备能力的限制, 压下率一般不超过 85%。鹿岛高弘的研究结果表明<sup>[29]</sup>, 对加Ti-IF钢, 在未再结晶铁素体区热轧能形成某种程度的强轧制织构, 为了形成获得最好 $r$ 值的冷轧织构。只需用 70%左右的较低冷轧压下率就足够了, 若再增加冷轧压下率会导致 $r$ 值降低。王昭东等<sup>[30]</sup>的研究结果也证明了这一点。

为了进一步的提高板材 $r$ 值, 北京科技大学在实验室中采用了新的工艺, 叫做C-W法<sup>[31~33]</sup>。该法是在冷轧前获得强的 $\gamma$ 织构和弱的 $\alpha$ 织构, 通过{111}织构的遗传性在最终产品中获得极强的{111}织构和极高的 $r$ 值。C-W法与传统工艺的区别在于它增加了织构预处理过程。C-W法与传统工艺的比较见图 1.4。



图 1.4 C-W 法与传统工艺的区别

经传统工艺处理的钢板  $r$  值为 2.40, 经 C-W 法处理后  $r$  值为 3.25, 提高了 0.85。两种工艺之所以有这么大的差别, 是由于传统工艺下冷轧织构是由 $\gamma$ 织构和 $\alpha$ 织构组

成，而新工艺下的冷轧组织仅由  $\gamma$  纤维组织组成。在退火之后，由于组织的遗传性，新工艺获得了极其强烈与纯粹的{111}组织。C-W 法的核心是提供了一个有利于{111}退火组织形成和发展的冷轧母体。

### 1.5.2.2 冷轧板的退火再结晶规律<sup>[1,34]</sup>

在冷轧薄板生产过程中，再结晶退火是一个关键的工艺环节。薄板在退火过程中经历回复、再结晶和晶粒长大三个过程，均影响着成品板的性能。

首先，从冷轧钢板的硬度值随加热温度和保温时间的变化可以大致看出再结晶过程材料组织的变化。两种 IF 钢再结晶退火后的硬度变化规律是：当温度高于 580℃时，(Ti+Nb)–IF 钢的硬度值开始急剧下降，此时钢板开始发生回复和再结晶过程，温度在 580℃和 700℃之间，该温度区内再结晶过程进行激烈，再结晶晶粒大量形核并长大，硬度值下降很快。当温度超过 700℃以后，随着温度的继续升高，硬度值下降不大，此时钢板内的冷加工组织已完全消除，晶粒已完全再结晶；对于 Ti–IF 钢，根据硬度的变化可知，其再结晶开始、终了均比 Ti+Nb–IF 钢有所延迟，当温度在高于 590℃时，硬度值才开始急剧下降，曲线在 590~720℃之间，硬度值下降很快，之后，随温度值的升高硬度变化很小，这说明钢在 720℃已全部再结晶；Ti–IF 钢在 600℃左右时，硬度值下降一半，而 Ti+Nb–IF 钢大约在比 600℃低 5~10℃左右时，硬度才下降一半，根据常规再结晶温度定义，可以得出该条件下 Ti–IF 钢的名义再结晶温度在 600~610℃之间，(Ti+Nb)–IF 钢在 590~600℃之间。

冷轧 IF 钢板在 720℃保温再结晶退火过程中，硬度随保温时间的改变而变化的规律，在整个保温过程中，Ti+Nb–IF、Ti–IF 钢硬度值变化不大，并且硬度均较低。说明以低速连续升温到 720℃的过程中，IF 钢板内的晶粒已经全部发生再结晶；当保温时间达 1h 时，钢板的硬度值已降到最低值，此时保温时间再延长，其硬度值基本不变。由此可以看出，在 IF 钢退火过程中，退火温度是最关键的因素，当钢板内晶粒充分再结晶后，保温时间的影响很小。

从 Ti+Nb–IF 和 Ti–IF 钢再结晶过程中的硬度及金相组织变化规律可以得出：IF 钢在罩式退火过程中，当加温到 700℃，保温 2h 后，或当连续加热到 720℃以上不保温，此时，冷轧板内晶粒会全部发生再结晶，且晶粒已基本为等轴。比较这两种不同成份不同工艺的 IF 钢冷轧板在相同的退火条件下硬度值及金相组织变化规律发现，Ti–IF 钢板的再结晶开始温度、结束温度都相应的较 Ti+Nb–IF 钢板略高，大约高 5~10℃左右。

热轧卷取温度是影响再结晶过程的一个重要工艺参数，卷取温度升高，导致再结晶温度下降。高温卷取有利于碳氮化合物的析出和粗化，特别是对在较低温度发生的析出，如 NbC，它的析出温度低于 Ti (C、N)。这样更有利于降低加 Nb 钢的再结晶温度。因而，认为热轧卷取温度的升高是导致 Ti—IF 钢比 Ti+Nb—IF 钢再结晶延迟的主要原因。

许多研究指出，加 Ti 或加 Nb 都提高超低碳钢的再结晶温度。

### 1.5.2.3 退火方式的影响

#### (1) 罩式退火时钢的组织性能特征

罩式退火时首先起作用的就是缓慢的加热。在罩式退火方式下，IF钢再结晶过程中再结晶晶粒先呈饼状，而后逐步从饼状晶粒向等轴状晶粒转变。其产生的原因是，在罩式退火工艺中，加热升温速度缓慢，加热时间很长，冷轧板中的冷变形能随回复、再结晶过程缓慢释放。在加热过程中，形变能较高的部分晶粒首先发生再结晶，其周边的形变能也随之降低，要使余下的晶粒也完成再结晶，必须要很长的保温时间，最终才基本上形成等轴晶。罩式退火工艺条件下，轧面和垂直于轧面沿轧向的面晶粒大小和分布相差较大<sup>[35]</sup>。

#### (2) 连续退火时钢的组织性能特征

连续退火过程中钢的组织是以另一种方式形成的。与罩式退火过程完全不同，连续退火过程中，再结晶过程几乎是瞬间完成。IF钢再结晶在连续退火方式下，再结晶过程是晶粒一开始形成就呈等轴状，而后从均匀长大到个别晶粒迅速长大的过程。其产生的原因是，在连续退火工艺中，冷轧钢板直接快速进入高温区，该过程加热速度快，加热温度高。从材料热力学的角度分析认为，此时基体各处都有足够高的能量形核和完成再结晶。再结晶晶核在基体中均匀形成，并在很短时间内长大至相互碰撞，完成再结晶。连续退火工艺条件下，轧面和垂直于轧面沿轧向的面晶粒大小和分布几乎一致<sup>[35]</sup>。

A.J Boucek 等对 IF 钢退火温度与伸长率、屈服强度及抗拉强度的关系进行了详细研究表明，延伸率随着退火温度的提高而增加，屈服强度及抗拉强度则随着退火温度的提高而下降。几乎所有的研究都发现，随着退火温度的升高，IF 钢  $r$  值上升。Osawa 等人发现保温时间的影响只有在退火温度稍大于再结晶温度时才显著，在再结晶区，保温时间的作用很小，显示了在不同退火温度下，IF 钢  $r$  值与保温时间的关系。

与铝镇静钢不同，IF钢的  $r$  值对退火过程中的加热速度不敏。所以不管是罩式退火还是连续退火都可以生产出高  $r$  值的IF钢。只有在连续退火且退火充分才能发挥 (Ti +

Nb) – IF 钢优异的深冲性能，再结晶完成后晶粒长大过程中{111}织构加强，所以晶粒尺寸增加有利于深冲性能的提高<sup>[36]</sup>。用连续退火线生产 IF 钢，采用的温度较高，一般在 830℃~870℃ 左右持续 1~2min，IF 钢连续退火还可以省去时效处理<sup>[1]</sup>。IF 钢经连续退火，表面质量更好，性能更均匀，且更经济<sup>[19]</sup>。

## 1.6 IF 钢织构的控制

### 1.6.1 $r$ 值与再结晶织构的关系

$r$  值是衡量钢板深冲性能的重要指标。 $r$  值的大小和钢板的晶体取向密度函数（织构）密切相关。若{111}晶面平行于轧面的晶粒比例较高，对应的  $r$  值就高，因为{111}晶面是主滑移面，而<110>方向是主滑移方向，由此构成的滑移系平行于板面，则板在成形时抗厚度减薄能力强，所以深冲性能好。而{100}晶粒比例高，对钢板的  $r$  值不利。

$r$  值与{111}/{100}比值有关，{111}/{100}越高， $r$  值越高，深冲性能越好<sup>[1]</sup>。

### 1.6.2 IF 钢再结晶织构的形成机理

具有形变织构的金属多晶体材料再结晶后形成的具有择优取向的多晶体组织叫再结晶织构。金属的再结晶过程通常表现为形核和向变形晶粒里生长，直至金属变形组织全部由低位错的非变形晶粒组成。20 世纪 30 年代开始，人们根据再结晶过程中金属取向变化规律提出了一些有关再结晶的新观念，并逐渐发展成不同的理论。60 年代问世并随后得到完善的取向分布函数分析法则有利地推动了这些再结晶理论的发展，形成了现代再结晶理论。其中影响较大、为人们所接受的新理论有“定向形核理论”和“选择生长理论”<sup>[37,38]</sup>。

“定向形核理论”由 Burgers 首先提出。该理论认为一次再结晶的核心同形变织构之间存在一定的晶体学取向关系。这种具有特定取向的核心依靠吞并形变基体而生长，就形成了再结晶织构。“定向生长理论”是由 Barrent 首先提出。该理论的认为在大变形进数中存在很多具有不同位向的晶核，只有那些相对应于形变织构有利取向的晶核才能长大形成再结晶织构。此外，还有人认为“定向形核”和“选择生长”同时起作用，从而出现了所谓的“定向形核—选择生长理论”。

同样，对于 IF 钢的再结晶织构形成机制，也存在着“定向形核”理论、“选择生长”理论，有一些学者开始使用“定向形核”和“选择生长”来解释 IF 钢再结晶织构的演变规律。

Dillamore 等人<sup>[39]</sup>提出了一个关于深冲钢板再结晶织构“定向形核”模型，认为高储存能的晶粒中易于形核，不同形变晶粒储存能的大小与晶粒取向有关，见图 1.5。储存

能大小顺序为 $\{110\} > \{111\} > \{112\} > \{100\}$ 。在IF钢中， $\{111\}$ 形变晶粒内亚晶尺寸小、取向差大，因而储存能高，而取向 $\{100\} < 001 >$ 的形变晶粒内亚晶尺寸大，故其储存能低。形变晶粒中的储存能是再结晶的驱动力。储存能大意味着驱动力大，即亚晶形核容易进行。因为储存能最高的 $\{110\}$ 晶粒所占份额极少， $\{111\}$ 是主导成分。而晶粒的形成和长大是相互竞争的过程，最终是由最快且数量最多的晶粒所构成，故 $\{111\}$ 组织组分占优势， $\{112\}$ 和 $\{100\}$ 组织组分较弱。图中得到的主要是 $\{111\}$ 组分和一组随机取向的 $\{hkl\}$ 晶粒，以及少量的 $\{110\}$ 组分。

NAGATAKI 和 HOSOYA<sup>[40]</sup>的研究结果表明：IF钢与低碳钢的组织形成机制有所不同，在退火过程中，低碳钢具有特殊取向的晶粒优先形核，而IF钢的再结晶对冷轧 $\gamma$ 和 $\alpha$ 纤维组织都具有“遗传性”，图 1.6 所示的是低碳钢和IF钢再结晶退火过程中，不同取向晶粒形核次序示意图，IF钢和低碳钢的 $\gamma$ 纤维组织分别由很强的 $\{111\} < 112 >$ 和 $\{111\} < 110 >$ 组织组成，而两者的冷轧组织基本相同。由于IF钢中具有强化晶界作用的原子被清除，使晶界强度降低，因此在 $\{111\} < 112 >$ 变形基体中变形带减少，而这些变形带正是 $<110> // ND$ 取向晶粒的形核位置，最终在基体中形成以 $\{111\} < 112 >$ 为主的组织组分。

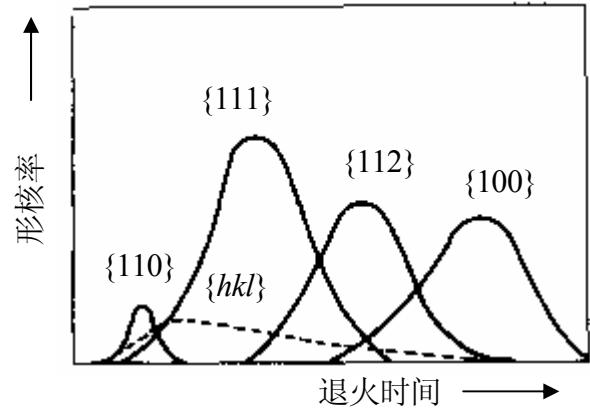


图 1.5 不同取向晶粒形核率

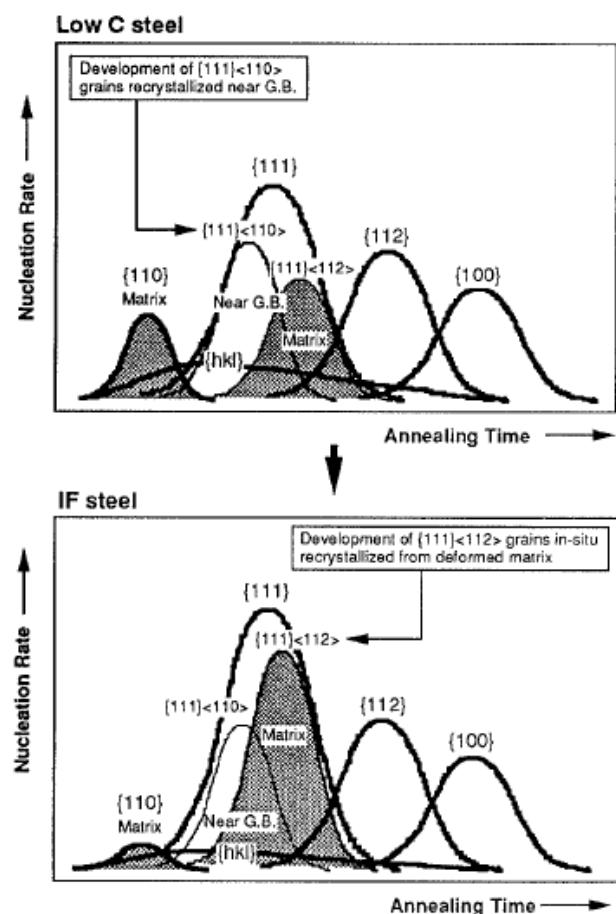


图 1.6 低碳钢和 IF 钢再结晶退火过程中不同取向晶粒形核次序示意图

Urabe等人<sup>[41]</sup>提出了“定向长大”模型。认为冷轧晶粒易绕着<110>轴发生转动。RD取向冷轧晶粒绕<110>轴转动特定的角度可以转变成ND取向再结晶晶粒, 如表 1.4 所示。

表 1.4 RD 织构组分和再结晶织构的取向关系

冷轧织构组分	再结晶织构组分	空间取向关系
{223}<110>	{111}<123>	22° <110>
{112}<110>	{554}<225>	35° <110>
{113}<110>	{111}<123>	52° <110>
{115}<110>	{111}<110>	70° <110>

与Urabe等人的研究相似, Lee<sup>[42]</sup>针对IF钢再结晶织构演变提出了一个模型, 认为变形晶粒最大主应力方向在再结晶过程中转变为新晶粒的最小弹性模量方向, 通过这个假设, 再结晶过程将最大的释放变形储存能。由这个模型预报的晶粒取向关系与围绕共有<110>轴转动的关系等价。他预报的冷轧织构与再结晶织构的空间取向如表 1.5 所示。

表 1.5 冷轧织构组分与再结晶织构的取向关系

冷轧织构组分	再结晶织构组分	空间取向关系
{112}<110>	{567}<943>	30° <110>
{112}<110>	{554}<225>	35° <110>
{225}<110>	{223}<472>	25° <110>
{001}<110>	{111}<112>	55° <110>

### 1.6.3 影响 IF 钢再结晶织构形成的因素

IF钢再结晶织构受化学成分、热轧工艺参数、冷轧压下量、退火工艺条件等因素影响, 在这些方面有大量的研究结果, 但是大多数研究结果都集中在宏观方面。另外, 经过长期的研究, 人们发现热轧板晶粒尺寸、析出物形态以及C、N间隙原子和Ti、Nb、P、Si等固溶量是影响退火过程{111}织构形成的三个重要因素<sup>[43]</sup>。一般认为, 均匀细小的热轧晶粒、粗大稀疏的二相粒子和极低的C、N固溶量均有利于退火过程中<111>//ND织构的形成, 且抑制不利织构的形成, 提高r值, 改善深冲性能。

## 1.7 衡量深冲性能的主要指标

汽车用深冲钢板在制作汽车零件时几乎都需要冲压成形，而冲压成形能否成功取决于深冲钢板的成形性，即深冲性能。所谓成形性是金属板材在冲压过程中抵抗失效（断裂、瓢曲、起皱、形状扭曲）的能力。通过单向拉伸实验可以获得两个最重要的基本成形性指标：塑性应变比 $r$ 值和加工硬化指数 $n$ 值。此外，还可以获得屈强比 $\sigma_s/\sigma_b$ 、延伸率 $(\delta)$ 等。IF钢作为新一代冲压用钢，良好的深冲性能是其性能的主要特点，也是众多研究者不断追求的目标。IF钢的良好深冲性能主要表现在IF钢应具有高的塑性应变比 $(r)$ ，应变硬化指数 $(n)$ 和延伸率 $(\delta)$ 。评价IF钢深冲性能的主要指标为塑性应变比 $r$ 值和应变硬化指数 $n$ 值。

### 1.7.1 塑性应变比 $r$ 值

塑性应变比 $r$ 值是评价金属薄板深冲性能的重要参数。它反映金属薄板在某平面内承受拉力或压力时，抵抗变薄或变厚的能力。它与多晶材料中结晶择优取向有关。塑性应变比 $r$ 定义为将金属薄板试样单轴拉伸到产生均匀塑性变形时，试样标距内，宽度方向的真实应变与厚度方向的真实应变之比。其定义式为：

$$r = \frac{\varepsilon_b}{\varepsilon_a} \quad (1.11)$$

式中：  $\varepsilon_b = \ln\left(\frac{b_1}{b_0}\right)$   $\varepsilon_a = \ln\left(\frac{a_1}{a_0}\right)$

由于金属薄板厚度精度不易保证，根据体积不变条件， $r$ 值也可用下式求出：

$$r = \left[ \frac{\ln\left(\frac{L_1}{L_0}\right)}{\ln\left(\frac{b_1}{b_0}\right)} - 1 \right]^{-1} \quad (1.12)$$

其中 $b_0$ 、 $a_0$ 、 $L_0$ 为试样原始宽度、厚度及长度； $b_1$ 、 $a_1$ 、 $L_1$ 为拉伸后试样尺寸。金属薄板存在各向异性，不同取样方向上 $r$ 值不同，通常所用塑性应变比为金属薄板平面上 $0^\circ$ 、 $45^\circ$ 和 $90^\circ$ 三个方向所测 $r$ 值的加权平均值。平均塑性应变比 $\bar{r}$ 按下式计算：

$$\bar{r} = \frac{(r_0 + 2r_{45} + r_{90})}{4} \quad (1.13)$$

为方便叙述，通常用 $r$ 表示平均塑性应变比 $\bar{r}$ 。当 $r$ 值小于1时，说明材料厚度方向上容易减薄、致裂、冲压性能不好。当 $r$ 值大于1时，说明材料冲压成型过程中长度

和宽度方向上容易变形，能抵抗厚度方向上变薄，而厚度减薄是冲压过程中发生断裂的原因，故  $r$  值越大成型性能越好。

为衡量薄板各向异性程度，定义凸耳参数  $\Delta r$  为金属薄板平面上  $0^\circ$  和  $90^\circ$  方向  $r$  值的平均值与  $45^\circ$  方向  $r$  值之差。其计算公式为：

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90}}{2} - r_{45} \quad (1.14)$$

$\Delta r$  反映了板面上各向  $r$  值波动的程度，它与冲压成型时凸耳的大小密切相关，为减小耳子缺陷， $\Delta r$  应尽量小，当  $\Delta r \approx 0$  时，不出现耳子缺陷<sup>[44]</sup>。

### 1.7.2 应变硬化指数 $n$ 值

应变硬化指数  $n$  是金属薄板在塑性变形过程中形变强化能力的一种量度。它是试验材料真实应力应变在双对数坐标平面上关系曲线的斜率。 $n$  值代表材料的加工硬化能力，它可用来评价同一金属系列的相对伸展成型性。就成型性而言（特别是延伸性能）， $n$  值是很重要的，它与材料基体的纯净度和晶粒度有关，由于它有助于促进应变的均匀性， $n$  值越大，拉延能力越强，冲压性能越好。一般希望  $n$  值相对高一些，在  $0.28 \sim 0.4$  范围内。对于 IF 钢，由于钢质纯净， $n$  值一般较高，如何改进工艺以提高  $r$  值是改善深冲性能的关键<sup>[45]</sup>。

## 2 研究内容、研究方案和实验方法

### 2.1 研究背景及意义

本课题来源于首钢（集团）有限责任公司关于“首钢总公司—北京科技大学汽车用钢联合研发中心”项目的子课题。

首钢与北京科技大学成立了一个产学研合作平台——首钢—北科大汽车用钢联合研发中心。该中心聚集了首钢的技术人员和北科大的教授等，负责首钢与汽车用钢有关的所有项目研究开发。首钢之所以和北京科技大学合作建立这样一个合作平台，是为了实现其品种结构调整，填补企业没有汽车用钢板的不足，提升企业竞争力，同时，也看中了由中国汽车工业发展所带来的汽车用钢板的发展的广阔前景和战略机遇。

据统计<sup>[3]</sup>，2005 年我国汽车总产量达到 615 万辆，仅次于美国和日本，汽车总产量跃居世界第三位，根据业内人士预测，2006 年将达到 700 万辆，到 2010 年有望达到 800~900 万辆。如果按照国际上汽车需消费平均值计算，每辆汽车需消费钢材约 1 吨左右，中国汽车行业仅整车所需的钢材消费在 2010 年前后将突破 1000 万吨。高速发展的汽车业带动了汽车用钢市场的发展，引来国外诸多钢铁企业的关注，并积极参与我国汽车用钢铁市场的竞争。如日本的新日铁、JEF，德国的 Thyssen、Hoesch，韩国的浦项、现代HYSCO等，他们或与中国企业合资生产汽车用钢或向中国出口板材，并且他们的在华分支机构广泛的与我国汽车生产企业会晤协商，展开了声势浩大的促销活动和促销攻势，推出一些相关促销优惠措施，与国内企业争夺客户。可以说，我国国内的汽车用钢材市场的争夺将会更加激烈。

为了抢占了这个庞大市场的先机，完善品种结构和提高企业的竞争力，以取得更大的经济效益。首钢投入了大量的财力、物力和人力来进行汽车用钢的研发。这是符合市场需求的，也是有利于首钢以后的生存发展要求的，具有深远的意义。

### 2.2 研究内容

本课题以首钢—北科大汽车用钢研发中心为平台，结合首钢迁钢热轧及顺义冷轧厂设备，研究化学成分及工艺参数对超低碳 (Ti+Nb) —IF 钢组织和性能的影响规律，尤其是对深冲性能的影响。在实验室进行冶炼、热轧、冷轧及模拟退火等实验，根据实验结果，提出首钢超低碳 (Ti+Nb) —IF 生产工艺要点。研究工作的具体内容包括以下几个方面：

(1) 进行超低碳 (Ti+Nb) —IF 钢的化学成分设计，研究 C、N 间隙原子及微量元素 Ti、Nb 对组织和性能的影响规律，尤其是对深冲性能的影响。

- (2) 进行热轧实验, 研究热轧终轧温度、冷却方式和卷取温度对组织和性能的影响规律。
- (3) 进行冷轧实验, 研究冷轧总压下率对退火板组织和性能影响。
- (4) 进行模拟连续退火实验, 研究不同退火温度及保温时间对组织和性能的影响规律, 尤其是对深冲性能的影响。
- (5) 利用 XRD 及 EBSD 织构分析方法, 研究热轧、冷轧和退火各阶段织构演变规律。
- (6) 采用透射电镜观察热轧不同卷取温度钢板的析出物。

## 2.3 研究方案

### 2.3.1 化学成分设计

材料的性能是由化学成分和加工工艺决定的, 合理的成分设计是获得优良性能得基础条件。IF 钢的成分特点就是超低碳、微合金化、钢质纯净。

超低碳 (Ti+Nb) —IF 钢的成分设计思想之一即是尽可能的降低钢中的 C、N 含量, 加入强碳、氮化合物形成元素 Ti、Nb, 以清除固溶的间隙原子, 以使钢获得良好的深冲性能。在 IF 钢的实际冶炼过程中, C、N 含量应保持在尽可能低的水平, 加入微合金元素 Ti、Nb, 应保证能够完全清除钢中的 C、N 间隙原子, 同时其他杂质元素也要控制在尽可能低的水平, 以保证钢质纯净。

实验钢的化学成分设计指导思想是:

- (1) C、N 元素的含量控制在尽可能低的水平 ( $C \leq 0.004\%$ 、 $N \leq 0.03\%$  ) 。
- (2) Si 作为钢中的固溶强化元素, 含量越低越好 ( $Si < 0.003\%$  ) 。
- (3) Mn 通常是按  $Mn/S \geq 10$  来考虑的, 以免发生由于 S 引起的热脆。但是, 对于加 Ti 的超低碳钢来说, S 以钛化物的形式被固定, 不会有热脆发生, 故 Mn 含量可适当降低。Mn 含量过多除固溶强化外还引起析出物过剩, 阻碍再结晶晶粒的长大, 对  $r$  值不利, 故含量应控制在较低范围 ( $Mn < 0.2\%$  ) 。
- (4) S、P 易偏析, 明显损害钢板质量, 是产生裂纹的原因, 因此 S、P 应尽可能控制的低 ( $S \leq 0.008\%$ 、 $P \leq 0.008\%$  )
- (5) Al 作为脱氧剂先于 Ti 元素加入, 除达到脱氧的目的, 可以减少合金元素 Ti 的烧损, 提高 Ti 的收得率。与 Mn 相似, 过多的 Al 对  $r$  值不利, 故 Al 含量控制在  $0.02\sim 0.06\%$  。
- (6) 加入极少量 Nb 的 IF 钢, 在不降低延伸率的前提下可以改善其力学性能。本课题研究的超低碳 (Ti+Nb) —IF 钢, 是以 Ti 为主的 IF 钢。所以, 微合金元素的设计

思想是加入少量的 Nb, 配以不同含量的 Ti, 另外, 设计两种 Nb 含量相对高的 IF 钢以进行性能比较。

实验钢的具体成分设计见表 2.1

表 2.1 实验钢设计目标成分

编号	C	Si	Mn	P	S	N	Als	Nb	Ti
1	$\leq 0.004$	<0.03	<0.2	$\leq 0.008$	$\leq 0.008$	$\leq 0.003$	0.02~0.06	0.01	0.03
2	$\leq 0.004$	<0.03	<0.2	$\leq 0.008$	$\leq 0.008$	$\leq 0.003$	0.02~0.06	0.01	0.05
3	$\leq 0.004$	<0.03	<0.2	$\leq 0.008$	$\leq 0.008$	$\leq 0.003$	0.02~0.06	0.01	0.07
4	$\leq 0.004$	<0.03	<0.2	$\leq 0.008$	$\leq 0.008$	$\leq 0.003$	0.02~0.06	0.01	0.09
5	$\leq 0.004$	<0.03	<0.2	$\leq 0.008$	$\leq 0.008$	$\leq 0.003$	0.02~0.06	0.01	0.11
6	$\leq 0.004$	<0.03	<0.2	$\leq 0.008$	$\leq 0.008$	$\leq 0.003$	0.02~0.06	0.02	0.05

### 2.3.2 热轧坯料制备

#### 2.3.2.1 实验用钢的冶炼

按照设计的化学成分分别在北京科技大学高温合金炼钢处和钢铁研究总院的真空感应电炉进行了冶炼。

炼钢原料: 工业纯铁、金属锰、铌铁、金属钛, 金属铝。其中工业纯铁的化学成分如表 2.2 所示。

具体冶炼工艺如下:

- (1) 根据设计的目标成分进行配料, 合金元素根据其烧损的程度配以不同的烧损率, 每炉装入量为 28Kg。
- (2) 将工业纯铁和铌铁一并放入感应电炉内, 同时将其他的合金放入加料仓中。
- (3) 溶清后高真空精炼 20 分钟。
- (4) 关阀, 充入氩气。
- (5) 氩气保护下补加合金。
- (6) 调温, 出钢, 浇注成锭。
- (7) 从铸锭上取样, 分析化学成分。

在真空感应电炉中共冶炼了 6 炉, 其中在北京科技大学高温合金炼钢处冶炼了 5 炉, 由于其设备过于陈旧, 真空度低, 导致了 N 含量过高, 合金元素烧损严重, 其中最严重的是 Al, 因为考虑到工业纯铁本身含有合适的量, 故配料过程中添加的量极少, 结果导致所炼实验钢中 Als 含量几乎为零, 好在对于 IF 钢 Als 并不是最重要的。因此炼废了 1 炉, 另有 1 炉 N 含量偏高。在钢铁研究总院所炼三炉钢成分均达到目标值。各炉钢的具体化学成分见表 2.3 所示。

表 2.2 工业纯铁的化学成分 (wt%)

名称	C	Si	Mn	P	S	N	Als
工业纯铁	0.003	<0.01	0.018	<0.005	0.007	0.0042	0.024

表 2.3 实验钢钢的化学成分 (wt%)

编号	C	Si	Mn	P	S	N	Als	Nb	Ti
S1	0.004	<0.03	0.15	<0.005	0.006	0.0030	<0.005	<0.01	0.013
S2	0.003	<0.03	0.13	0.007	0.004	0.0054	<0.005	0.0071	0.016
S3	0.002	<0.03	0.12	0.008	0.004	0.0030	<0.005	<0.005	0.054
S4	0.002	<0.03	0.11	0.006	0.004	0.0029	<0.005	0.0084	0.054
S5	0.003	<0.03	0.13	0.006	0.004	0.0044	<0.005	0.0096	0.036
S6	0.003	0.03	0.16	<0.005	0.004	0.0025	0.025	0.01	0.057

### 2.3.2.2 实验用钢锻造工艺

冶炼浇注成的 28Kg 的钢锭经切冒口、扒皮后锻造和切割。锻造的工艺如下:

加热温度: 1200°C;

开锻温度: 1200°C;

终锻温度: >1000°C;

锻后坯料尺寸: 35×100×100 (mm)。

### 2.3.3 热轧及卷取工艺设计

将尺寸为  $35 \times 100 \times 100$  (mm) 的热轧坯料在 350 两辊可逆热轧实验机上进行热轧, 轧辊尺寸  $\phi 400 \sim 380 \times 350$  mm, 允许最大轧制力 1500KN, 主电机功率 DC110KW。

对于 (Ti+Nb) -IF钢, 张锦刚等人<sup>[46]</sup>研究表明, 热轧低温加热, 保障了热轧后产生粗大的二相粒子和细小的铁素体晶粒, 有利于IF钢屈强比的降低和深冲性能的提高。但是, 考虑到工业生产时保证终轧温度, 选择 1200°C 作为实验钢的加热温度。

IF钢一般在热轧时的主要工艺原则是: 开轧温度不要过高, 防止晶粒粗大和组织的不均匀性; 终轧温度略高于  $Ar_3$ ; 快速冷却; 高温卷取。

在实验室进行热轧模拟实验, 采用五道次, 单向轧制, 出口厚度 4mm, 具体道次变形量见表 2.4 所示。加热温度 1200°C, 开轧温度 1150°C, 考虑到将来工业生产时工艺参数的波动, 终轧温度选择了 950°C、910°C、870°C, 卷取温度选择了 720°C、680°C、640°C 进行了模拟试验。终轧后快速冷却 (水冷) 至卷取温度, 然后装入炉中保温, 15min 后断电随炉冷却, 同时设计了空冷以作为比较。热轧实验钢的热轧工艺参数见表 2.5 所示。

表 2.4 五道次热轧

轧制道次	绝对变形量/mm	相对变形量	轧后尺寸/mm
1	16	45.71%	19
2	8	42.11%	11
3	4.2	38.18%	6.8
4	2	29.41%	4.8
5	0.8	16.67%	4.0

表 2.5 热轧工艺参数

序号	热轧 编号	钢号	加热温度 /°C	开轧温度 /°C	终轧温度 /°C	卷取温度 /°C	冷却方式
1	B10	S3	1200	1150	891	720	水冷
2	B11	S4	1200	1150	894	720	水冷
3	B12	S4	1200	1150	916	720	水冷
4	B13	S4	1200	1150	962	720	水冷
5	B14	S4	1200	1150	914	720	水冷
6	B15	S5	1200	1150	902	720	水冷
7	B16	S5	1200	1150	898	720	水冷
8	B17	S5	1200	1150	918	720	水冷
9	C5	S3	1200	1150	920	720	水冷
10	C6	S3	1200	1150	915	640	水冷
11	C7	S4	1200	1150	896	640	水冷
12	C8	S5	1200	1150	922	640	水冷
13	C14	S6	1200	1150	880	720	水冷
14	C15	S6	1200	1150	930	720	水冷
15	C16	S6	1200	1150	945	720	水冷
16	C17	S6	1200	1150	902	720	水冷
17	C18	S6	1200	1150	893	640	水冷
18	D2	S1	1200	1150	915	680	水冷
19	D3	S2	1200	1150	893	680	水冷
20	D4	S4	1200	1150	925	680	水冷
21	D5	S5	1200	1150	911	680	水冷
22	D6	S5	1200	1150	926	680	空冷
23	D9	S6	1200	1150	933	680	水冷
24	D10	S6	1200	1150	913	680	空冷

### 2.3.4 冷轧及退火工艺设计

热轧板经盐酸酸洗后冷轧，冷轧在 430 四辊双机架冷轧实验机上进行，工作辊尺寸  $\phi 160 \sim 150 \times 500\text{mm}$ ，支撑辊尺寸  $\phi 380 \sim 350 \times 430\text{mm}$ ，允许最大轧制力 3000KN，主电机功率 DC250KW。

冷轧压下量主要为 80%，同时设计了 75%、80%、85% 和 90% 四个不同压下量作为比较。

模拟连续退火实验在 RYY-5-12 外热式盐浴炉中进行。盐浴所用的盐为 70%  $\text{Ba}_2\text{Cl} + 30\% \text{NaCl}$ 。具体实验步骤为：

- (1) 从冷轧板中板宽 1/4 处取  $35 \times 185\text{mm}$  退火试样；
- (2) 将配好的盐放入不锈钢坩埚中，然后放入炉膛内加热。
- (3) 待加热到温后，将另一检测热电偶放入盐内进行控温，然后将预热后（预热温度为  $100^\circ\text{C}$ ）的试样放入盐浴内加热，同时开始计时，热电偶稳定的时间为加热时间，保温时间从热电偶温度稳定后开始计时。
- (4) 保温时间到后取出试样，风冷到大约  $400^\circ\text{C}$  后放入水中以洗去表面的盐，然后擦干放入  $100^\circ\text{C}$  电阻炉中烘干。

模拟连续退火实验的退火温度有： $810^\circ\text{C}$ 、 $830^\circ\text{C}$ 、 $850^\circ\text{C}$ 、 $890^\circ\text{C}$  和  $910^\circ\text{C}$ ，退火保温时间主要为 80s，同时设计了 60s、80s、100s 和 120s 不同的保温时间作为比较。具体的实验方案见表 2.6 所示。

表 2.6 冷轧和退火实验参数

热轧 编号	钢号	冷轧总压下率/%	退火温度/℃	保温时间/s
B10	S3	80	810、830、850、870、890、910	60、80、100、120
B11	S4	80	870	100
B12	S4	80	810、850、910	80、100
B13	S4	80	830、850、870、890、	60、80、100、120
B14	S4	80	830、850、870、890、	60、80、100、120
B15	S5	80	810、830、850、870、890、910	60、80、100、120
B17	S5	80	830、850、870、890	80、100
C5	S3	75、80、85、90	830、850、870	80
C6	S3	75、80、85、90	830、850、870	80
C7	S4	75、80、85、90	830、850、870	60、80、100
C8	S5	75、80、85、90	850	60、80、100
C14	S6	75、80、85、90	830、850、870、890	80
C16	S6	75、80、85、90	830、850、870、890	80
C17	S6	75、80、85、90	830、850、870、890	80
C18	S6	75、80、85、90	830、850、870、890	80
D2	S1	75、80、85、90	830、850	80
D3	S2	75、80、85、90	850、870	60、80、100
D4	S4	75、80、85、90	850、870	60、80、100
D5	S5	75、80、85、90	830、850、870	60、80、100
D6	S5	75、80、85、90	850、870	60、80、100
D9	S6	75、80、85、90	850、870	60、80、100、120
D10	S6	75、80、85、90	830、850、870	60、80、100、120

## 2.3.5 实验分析方法

## (1) 膨胀法相变点测定

从热轧坯料中取  $\phi 2 \times 13\text{mm}$  膨胀试样，在 DT1000 热膨胀仪测定实验钢的临界转变温度点，热膨胀法主要是根据材料在升温或降温过程中发生不同比容之间相的转变来测量材料的临界变温点的<sup>[47]</sup>。

### (2) 金相组织观察

从热轧、冷轧退火板上取  $12 \times 10\text{mm}$  金相试样，观察平行轧向的侧面金相组织。试样经过 200~2000#金相水砂纸逐级打磨后，在预磨机上进行抛光，然后用 5% 硝酸酒精浸蚀。制备好的试样在 Laborlux 12 型光学显微镜下观察。评定实验钢热轧及退火后铁素体组织的晶粒度，评定标准为 GB4335—84。

### (3) 力学性能检测实验

从热轧板和冷轧退火板上用线切割切取标距为 50mm 的拉伸试样，拉伸试样尺寸如图 2.1 所示。

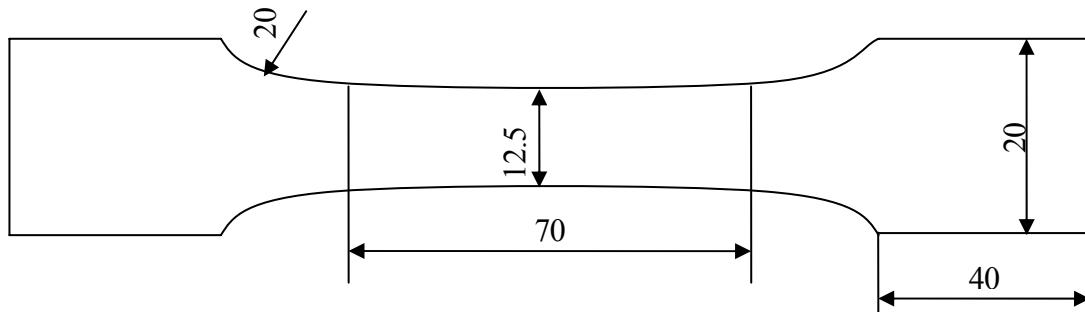


图 2.1 拉伸试样尺寸示意图

力学性能测试设备为 MTS810 型精密试验机，主要试验参数设定为：实验用拉伸力 2 吨，夹头位移速度 20mm/min；轴向引伸仪标距为 50mm，引伸仪测量误差为 0.3%；测试温度为室温。

r 值是在拉伸方向上产生 15% 应变时测得的。

### (4) XRD 织构分析实验

X 射线衍射 (XRD) 织构分析试样分别取自热轧、冷轧和退火状态的薄板，线切割加工成  $24 \times 14\text{mm}$ 。使用 200~600 号砂纸进行打磨至 1/4 处表面，在 D5000X 射线织构衍射仪上，用 X 射线衍射法对待测定表面首先测定 (110)、(200)、(211) 三张不完整极图，并计算出三维取向分布函数 (ODF)。

### (5) EBSD 织构分析实验

电子背散射衍射 (EBSD) 织构分析试样取自冷轧退火薄板, 线切割加工成  $8 \times 7\text{mm}$  的小薄片, 使用 200~2000#水砂纸逐级打磨至厚度方向  $1/4$  处表面, 然后使用无水酒精洗净吹干, 采用 70% 无水酒精 + 20% 高氯酸 + 10% 甘油的电解液进行电解抛光, 抛光后洗净吹干, 用 6% 硝酸酒精轻轻腐蚀, 在 Cambridge S-360 型扫描电镜下测定其显微织构。

### 3 相变点、再结晶温度和时间测定及化学成分对 IF 钢组织和性能的影响

#### 3.1 IF 钢相变点的测定

为了测定实验钢的相变点温度，从 S3 实验钢中取样进行膨胀实验。膨胀实验工艺如图 3.1 所示

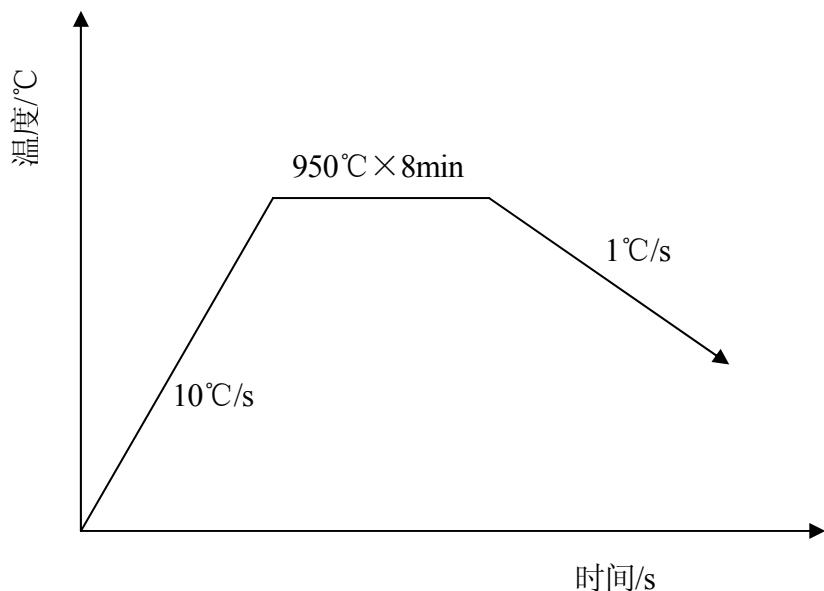


图 3.1 膨胀实验工艺

图 3.2 所示的是试样的膨胀曲线（截取的一部分），从图中可以计算出，加热过程的  $\text{Ac}_1$  和  $\text{Ac}_3$ ，冷却过程的  $\text{Ar}_3$  和  $\text{Ar}_1$ 。具体数据如表 3.1 所示。

表 3.1 各转变点的温度

转变点	$\text{Ac}_1/^{\circ}\text{C}$	$\text{Ac}_3/^{\circ}\text{C}$	$\text{Ar}_3/^{\circ}\text{C}$	$\text{Ar}_1/^{\circ}\text{C}$
温度	908	921	873	864

从表 3.1 和图 3.1 中可以看出，加热过程和冷去过程中的相变开始和结束时的温度时不一样的，加热过程中的相变温度比冷却时的要高很多。这可能是加热速度和冷却速度的不一样造成的。

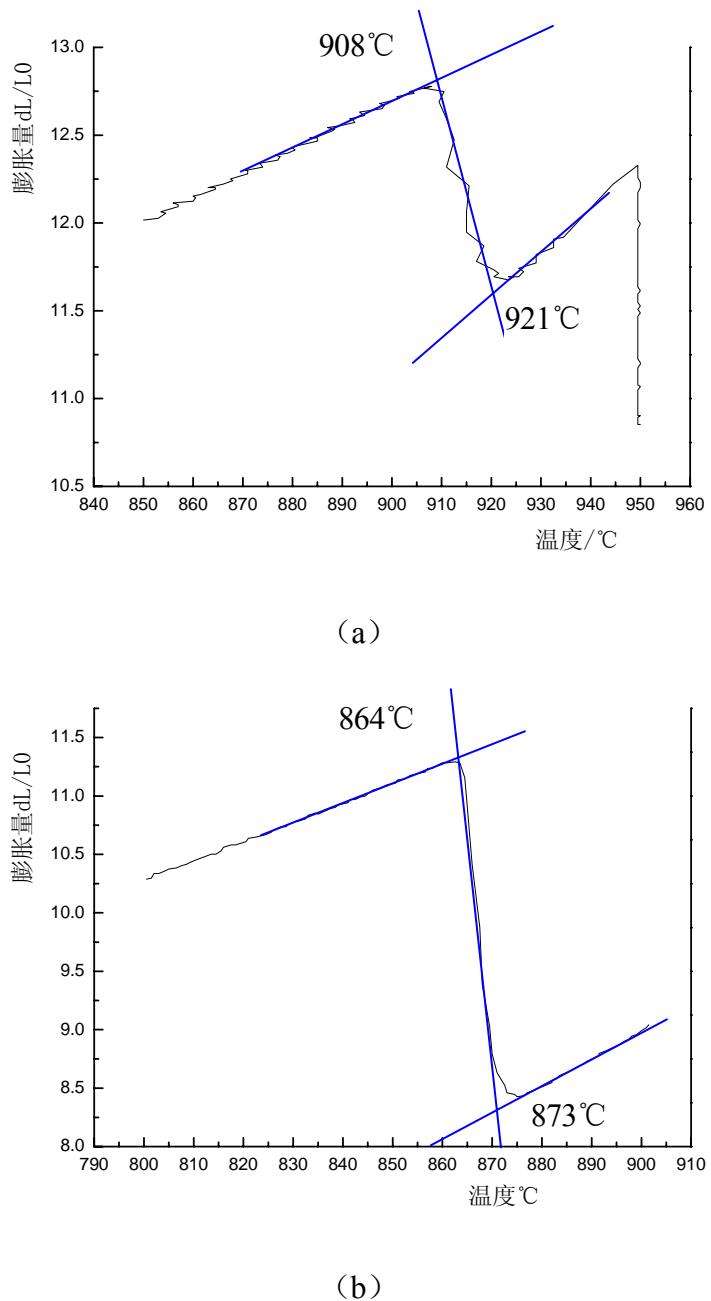


图 3.2 膨胀曲线

(a) 加热过程      (b) 冷却过程

### 3.2 再结晶实验

在实验室的条件下，采用恒时处理法测定了再结晶温度，采用恒温处理法测定了再结晶完成的时间。

#### 3.2.1 再结晶温度测定

在实验室，选取 S1 钢经奥氏体终轧，720℃卷取后，经 80% 冷轧压下量冷轧后，在盐浴炉中采用恒时处理法测定再结晶温度。将冷轧薄板采用线切割切成  $12 \times 10\text{mm}$  的小薄片，在  $680\sim 860\text{ }^{\circ}\text{C}$  范围内，用盐浴炉进行恒时（60s）处理，如图 3.3 所示，之后将表面打磨光洁，测量试样表面的维氏硬度，并作出硬度随温度变化曲线，将硬度下降 50% 所对应的温度定义为其再结晶温度。

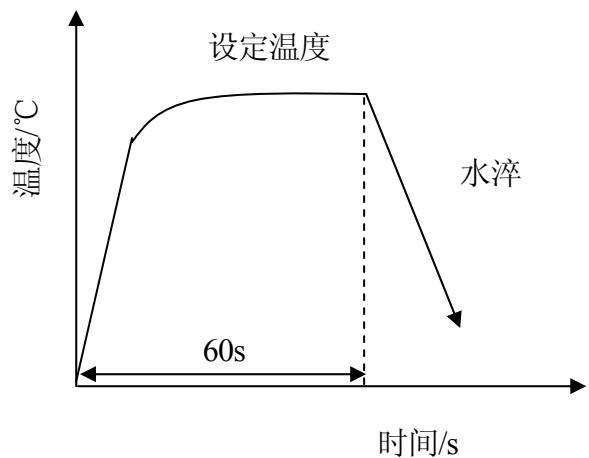


图 3.3 盐浴炉恒时处理控制曲线

表 3.2 恒时处理硬度变化

序号	钢号	维氏硬度/HRV				温度/℃
		测量值 1	测量值 2	测量值 3	平均值	
0	S1	229	213	232	221	冷轧
1	S1	188	176	170	182	680
2	S1	157	169	180	163	710
3	S1	157	161	158	159	740
4	S1	150	138	162	144	770
5	S1	155	147	153	151	800
6	S1	144	166	161	155	830
7	S1	127	133	128	130	860

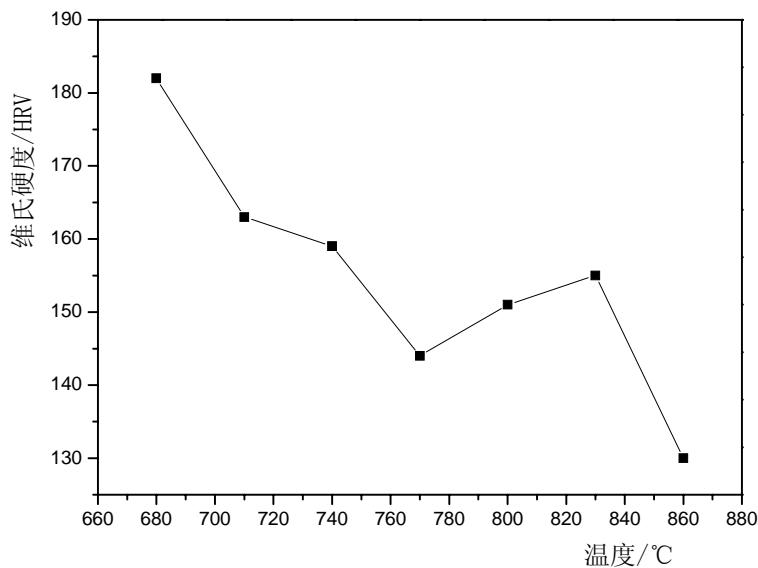


图 3.4 硬度随温度变化曲线

表 3.2 和图 3.4 给出了实验钢在恒时条件下的硬度变化。随着退火温度的提高，维氏硬度降低。由于维氏硬度测量的误差，硬度下降并不能达到 50%。但是从图 3.4 仍可以看出，在 60s 恒时处理条件下，实验钢在 710°C 时硬度相对冷轧态已大幅度下降，随后硬度下降不明显，表明再结晶温度为 710°C。

### 3.2.2 再结晶时间测定

再结晶时间的测定在盐浴炉中采用恒温处理法，即在 800°C 恒温条件下，将试样放入盐浴炉中保温 30s、60s、90s、120s、150s 和 180s。然后取出淬火，测定其显微硬度。表 3.3 和图 3.5 所示的是实验钢在恒温处理下的硬度变化。

表 3.3 恒温处理硬度变化

序号	钢号	维氏硬度/HRV				时间/s
		测量值 1	测量值 2	测量值 3	平均值	
0	S1	229	213	232	221	0
1	S1	176	180	178	178	30
2	S1	145	167	160	156	60
3	S1	167	149	145	158	90
4	S1	146	156	148	151	120
5	S1	153	149	163	151	150
6	S1	154	156	158	155	180

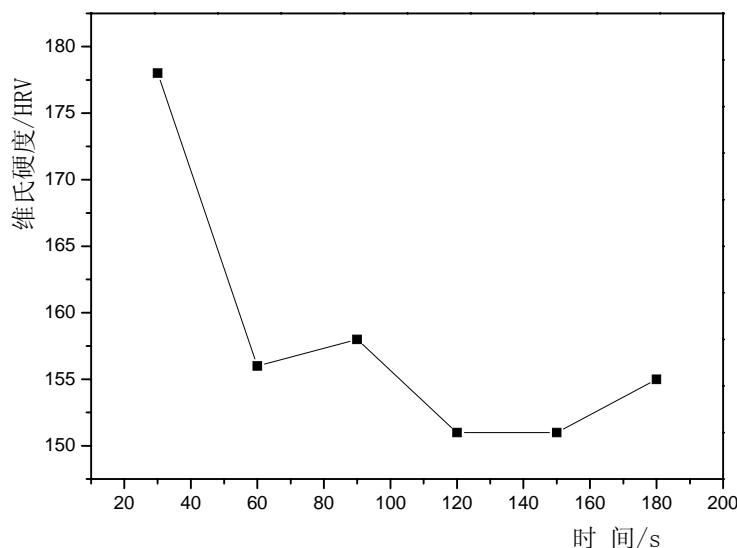


图 3.5 硬度随时间变化曲线

从表 3.3 和图 3.5 可以看出，实验钢冷轧薄片在处理时间达到 30s 时，硬度相对冷轧态已大幅度下降了，处理时间达到 60s 时，硬度仍有一定幅度的下降，然后随着处理时间延长，硬度保持平稳，表明在 800℃，完成了再结晶的时间为 60s。

### 3.3 微合金元素 Ti、Nb 添加量对性能的影响

IF 钢中的间隙原子 C、N 含量和微合金元素 Ti、Nb 含量对钢的性能至关重要，在 C、N 含量很低的前提下，Ti、Nb 的添加能有效地提高薄板钢的深冲性能，这是因为

Ti、Nb 与 C、N 结合成碳氮化合物，以二相粒子地形式析出，使钢成为无间隙原子状态。但是，Ti、Nb 的加入（尤其是 Nb）将大大的提高再结晶温度，阻碍再结晶过程，使退火组织发展不充分，因此过多的 Ti、Nb 加入对深冲性能不利，生产上，Ti、Nb 的过量加入也会增加 IF 钢的成本。

在 (Ti+Nb) — IF 钢中，C、N 含量均小于 0.003% 时，Nb 含量对力学性能的影响的研究结果表明<sup>[48]</sup>，在添加适量的钛与 N 结合形成 TiN，而添加 Nb 使之固定剩余的碳原子的情况下，Nb 含量在 0.005~0.010% 时深冲性能最好。另一种研究结果认为<sup>[49]</sup>，在 Ti 完全固定住钢中的 C、N、S 时，添加微量的 Nb 可显著改善钢的深冲性能。

研究表明，在 (Ti + Nb) — IF 钢中，存在的析出物主要有，TiC、TiN，Ti(CN)、TiS、NbC 等，一般认为，在 Ti 足够多的情况下，钢中的 C、N、S 都能够与 Ti 形成稳定的化合物，他们的析出顺序是，TiN—TiS—TiC，因此定义：除去与 N、S 结合所消耗的 Ti 量，能与 C 结合的 Ti 量为有效 Ti 量，用  $Ti^*$  表示，再去除与 C 结合所消耗的 Ti 量，剩余的 Ti 量为过剩 Ti 量，因为这部分 Ti 在以基体中以固溶的形式存在，又称为固溶 Ti 量，用  $[Ti]$  表示，添加的 Nb 则是以固溶的形式存在，用  $[Nb]$  表示。但是，当 Ti 的添加量不足的情况下，即在没有与 C 结合或没有全部固定 C 之前就消耗完了，这时，Nb 则是与 C 结合生成 NbC，同样可以定义与 C 结合的 Nb 量为有效 Nb 量，用  $Nb^*$  表示。以上各概念可由以下公式表示：

在 Ti 的加入量足够时，有效钛量 ( $Ti^*$ ) 和过剩钛量 ( $[Ti]$ ) 为：

$$Ti^* = Ti - 3.42N - 1.5S \quad (3.1)$$

$$[Ti] = Ti - 3.42N - 1.5S - 4C \quad (3.2)$$

假设没有过剩钛存在，则钢中的有效铌量  $Nb^*$  和过剩铌量 ( $[Nb]$ ) 为：

$$Nb^* = 7.75 \{C - [Ti - (3.42N + 1.5S)/4]\} \quad (3.3)$$

$$[Nb] = Nb_{total} - 7.75 \{C - [Ti - (3.42N + 1.5S)/4]\} \quad (3.4)$$

用于固定 C、N、S 的有效合金元素 Ti 与 C、N 原子含量的比值<sup>[50]</sup>  $Ti/(C+N+S)$  (at%) 为：

$$Ti/(C+N+S) \text{ (at\%)} = Ti/(4C + 3.43N + 1.5S) \quad (3.5)$$

各成分钢的有效钛量、固溶钛量、有效铌量、固溶铌量、 $(Ti+Nb)/(C+N)$  (at%) 的理论计算值见表 3.4。

表 3.4 有效钛量、固溶钛量、有效铌量、固溶铌量、 $(\text{Ti}+\text{Nb})/(\text{C}+\text{N})(\text{at}\%)$ 的理论计算值 (wt%)

钢号	S1	S2	S3	S4	S5	S6
C	0.004	0.003	0.002	0.002	0.003	0.003
N	0.0030	0.0054	0.0030	0.0029	0.0044	0.0025
S	0.006	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
Nb	<0.002	0.0071	<0.005	0.0084	0.0096	0.010
Ti	0.013	0.016	0.054	0.054	0.036	0.057
Ti*	0	0	0.038	0.038	0.015	0.042
[Ti]	0	0	0.03	0.03	0.003	0.03
Nb*	0.002	0.0071	0	0	0	0
[Nb]	0	0	0.005	0.0084	0.0096	0.010
$\text{Ti}/(\text{C}+\text{N}+\text{S})(\text{at}\%)$	0.37	0.44	2.22	2.25	1.09	2.14

注: <0.002, 以 0.002 计算。

从表 3.4 可以看出 S1 和 S2 实验钢由于合金元素 Ti 和 Nb 太少, 无固溶 Ti,  $\text{Ti}/(\text{C}+\text{N}+\text{S})(\text{at}\%)$  不到 0.5, 而 S5 实验钢中 Ti 含量刚好能固定 S、N 和 C, 固溶 Ti 量仅为 0.003,  $\text{Ti}/(\text{C}+\text{N}+\text{S})(\text{at}\%)$  只有 1.09, 只有 S3、S4 和 S6 实验钢中合金元素 Ti 含量充分, 固溶 Ti 含量均为 0.03,  $\text{Ti}/(\text{C}+\text{N}+\text{S})(\text{at}\%)$  达到了 2.20 左右。

S1、S2 和 S4 实验钢, 经奥氏体热轧, 680°C 卷取后, 经 80% 冷轧压下量冷轧后, 在 850°C 模拟连续退火条件下保温 80s 退火, 比较它们的性能。表 3.5 所示为不同实验钢的力学性能,

表 3.5 S1、S2 和 S4 实验钢退火板的力学性能

钢号	$\text{Ti}/(\text{C}+\text{N}+\text{S})(\text{at}\%)$	$\sigma_s/\text{MPa}$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\sigma_s/\sigma_b$	$\delta/\%$	$r$	$n$
S1	0.37	225	310	0.726	45.6	2.24	0.279
S2	0.44	208	320	0.650	49.3	2.04	0.294
S4	2.25	139	331	0.420	48.7	1.78	0.280

从表 3.5 可以看出, 在  $\text{Ti}/(\text{C}+\text{N}+\text{S})(\text{at}\%)$  很低的时, 屈服强度高达 200 MPa 以上, 而且在测量过程中, 发现存在屈服平台, 这是钢中的 C、N、S 没能全部固定住的原因, 这些与程国平等人<sup>[50]</sup>研究是一致的。抗拉强度相对 S4 钢较低。对于延伸率, 程国平等人

<sup>[50]</sup>的研究结果是总延伸率随着  $Ti/(C+N+S)$  (at%) 升高而上升, 当  $Ti/(C+N+S)$  (at%) 超过 1.5 之后, 延伸率略有下降, 这里的结果也是符合的。三种实验钢的  $n$  值区别不大, 而对于深冲性能  $r$  值, 由于实验测量的误差, 所得数据不能真实的反映规律, 但是根据程国平等人的<sup>[50]</sup>研究, 在  $Ti/(C+N+S)$  (at%) 为 0.37 时,  $r$  值只有 1.48, 这是由于钢中的 C、N 间隙原子没有完全被固定, 因而  $r$  值不高。

S5 和 S6 实验钢, 经奥氏体热轧, 720°C 卷取后, 经 80% 冷轧压下量冷轧后, 在 870°C 和 850°C 模拟连续退火条件下保温 80s 退火, 比较它们的性能。表 3.5 所示为不同实验钢的力学性能,

表 3.6 S5 和 S6 实验钢退火板的力学性能

钢号	退火温度 /°C	$Ti/(C+N+S)$ (at%)	$\sigma_s$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_s/\sigma_b$	$\delta$ /%	$r$	$n$
S5	870	1.09	229	316	0.725	48.4	1.85	0.271
S6		2.14	136	327	0.415	46.8	2.01	0.279
S5	850	1.09	218	319	0.683	49.5	1.90	0.269
S6		2.14	131	329	0.398	42.8	1.95	0.280

从表 3.6 可以看出, S5 和 S6 实验钢的 Nb 含量均在 0.01 左右, 而 S5 实验钢  $Ti/(C+N+S)$  (at%) 为 1.09, 屈服强度仍然高达 220 左右, 仍然存在屈服平台, 而程国平等人的<sup>[50]</sup>研究结果是屈服强度为 113, 并且没有屈服平台, 这可能是 S5 实验钢 N 含量 (0.0044) 较高引起的。而  $Ti/(C+N+S)$  (at%) 为 2.14 的 S6 实验钢屈服强度为 131, 这也比程国平等人的研究要高, 但是相对 S5 实验钢, 屈服强度已大幅度降低。S6 实验钢的抗拉强度比 S5 要略高, 这是由于剩余固溶合金元素 Ti 较多的原因。延伸率也符合程国平等人的研究, S6 实验钢比 S5 实验钢的  $n$  值要略高。对于深冲性能  $r$  值,  $Ti/(C+N+S)$  (at%) 为 2.14 的 S6 实验钢比  $Ti/(C+N+S)$  (at%) 为 1.09 的 S5 实验钢要高 0.10 左右, 但是两者的  $r$  值均在 1.80 以上, 而程国平等人的<sup>[50]</sup>研究结果是  $Ti/(C+N+S)$  (at%) 为 1.0 左右时,  $r$  值仅为 1.60, 明显 S5 实验钢的  $r$  值要高许多, 而  $Ti/(C+N+S)$  (at%) 为 1.8~2.8 之间时,  $r$  值稳定在 1.80 以上的水平。

S3、S4 和 S6 实验钢, 经奥氏体热轧, 720°C 卷取后, 经 80% 冷轧压下量冷轧后, 在 870°C 和 850°C 模拟连续退火条件下保温 80s 退火, 比较它们的性能。表 3.5 所示为不同实验钢的力学性能,

表 3.7 不同实验钢在 850℃退火的力学性能

钢号	退火温度/℃	Ti/(C+N+S) (at%)	Nb (wt%)	$\sigma_s$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_s/\sigma_b$	$\delta$ /%	$r$	$n$
S3	870	2.22	<0.005	156	313	0.498	50.8	2.07	0.281
S4		2.25	0.0084	133	318	0.418	49.0	1.99	0.278
S6		2.14	0.010	132	328	0.402	45.3	2.00	0.277
S3	850	2.22	<0.005	158	318	0.497	50.0	1.96	0.274
S4		2.25	0.0084	136	325	0.423	49.5	1.97	0.271
S6		2.14	0.010	131	333	0.393	44.7	1.97	0.276

从表 3.4 和 3.7 可以看出, 三种实验钢的 C $\leq 0.003\%$ 、N $\leq 0.003\%$ , Ti 含量及固溶 Ti 含量基本相当, 只是 Nb 含量有所区别。在 Nb 含量极低 (Nb $<0.005\%$ ) S3 实验钢, 屈服强度比 S4 和 S6 实验钢要高 20 MPa, 而抗拉强度却要低 15 MPa, 因而  $\sigma_s/\sigma_b$  随着 Nb 含量的增加而有所减小, 而程国平等<sup>[50]</sup>人的研究结果是 Nb 含量对屈服强度和抗拉强度影响不大。延伸率则随着 Nb 含量的增加有所下降, 而对于  $r$  值和  $n$  值影响不大, 均在 1.95 以上, 这与程国平等<sup>[50]</sup>人的研究结果基本一致。因此, 对于超低碳 (Ti+Nb) -IF 钢, 在 Ti/(C+N+S) (at%) 为 2.20 左右, Nb 含量为 0.001~0.010% 时, 随着 Nb 含量的增加, 屈服强度降低, 抗拉强度增加, 屈强比减小,  $r$  值和  $n$  值影响不大。

### 3.4 本章小结

膨胀实验相变点测定实验结果表明, 实验钢 S3 的  $Ac_1$  为 908℃,  $Ac_3$  为 921℃,  $Ar_3$  为 873℃,  $Ar_1$  为 864℃。

再结晶实验结果表明, 盐浴炉 60s 恒时处理测定 S1 实验钢再结晶温度为 710℃, 盐浴炉 800℃ 恒温处理测定 S1 实验钢的再结晶完成时间为 60s。

微合金元素 Ti、Nb 添加量对性能影响表明, 超低碳 (Ti+Nb) -IF 钢, 在 Ti/(C+N+S) (at%) 较低时 ( $\leq 1.0$ ) 时, 冷轧退火板屈服强度极高, 达到 220MPa, 抗拉强度为 310 MPa 左右, 而 Ti/(C+N+S) (at%) 在 2.20 左右时, 抗拉强度降低并稳定到 130 MPa 左右, 屈服强度上升并稳定在 325MPa 左右。在 Ti/(C+N+S) (at%) 为 2.20 左右, Nb 含量为 0.001~0.010% 时, 随着 Nb 含量的增加, 屈服强度降低, 抗拉强度增加, 屈强比减小,  $r$  值和  $n$  值影响不大。

## 4 热轧工艺参数对 IF 钢组织和性能的影响

### 4.1 终轧温度对组织和性能的影响

#### 4.1.1 终轧温度对热轧组织的影响

选取 S6 实验钢中终轧温度为 880℃、902℃和 945℃的热轧板，取  $12 \times 10\text{mm}$  试样，经打磨抛光，腐蚀后观察金相组织。图 4.1 所示为 S6 钢不同终轧温度下的热轧金相组织。

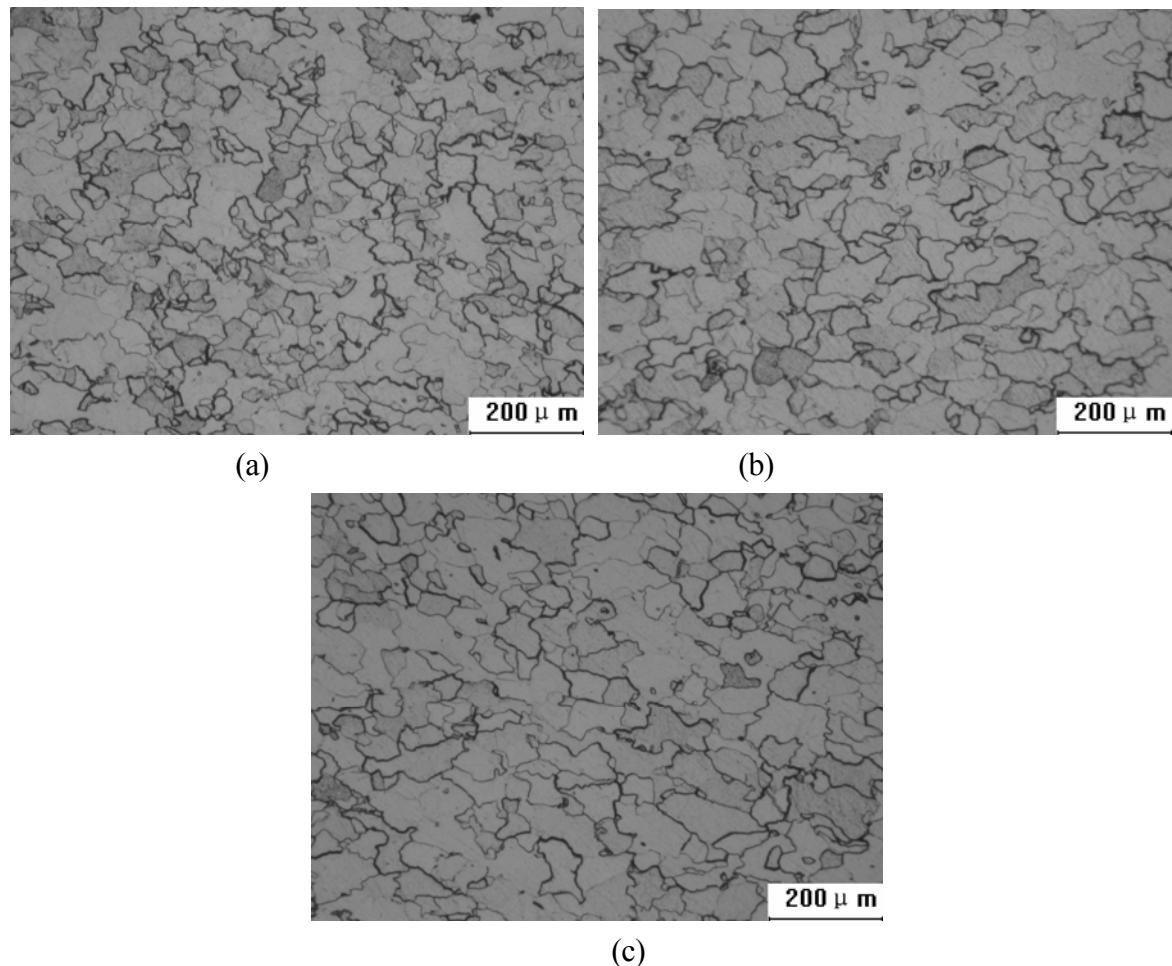


图 4.1 不同终轧温度下热轧组织

(a) 880℃ (b) 902℃ (c) 945℃

从图 4.1 可以看出, 超低碳 (Ti+Nb) – IF 钢经奥氏体终轧后, 终轧温度不同, 其热轧组织晶粒大小有一定的差别, 终轧温度越低, 其晶粒越细, 如图 4.1 (a) 880℃终轧时晶粒度为 6.5 级, (b) 902℃终轧时晶粒度为 6 级 (c) 945℃终轧时晶粒度为 5.5 级。

#### 4.1.2 终轧温度对性能的影响

关小军<sup>[51,52]</sup>等对 Ti+Nb 处理高强 IF 钢研究表明, 当钢板在奥氏体区终轧时, 在同样变形条件下, 随着终轧温度降低, 将对热变形组织中晶体缺陷产生两种效应。一方面, 变形抗力增大, 加工硬化效应增强, 热轧变形储能增多, 热变形组织中产生的位错、形变带、亚结构和二相粒子数量增多; 另一方面,  $A_3$ 升高, 终轧完成至  $\gamma \rightarrow \alpha$  相变开始的静态回复过程相对缩短, 晶体缺陷减少的速率降低。这两种效应都导致了热轧卷取组织的晶粒和二相粒子更加细小。在奥氏体区热轧时, 随着终轧温度的降低,  $\gamma$  纤维组织增强, 导致  $r$  值增加, 低温终轧时, 屈服强度减小。

本文选取了 S6 号钢进行了进行不同终轧温度热轧的实验, 以研究终轧温度对超低碳 (Ti+Nb) – IF 钢退火板组织和性能的影响。卷取温度为 720℃的热轧板经 80% 冷轧压下量冷轧后, 在 830℃、850℃和 870℃下模拟连续退火, 退火保温时间是 80s。不同终轧温度试样的力学性能数据如表 4.1 所示。表 4.2 所示为终轧温度对  $r$  值、 $n$  值和  $\sigma_s / \sigma_b$  的影响。

表 4.1 终轧温度对力学性能的影响

退火温度 /℃	终轧温度 /℃	$\sigma_s$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_s / \sigma_b$	$\delta$ /%	$r$	$n$
830	880	141	339	0.416	45.4	1.86	0.274
	902	139	331	0.420	44.8	1.94	0.274
	945	136	334	0.407	44.8	1.94	0.274
850	880	131	338	0.388	49.5	2.01	0.271
	902	131	329	0.398	42.8	1.95	0.280
	945	130	332	0.392	42.2	1.98	0.276
870	880	131	326	0.402	45.3	1.97	0.274
	902	136	327	0.415	46.8	2.01	0.279
	945	129	330	0.391	46.5	1.97	0.277

从表 4.1 和图 4.2 可以看出, 终轧温度对屈服强度基本无影响, 对抗拉强度略有影响, 在 900℃左右终轧时, 抗拉强度要稍低, 从而使屈强比在 900℃时稍高。对于深冲性能指标  $r$  值, 在 900℃以下, 随着终轧温度的上升有一定的提高, 900℃时有个峰值, 900℃以上到 945℃之间影响不大,  $r$  值稳定在较高水平。总体上来说, 终轧温度对于  $n$  值影响更小, 均在 0.270~0.280 之间, 进一步在更窄的范围内可以看出, 在 830℃相对较低温度退火时, 终轧温度对  $n$  值无影响, 在 850℃以上退火时, 900℃终轧的退火板  $n$  值最大。

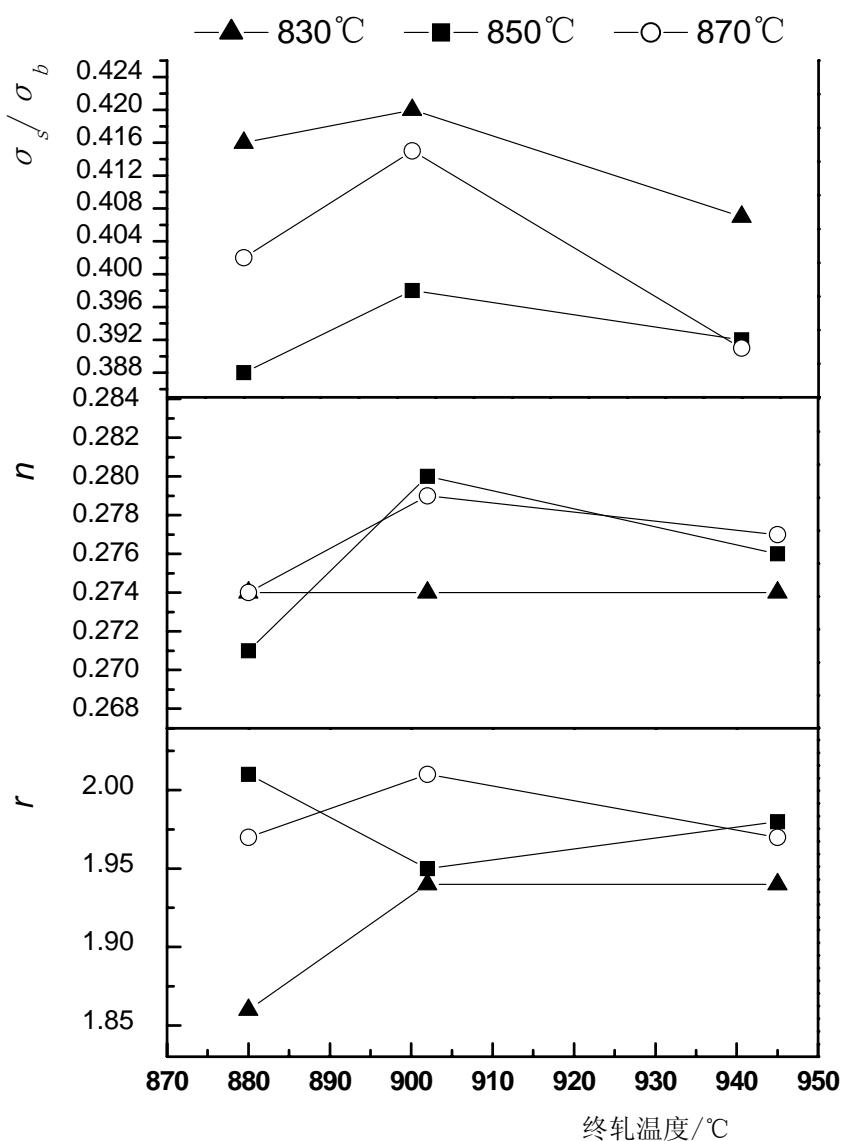


图 4.2 终轧温度对  $r$  值、 $n$  值和  $\sigma_s / \sigma_b$  的影响

## 4.2 冷却方式对组织和性能的影响

### 4.2.1 冷却方式对热轧组织的影响

冷却方式对热轧组织有一定的影响,选取S5实验钢中水冷和空冷的热轧板,热轧板降低到相同的卷取温度  $CT=680^{\circ}\text{C}$ 卷取,水冷的冷却速度约为  $10^{\circ}\text{C/s}$ ,空冷的冷却速度约为  $4^{\circ}\text{C/s}$ ,取  $12 \times 10\text{mm}$  试样,经打磨抛光,腐蚀后观察金相组织。图 4.3 所示为水冷和空冷热轧金相组织。

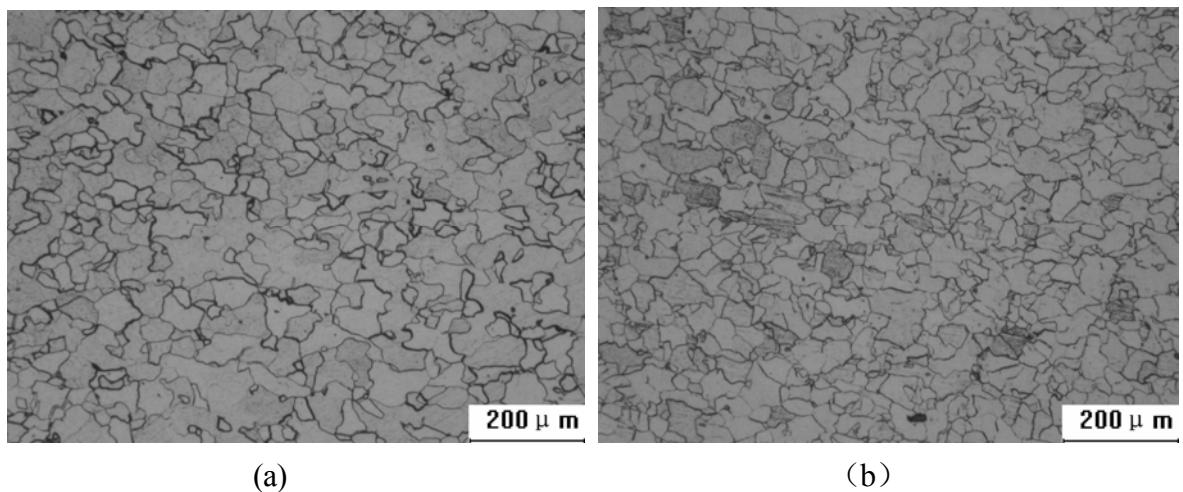


图 4.3 水冷和空冷热轧组织照片

(a) 水冷

(b) 空冷

从图 4.3 可以看出,水冷和空冷的热轧组织有一定的区别,水冷由于冷却速度较大,金相组织晶粒要略细,晶粒度达到 6 级,而空冷冷却速度较慢,热轧组织晶粒相对较粗,其晶粒度为 5.5 级。

### 4.2.2 冷却方式对性能的影响

冷却方式因对热轧钢板的铁素体晶粒尺寸和第二相析出粒子的析出和粗化有较大的影响。对 S5 和 S6 钢,热轧后分别采用水冷和空冷的冷却方式,研究冷却速度对力学性能的影响,热轧板经 80%冷轧压下量冷轧后,在  $850^{\circ}\text{C}$ 模拟连续退火,退火保温时间为 80s,力学性能数据如表 4.2 所示。

表 4.2 冷却方式对 S5 和 S6 钢力学性能的影响

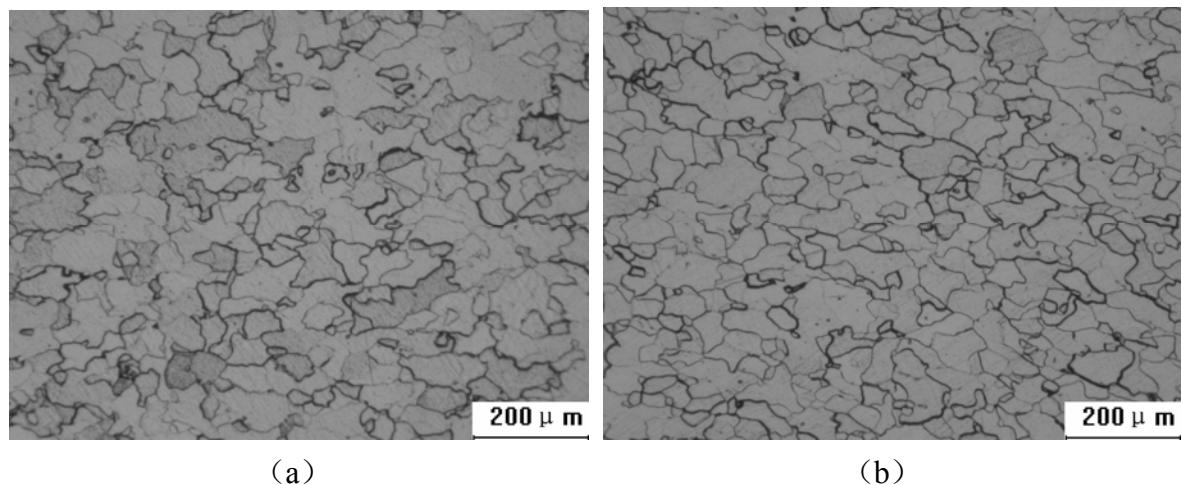
退火温度/℃	冷却方式	$\sigma_s$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_s/\sigma_b$	$\delta$ /%	$r$	$n$
S5	水冷	235	322	0.730	47.1	1.72	0.274
	空冷	220	319	0.690	45.4	1.75	0.275
S6	水冷	122	316	0.386	48.8	1.87	0.280
	空冷	126	320	0.394	46.6	1.95	0.280

从表 4.2 可以看出, 总体上来说, 冷却方式对 (Ti+Nb) – IF 钢力学性能的影响不大, 屈服强度, 抗拉强度影响不明显, 冷却速度对于  $n$  值无影响。相对来说, 冷却速度对延伸率的影响较大, 快速冷却时, 延伸率  $\delta$  显著增大, 这与赵海燕<sup>[4]</sup>的研究结果一致。但是对于深冲性能  $r$  值, 本实验所得结果是冷却速度小时  $r$  值较高, 这与赵海燕<sup>[4]</sup>的结果正好相反, 造成这种结果的原因可能是试样氧化铁皮等原因造成的。轧后快冷会促进 C、N 化物的析出, 再经过较高温度的卷取, 更有利于析出物的聚集和粗化, 从而有利于  $r$  值和  $\delta$  的提高。

### 4.3 卷取温度对组织和性能的影响

#### 4.3.1 卷取温度对热轧组织的影响

选取 S6 实验钢中卷取温度为 720℃、680℃ 和 640℃ 的热轧板, 取 12×10mm 试样, 经打磨抛光, 腐蚀后观察金相组织。图 4.4 所示为 S6 钢不同卷取温度下的热轧金相组织。



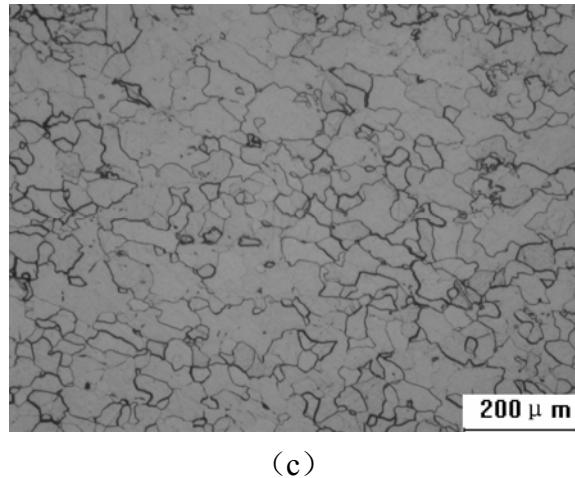


图 4.4 不同卷取温度下热轧组织  
 (a) 720°C      (b) 680°C      (c) 640°C

卷取温度影响着热轧后铁素体晶粒的大小, 卷取温度越高, 晶粒平均尺寸越大<sup>[53]</sup>。从图 4.4 可以看出, 卷取温度越高, 热轧金相组织晶粒越大, 720°C 卷取时, 晶粒度为级 6, 640°C 卷取时, 晶粒度为 6.5 级。

#### 4.3.2 卷取温度对性能的影响

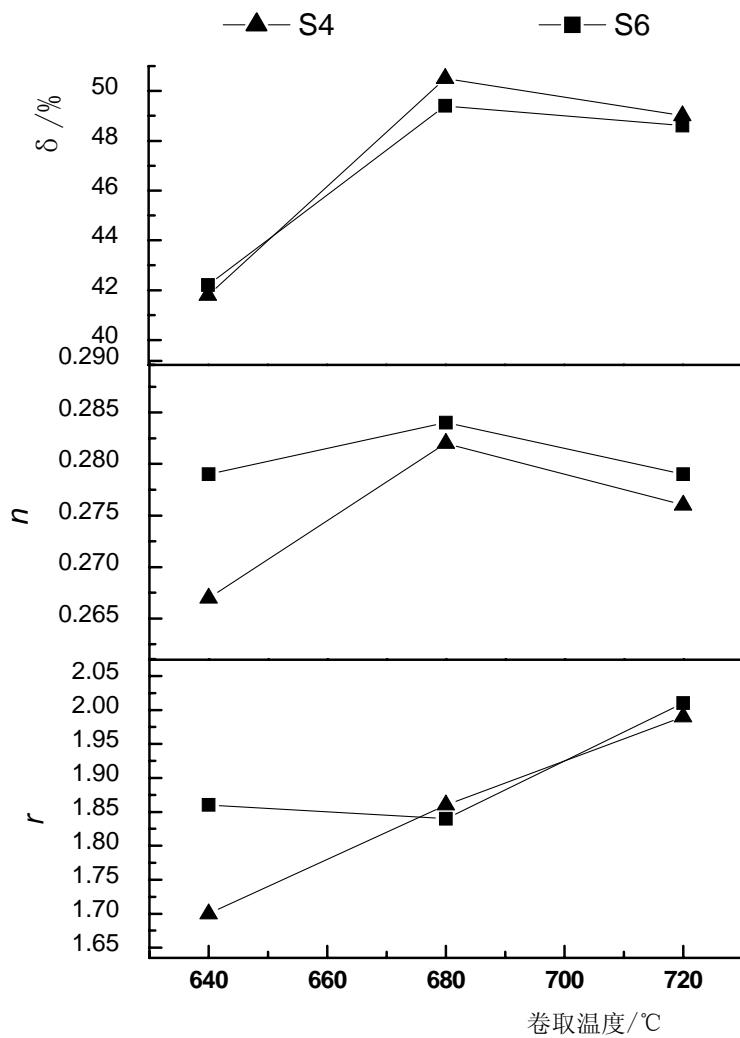
卷取温度因对热轧钢板的铁素体晶粒尺寸和第二相析出粒子的析出和粗化有较大的影响, 因而卷取温度对冷轧钢板的再结晶退火组织也有影响。

对 S4 和 S6 钢, 分别设计了 720°C、680°C 和 640°C 三个不同的卷取温度, 研究卷取温度对退火板力学性能的影响。热轧板在不同温度模拟卷取后, 经 80% 冷轧压下量冷轧后, 在 870°C 模拟连续退火, 退火保温时间为 80s, 力学性能数据如表 4.3 所示。图 4.5 所示的是卷取温度对  $r$  值、 $n$  值和  $\delta$  的影响。

从表 4.3 和图 4.5 可以看出, 卷取温度对屈服强度、抗拉强度和屈强比的影响无规律, 但是对于深冲性能指标的  $r$  值影响最为显著, 随着卷取温度的上升,  $r$  值显著提高, 从 640°C 卷取的 1.70 上提高到了 720°C 卷取的 2.0 以上。而对于  $n$  值, 在 680°C 以下卷取,  $n$  值随着卷取温度的上升而增大, 在 680°C 卷取时  $n$  值达到最大值 0.283, 但卷曲温度提高到 720°C 时,  $n$  值开始略有减小。对于延伸率  $\delta$ , 卷取温度在 680°C 以下时,  $\delta$  随着卷取温度的提高而显著增大, 而卷取温度在 680°C~720°C 之间, 卷取温度对  $\delta$  影响不大。

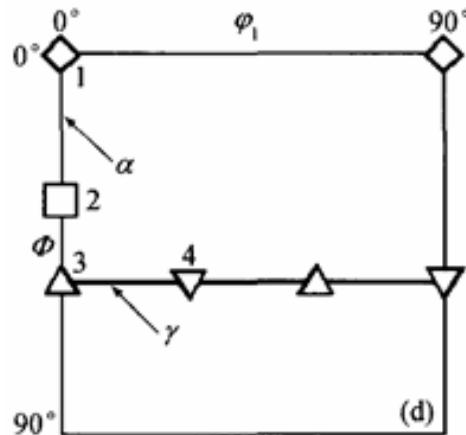
表 4.3 卷取温度对力学性能的影响

钢号	卷曲温度/℃	$\sigma_s$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_s/\sigma_b$	$\delta$ /%	$r$	$n$
S4	720	133	318	0.418	49.0	1.99	0.276
	680	137	325	0.422	50.5	1.86	0.282
	640	148	334	0.443	41.8	1.70	0.267
S6	720	136	327	0.416	48.6	2.01	0.279
	680	143	308	0.464	49.4	1.84	0.284
	640	134	323	0.415	42.2	1.86	0.279

图 4.5 卷取温度对  $r$  值、 $n$  值和  $\delta$  的影响

### 4.3.3 卷取温度对织构的影响

图 4.6 所示的为取向分布函数 (ODF) 中  $\varphi_2=45^\circ$  截面上的重要取向, 对于 IF 钢, 图 4.6 中研究其  $\gamma$  取向线 ( $\varphi_2=45^\circ$ ,  $\phi=55^\circ$ ,  $\varphi_l=0\sim90^\circ$ ) 和  $\alpha$  取向线 ( $\varphi_l=0^\circ$ ,  $\phi=0\sim90^\circ$ ,  $\varphi_2=45^\circ$ ) 上的织构, 其中最为重要的是  $\gamma$  取向线, 由于  $\gamma$  取向线织构存在重复性, 一般只作出  $\varphi_l=60\sim90^\circ$  的  $\gamma$  取向线织构密度分布图。



$\diamond \{001\} <110>; \square \{112\} <110>; \triangle \{111\} <110>; \nabla \{111\} <112>$

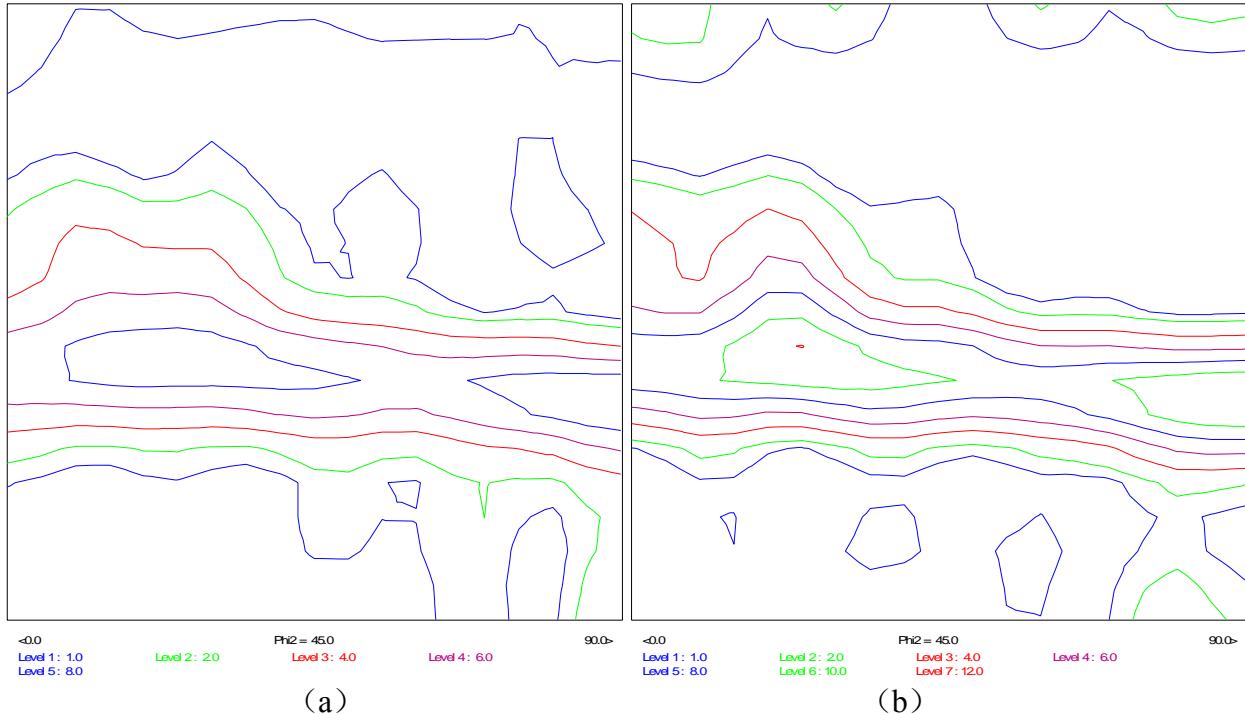
图 4.6 取向分布函数  $2=45^\circ$  截面上的重要取向

从上一节可以看出,卷取温度对深冲性能指标 $r$ 值影响非常大,随着卷曲温度的提高, $r$ 值得到显著改善。为了研究卷取温度对 $r$ 值的影响的内在原因,选取了S4钢中的720°C、680°C和640°C卷取的三个冷轧退火试样进行XRD织构测量实验。不同卷取温度冷轧退火试样的织构定量分析结果见表4.4所示,图4.7为卷取温度对 $\phi_2$ 为45°的ODF截面图和 $\gamma$ 取向线织构密度分布影响。

表 4.4 不同卷取温度试样织构定量分析结果

卷取温度/°C	r 值	{111}织构/%	{100}织构/%	Goss 织构/%	{111}/{100}
720	1.99	20.76	2.87	3.78	7.23
680	1.86	19.71	2.90	3.79	6.80
640	1.70	17.22	2.63	4.31	6.55

从表 4.4 可以看出, 随着卷取温度的提高, 冷轧退火板  $r$  值不断增大, XRD 织构定量分析结果表明, 其{111}织构组分含量从 640°C 卷取时的 17.22% 不断上升到 720°C 卷取时的 20.76%, 而相对来说, 在高温模拟连续退火条件下, 卷取温度对其{100}织构组分含量影响不大, 其含量基本保持在 2.80% 左右, 因此, 其{111}/{100}随着卷取温度的上升而不断的变大。在 720°C 卷取时, {111}/{100}达到 7.23。



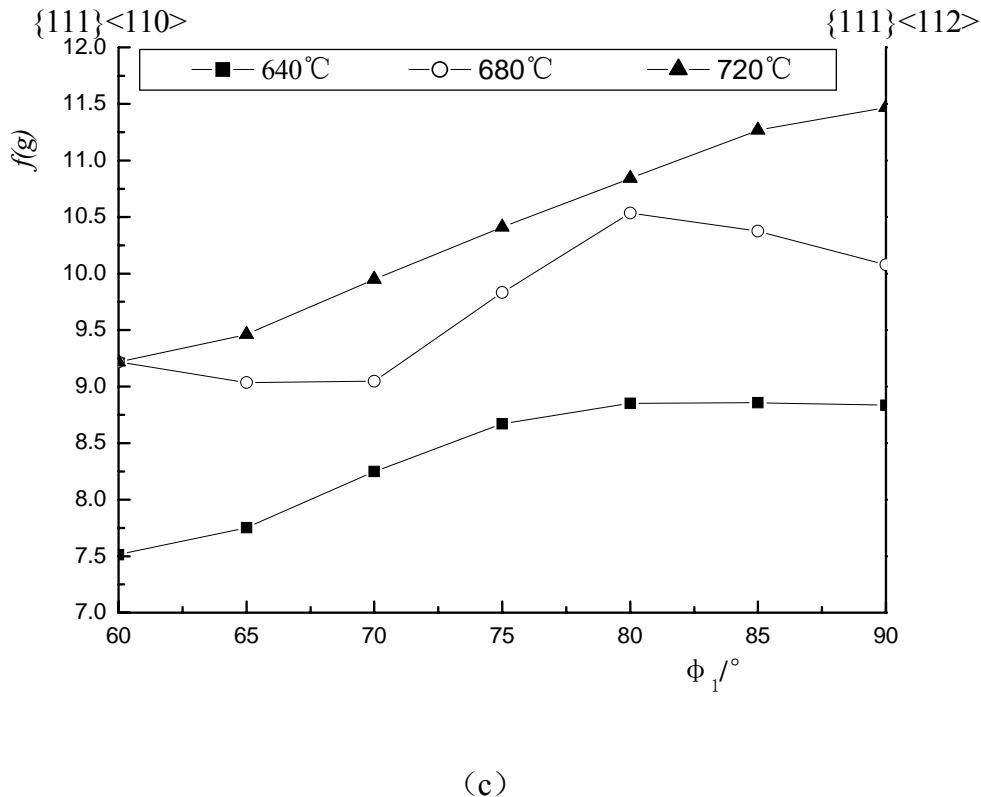


图 4.7 卷取温度对 $\varphi_2$ 为 $45^\circ$ 的ODF截面图和 $\gamma$ 取向线织构密度分布影响  
(a) CT=640°C (b) CT=720°C (c)  $\gamma$ 取向线上织构密度分布

从图 4.7 (a) 和 (b) 可以看出, 冷轧退火板的具有完整的强烈的 $\gamma$ 纤维织构, 且随着卷取温度的升高,  $\gamma$ 纤维织构密度不断增强。从图 4.7 (c) 可以看出, 总体上来说, 不论是 640°C 卷取还是 720°C 卷取,  $\gamma$ 取向线上从 $\{111\}<110>$ 织构到 $\{111\}<112>$ 织构密度是不断增强的。但是在 640°C 和 680°C 卷取时,  $\gamma$ 取向线上织构密度分布较平均, 且强点是在 $\{111\}<112>$ 织构附近, 不同的是 640°C 卷取时  $\gamma$ 取向线上织构平均密度约 8.0 级, 而 680°C 卷取时, 其平均密度上升到 9.8 级左右, 当卷取温度上升到 720°C 时,  $\gamma$ 取向线上织构密度分布从 $\{111\}<110>$ 织构到 $\{111\}<112>$ 织构密度不断增强, 从 9.2 级几乎成直线上升到 11.5 级, 其织构最强点在 $\{111\}<112>$ 织构上。

#### 4.4 本章小结

热轧工艺参数终轧温度、冷却方式和卷取温度对热轧组织均有一定影响, 终轧温度越低, 冷却速度越大, 卷取温度越低, 热轧所得铁速体晶粒越细。

而热轧工艺参数对最终性能的影响结果表明，终轧温度、冷却方式和卷取温度对屈服强度和抗拉强度影响不大。对于深冲性能  $r$  值，终轧温度在 900℃左右时，获得最佳值，卷取温度对于深冲性能指标的  $r$  值影响显著，随着卷取温度的上升， $r$  值显著提高，从 640℃卷取的 1.70 上提高到了 720℃卷取的 2.0 以上。

不同卷取温度下冷轧退火试样的 XRD 织构分析结果表明，随着卷取温度的上升， $\{111\}$  织构组分含量增加， $\{100\}$  组分含量保持不变，因此， $\{111\}/\{100\}$  随着卷取温度的上升而不断的变大。冷轧退火板的具有完整的强烈的  $\gamma$  纤维织构，且随着卷取温度的升高， $\gamma$  纤维织构密度不断增强。卷取温度不同， $\gamma$  取向线上织构密度分布存在一定的差异。高温卷取时， $\gamma$  取向线上织构密度分布从 $\{111\}<110>$  织构到 $\{111\}<112>$  织构密度不断增强，从 9.2 级几乎成直线上升到 11.5 级，其织构最强点在 $\{111\}<112>$  织构上。

## 5 冷轧及退火工艺对 IF 钢的组织和性能影响

### 5.1 冷轧压下量对 IF 钢性能的影响

冷轧对退火IF钢性能的影响主要因素是冷轧总压下率。若没有冷轧变形，就不会有退火过程的再结晶，从而也就无法获得较强的{111}有利织构和 $r$ 值。因此，在适当的成分和合理的热轧之后，保证充分的冷轧压下量是获得高的 $r$ 值的重要条件。对于IF钢，随着冷轧压下率的增加， $r$ 值单调增加，直至压下率高达 90%<sup>[54]</sup>，一般采用大压下率增大 $r$ 值，使再结晶温度（含Ti钢）下降，但是，钢的屈服强度和抗拉强度将随着冷轧压下率的增加而提高。IF钢工业实际生产中，钢板厚度≤0.9mm时，一般冷轧压下量大于 75%<sup>[55]</sup>。

本文研究了 75%、80%、85% 和 90% 四个不同压下量对 IF 钢力学性能的影响。对卷取温度为 720℃的 S3 和 S6 钢的热轧板，经 75% 以上不同的压下量冷轧后，在 850℃ 模拟连续退火，退火保温时间为 80s。研究了不同冷轧压下量对性能影响。表 5.1 和图 5.1 所示为不同冷轧压下量下对性能的影响。

表 5.1 不同冷轧压下量下 S6 钢的性能

退火温度 /℃	冷轧压下量 /%	$\sigma_s$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_s / \sigma_b$	$\delta$ /%	$r$	$n$
S3	75	146	308	0.474	39.2	1.94	0.284
	80	137	317	0.432	44.6	1.86	0.277
	85	147	317	0.464	45.9	1.92	0.273
	90	153	317	0.483	41.1	1.59	0.271
S6	75	123	329	0.374	46.8	1.84	0.279
	80	131	333	0.393	47.1	1.97	0.276
	85	132	333	0.396	44.7	2.10	0.275
	90	137	328	0.417	44.9	1.89	0.265

从表 5.1 和图 5.1 可以看出，经 850℃ 模拟连续退火 80s 的钢板，屈服强度和抗拉强度受冷轧冷轧总压下量影响不显著，随着冷轧压下量的增加，屈服强度略有增大，在冷轧压下量达到 90% 时，屈服强度增大幅度相对较大，而对于抗拉强度，则几乎不受影响，从图 5.1 可以看出，其曲线几乎成横坐标平行的线。

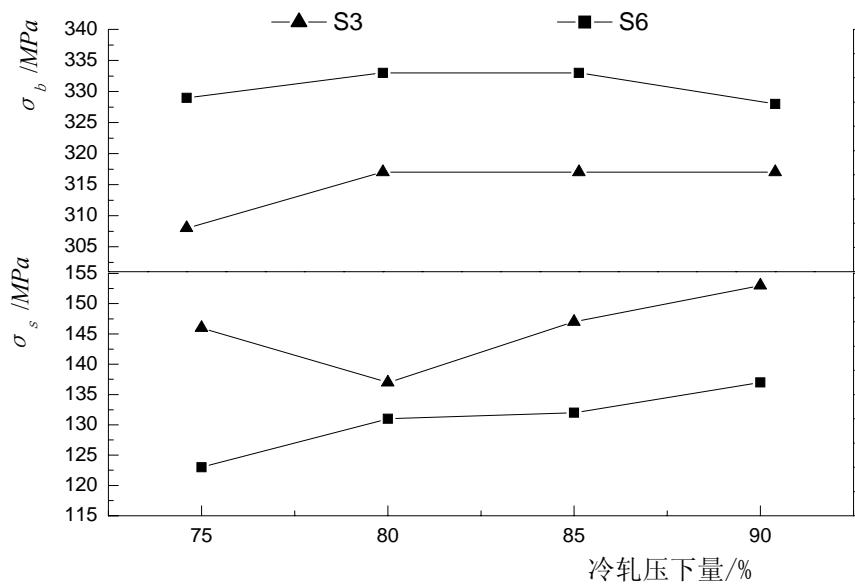


图 5.1 冷轧压下量对  $\sigma_s$  和  $\sigma_b$  的影响

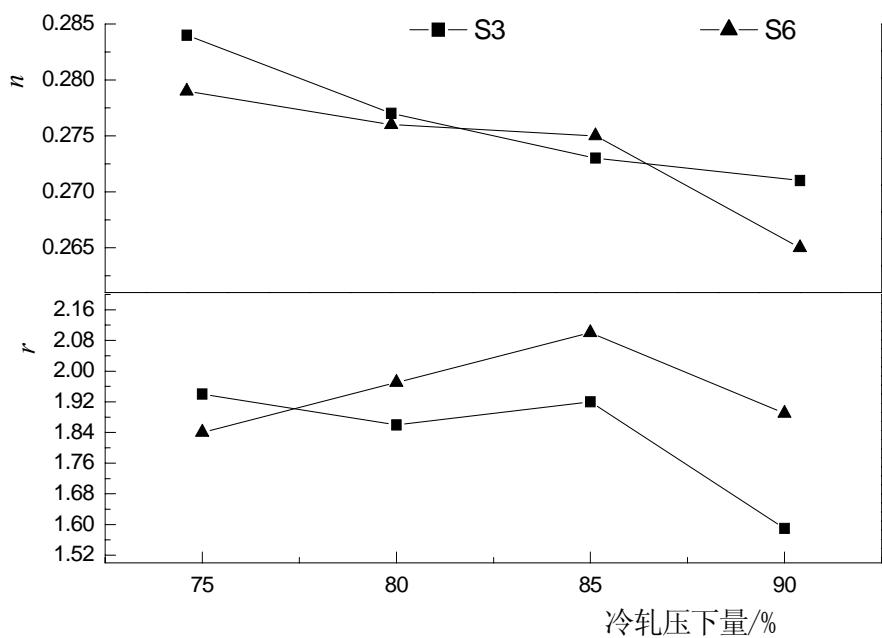


图 5.2 冷轧压下量对  $r$  值和  $n$  值影响

从表 5.1 和图 5.2 可以看出, 冷轧压下量对深冲性能指标  $r$  值和  $n$  值影响特别显著。在 850℃ 模拟连续退火条件下, 冷轧总压下量达到 75% 时, 退火板即可获得 1.84 以上的高  $r$  值, 并且  $r$  值随着冷轧压下量的增大而不断上升, 到冷轧压下量达到 85% 时,  $r$  值达到最大值 2.10 (S6 钢), 但是, 当压下量达到 90% 时,  $r$  值开始迅速下降。但是一般研究结果表明<sup>[56]</sup>, IF 钢在奥氏体区热轧后再进行冷轧时, 只有变形率大于 90% 时才能获得最佳的  $r$  值。而冷轧压下量对退火板  $n$  值的影响则不同, 其规律较明显, 随着冷轧压下量的增大, 而单调的不断减小, 但是减小的不多, 这与李晋霞等<sup>[56]</sup>人的研究结果也是一致的。

## 5.2 退火工艺对组织和性能的影响

### 5.2.1 退火温度对组织和性能影响

在冷轧薄板生产过程中, 再结晶退火是一个关键的工艺环节。在退火过程中要完成铁素体再结晶及晶粒长大和发展再结晶组织, 所以退火直接决定了钢板的深冲性能<sup>[57]</sup>。退火工艺对超低碳 Nb+Ti-IF 钢的深冲性能有重要影响, 只有连续退火且退火充分才能发挥 Nb+Ti-IF 钢优异的深冲性能<sup>[36]</sup>。

退火工艺中主要参数有退火温度和保温时间。对 S3、S4 和 S5 和 S6 钢中卷取温度为 720℃, B10、B14、B15 和 C16 热轧板, 经压下量 80% 冷轧后的冷轧板, 经不同退火温度模拟连续退火, 退火保温时间为 80s, 研究了不同的退火温度对 (Ti+Nb)-IF 钢组织和性能的影响。图 5.3 为不同退火温度下的金相组织, 力学性能数据见表 5.2 所示, 退火温度对力学性能的影响曲线见图 5.4 和 5.5。

从图 5.3 可以看出, 在模拟连续退火状态下, 退火温度对 IF 钢组织影响不显著, 在 870℃ 以下退火, 组织晶粒度为 8 级, 但是在 910℃ 下退火, 组织晶粒相对要大些, 晶粒度为 7.5 级。

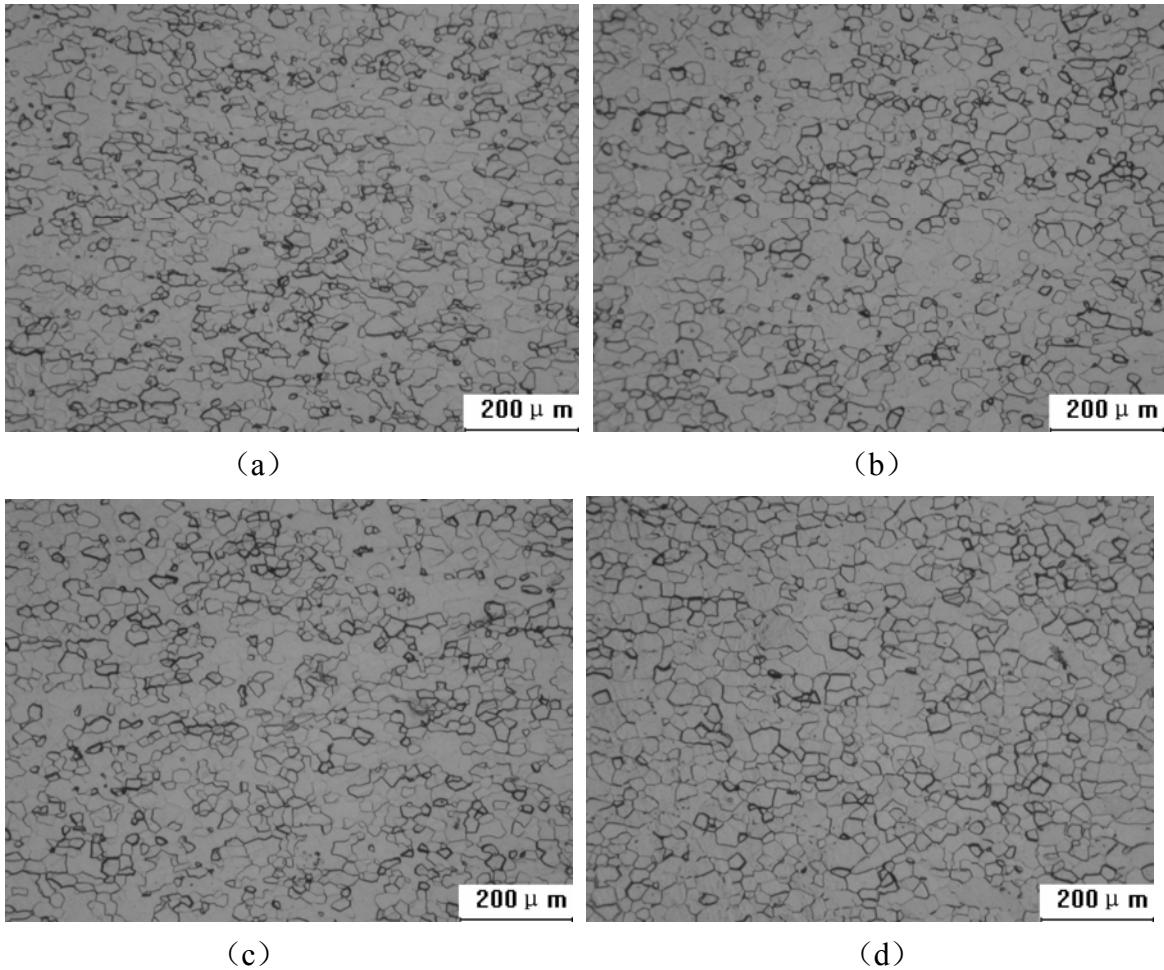


图 5.3 不同退火温度下金相组织

(a) 810°C (b) 850°C (c) 870°C (d) 910°C

从表 5.2 和图 5.4 可以看出, 总体上来说, 在模拟连续退火条件下, 退火温度对超低碳 (Ti+Nb) -IF 钢屈服强度、抗拉强度以及屈强比不大。在加入的合金元素 Ti 和 Nb 在固定 C、N 间隙原子后有一定固溶量的情况下, 退火温度在低于 870°C 以下时, 退火温度对屈服强度影响不大, 但是退火温度高于 870°C 时, 随着退火温度的提高, 屈服强度呈明显上升的趋势, 这是由于 NbC 的溶解造成的, 因为根据资料<sup>[58,59]</sup>, NbCl 粒子溶解温度约为 830°C, NbC 的溶解从而使钢中存在了一定量的间隙原子 C 固溶再钢中, 使钢的屈服强度上升, 尤其是含 Nb 量相对较高的 S6 实验钢, 在 870°C 以上温度模拟连续退火后, 屈服强度显著上升, 并且拉伸曲线发现了屈服平台。抗拉强度则随着退火温度的上升而有小幅度下降, 直到 890°C, 退火温度高于 890°C 时, 抗拉强度有一定幅度的上

升。因此,对于屈强比随着退火温度的上升而增大,其增加幅度不大。但是在加入的合金元素Ti和Nb刚好能固定C、N间隙原子后没有固溶的情况下,其本身的屈服强度很高,而抗拉强度则与有一定Ti和Nb固溶量的钢差不多,因此屈强比很高,其屈服强度、抗拉强度受退火温度的影响规律不明显。

表 5.2 不同退火温度下力学性能数据

钢号	退火温度/℃	$\sigma_s$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_s / \sigma_b$	$\delta$ /%	$r$	$n$
S3	810	156	330	0.473	40.9	1.54	0.251
	830	153	311	0.492	39.0	1.73	0.255
	850	158	318	0.497	50.0	1.96	0.274
	870	156	313	0.498	50.8	2.07	0.281
	890	164	313	0.524	47.2	1.96	0.264
S4	810	144	324	0.444	43.1	1.74	0.257
	830	139	325	0.421	49.7	1.79	0.266
	850	136	325	0.423	49.5	1.97	0.271
	870	133	318	0.418	49.0	1.99	0.278
	890	136	310	0.439	47.0	1.95	0.276
	910	158	318	0.497	45.7	1.96	0.279
S5	810	229	320	0.716	47.2	1.72	0.262
	830	208	324	0.642	45.2	1.81	0.263
	850	218	319	0.683	49.5	1.90	0.269
	870	229	316	0.725	48.4	1.85	0.271
	890	227	311	0.730	48.7	1.80	0.268
	910	208	322	0.646	45.2	1.81	0.266
S6	830	139	335	0.415	44.6	1.91	0.274
	850	131	333	0.393	44.7	1.97	0.276
	870	132	328	0.402	45.3	2.00	0.277
	890	151	322	0.469	41.9	2.00	0.276

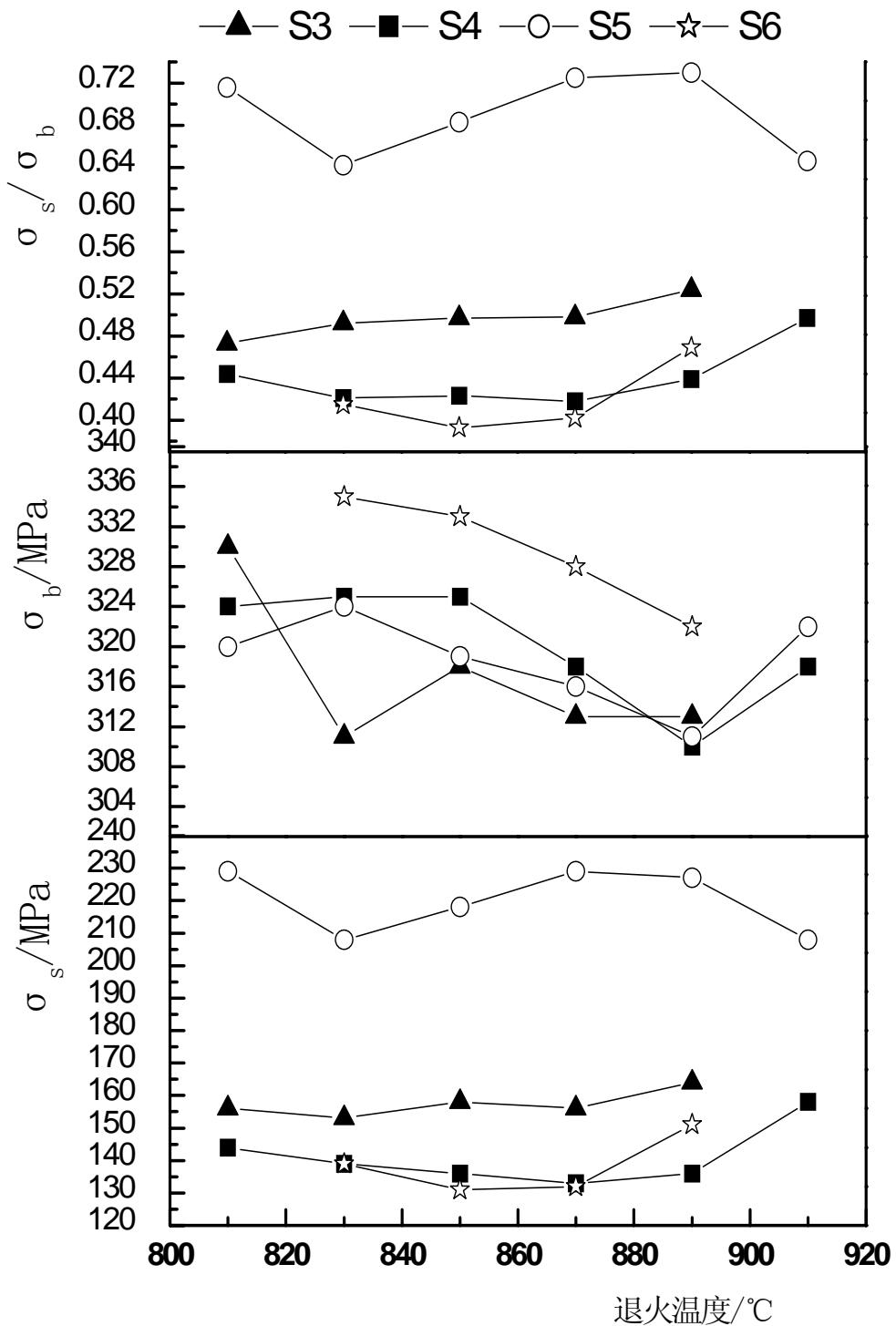
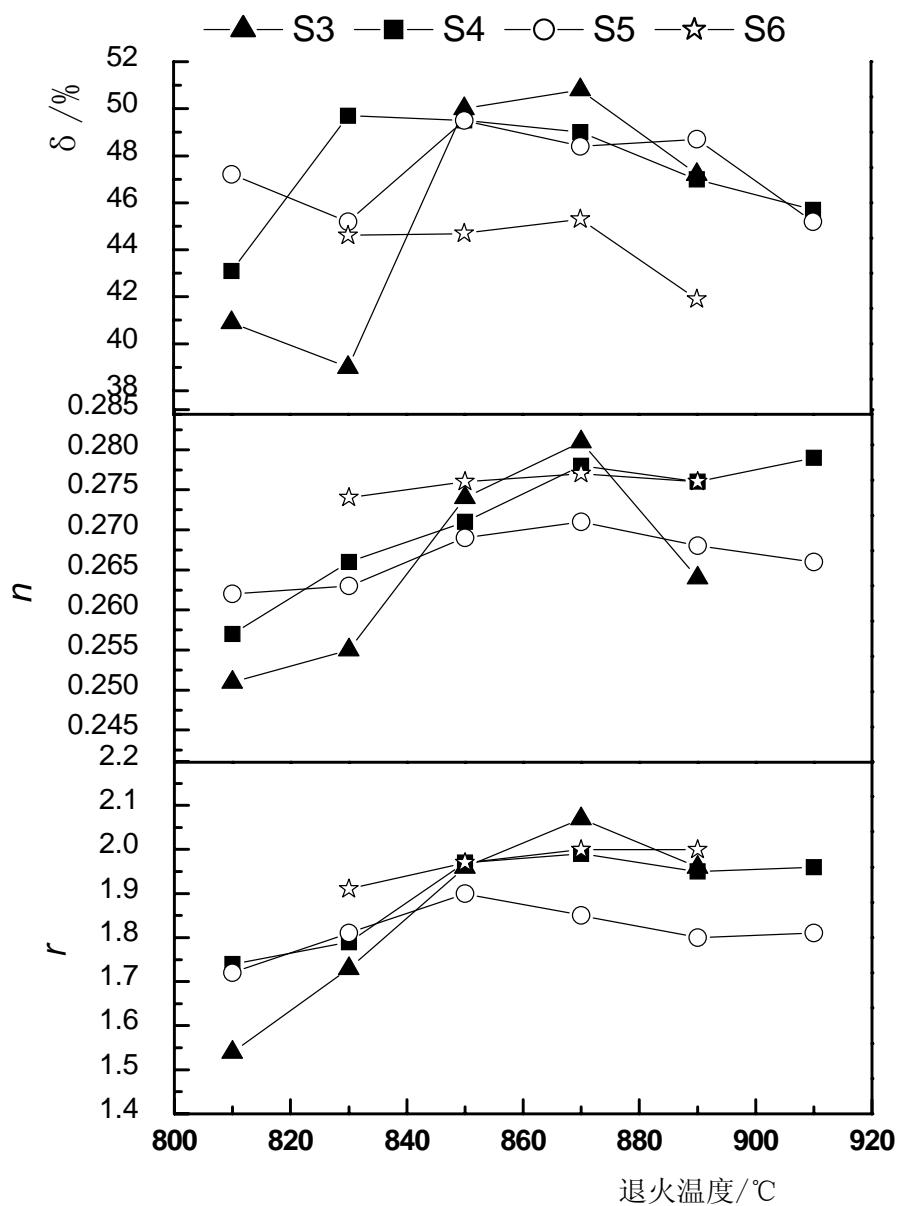


图 5.4 不同退火温度对  $\sigma_s$ 、 $\sigma_b$  和  $\sigma_s / \sigma_b$  的影响

图 5.5 退火温度对  $r$  值、 $n$  值和  $\delta$  的影响

从表 5.2 和图 5.5 可以看出，在连续退火条件下，在退火温度低于 850°C 时， $r$  值随着退火温度的提高而迅速上升，850°C 以上时， $r$  值仍随退火温度提高而有小幅上升，当退火温度高于 890°C 时， $r$  值开始回落。退火温度对  $n$  值的影响规律与  $r$  值的基本一致。对于延伸率  $\delta$ ，其变化规律与  $r$ 、 $n$  值的有所区别，在退火温度低于 850°C 时，随退

火温度的提高而迅速增大，在 $850^{\circ}\text{C} \sim 870^{\circ}\text{C}$ 之间保持稳定，当退火温度高于 $870^{\circ}\text{C}$ 时，其又开始迅速的减小，这可能是由于在 $890^{\circ}\text{C}$ 以上的高温模拟连续退火时，达到了IF钢的两相区造成的。

### 5.2.2 退火保温时间对性能影响

退火保温时间是连续退火工艺中的一个重要工艺参数，Osawa等人发现保温时间的影响只有在退火温度稍大于再结晶温度时才显著，在再结晶区，保温时间的作用很小。对S3、S4和S5钢中B10、B13和B15热轧板中冷轧压下量为80%的冷轧板，模拟连续退火温度为 $850^{\circ}\text{C}$ 和 $870^{\circ}\text{C}$ ，研究了不同保温时间对(Ti+Nb)-IF钢性能的影响。表5.3和图5.6所示的为 $850^{\circ}\text{C}$ 退火时不同保温时间下的力学性能变化，图5.7为 $870^{\circ}\text{C}$ 退火时不同保温时间下的金相组织，表5.4和图5.8为 $870^{\circ}\text{C}$ 退火时不同保温时间下的力学性能变化。

表5.3  $850^{\circ}\text{C}$ 下退火不同退火保温时间对力学性能的影响

退火温度/°C	保温时间/s	$\sigma_s/\text{MPa}$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\sigma_s/\sigma_b$	$\delta /%$	$r$	$n$
S3	60	153	312	0.490	48.0	1.96	0.282
	80	158	318	0.497	50.0	1.96	0.274
	100	158	319	0.495	49.7	2.06	0.279
	120	149	318	0.469	46.5	2.05	0.270
S4	60	136	318	0.428	49.9	1.96	0.274
	80	137	324	0.423	49.52	1.89	0.271
	100	134	321	0.417	49.8	1.85	0.272
	120	135	321	0.419	45.4	1.87	0.269
S5	60	208	323	0.644	45.2	1.87	0.260
	80	218	319	0.683	49.5	1.90	0.269
	100	212	320	0.663	46.1	1.87	0.264
	120	238	316	0.753	47.2	1.82	0.269

由表5.3可以看出，总体来说，在 $850^{\circ}\text{C}$ 高温模拟连续退火条件下，保温时间对力学性能影响不大，屈服强度、抗拉强度影响不明显。由表5.3和图5.6可以看出，对于深冲性能 $r$ 值，保温时间达到60s以后， $r$ 值就能达到1.85以上，且 $r$ 值受保温时间影响很小，并保持在较高的水平。 $n$ 值也同样受保温时间影响很小，基本稳定在0.270左右。

右。对于延伸率  $\delta$ ，由于试样的断裂位置有的太靠边，一定程度上影响了实验的结果，但是还是可以看出，其受保温时间影响规律不明显。

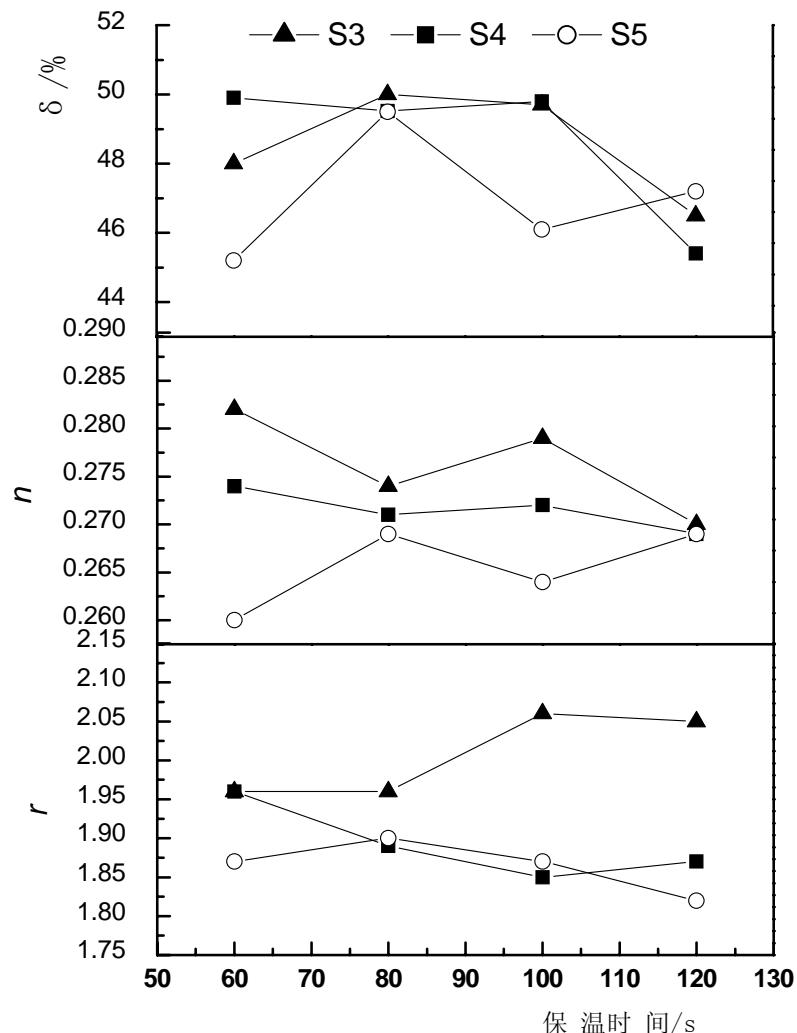


图 5.6 850°C退火不同保温时间对  $r$  值、 $n$  值和  $\delta$  的影响

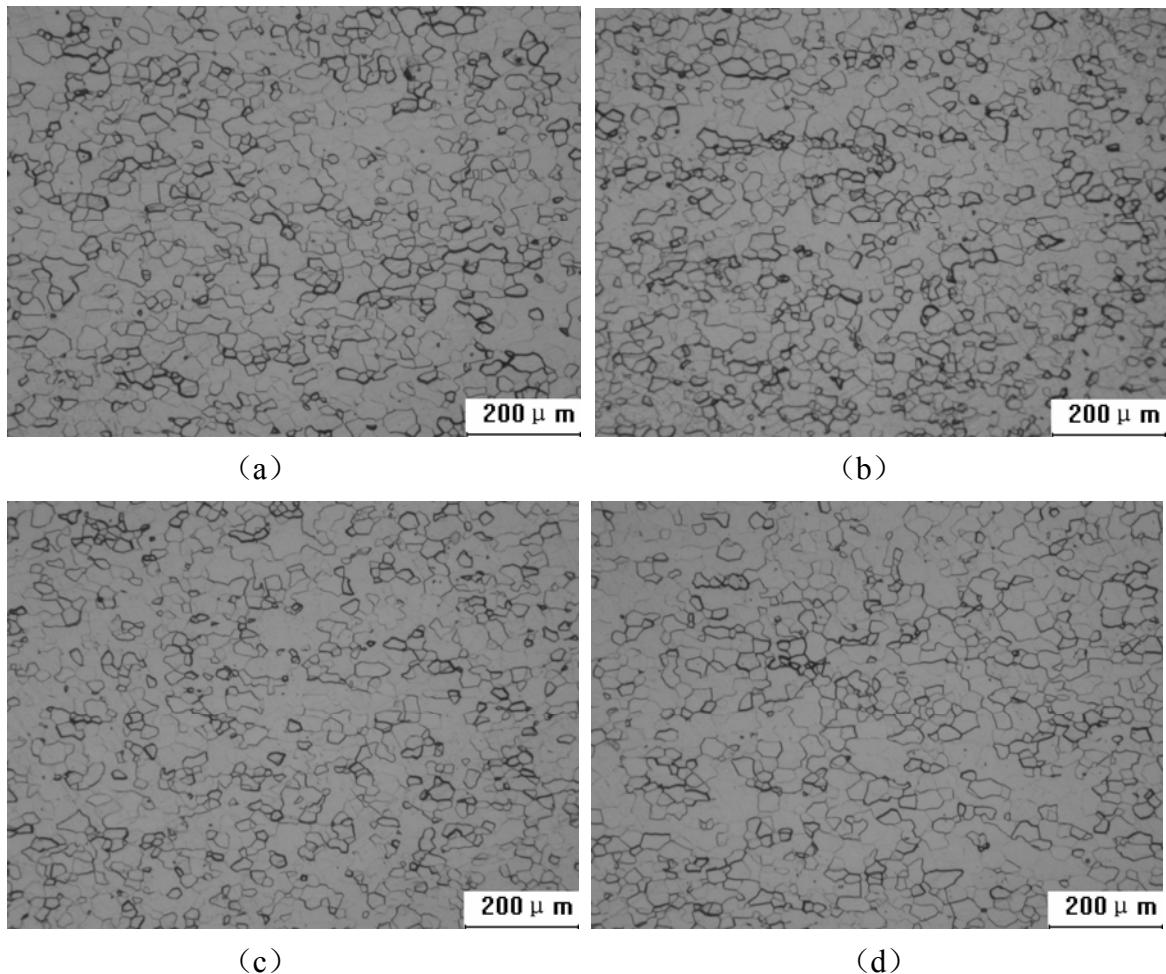


图 5.7 870°C退火时不同保温时间下的金相组织

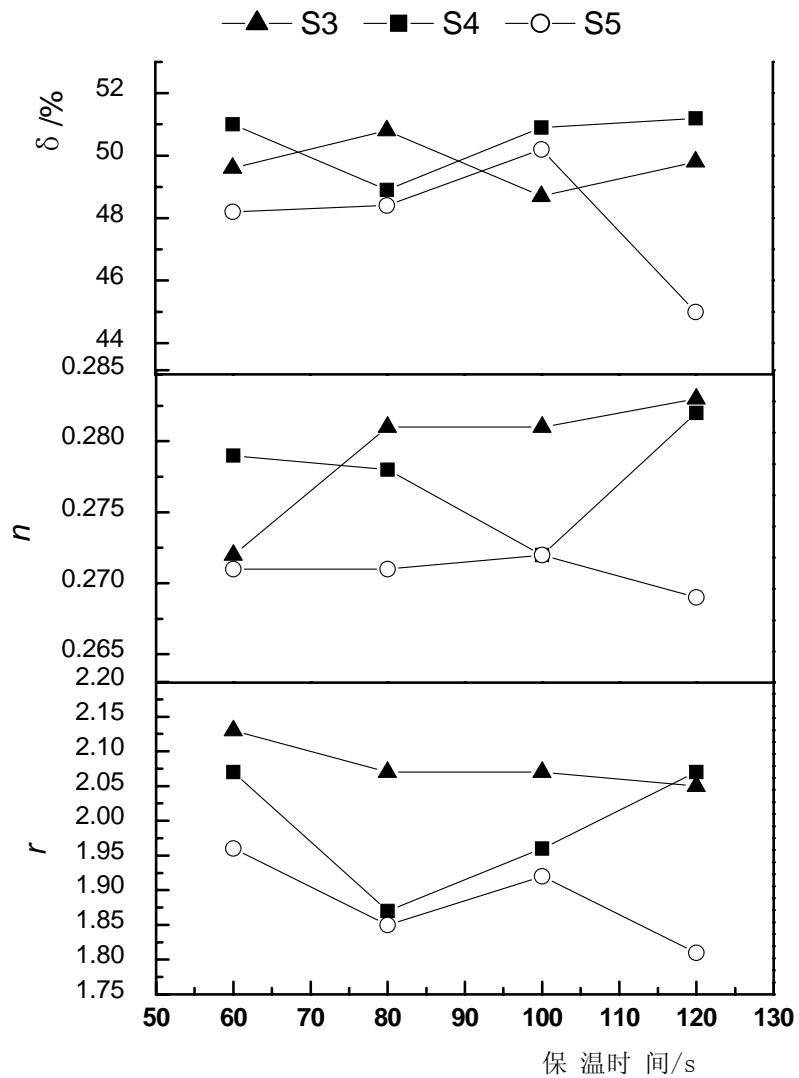
(a) 60s (b) 80s (c) 100s (d) 120s

从图 5.7 可以看出，在 870°C 模拟连续退火条件下，保温时间对 (Ti+Nb) -IF 钢组织晶粒大小无影响，保温时间在 60s~120s 时，晶粒度为 8 级。

表 5.4 870℃退火不同退火保温时间对力学性能的影响

退火温度/°C	保温时间/s	$\sigma_s/\text{MPa}$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\sigma_s/\sigma_b$	$\delta /%$	$r$	$n$
S3	60	158	311	0.508	49.6	2.13	0.272
	80	156	313	0.498	50.8	2.07	0.281
	100	160	309	0.518	48.7	2.07	0.281
	120	160	316	0.506	49.8	2.05	0.283
S4	60	140	305	0.459	51.0	2.07	0.279
	80	142	316	0.449	48.9	1.87	0.278
	100	135	315	0.429	50.9	1.96	0.272
	120	138	312	0.442	51.2	2.07	0.282
S5	60	225	326	0.690	48.2	1.96	0.271
	80	229	316	0.725	48.4	1.85	0.271
	100	222	315	0.705	50.2	1.92	0.272
	120	217	317	0.685	45.0	1.81	0.269

从表 5.4 可以看出, 总体来说, 在 870℃高温模拟连续退火条件下, 保温时间对力学性能影响不大, 屈服强度和抗拉强度基本不受其影响。从表 5.4 和图 5.8, 对于深冲性能, 保温时间达到 60s 以后,  $r$  值就能达到 1.85 以上, 并且  $r$  值受保温时间影响无规律,  $r$  值基本保持在 1.90 以上的水平。 $n$  值受影响程度更小, 基本稳定在 0.270~0.285 之间。相对于上一组 850℃时延伸率受保温时间的影响曲线, 由于实验误差导致数据一些偏差, 870℃退火, 这组数据可以很好的看出延伸率受保温时间的影响也很小, 总延伸率基本在 48%~51% 之间。

图 5.8 870°C 退火不同保温时间对  $r$  值、 $n$  值和  $\delta$  的影响

### 5.3 本章小结

冷轧压下量对 IF 钢性能的影响规律是：随着冷轧总压下量的增加，屈服强度增大，抗拉强度受冷轧总压下量的影响不大。冷轧压下量对深冲性能指标  $r$  值影响显著，在 850°C 模拟连续退火条件下，冷轧总压下量达到 75% 时，退火板即可获得 1.84 以上的高  $r$  值，并且  $r$  值随着冷轧压下量的增大而不断上升，到冷轧压下量达到 85% 时， $r$  值

达到最大值 2.10 (S6 钢) , 但是, 当压下量达到 90% 时,  $r$  值开始迅速下降。 $n$  值随着冷轧压下量的增大而有所减小。

在模拟连续退火条件下, 退火温度对超低碳 (Ti+Nb) -IF 钢性能影响较大, 退火温度在 870°C 以下时, 退火温度对屈服强度影响不大, 但是退火温度高于 870°C 时, 随着退火温度的提高, 屈服强度明显增大, 这是由于 NbC 的溶解造成的。抗拉强度则随着退火温度的上升而有小幅度下降, 直到 890°C, 退火温度高于 890°C 时, 抗拉强度有一定幅度的上升。退火温度低于 850°C, 深冲性能指标  $r$  值随着退火温度的提高而迅速上升, 850°C 以上时, 而有小幅上升, 当退火温度高于 890°C 时,  $r$  值开始回落。

在高温模拟连续退火条件下, 保温时间对力学性能影响不大, 保温时间在 60s~120s 之间时,  $r$  值保持在 1.80 以上的水平。

## 6 IF 钢组织演变分析研究

### 6.1 热轧组织分析

Park 等<sup>[60]</sup>人对 Ti/Nb 复合 IF 钢热轧组织研究表明,  $\{225\}<554>$ ,  $\{001\}<110>$  和  $\{225\}<110>$  是 IF 钢热轧过程中最引人注意的组织, 它们与  $<110>$  空间取向关系均为  $30^\circ$ 。认为奥氏体向铁素体转变过程中, 组织发生  $<110> // \text{TD}$  转动  $30^\circ$  变化。其具体取向转变是  $\{225\}_\gamma // \{001\}_\alpha$  和  $\{554\}_\gamma // \{110\}_\alpha$ , 这里的  $\gamma$  和  $\alpha$  代表奥氏体和铁素体。并且, 在板的厚度不同的面上的主要组织也不同, 在钢板表面,  $\{225\}<554>$  是主要的组织组分, 但是在钢板中间,  $\{001\}<110>$  却是主要的组织组分。

而 Pero-Sanz J 等<sup>[61]</sup>人对低碳钢和 IF 钢热轧组织的对比研究表明, 低碳钢和 IF 钢热轧组织的占主导都是  $\{110\}$  组织, 对深冲性能最有利的, 热轧低碳钢中  $\{111\}$  组织比 IF 钢的强。

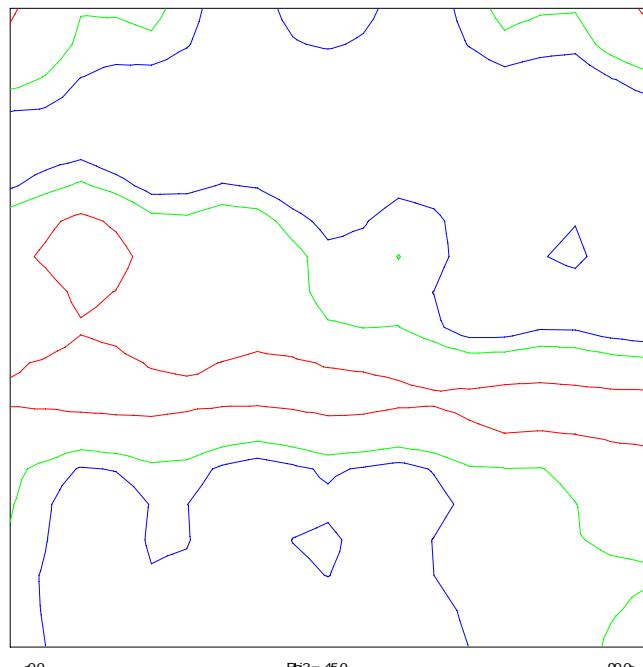
采用 XRD 组织分析实验, 由于其测试的试样是一个  $24 \times 14$  的块样, 扫描的是整个面, 那么其测试结果准确性是很高的, 因此, 用此法研究组织与材料的宏观性能的对应关系以及组织的演变规律是可行的。XRD 测试的是厚度方向上  $1/4$  处表面的组织。

为了研究  $(\text{Ti}+\text{Nb}) - \text{IF}$  钢组织的演变规律, 从 S6 钢中卷取温度为  $720^\circ\text{C}$  的热轧板上取样进行 X 射线组织分析实验。XRD 组织定量分析结果见表 6.1。图 6.1 为  $\varphi_2$  为  $45^\circ$  的 ODF 截面图和  $\gamma$  取向线组织密度分布。

表 6.1 热轧板中各组织组分含量

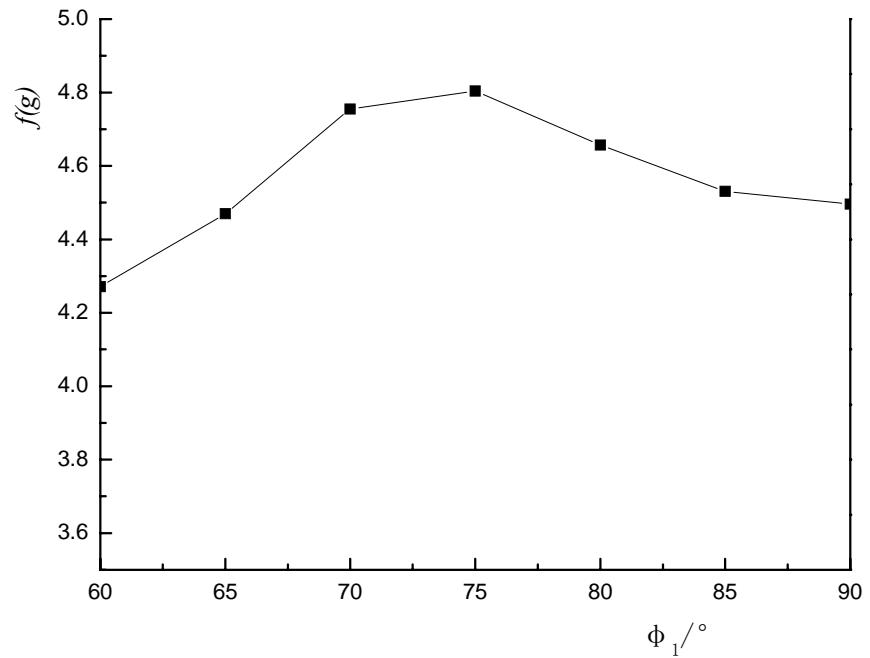
钢号	$r$ 值	$\{111\}$ 组织/%	Goss 组织/%	$\{100\}$ 组织/%	$\{111\}/\{100\}$
S6	0.72	9.18	3.66	3.70	2.48

从表 6.1 可以看出,  $(\text{Ti}+\text{Nb}) - \text{IF}$  钢经奥氏体区终轧后, 具有一定强度的  $\{111\}$  组织和与之相当的 ( $\{100\}$  组织 + Goss 组织),  $\{111\}/\{100\}$  仅为 2.48, 其  $r$  值只有 0.72。



(a)

$\{111\} <110>$   $\{111\} <112>$



(b)

图 6.1 热轧试样的 $\varphi_2$ 为  $45^\circ$  的ODF截面图和  $\gamma$ 取向线织构密度分布  
(a)  $\varphi_2$ 为  $45^\circ$  的ODF截面图 (b)  $\gamma$ 取向线织构密度分布

从图 6.1 (a) 可以看出, 热轧板的组织较漫散, 具有弱的  $\gamma$  纤维组织, 同时, 明显可以看出, 热轧钢板旋转立方组织强度较高。这与张倩等<sup>[62]</sup>人和Pero-Sanz J等<sup>[61]</sup>人的研究结果基本一致。从图 6.1 (b) 可以看出, 热轧板  $\gamma$  取向线上组织平均密度在 4.5 级左右, 其组织密度最强点并不在  $\{111\}<110>$  组织或  $\{111\}<112>$  组织上, 而是正好在他们中间的  $\varphi_1$  等于  $75^\circ$  上, 并且组织的最强点也不在  $\gamma$  取向线上。

## 6.2 冷轧组织分析

张倩等<sup>[62]</sup>人对冷轧组织的研究结果是, 在 75% 和 82% 大压下量下的冷轧板, 组织由强的  $\alpha - <110>/\text{RD}$  纤维组织和弱的  $\gamma - <111>/\text{ND}$  纤维组织组成。

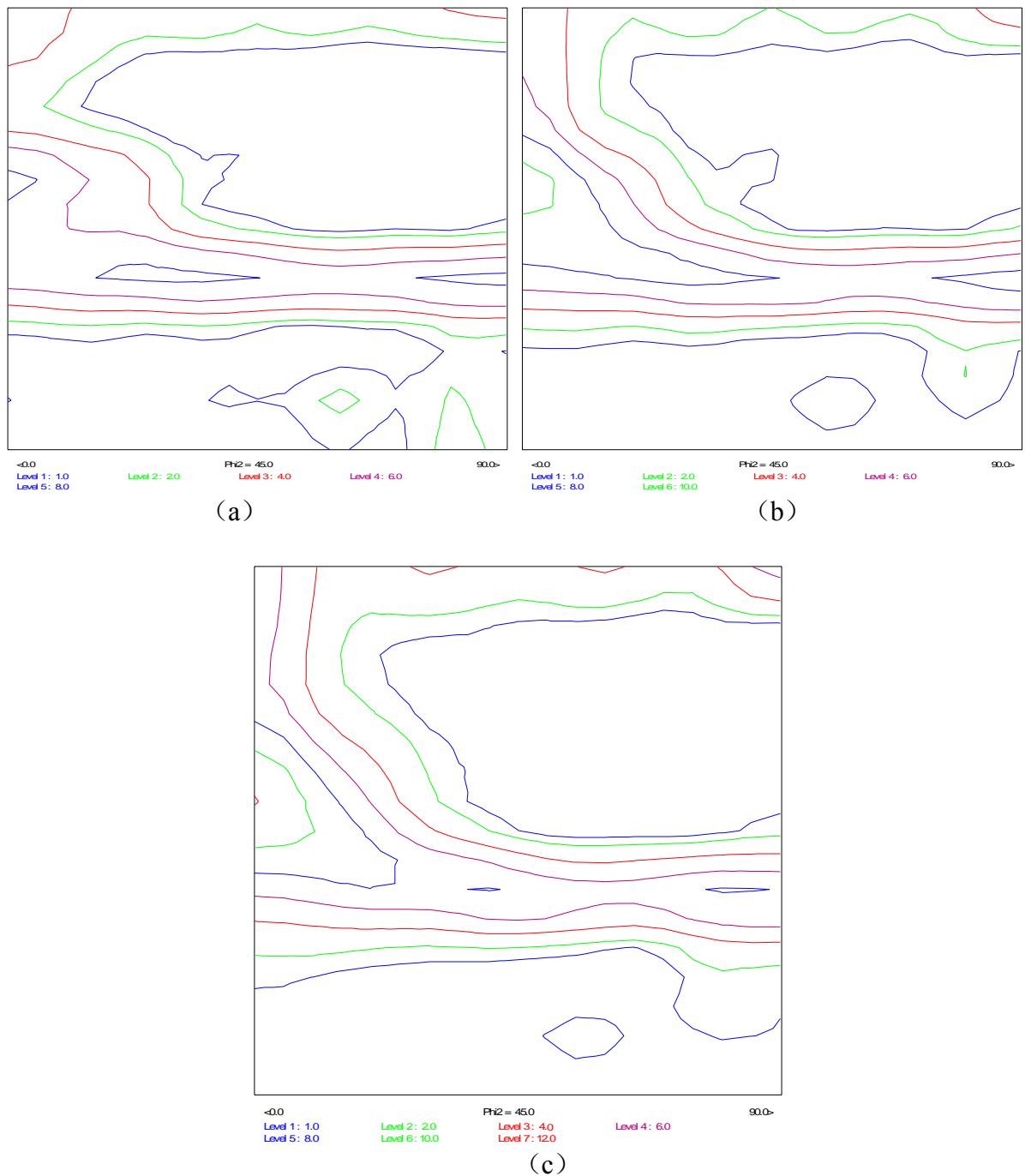
而Pero-Sanz J等<sup>[61]</sup>人对IF钢冷轧组织的研究表明, IF钢经 10%~90% 不同压下量冷轧后, 随着冷轧压下量的增大,  $\{111\}$  和  $\{100\}$  组织密度不断增强, 尤其是冷轧压下量达到 70% 以上时,  $\{111\}$  组织强度增加尤为迅速, 而  $\{100\}$  组织强度增加相对平缓, 因此, 冷轧压下量达到 90%,  $\{111\}/\{100\}$  上升较多, 但是值得注意的是, 冷轧IF钢中,  $\{100\}$  组织的强度始终比  $\{111\}$  强度要强。

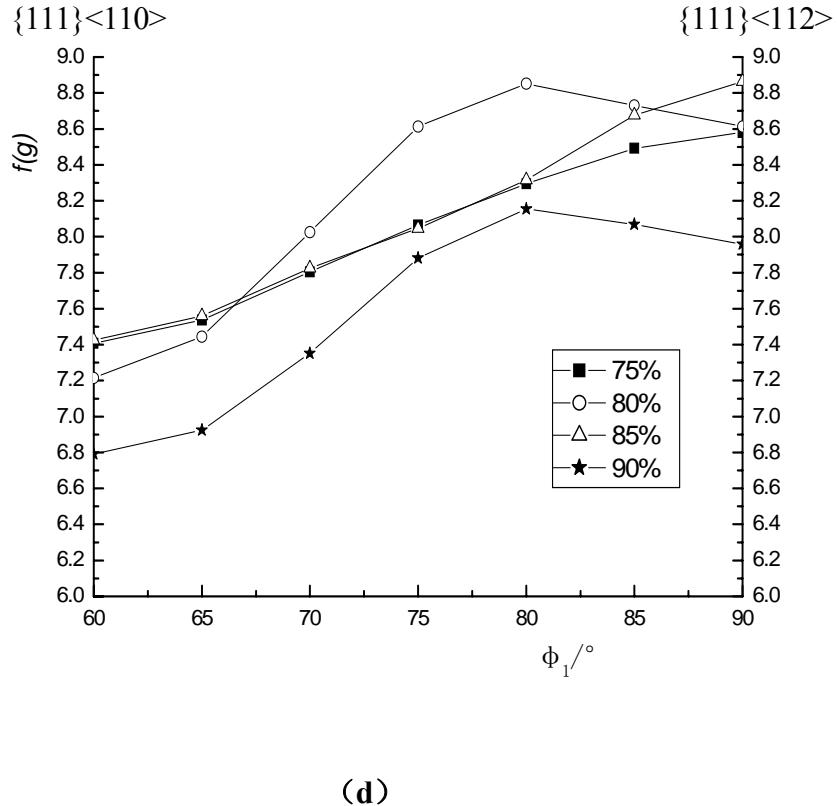
蒋奇武等<sup>[63]</sup>人冷轧IF钢组织的定量研究结果为, 冷轧过程形成的主要择优取向是  $\{111\}/\text{ND}$  和  $<110>/\text{RD}$ ,  $\{111\}/\text{ND}$  随压下量的变化明显, 在压下量 70% 时达到极小值, 在压下量 80% 处达到极大值。冷轧的  $<110>/\text{RD}$  组织为最高含量组分。

为了研究  $(\text{Ti}+\text{Nb})-\text{IF}$  钢组织演变规律, 上一节对热轧组织进行了测试研究, 本节主要研究不同冷轧压下量下组织的发展。实验选取 S6 钢中卷取温度为 720°C 的 C15 热轧板, 经 75%、80%、85% 和 90% 不同的冷轧总压下量冷轧后, 研究冷轧压下量对组织的影响。表 6.2 所示为定量分析结果。图 6.2 所示为  $\varphi_2$  等于  $45^\circ$  的 ODF 截面图和  $\gamma$  取向线上组织密度分布。

表 6.2 不同压下量下各组织的定量分析结果 (%)

冷轧压下量/%	$\{111\}$ 组织/%	$\{100\}$ 组织/%	Goss 组织/%	$\{111\}/\{100\}$
75	15.52	6.88	4.04	2.26
80	16.20	6.59	3.64	2.46
85	16.28	6.61	3.63	2.46
90	15.35	8.12	3.87	1.89



图 6.2 冷轧板  $\varphi_2=45^\circ$  ODF 截面图和  $\gamma$  取向线织构分布

- (a) 75%压下量下 ODF 图 (b) 85%压下量下 ODF 图 (c) 90%压下量下 ODF 图  
 (d) 不同冷轧压下量下  $\gamma$  取向线织构分布

从表 6.2 可以看出, 当冷轧压下量达到 75% 时, {111} 织构组分含量占有绝对的主导, 达到 15.52%, 并且随着冷轧压下量的增大而增加, 直到冷轧压下量达到 85%, 但是增加的幅度逐渐减慢, 而 {100} 织构组分含量在冷轧压下量 75%~85% 基本保持稳定。当冷轧压下量达到 90% 时, {111} 织构组分含量开始下降, 同时 {100} 织构组分含量有一定程度的增加。因此, {111}/{100} 的比值在冷轧压下量 75%~85% 之间, 随着压下量的增大而略有增加, 并趋于稳定在 2.46, 但是, 当冷轧压下量达到 90% 时, {111}/{100} 的比值开始迅速下降到 1.89。这些与张倩、Pero-Sanz J 和蒋奇武等人的研究结果有异同。

同时从图 6.2 (a)、(b) 和 (c) 可以看出, 织构最强点并不是在  $\gamma$  取向线上, 而是在  $\alpha$  取向线上的 {112}<110> 织构附近, 并且随着冷轧压下量的增大而不断增强, 从

75%压下量时的 8.6 级增大到 90%压下量时的 12.1 级。另外，从 ODF 图上还可以看出，75%以上的压下量的冷轧钢板中存在着一定强度的旋转立方织构，大约在 4.0 级左右，强度保持稳定。从图 6.2 (d) 可以看出，当冷轧压下量达到 75%以上时， $\gamma$  纤维织构就很强烈，并不随冷轧压下量的增大而增强，而是保持在相当高的强度，而且在  $\gamma$  取向线上织构密度分布趋势保持不变，即从  $\{111\}<110>$  到  $\{111\}<112>$  逐渐增强，最强点在  $\{111\}<112>$  附近，最高达到 8.6 级左右。

### 6.3 模拟连续退火试样织构分析

#### 6.3.1 退火试样 EBSD 织构分析

##### 6.3.1.1 不同冷轧压下量退火试样的 EBSD 实验结果分析

选取了 S6 钢中的 C16 热轧板，经不同冷轧压下量冷轧后，在 870°C 退火，退火保温时间 80s，使用 EBSD 分析方法研究冷轧压下量对退火板织构的影响。

EBSD 实验条件是试样在放大 400 倍下，选取  $90 \times 90 \mu\text{m}$  的区域，步长为  $2.5 \mu\text{m}$ ，进行扫描。退火板中主要织构含量如表 6.3 和 6.4 所示。图 6.3 所示为试样的彩色晶粒图，图 6.4 所示为试样的  $\{111\}$  极图。

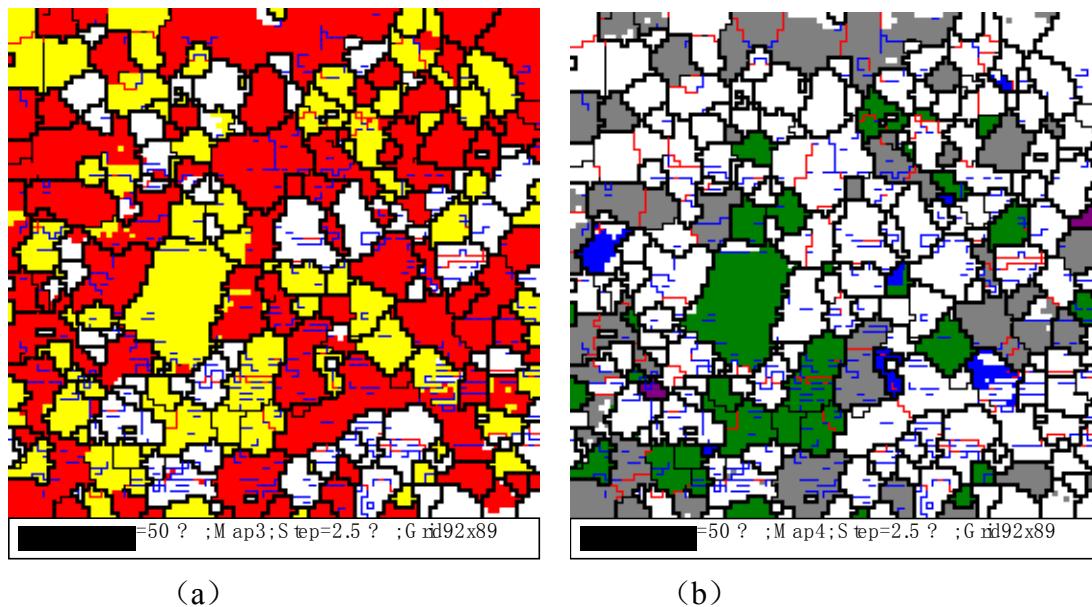
表 6.3 不同冷轧压下量下退火板  $\gamma$  织构和  $\alpha$  织构含量 (%)

冷轧压下量/%	$r$ 值	$\gamma$ 织构 (红)	$\alpha$ 织构 (黄)	$\gamma/\alpha$
75	1.80	73.3	30.5	2.403
80	1.97	77.7	31.5	2.467
85	2.05	83.3	33.0	2.524
90	1.56	72.4	30.1	2.405

表 6.4 不同冷轧压下量下退火板中主要织构含量 (%)

冷轧压下量/%	$r$ 值	$\{111\}<110>$ (绿)	$\{111\}<112>$ (灰)	$\{100\}<110>$ (紫)	$\{112\}<110>$ (蓝)
75	1.80	13.8	22.1	0.35	3.07
80	1.97	11.0	18.0	1.05	7.27
85	2.05	23.6	16.0	0	3.6
90	1.56	7.98	20.6	1.89	3.68

从表 6.3, 图 6.3 (a)、(c) 和 (e) 可以看出, 在同样的退火条件下, 随着冷轧压下量的增大,  $r$  值不断上升, 直到 85% 达到最大值, 到 90%,  $r$  值剧降, 但是从显微组织分析可以看出, 随着冷轧压下量的增大,  $\gamma$  组织含量不断上升, 到冷轧压下量达到 85% 时达到最大值, 到 90% 时,  $\gamma$  组织含量有所降低, 这与  $r$  值的变化规律一致, 同时  $\gamma/\alpha$  变化规律与  $r$  值也是基本一致的, 只是在 90% 压下量时, 测量的  $r$  值过低, 因为从显微组织分析可以看出, 在 90%, 其  $\gamma$  组织和  $\gamma/\alpha$  与 75% 时相比略低, 那么, 其  $r$  值应该与之相差不大, 造成测量  $r$  值偏低的原因可能是 90% 压下量时试样太薄。从表 6.4 和图 6.3 (b)、(d) 和 (f) 可以看出, 构成  $\gamma$  纤维组织的  $\{111\}<110>$  和  $\{111\}<112>$  都很强, 其中  $\{111\}<112>$  组织更是占主导。在 85% 压下量以下时旋转立方组织非常弱, 几乎没有, 但是在 90% 压下量时旋转立方组织有所增加, 另外, 存在一定量的  $\{112\}<110>$  组织。



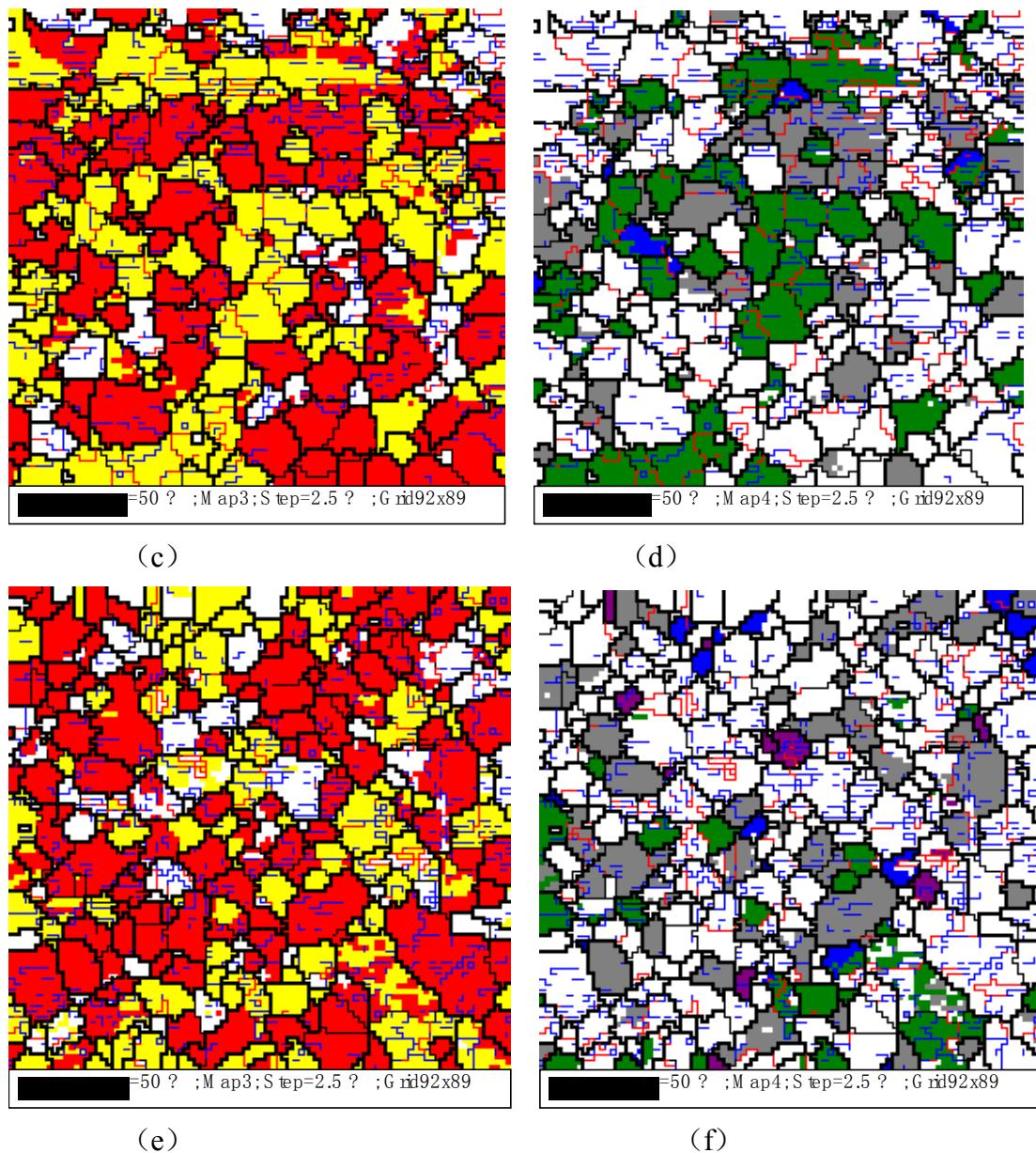


图 6.3 试样的彩色晶粒图

(a)、(b) 分别是 75% 压下量的  $\gamma$  和  $\alpha$  织构、四种主要织构晶粒图 (c)、  
(d) 分别是 85% 压下量的  $\gamma$  和  $\alpha$  织构、四种主要织构晶粒图 (e)、(f) 分别是  
90% 压下量的  $\gamma$  和  $\alpha$  织构、四种主要织构晶粒图

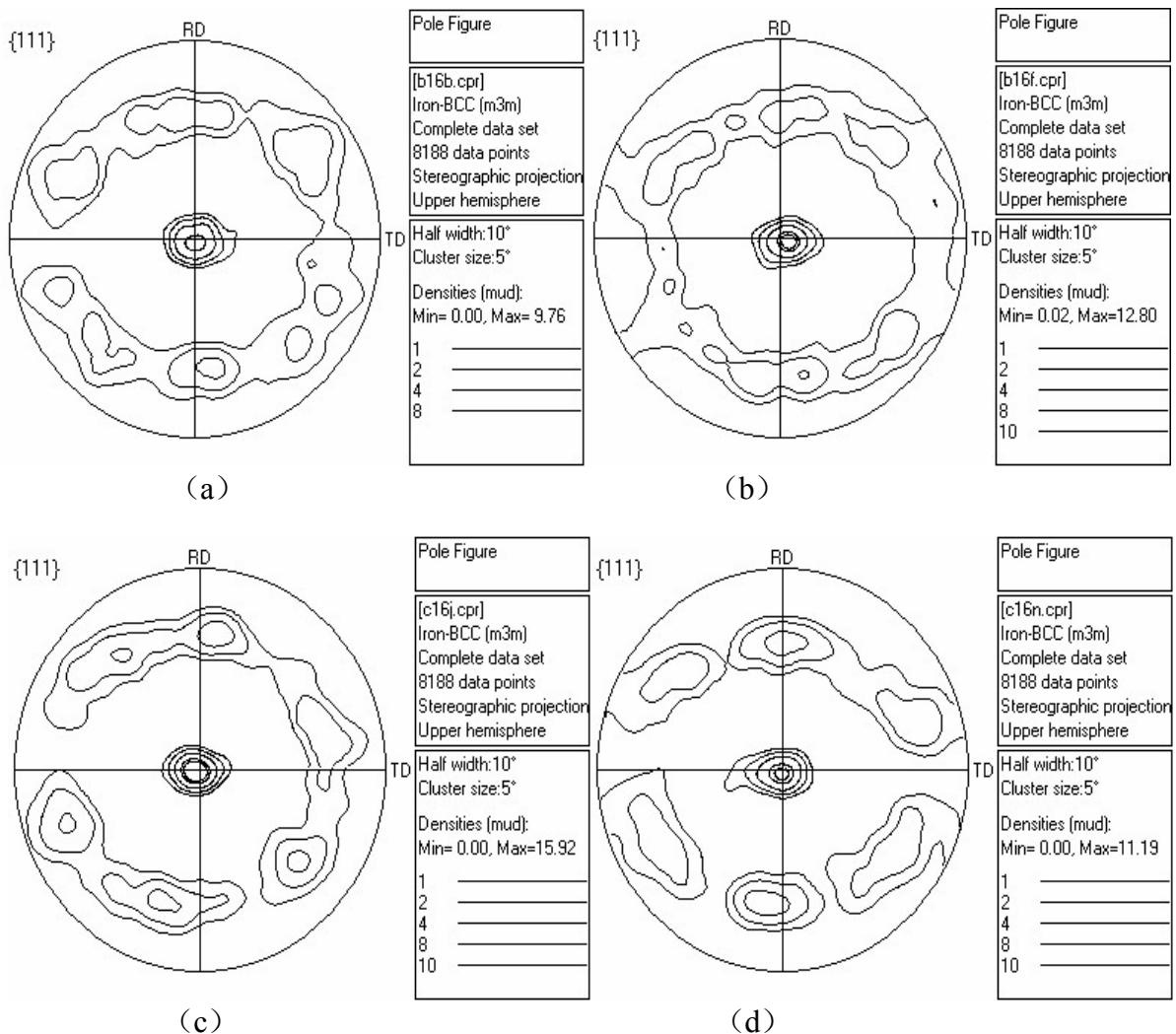


图 6.4 各试样的{111}极图

(a) 75%压下量 (b) 80%压下量 (c) 85%压下量 (d) 90%压下量

从图 6.4 可以看出, 随着冷轧压下量的增大, {111}织构强度不断增强, 到 85% 时, {111}织构密度达到最大值 15.92 级, 到 90% 时, {111}织构强度有所下降, 但是仍然具有很高的极密度, 11.19 级, 这也同样说明测量的 90% 冷轧压下量的  $r$  值存在较大的误差, 同时, 从{111}极图可以明显地看出, 虽然{111}织构非常强, 但是同样存在一定强度的其他类型的织构。

### 6.3.1.2 不同退火温度试样的 EBSD 实验结果分析

选取了 S4 钢中的 B14 热轧板, 经 80%冷轧压下量冷轧后, 在不同的退火温度下保温 100s, 使用 EBSD 分析方法研究退火温度对退火板组织的影响。

EBSD 实验条件是试样在放大 400 倍下, 选取  $90 \times 90 \mu\text{m}$  的区域, 步长为  $2.5 \mu\text{m}$ , 进行扫描。退火板中主要组织含量如表 6.5 和 6.6 所示。图 6.5 所示为试样的彩色晶粒图, 图 6.6 所示为试样的 $\{111\}$ 极图。

表 6.5 不同冷轧压下量下退火板  $\gamma$  组织和  $\alpha$  组织含量 (%)

退火温度/°C	$r$ 值	$\gamma$ 组织 (红)	$\alpha$ 组织 (黄)	$\gamma/\alpha$
810	1.53	72.0	30.3	2.376
830	1.83	73.2	31.2	2.346
850	2.06	70.2	32.9	2.134
870	2.07	77.2	32.6	2.368

表 6.6 不同冷轧压下量下退火板中主要组织含量 (%)

退火温度/°C	$r$ 值	$\{111\}<110>$ (绿)	$\{111\}<112>$ (灰)	$\{100\}<110>$ (紫)	$\{112\}<110>$ (蓝)
810	1.53	7.28	17.3	0.62	3.96
830	1.83	13.9	18.4	0.07	4.08
850	2.06	14.2	19.9	0.15	4.34
870	2.07	8.54	21.7	1.32	3.67

在退火温度低于  $850^{\circ}\text{C}$  时, 随着冷轧退火温度的不断上升,  $r$  值不断上升, 当退火温度在  $850^{\circ}\text{C}$  以上时,  $r$  值基本稳定在较高的水平。从表 6.5 和图 6.5 的 (a) (c) 可以看出, 退火温度从  $810^{\circ}\text{C}$  到  $870^{\circ}\text{C}$  变化, 其  $\gamma$  组织、 $\alpha$  组织以及  $\gamma/\alpha$  变化不显著, 其  $\gamma$  组织和  $\gamma/\alpha$  变化规律与  $r$  值不一致, 造成这种结果是很正常的, 因为 EBSD 实验测量的是一个很小区域的晶粒取向分布, 而  $r$  值反映的是材料的宏观性能, 只有所选区域足够大, 才能很好的与材料实际宏观性能对应。从表 6.6 和图 6.5 (b) (d) 可以看

出, 构成  $\gamma$  纤维织构的  $\{111\}<110>$  和  $\{111\}<112>$  都很强, 其中  $\{111\}<112>$  织构更是占主导, 并且随着退火温度的上升而增强。存在一定量的  $\{112\}<110>$  织构。

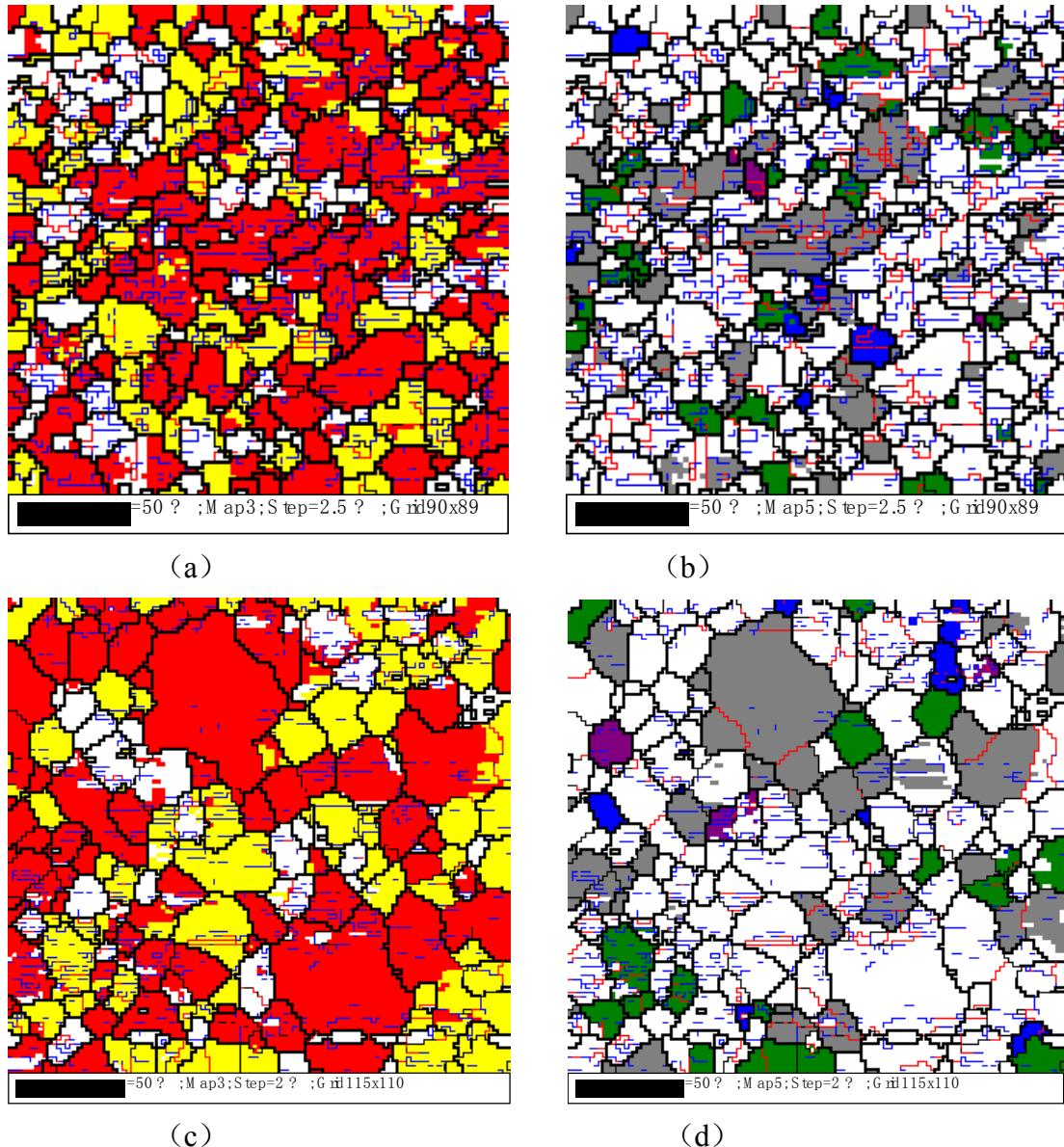


图 6.5 不同退火温度试样的彩色晶粒图

(a)、(b) 分别是 810°C 退火的  $\gamma$  和  $\alpha$  织构、四种主要织构晶粒图 (c)、(d) 分别是 870°C 退火的  $\gamma$  和  $\alpha$  织构、四种主要织构晶粒图

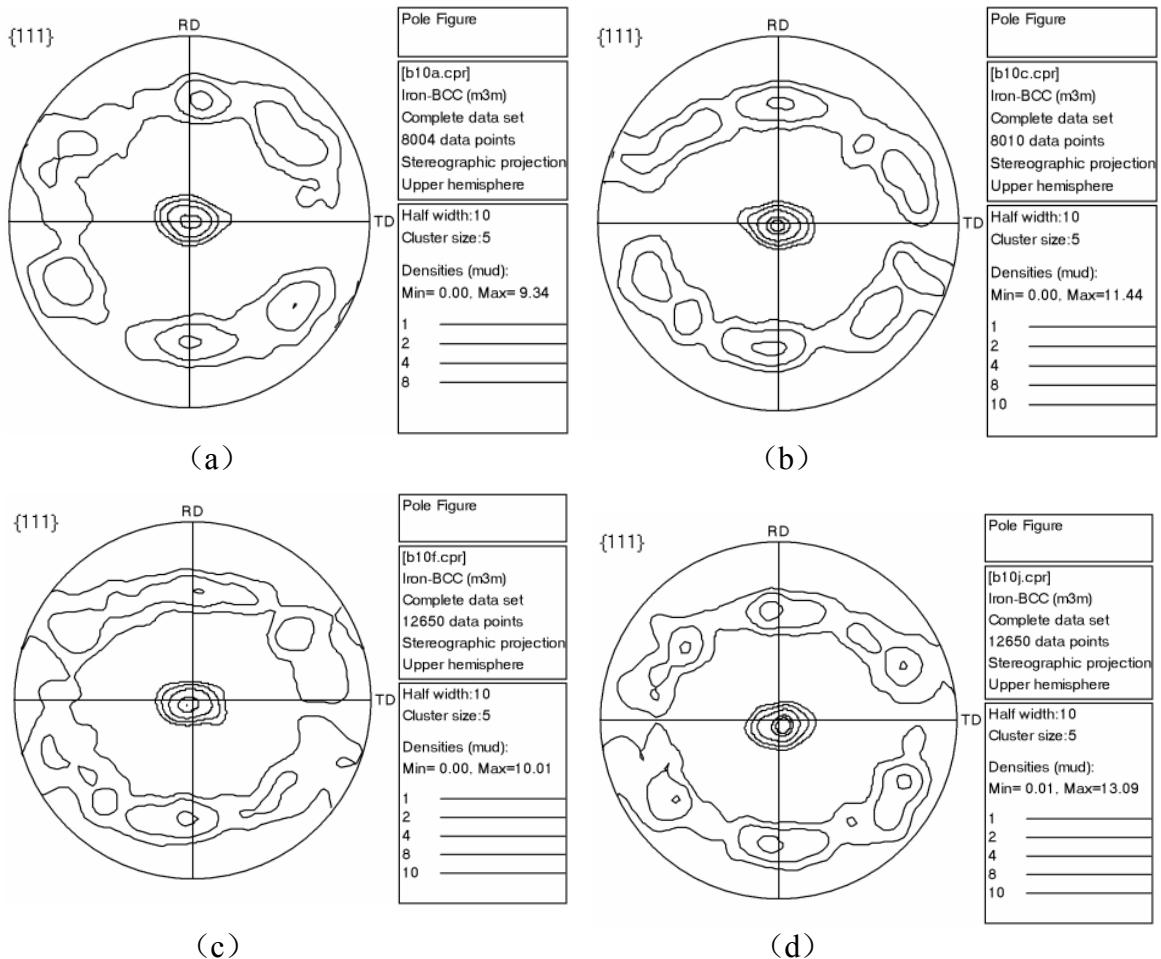


图 6.6 不同退火温度试样的{111}极图

(a) 810°C退火 (b) 830°C退火 (c) 850°C退火 (d) 870°C退火

从图 6.6 可以看出，总体趋势是随着退火温度的上升，{111}织构强度不断增强，但是当退火温度达到 830°C 时达到 11.44 级，退火温度在 830°C 以上时，{111}织构强度变化不显著，基本稳定在较高的水平，同时，存在一定强度的其他类型的织构。

### 6.3.2 退火试样 XRD 织构分析

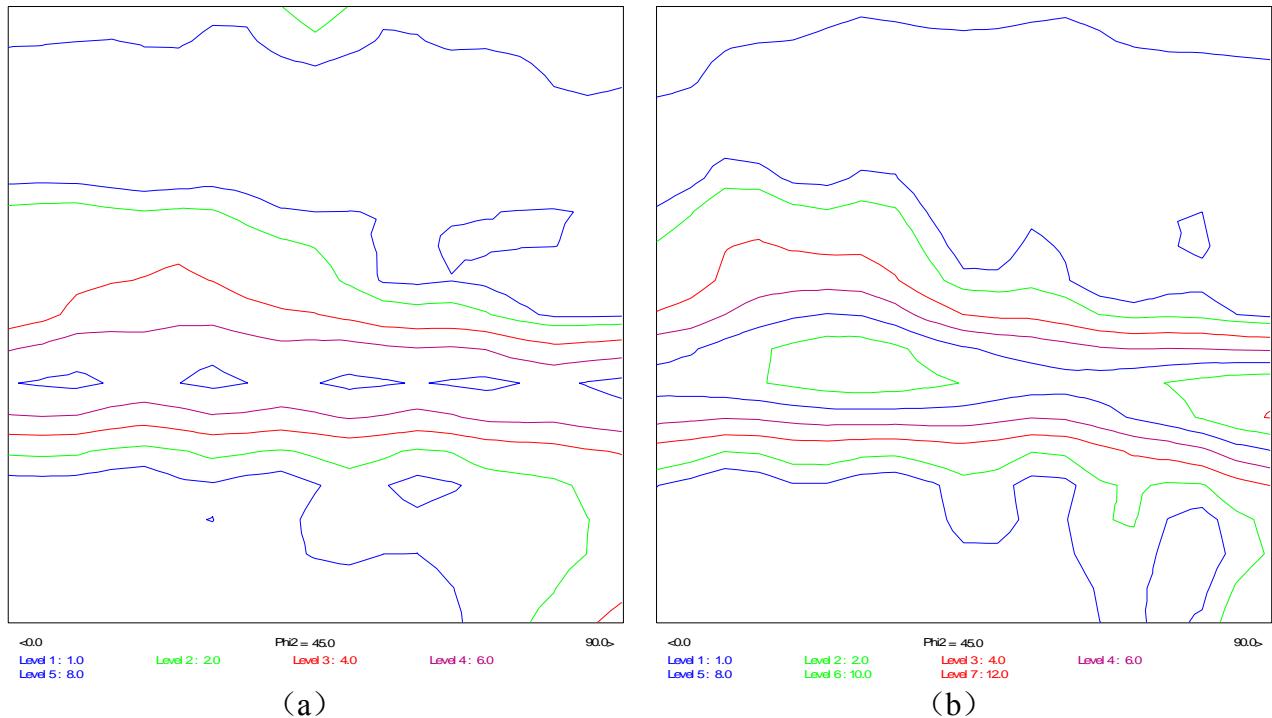
#### 6.3.2.1 不同冷轧压下量退火试样的 XRD 织构实验结果分析

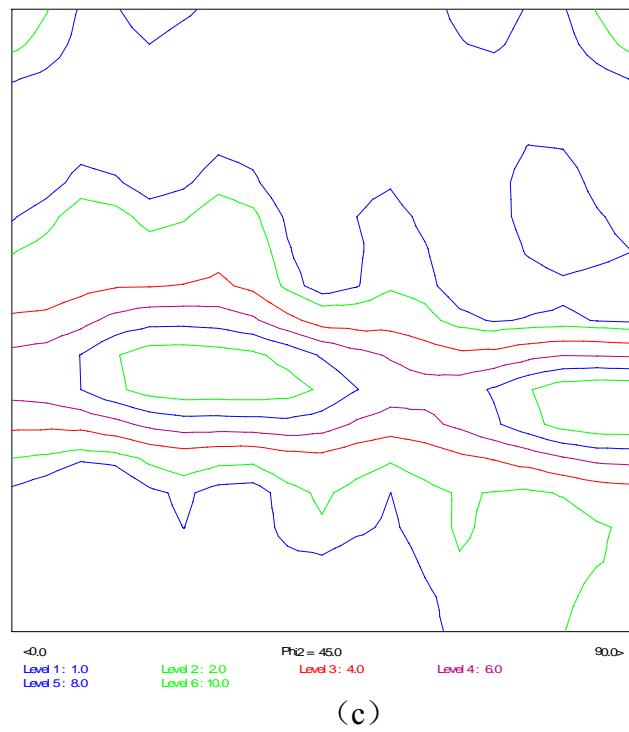
为了研究 (Ti+Nb) -IF 钢织构演变规律，研究不同冷轧压下量下，同一退火条件下织构的变化是很必要的，因此，选取了卷取温度为 720°C 的 C17 热轧板，经 75%、80%、85% 和 90% 不同的冷轧总压下量冷轧后，在模拟连续退火温度 870°C 下保温 80s 退

火, 使用XRD测量其织构。定量计算结果见表 6.7 所示, 图 6.7 所示的是不同压下量下的 $\varphi_2=45^\circ$  ODF截面图和 $\gamma$ 取向线织构分布。

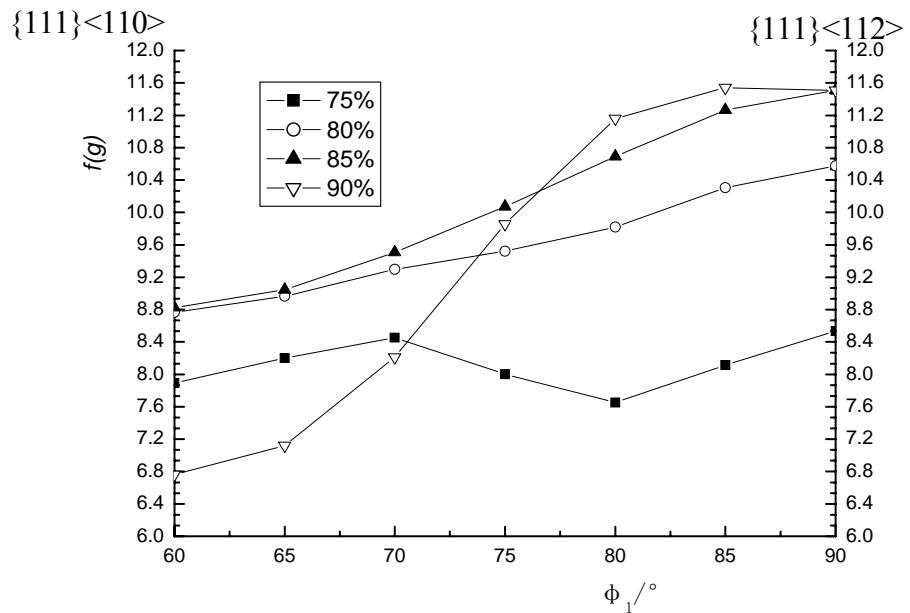
表 6.7 不同压下量下退火板织构定量分析结果

冷轧压下量/%	$r$ 值	$\{111\}$ 织构/%	$\{100\}$ 织构/%	Goss 织构/%	$\{111\}/\{100\}$
75	1.86	16.19	3.15	4.63	5.14
80	1.96	19.33	3.10	4.15	6.24
85	2.07	20.56	2.67	4.06	7.70
90	1.82	19.20	2.57	4.17	7.47





(c)



(d)

图 6.7 冷轧退火板  $\phi_2 = 45^\circ$  ODF 截面图和  $\gamma$  取向线织构密度分布  
 (a) 75% 压下量下 ODF 图 (b) 85% 压下量下 ODF 图 (c) 90% 压下量下 ODF 图  
 (d) 不同冷轧压下量下  $\gamma$  取向线织构密度分布

随着冷轧压下量的增大，在870℃高温模拟连续退火条件下，随着冷轧压下量的增大， $r$ 值不断上升，直到冷轧压下量达到85%时达到最大值2.07。从表6.7织构定量分析结果可以看出，在冷轧压下量85%以前，{111}织构占有率和{111}/{100}的比值与 $r$ 值的变化规律一致，即在大于75%的冷轧压下量时，随着冷轧压下量的增大而不断上升，在85%时达到最大值，并在90%时，开始有所下降。

从图6.7中(a) (b) (c)可以看出，经75%以上的冷轧压下量冷轧后的退火板具有强烈的 $\gamma$ 纤维织构和弱的Goss织构，并随着冷轧压下量的增大， $\gamma$ 纤维织构不断增强，直到冷轧压下量达到85%，而在90%的冷轧压下量下的退火板，ODF图出现了明显的不同，那就是其具有一定强度的旋转立方织构。从图5.6(d)可以看出，在75%的冷轧压下量下， $\gamma$ 取向线上织构密度均匀，大约在8.0级左右，强点在{111}<110>和{111}<112>上，当冷轧压下量增大时，在 $\gamma$ 取向线上，{111}<110>织构密度变化不大，但是{111}<112>织构密度却随着冷轧压下量的增大而不断的增强，从8.6级一直增强到11.6级，尤其在90%的冷轧压下量时更为明显，在 $\gamma$ 取向线上，织构密度从{111}<110>织构的6.8级增强到{111}<112>织构的11.6级。

### 6.3.2.2 不同退火温度试样的XRD织构实验结果分析

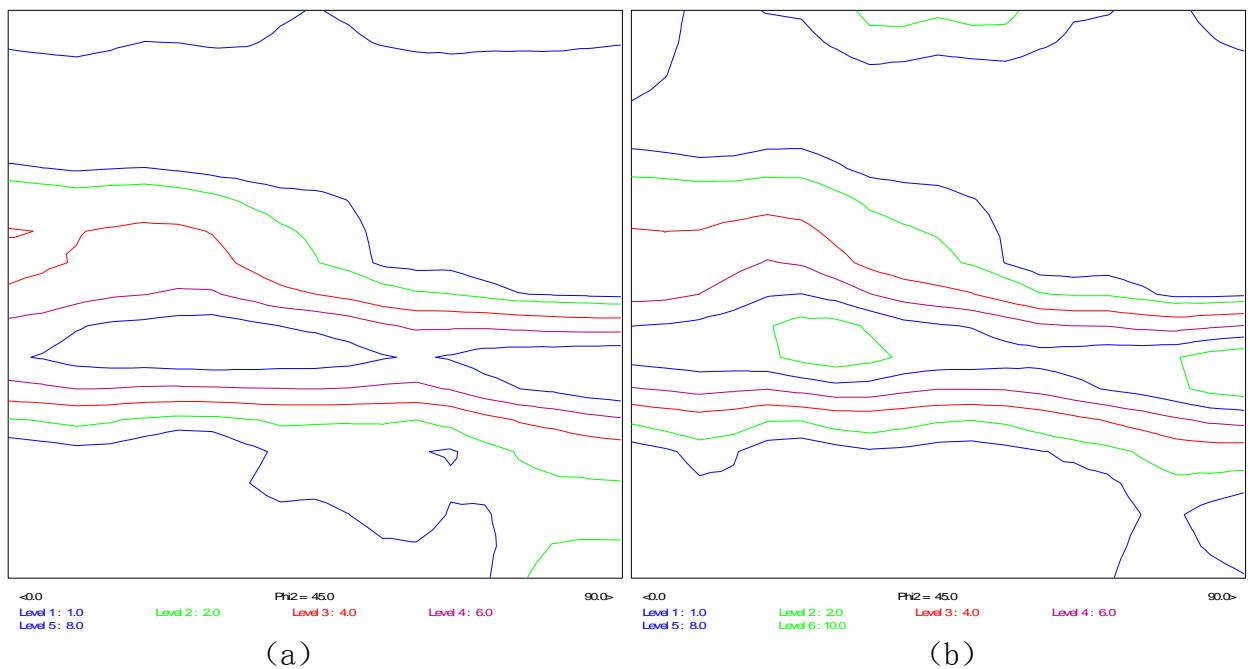
为了研究(Ti+Nb)-IF钢织构演变规律，前面已经对热轧织构，冷轧织构以及冷轧压下量对退火织构的影响进行了测试研究，本节主要研究退火温度对织构的影响规律。

选取了S3钢中B14热轧板经80%冷轧压下量冷轧后，在810℃、830℃、850℃、870℃和890℃模拟连续退火，退火保温时间为80s，使用XRD测量其织构。表6.8所示为定量分析结果。图6.8所示为 $\phi_2$ 等于45°的ODF截面图和 $\gamma$ 取向线上织构密度分布。

从表6.8可以看出，随退火温度的上升， $r$ 值不断上升，尤其是退火温度低于850℃时，上升十分明显，当温度达到850℃后，趋于缓和，织构定量分析结果表明，随退火温度的上升，{111}织构含量不断上升，850℃以前上升幅度较大，850℃以上趋向缓和，而与之相反，{100}织构含量随退火温度的上升不断下降，但是总体变化幅度不大，因此，{111}/{100}的比值随着退火温度的上升不断上升，尤其是在830℃到850℃之间，上升幅度最大，到870℃达到最大值，890℃开始略有下降，可以看出{111}/{100}的比值与 $r$ 值的变化规律基本一致。

表6.8 不同退火温度下模拟连续退火板织构定量分析结果

退火温度/°C	r 值	{111}织构/%	{100}织构/%	Goss 织构/%	{111}/{100}
810	1.74	17.83	2.97	4.22	6.00
830	1.79	18.64	2.96	3.88	6.30
850	1.97	19.86	2.88	3.72	6.90
870	1.99	20.76	2.87	3.78	7.23
890	1.95	19.80	2.83	4.20	7.00



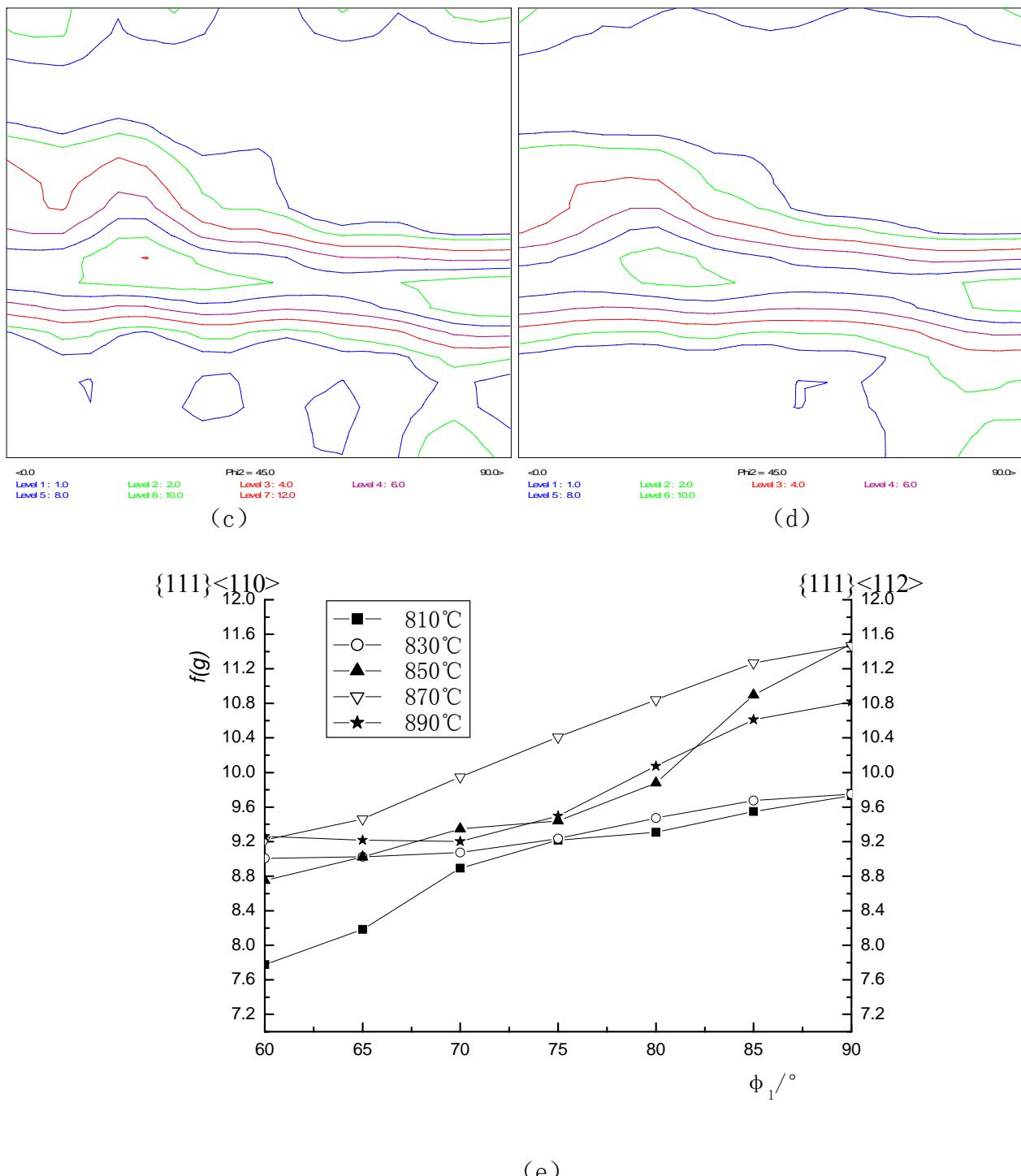


图 6.8 不同退火温度下退火板  $\phi_2=45^\circ$  ODF 截面图和  $\gamma$  取向线织构分布

(a) 810°C

(b) 850°C

(c) 870°C

(d) 890°C

(e) 不同退火温度下  $\gamma$  取向线织构分布

从图 6.8 (a) (b) (c) (d) 可以看出, 在 810°C 以上的高温模拟连续退火后, 钢板具有完整的强烈的  $\gamma$  纤维织构, 强点在  $\{111\}<112>$  上, 并且随着退火温度的升高,  $\gamma$  纤维织构不断增强, 到 850°C 以前增加强度显著, 到 870°C 达到最大值, 温度上升到 890°C 时,  $\gamma$  纤维织构强度相对 870°C 时略有减弱。从图 5.13 (e) 可以看出, 在  $\gamma$  取向线上, 从  $\{111\}<110>$  织构到  $\{111\}<112>$  织构都很强烈, 并且不断增强, 其中  $\{111\}<110>$  织构受退火温度影响不明显, 密度保持在 9.0 级左右, 而  $\{111\}<112>$  织构则相反, 密度从 810°C 时的 9.7 级上升到 870°C 时的 11.5 级。在 830°C 以下退火时,  $\gamma$  取向线上织构强度相对比较平均,  $\{111\}<112>$  织构主导优势不显著, 但是当退火温度达到 850°C 以上时,  $\gamma$  取向线上织构, 从  $\{111\}<110>$  织构到  $\{111\}<112>$  织构强度剧烈增强,  $\{111\}<112>$  织构占主导的优势十分显著, 在 870°C 时,  $\{111\}<112>$  织构密度达到 11.5 级, 但是, 当退火温度高到 890°C 时,  $\{111\}<112>$  织构密度有所下降。

#### 6.4 IF 钢织构形成机理分析

NAGATAKI 和 HOSOYA<sup>[40]</sup> 的研究结果表明: IF 钢的再结晶对冷轧  $\gamma$  和  $\alpha$  纤维织构都具有“遗传性”。由于 IF 钢中具有强化晶界作用的原子被清除, 使晶界强度降低, 因此在  $\{111\}<112>$  变形基体中变形带减少, 而这些变形带正是  $<110>/\text{ND}$  取向晶粒的形核位置, 最终在基体中形成以  $\{111\}<112>$  为主的织构组分。

张倩等<sup>[62]</sup> 人对 IF 钢冷轧退火织构的研究结果是, 冷轧时织构由强的  $\alpha - <110>/\text{RD}$  纤维织构和弱的  $\gamma - <111>/\text{ND}$  纤维织构组成, 退火后冷轧织构  $\{100\}<011>$  降低,  $\{112\}<110>$  转变为  $\{111\}<112>$  和  $\{554\}<225>$ , 退火后形成强的  $\gamma - <111>/\text{ND}$  纤维织构。并认为 IF 钢再结晶织构的形成兼有“定向形核”与“定向长大”机制。

而 Pero-Sanz J 等<sup>[61]</sup> 人对 IF 钢冷轧退火织构的研究表明, 退火过程中  $\{111\}$  织构组分大幅度增加, 这是由于 IF 钢 C 含量极低, 没有可供随机形核的渗碳体, 从而使随机形核的铁速体晶粒减少。

蒋奇武等<sup>[63]</sup> 人冷轧退火 IF 钢织构的定量研究结果为, 冷轧和退火织构演变主要发生在  $\{111\}/\text{ND}$ 、 $<110>/\text{RD}$ 、 $\{100\}/\text{ND}$ 、 $<112>/\text{RD}$  组分之间, 退火时,  $<110>/\text{RD}$  组分一部分转化为  $\{111\}/\text{ND}$ , 一部分转化为  $<112>/\text{RD}$ 。

比较表 6.1、6.2、6.7 可以看出, 热轧时,  $\{111\}$  织构含量为 9.18%,  $\{100\}$  织构含量为 3.70%,  $\{111\}/\{100\}$  为 2.48, 冷轧压下量在 70% 以上时,  $\{111\}$  织构含量迅速上升到 15.52% 以上, 且冷轧压下量对其含量影响不大, 而冷轧  $\{100\}$  织构含量也相对热轧上升到 6.50 以上, 并且, 在冷轧压下量低于 90% 时, 含量保持稳定, 但是在 90% 的冷轧压

下量时，其有一定幅度的增加。退火以后， $\{111\}$ 织构含量进一步增加，同时 $\{100\}$ 织构含量则减少，并且 $\{111\}$ 织构含量增加的量与 $\{100\}$ 织构含量减少的量大致相当。

实验钢热轧织构较漫散，影响热轧织构的因素较多，首先，轧制变形使晶粒沿某些方向滑移和转动形成变形织构，其次，热轧时发生动态再结晶以及 $\gamma-\alpha$ 固态相变，使晶粒取向进一步变化，因此热轧织构比较紊乱。

影响冷轧形边织构的主要因素是冷轧变形量，冷变形时晶粒沿着某些特定的滑移系滑移并转动，不断在取向空间的稳定取向上聚集。对于 IF 钢，大压下量冷轧变形后，漫散的 $\{110\}$ 织构逐渐向 $\{111\}$ 、 $\{112\}$ 和 $\{100\}$ 转动，故形成稳定的取向 $\alpha$ 纤维织构和 $\gamma$ 纤维织构。

退火织构的形成和退火工艺有关，本实验是高温模拟连续退火条件下完成再结晶，大的冷轧变形量使组织中产生了大的形变储存能，为连续退火再结晶提供了前提，不同取向晶粒储存能的大小顺序为 $\{110\} > \{111\} > \{112\} > \{100\}$ ，则 $\{110\}$ 和 $\{111\}$ 取向的晶粒有望优先形核，又由于冷轧组织中的 $\{110\}$ 晶粒少， $\{111\}$ 晶粒较多，因此，再结晶时 $\{111\}$ 晶粒优先形核，并消耗相同取向的变形区域和吞并其他取向晶粒而长大，由于冷轧织构中已经形成较强的 $\gamma$ 纤维织构，在退火再结晶过程中能够继续发展，从而使退火再结晶时形成强烈的 $\gamma$ 纤维织构<sup>[62,64]</sup>。由上述的分析可知，IF钢再结晶织构的形成兼有“定向形核”和“定向长大”机制，其中主要的为“定向形核”机制，尤其是在冷轧压下量相对较低时。

而从表 6.8 可以看出，退火温度在 810℃时，就能获得高于冷轧态的 $\{111\}$ 织构含量，和低于冷轧态的 $\{100\}$ 织构含量。退火温度低于 850℃时，随退火温度的上升， $\{111\}$ 织构含量不断上升，850℃以上时趋向缓和，而与之相反， $\{100\}$ 织构含量随退火温度的上升不断下降，但是总体变化幅度不大。实验钢在 810℃退火时，就能够获得 1.70 以上的 $r$  值，并随着退火温度上升， $r$  值上升的空间不大，这也说明再结晶过程中起主导作用的是“定向形核”机制。本实验是在盐浴炉中固定保温时间为 80s，在相对较低的退火温度时，再结晶完成的时间相对较长，这样就造成完成再结晶后，晶粒长大的时间相对要短，因此随着退火稳定的上升， $\{111\}$ 能够进一步增强，使 $r$  值有所提高，这也是“定向长大”机制引起的。当退火温度高到一定时， $r$  值保持稳定，完成再结晶后，再结晶晶粒长大较慢，这也同时说明，在高温连续退火条件下，“定向长大”机制影响有限。

## 6.5 本章小结

XRD 织构分析实验结果表明：超低碳 (Ti+Nb) –IF 经奥氏体区热轧后，织构较漫散，具有弱的  $\{111\}$  织构和比例相当的 ( $\{100\}$  + 高斯织构)。经 75% 以上压下率冷轧后， $\{111\}$  和  $\{100\}$  织构组分均增加，且增加的幅度相当， $\gamma$  纤维织构较强烈，但织构最强点在  $\alpha$  取向线上的  $\{112\}<110>$  织构附近。模拟连续退火后， $\{111\}$  织构组分进一步加强，同时  $\{100\}$  织构组分大幅减弱。退火板具有强烈的  $\gamma$  纤维织构，织构最强点在构成  $\gamma$  取向线上的  $\{111\}<112>$  上。

EBSD 织构分析结果表明，75% 以上大压下量冷轧退火板，具有强烈的  $\gamma$  纤维织构，构成  $\gamma$  纤维织构主要为  $\{111\}<110>$  和  $\{111\}<112>$ ，其中  $\{111\}<112>$  占主导。

超低碳 (Ti+Nb) –IF 钢再结晶织构形成机制兼有“定向形核”和“定向长大”机制，其中主要的为“定向形核”机制。

## 7 首钢生产 IF 钢的工艺方案

根据实验所得结果, 结合首钢的设备水平, 确定首钢生产超低碳 (Ti+Nb) - IF 钢的化学成分和工艺要点。

(1) 化学成分如表 7.1 所示,

表 7.1 首钢超低碳 (Ti+Nb) - IF 钢的化学成分 (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Als	N	Nb	Ti
范围	$\leq 0.005$	$< 0.03$	$< 0.20$	$\leq 0.015$	$\leq 0.010$	0.015~0.070	$\leq 0.004$	0.008~0.015	0.04~0.09
目标值	$\leq 0.004$	$< 0.02$	0.15	$\leq 0.010$	$\leq 0.008$	0.035	$\leq 0.003$	0.01	0.055

(2) 工艺要点

板坯出炉温度:  $1200 \pm 20^\circ\text{C}$ ;

R1 开轧温度:  $1150 \pm 30^\circ\text{C}$ ;

F6 终轧温度:  $910 \pm 20^\circ\text{C}$ ;

冷却模式: 层流前段冷却

卷曲温度:  $680 \pm 20^\circ\text{C}$ ;

冷轧总压下量: 80%;

退火温度:  $830 \sim 870^\circ\text{C}$ ;

退火保温时间: 70~90s。

## 结 论

通过冶炼、热轧、冷轧、模拟连续退火、力学性能测试及织构测量分析等实验, 研究了化学成分及工艺参数对超低碳 (Ti+Nb) -IF 钢组织和性能的影响规律, 特别是对深冲性能的影响。并对其织构演变发展进行了分析研究。得出以下主要结论:

(1) 超低碳 (Ti+Nb) -IF 钢, 在  $Ti/(C+N+S)$  (at%) 较低时 ( $\leq 1.0$ ) 时, 冷轧退火板屈服强度极高, 达到 220 MPa, 抗拉强度为 310 MPa 左右, 而  $Ti/(C+N+S)$  (at%) 在 2.20 左右时, 抗拉强度降低并稳定到 130 MPa 左右, 屈服强度上升并稳定在 325 MPa 左右。在  $Ti/(C+N+S)$  (at%) 为 2.20 左右, Nb 含量为 0.001~0.010% 时, 随着 Nb 含量的增加, 屈服强度降低, 抗拉强度增加, 屈强比减小,  $r$  值和  $n$  值影响不大, 具有良好的深冲性能。

(2) 热轧工艺参数终轧温度、冷却方式和卷取温度对热轧组织均有影响, 终轧温度越低, 冷却速度越大, 卷取温度越低, 热轧所得铁速体晶粒越细。而热轧工艺参数对最终性能的影响结果表明, 对于深冲性能  $r$  值, 终轧温度在 900°C 左右时, 获得最佳值, 卷取温度对于深冲性能指标的  $r$  值影响显著, 随着卷取温度的上升,  $r$  值显著提高, 从 640°C 卷取的 1.70 上提高到了 720°C 卷取的 2.0 以上。

(3) 冷轧压下量对深冲性能指标  $r$  值影响显著, 在 850°C 模拟连续退火条件下, 冷轧总压下量达到 75% 时, 退火板即可获得 1.84 以上的高  $r$  值, 并且  $r$  值随着冷轧压下量的增大而不断上升, 到冷轧压下量达到 85% 时,  $r$  值达到 2.10 左右, 当压下量达到 90% 时,  $r$  值开始迅速下降。

(4) 退火温度对超低碳 (Ti+Nb) -IF 钢性能影响较大, 在退火温度高于 870°C 时, 由于 NbC 的溶解, 随着退火温度的提高, 屈服强度增大。退火温度低于 850°C, 深冲性能指标  $r$  值随着退火温度的提高而迅速上升, 850°C 以上时,  $r$  值受退火温度影响不显著,  $r$  值保持在 1.95 左右。在高温模拟连续退火条件下, 保温时间对力学性能影响很小, 保温时间在 60s~120s 之间时,  $r$  值保持在 1.80 以上的水平。

(5) 超低碳 (Ti+Nb) -IF 经奥氏体区热轧后, 织构较漫散, 具有弱的  $\{111\}$  织构和比例相当的 ( $\{100\}$  + 高斯织构)。经 75% 以上压下率冷轧后,  $\{111\}$  和  $\{100\}$  织构组分均增加, 且增加的幅度相当,  $\gamma$  纤维织构较强烈, 但织构最强点在  $a$  取向线上的  $\{112\}<110>$  织构附近。模拟连续退火后,  $\{111\}$  织构组分进一步加强, 同时  $\{100\}$  织构组分大幅减弱。退火板具有强烈的  $\gamma$  纤维织构, 织构最强点在构成  $\gamma$  取向线上的

$\{111\}<112>$ 上。75%以上大压下量冷轧退火板，具有强烈的 $\gamma$ 纤维织构，构成 $\gamma$ 纤维织构主要为 $\{111\}<110>$ 和 $\{111\}<112>$ ，其中 $\{111\}<112>$ 占主导

(7) 超低碳 (Ti+Nb) – IF 钢再结晶织构形成机制兼有“定向形核”和“定向长大”机制，其中主要的为“定向形核”机制。

## 参 考 文 献

- [1] 康永林.现代汽车板的质量控制与成形性.第一版.北京:冶金工业出版社,1999:1~91
- [2] 王鹤.我国汽车工业钢材需求分析和预测.冶金经济与管理,2004,(4):46~48
- [3] 王静,张西征.关于我国汽车工业发展的几点思考.江苏商论,2006:140~141
- [4] 赵海燕、IF 钢合金设计优化和成分及工艺对产品性能影响的研究.硕士学位论文.北京:北京科技大学,98:1~55
- [5] 崔勇.工艺参数对 Ti-IF 钢组织和性能的影响.硕士学位论文.沈阳:东北大学,2003:1~48
- [6] 李艳娇.IF 钢冷轧工艺参数与深冲性能关系研究.硕士学位论文.唐山:河北理工学院,2002:1~12
- [7] 孔冰玉.超深冲冷轧钢板 (IF 钢) 的研制.宝钢技术,1993,(1):39~44
- [8] 马衍伟,王先进.超深冲 IF 钢研究的最新进展.钢铁,1998,33(4):65~68
- [9] 马衍伟,王先进,孔冰玉.宝钢 IF 钢的生产工艺与改进建议.钢铁, 1998,33(6):32~36
- [10] 谢为玉.宝钢汽车钢板的生产现状及其发展设想.宝钢技术, 1996,(6):1~5,36
- [11] 李文彬,官军.深冲钢 (IF 钢) 的研究与发展概况.冶金设备,2005,(3):29~34
- [12] 刘建民.浅析国内汽车钢板生产现状及发展趋势.宝钢技术,1998,(6):1~4,8
- [13] 王利.汽车用高强度 IF 薄板钢.宝钢技术,1997,(1):58~61
- [14] 刘本仁.武钢新产品的开发与核心竞争力的培养.中国冶金,2002,(1):6~10,46
- [15] 吴定房.攀钢 RH 钢水真空处理设备介绍.攀钢技术,1997,(20):4
- [16] 唐诗全.攀钢首轮 IF 钢试验一举成功.攀钢技术,2000,(23):5
- [17] Satoh S,Obara T,Nishida M,Irie T. EFFECTS OF ALLOYING ELEMENTS AND HOT-ROLLING CONDITIONS ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF CONTINUOUS-ANNEALED, EXTRA-LOW-CARBON STEEL SHEET. Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel, Proceedings of a Symposium held at the TMS-AIME Fall Meeting. Warrendale, PA, USA,1985:151~167
- [18] 王作成.冶金因数对超低碳高强度 IF 钢板组织及性能影响的研究, 博士学位论文, 北京: 北京科技大学,1~50
- [19] Yoda R,Tsukatani I,Inoue T. Effect of chemical composition on recrystallization behavior and r-value in Ti-added ultra low carbon sheet steel. ISIJ International,1994,34(1):70~76
- [20] 崔德理,王先进,金山同.超低碳钢的历史与发展.汽车技术,1994,(4):38~46

- [21] 殷宝言,IF 钢的开发.炼钢,1997(2):46~49
- [22] 朱立新,蒋晓放,许春雷.宝钢纯净钢生产技术进展.钢铁,2000,35(11):15~18
- [23] 崔健,郑贻裕,朱立新.宝钢纯净钢生产技术进步.中国冶金,2004(7):1~6
- [24] 崔健,郑贻裕,朱立新.宝钢纯净钢生产技术进步.中国工程科学,2005,7(6):21~26
- [25] 梁志德,徐家桢,王福.织构材料的三维取向分析术——ODF 分析.沈阳: 东北工学院出版社,1986: 72
- [26] Fekete James R ,Strugala Donald C,Yao, Zhicong. Advanced sheet steels for automotive applications.JOM,1992,44(1):17~21
- [27] Gupta I,Bhattacharya D.Metallurgy of Formable Vacuum Degassed Interstitial Free Steels.the TMS Fall Meeting,Indianapolis,Indiana,USA,1989:43~72
- [28] Senum T,Kawasaki K,Texture Formation in Ti-bearing IF Steel Sheets throughout the Rolling and Annealing Processes in Terms of the Influence of Hot Rolling conditions on Deep Drawability.ISIJ International,1994,34(1)51~60
- [29] 鹿岛高弘.铁素体区热轧时的润滑条件对超低碳加 Ti 冷轧钢板  $r$  值及织构的影响.武钢技术, 1992, (8):59~62
- [30] 王昭东,李自刚,何小明等.冷轧压下量对铁素体区热轧 Ti—IF 钢冷轧板的再结晶组织特点何深冲性能的影响.金属学报, 2000,36 (6):613~617
- [31] 王先进,茹铮,马衍伟.我国汽车用钢板的现状和研究进展.钢铁,1998,33(10):68~72
- [32] Cui D L,Wang X J.Obtaining very strong{111}Recrystallization Texture in IF Steel.Int.Forrum for Physical Metallurgy of IF Steels.Tokyo,1994.67~70
- [33] Zuocheng Wang,Xianjin Wang.A new technology to improve the  $r$ -value of interstitial-free (IF) steel sheet.Materials Processing Technology,2001,(113):659~661
- [34] 王先进,石京,崔德理.罩式退火工艺对无间隙原子钢组织和性能德影响.钢铁研究学报, 1999,11(2):34~38
- [35] 叶卫平,陈铁群 .IF 钢罩式退火与连续退火再结晶模拟试验 . 特殊钢,2000,21(5):11~13
- [36] 马衍伟,王先进,李慧琴等.退火工艺对超深冲 Nb+Ti—IF 钢性能的影响.金属热处理学报,1998,19(1):16~20
- [37] 毛卫民,赵新兵.金属的再结晶与晶粒长大. 第一版.北京:冶金工业出版社,1994:154~184
- [38] 杨觉先.金属塑性变形物理基础.第一版.北京:冶金工业出版社,1988:228~232

- [39] Tagashira K, Hutchinson W B, Dillamore I L. The effects of manganese and nitrogen on the development of recrystallization textures in very low carbon steel sheets. *Journal of the Japan Institute of Metals*, 1982, 46(7): 679~86
- [40] Yasunobu NAGATAKI, Yoshihiro HOSOYA. Origin of the Recrystallization Texture Formation in an Interstitial Free Steel. *ISIJ int.* 1996, 36(4): 451~460
- [41] Urabe, Toshiaki, Jonas, J.J. Modeling texture change during recrystallization of an IF steel. *ISIJ Int.* 1994, 34(5): 435~442
- [42] Park Y B, Lee D N, Gottstein G. Evolution of recrystallisation textures from cold rolling textures in interstitial free steel. *Materials Science and Technology*, 1997, 13(4): 289~297
- [43] Atsuki SATOH, Takashi OBARA, Minoru NISHIDA *et al.* Effect of Carbide Forming Elements on the Mechanical Properties of Continuously Annealed Extra-low-carbon Steel Sheets. *Transaction ISIJ*, 1984,
- [44] 国家标准局, GB5027-85, 金属薄板塑性应变比( $r$  值)试验方法, 北京: 1985
- [45] 国家标准局, GB5028-85, 金属薄板拉伸应变硬化指数( $n$  值)试验方法, 北京: 1985
- [46] 张锦刚, 蒋奇武, 刘沿东等. 热轧工艺中加热温度对 IF 钢组织性能的影响. *东北大学学报*, 2005, 26(11): 1066~1069
- [47] 林慧国, 傅代直. 钢的奥氏体转变曲线-原理、测试与应用, 机械工业出版社, 1988(2): 81~127, 244~253, 321~346
- [48] Nagase Y, Suzuki S. On the Decrease of Fatigue Limit Due to Small Pre-strain. *Eng. Mater. Technol. (ASME Trans)*, 1992, 114(3): 317~322
- [49] Lu B T, ZHENG X L. Thermal Activation Model of Endurance Limit. *Metall. Trans.* 1992, 22A(8): 2596~2605
- [50] 程国平, 茹铮, 袁明生. 钛、铌添加量对超深冲 IF 钢板力学性能的影响. *钢铁*, 1999, 34, (5): 47~50
- [51] 关小军, 周家娟, 潘围等. 终轧温度对 Ti+Nb 处理的高强 IF 钢板组织和性能的影响. *特殊钢*, 2000, 21(6): 8~10
- [52] 关小军, 周家娟, 朱学刚. 终轧温度对 Ti+Nb 处理的高强 IF 钢组织的影响. *钢铁研究学报*, (1): 16~19
- [53] 商建辉, 王先进, 蒋冬梅等. 卷取温度对 Ti-IF 钢第二相粒子及晶粒尺寸的影响. *钢铁*, 37(3) 2002: 43~47
- [54] 王先进, 崔德理, 唐狄. 超低碳钢的最新进展. *北京科技大学学报*, 1992, 14(2): 144~150
- [55] 王淑怀. 超深冲 IF 钢的生产技术. *特殊钢*, 1993, 14(1): 1~5

- [56] 李晋霞,刘战英,李艳娇等.冷轧工艺对 IF 钢  $r$  值和  $n$  值的影响.钢铁研究学报,2002,14(1):16~18
- [57] 马衍伟,茹铮,王先进.超深冲 IF 钢的生产工艺及其技术要求.轧钢,1998,(2):6~9,17
- [58] 王先进,关小军.超低碳高强度烘烤硬化钢板的发展.国外钢铁,1993,(5):41~45
- [59] 关小军,王先进,朱学刚等.退火过程 ELC-BH 钢板中 NbC 粒子的变化.钢铁,1995,30(增刊):85~88,116
- [60] Park Y B,Lee D N,Gottstein G.DEVELOPMENT OF TEXTURE INHOMOGENEITY DURING HOT ROLLING IN INTERSTITIAL FREE STEEL.1996,44(8):3421~3427
- [61] Pero-Sanz J,Ruiz-Delgado M,Martinez V,Verdeja J I.Annealing Texture for Drawability:influence of the Degree of cold Rolling Reduction for Low-Carbon and Extra Low-Carbon Ferritic steels.MATERIALS CHARACTERIZATION,1999,43:303~309
- [62] 张倩,何崇智.超深冲无间隙原子钢的组织与成形性.钢铁研究学报,1996,8(增刊):15~19
- [63] 蒋奇武,何长树,刘沿东等.冷轧压下量对 IF 钢板的纤维组织演变影响的定量研究.材料与冶金学报,2003,2(2):137~141
- [64] 王轶农,赵骥,左良等.冷轧 IF (Ti+Nb) 深冲钢板再结晶  $\gamma$  纤维组织的形成机制.佳木斯大学学报,2000,18(3):201~204

## 在学研究成果

在学期间发表的论文

周欢,张宇光,赵爱民.不同热处理工艺及深冷处理对 D2 钢硬度及组织的影响.热加工工艺,2006,35(24):49~51

## 致 谢

本课题项目得到首钢—北科大汽车用钢联合研发中心的帮助，在此深表谢意。

本论文是在赵爱民教授的指导下完成的。在实验期间，赵老师不仅在思路上积极引导，而且更深入实验现场给予精心的指导和帮助，在此致以真诚的谢意。赵老师严谨求实的治学精神、一丝不苟的工作作风、孜孜不倦的教诲、渊博的学识以及博大的胸怀，都给我留下了深刻的印象。无论在求学期间还是在以后的职业生涯中，赵老师的教诲将使我受益匪浅，再次向恩师致以最崇高的敬意。

感谢陈银莉老师给予我无私的帮助。在轧制实验方案设计，退火实验方案拟定以及组织分析中，感谢他的指点迷津和诲人不倦。感谢王建国老师、冯惠平老师、赵征志老师和张丽娟老师创造的良好试验环境和提供的热情帮助。在此向他们表示感谢。

感谢李具仓博士给予本课题的精心指导和无微不至的关怀。我的试验的顺利完成，与他的指点和帮助是分不开的。同时感谢王丽娜、汪淑英、滕涛、张宇光、周孝文等同学的帮助。我们朝夕相处互勉互励。拥有这段快乐的美好时光是我一生的财富。

最后，向参与本论文评阅和答辩的各位专家和老师致以崇高的敬意！还有许许多多给予本人关心和照顾的老师和同学，一并致以真诚的感谢！