

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования  
**«Национальный исследовательский технологический университет  
«МИСиС»  
НОВОТРОИЦКИЙ ФИЛИАЛ**

---

Кафедра металлургических технологий и оборудования

---

**Братковский Е.В., Заводяный А.В., Шаповалов А.Н., Шевченко Е.А.**

## **СПЕЦИАЛЬНЫЕ СТАЛИ**

Учебное пособие

Новотроицк 2019

УДК 669.187  
ББК 34.327  
Б 87

**Рецензенты:**

*Профессор кафедры технологии металлургии и литейных процессов ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», профессор, д.т.н. Столяров А.М.*

*Доцент кафедры электроэнергетики и электротехники Новотроицкого филиала НИТУ «МИСиС», к.т.н. Лицин К.В.*

Братковский Е.В., Заводяный А.В., Шаповалов А.Н., Шевченко Е.А. Специальные стали. Учебное пособие для бакалавров направления подготовки 22.03.02 «Металлургия». – Новотроицк: НФ МИСиС, 2019. – 102 с.

Учебное пособие раскрывает основное содержание дисциплин «Теория и технология переплавных процессов», «Специальные стали» и предназначено для самостоятельного изучения студентами направления подготовки 22.03.02 «Металлургия» теоретических основ электрометаллургического производства специальных сталей. Материалы пособия целесообразно использовать при выполнении курсовых и выпускных квалификационных работ, посвященных разработке технологии выплавки и внепечной обработки специальных сталей, расчётам параметров печей специальной электрометаллургии.

В пособии приведены данные по современным специальным сталям: классификация, химический состав, технология выплавки, основное оборудование, а также свойства и область применения прецизионных сплавов.

Материал учебного пособия подготовлен на основе трудов ведущих специалистов в области технологии сталеплавильных процессов. Пособие составлено в соответствии с требованиями ФГОС ВО и ОС ВО НИТУ «МИСиС» для бакалавров направления подготовки 22.03.02 «Металлургия».

*Рекомендовано Методическим советом НФ НИТУ «МИСиС»*

© Новотроицкий филиал  
ФГАОУ ВО «Национальный  
исследовательский  
технологический университет  
«МИСиС», 2019

## Содержание

1 Область применения специальных сталей и тенденции развития отрасли.....	4
2 Классификация специальных сталей .....	6
2.1 Нержавеющие стали.....	7
2.2 Жаропрочные стали и сплавы .....	10
2.2.1 Аустенитные жаропрочные стали .....	14
2.2.2 Жаропрочные стали с карбидным упрочнением.....	16
2.2.3 Жаропрочные стали с интерметаллидным упрочнением.....	17
2.2.4 Жаропрочные сплавы на основе никеля .....	18
2.2.5 Жаропрочные сплавы на основе кобальта .....	22
2.3 Жаростойкие стали и сплавы .....	23
2.3.1 Ферритные хромистые и хромоалюминиевые стали .....	29
2.3.2 Мартенситные хромосилицистые стали .....	30
2.3.3 Аустенитные стали и сплавы .....	32
2.4 Теплостойкие стали.....	34
2.4.1 Углеродистые и низколегированные стали .....	34
2.4.2 Хромистые стали мартенситного и мартенситно-ферритного классов .....	36
2.5 Инструментальные быстрорежущие стали.....	39
2.6 Конструкционные износостойкие стали .....	40
2.7 Мартенситно-стареющие стали .....	41
2.8 Подшипниковые стали.....	42
2.9 Пружинные стали.....	44
2.10 Высокопрочные стали.....	45
2.11 Рельсовые стали .....	46
3 Прецизионные стали и сплавы .....	48
3.1 Магнитно-мягкие сплавы .....	48
3.2 Магнитотвёрдые материалы .....	49
3.3 Сплавы с заданным коэффициентом термического расширения.....	50
3.4 Сплавы с особыми упругими свойствами .....	53
3.5 Сверхпроводящие материалы .....	55
3.6 Твёрдые материалы.....	56
3.7 Полупроводниковые материалы .....	57
3.8 Порошковые материалы .....	59
4 Способы получения металлов и сплавов высокого качества .....	62
4.1 Обработка стали синтетическими шлаками и твердыми шлаковыми смесями .....	62
4.2 Продувка металла инертными газами .....	63
4.3 Аргонокислородное рафинирование.....	65
4.4 Использование вакуума для рафинирования стали .....	66
4.5 Воздействие на металл плазменной дугой.....	69
5 Методы получения сталей специального назначения .....	70
5.1 Вакуумный индукционный переплав.....	72
5.2 Вакуумный дуговой переплав.....	76
5.3 Электрошлаковый переплав.....	82
5.4 Плазменно-дуговой переплав .....	87
5.5 Электронно – лучевой переплав .....	92
5.6 Сравнительный анализ методов получения спецсталей .....	98
Библиографический список.....	102

## 1 Область применения специальных сталей и тенденции развития отрасли

Специальные стали – это сплавы на основе железа, отличающиеся от обычных сталей особыми свойствами, обусловленными либо их химическим составом, либо особым способом производства, либо способом их обработки. Чаще всего специальные стали характеризуются всеми тремя особенностями. Это относится также и к легированным сталям с высоким содержанием легирующих элементов.

Изучением свойств сталей специалисты занимаются с давних времен. В 1851г. впервые русским ученым металлургом Аносовым П.П. был открыт закон о связи строения и свойств металлов, что дало большой скачок для зарождения сталей с особыми свойствами.

В настоящее время в России выпускается более 1000 различных марок сталей, причем доля спецсталей с каждым годом неуклонно растет.

Стали и сплавы специального назначения благодаря своим уникальным свойствам находят широкое применение в электроэнергетике, станкостроении, машиностроении, медицине и здравоохранение, а также в создании различных агрегатов и устройств для нужд автомобильной, химической и авиационно-космической промышленности (таблица 1.1).

Таблица 1.1 – Области применения специальных сталей и сплавов на основе никеля

Группа	Основные марки	Применение
Сплавы для электроники	Mi 205	электродная проволока, высоковольтные «свечи»
	NiFe 36	детали для спаев со стеклом, «масочные» кинескопы
	NiFe42	рамки с выводами
	NiCr 80-20	нагревательные элементы
Коррозионностойкие	Alloy 200	корпуса аккумуляторных батарей
	Monel 400: K 500	штифты валов, несущие детали
	Incoloy 925	в нефтегазовой промышленности
Жаростойкие	330	элементы печных конструкций
	600, 601	то же, электродная проволока, теплозащитные фильтры
	800, 800H, 800HT, 825	нефтегазовая промышленность оборудование для термообработки
Жаропрочные	A 286	элементы трубопроводов для дутья
	Inconel 718	реактивные двигатели, газовые турбины, нефтегазовая отрасль
	Nimonic 80A	элементы дизельного двигателя
	Inconel 725	нефтегазовая промышленность
	Hasteloy X	реактивные двигатели, несущие компоненты

Специальные стали и сплавы остаются незаменимыми материалами для производства специального оборудования авиалайнеров и космических кораблей.

В настоящее время интенсивно ведутся разработки и исследования в области литейных и деформируемых сплавов и сталей со специальными свойствами, сырья, исходных компонентов для их производства и технологий их переработки в

высокотехнологичную наукоемкую продукцию.

Основные направления развития спецэлектрометаллургии заключаются в следующем:

- совершенствование технологии выплавки и переплава спецметалла, агрегатов, систем контроля и управления процессами, для обеспечения гарантии качества металла, увеличения выхода годного и снижения затрат.
- создание новых менее затратных технологий для производства спецметалла для существенного снижения себестоимости металла.

В настоящее время все больше внимания уделяется получению специальных сталей и сплавов методом порошковой металлургии. Перспективы развития порошковой металлургии прежде всего связано с созданием новых, лёгких, прочных композиционных материалов и наноструктурных покрытий.

Создание твердосплавных материалов с наноструктурой позволит улучшить режущие свойства и физико- механические характеристики материала не менее чем в 2-3 раза, а нанесение покрытий с использованием нанопорошков, позволяет увеличить срок службы изделий в 5-6 раз.

Одним из направлений повышения качества сталей и сплавов является разработка технологий получения сверхчистых по примесям и неметаллическим включениям ультрадисперсных порошков на основе нового поколения титановых, интерметаллидных, ниобиевых и никелевых сплавов, в том числе «экстра» - порошков для лазерной LMD-наплавки (гранулометрический состав 40-80 мкм), керамоподобных титановых сплавов, работоспособных до температуры 700°C, а также создание центра компетенции (трансфера технологий) по порошковым материалам и аддитивным технологиям.

### **Контрольные вопросы**

- 1 Что подразумевают под специальными сталями?
- 2 Область применения сталей специального назначения?
- 3 Перечислите основные направления развития спецэлектрометаллургии?

## 2 Классификация специальных сталей

В металлургии известны сотни сталей и сплавов, обладающими выдающимися служебными характеристиками. На данный момент нет однозначной их классификации, в связи с тем, что во многих случаях стали относят к специальным даже по одному из трех указанных признаков:

- по химическому составу;
- по способу производства;
- по способу обработки.

По химическому составу к специальным сталям, прежде всего, относятся сплавы на основе железа, легированные никелем, хромом, вольфрамом, молибденом, ванадием и др., например нержавеющие стали с содержанием более 13 % хрома и добавками никеля, молибдена и другие. При производстве и термической обработке таких сталей большое значение имеет характер легирования.

Легированными сталями называют сплавы железа, к которым добавлены определенные количества легирующих элементов с целью получения ряда особых свойств.

В зависимости от количества легирующих добавок стали подразделяют на следующие группы:

- низколегированные (количество добавок не превышает 2,5 %);
- среднелегированные (добавок от 2,5 до 10 %);
- высоколегированные (добавок свыше 10 %).

В процессе производства нелегированной стали вместе с шихтой (в том числе и скрапом) неизбежно попадают разные легирующие элементы, например никель, медь, хром. В общей сложности их количество составляет около 0,5 %. Эти примеси, как правило, оказывают незначительное влияние на свойства сталей и поэтому ими можно пренебречь. Ошибочно такие стали называть легированными.

Вместе с тем иногда незначительная добавка легирующего элемента, даже в количестве 0,1 % и менее, введенная в определенную сталь, существенно улучшает их свойства и позволяет считать эту сталь микролегированной.

Получение микролегированной стали предусматривает намеренное введение легирующих элементов в количестве до 0,1 % для получения определенных свойств.

При этом даже при небольшом содержании легирующих элементов, если стали приданы определенные свойства, её относят к разряду спецсталей.

*Специальные стали по способу производства.*

Стали одинакового химического состава могут выплавлять различными способами, которые подразделяют в зависимости от применяемых печей. В настоящее время основными способами производства сталей являются конвертерный и электросталеплавильный способы.

Выбор того или иного способа производства зависит от назначения сталей (области применения). Рядовые марки углеродистых и легированных сталей производят в конвертерах или электропечах с последующими операциями ковшевой обработки. Отдельными способами производства являются переплавные процессы, которые объединены в особую группу специальной электросталеплавильной (их ещё называют вторичными рафинирующими процессами). К ним относят: вакуумный индукционный переплав (ВИП), вакуумный дуговой переплав (ВДП), плазменный дуговой переплав (ПДП), электрошлаковый переплав (ЭШП), электронно-лучевой переплав (ЭЛП) и другие.

Особенности производства и обработки ряда обычных сталей специального назначения позволяют назвать и эти стали специальными, причем в этом случае важное значение имеет изучение влияния небольших количеств примесей.

Принята следующая классификация специальных сталей [3].

- 1) Коррозионно-стойкие (нержавеющие) стали.
- 2) Жаропрочные, жаростойкие и теплоустойчивые стали.
- 3) Инструментальные быстрорежущие стали.
- 4) Конструкционные износостойкие стали.
- 5) Машиностроительные стали
  - мартенситно-старяющие;
  - подшипниковые;
  - пружинные;
  - высокопрочные;
  - рельсовые.

Кроме того, отдельной группой стоят прецизионные стали и сплавы, которые в настоящее время находят все большее применение в различных областях производства и техники, начиная от устройств и агрегатов бытовой техники (телефонные, телевизионные системы, холодильные агрегаты) и машинами прикладной кибернетики, космической техники, средств связи и т.д.

## 2.1 Нержавеющие стали

Понятие «легированная нержавеющая сталь» является собирательным для более чем 120 различных марок нержавеющих сталей. В течение десятилетий было разработано множество различных сплавов, которые в каждом случае применения проявляли наилучшие свойства. Все эти сплавы имеют общую отличительную черту: благодаря содержащемуся в сплаве хрому они не нуждаются в дополнительной защите поверхности. Этот присутствующий в сплаве элемент образует на поверхности бесцветный прозрачный оксидный слой, который сам залечивается при повреждениях поверхности благодаря содержащемуся в воздухе или воде кислороду.

По химическому составу коррозионно-стойкие стали подразделяют:

- хромистые стали (08X13, 12X13, 20X13, 30X13, 40X13, 12X17, AISI 410, AISI 430, AISI 420, 1.4006, 1.4016, 1.4028);
- хромо-никелевые стали (08X18N9, AISI 304, 1.4301);
- хромо-никель-молибденовые стали (03X17N14M2);
- хромо-никель-молибдено-медистые стали (X25N28M3Д3);
- хром-никель-марганцевые стали (2X13N4Г9 (ЭИ100)).

Хромистые стали более дешевые, однако хромоникелевые обладают большей коррозионной стойкостью. Содержание хрома в нержавеющей стали должно быть не менее 12 %. При меньшем количестве хрома сталь не способна сопротивляться коррозии, так как ее электродный потенциал становится отрицательным.

Наибольшая коррозионная стойкость сталей достигается после соответствующей термической и механической обработки. Так, для стали 12X13 лучшая коррозионная стойкость достигается после закалки в масле (1000-1100°C), отпуска (700-750°C) и полировки.

Кроме основных легирующих компонентов, эти стали могут быть дополнительно

легированы молибденом, кремнием, титаном, ниобием, которые вводят в состав сплавов, главным образом, для повышения их коррозионной стойкости в определенных средах.

Легирующие добавки, особенно хром, облегчают переход металла в пассивное состояние. При достаточном легировании сплавы пассивируются непосредственно кислородом воздуха или раствора, как это имеет место для чистого хрома. Степенью устойчивости пассивного состояния определяется коррозионная стойкость этих сталей.

Широкое распространение получила классификация коррозионно-стойких сталей по структурным признакам (таблица 2.1).

Таблица 2.1 - Классификация коррозионно-стойких сталей по структурным признакам

Марка (ГОСТ 5632-72)	Класс	Элементы			Прочие элементы
		C	Cr	Ni	
12X13	Мартенситно-ферритный	0,09-0,15	12-14	—	—
40X13	Мартенситный	0,36-0,45	12-14	—	—
12X17 08X17T	Ферритный	<0,12 <0,08	16-18 16-18	—	5,0-0,8 Ti
12X18H9 12X18H9T 04X18H10 10X14Г14H3	Аустенитный	<0,12 <0,12 <0,04 0,09- 0,14	17-19 17-19 17-19 12,5-14	8-10 8-9,5 9-11 2,8-3,5	5,0-0,8Ti 13-15,5 Mn
09X15H8Ю	Аустенитно-мартенситный	<0,09	14-16	7-9,4	0,7-1,3 Al
08X21H6M2T	Аустенитно- ферритный	<0,08	20-22	5,5-6,5	1,8-2,5 Mo 0,2-0,4 Ti

В зависимости от структуры стали подразделяют на классы:

- ферритный;
- мартенситный;
- аустенитный;
- феррито-мартенситный;
- аустенито-мартенситный;
- аустенито-ферритный.

В отдельный класс обычно выделяют коррозионностойкие сплавы на основе никеля (никеля и хрома, никеля и молибдена).

Нержавеющие стали аустенитного класса подразделяются:

- хромоникелевые;
- хромомарганцевоникелевые;
- хромомарганцевые.

В зависимости от соотношения углерода и хрома стали могут иметь ферритную (08X18T, 12X17, 15X25T, 15X28), феррито-мартенситную (08X13, 12X13) и мартенситную (20X13, 30X13, 40X13) структуру. Стали с более высоким содержанием углерода имеют в структуре мартенсит и карбиды, остаточный аустенит и относятся к инструментальным.

Подразделение сталей на классы по структурным признакам условно и проводится в зависимости от основной структуры, полученной при охлаждении сталей на воздухе после высокотемпературного нагрева. Состав коррозионностойких сталей регламентируется ГОСТ 5632-72, а механические свойства ГОСТами на полуфабрикаты, например ГОСТ 7350-77 (толстый лист), ГОСТ 5582-75 (тонкий лист), ГОСТ 5949-75 (сортовой прокат) и т.д.



Благодаря своим уникальным коррозионным свойствам нержавеющие стали нашли широкое применение в аэрокосмической, химической, строительной и металлургической, пищевой промышленности (таблица 2.2).

Таблица 2.2 - Области применения коррозионностойких сталей

Марка (ГОСТ 5632-72)	Рабочая температура, °С, не более	Назначение
12X13 20X13	450	Лопатки гидротурбин, компрессоров, клапанов и арматура для химической промышленности, предметы домашнего обихода
30X13	450	Валы, болты, шестерни, пружины, работающие в условиях коррозионной среды и больших напряжений
40X13	-	Шарикоподшипники, пружины, режущий хирургический и бытовой инструмент
04X18H10 12X18H10T	600	Конструкции и детали, изготавливаемые сваркой и штамповкой в машиностроении и химической промышленности

**Мартенситные и мартенсито-ферритные стали** обладают хорошей коррозионной стойкостью в атмосферных условиях, в слабоагрессивных средах (в слабых растворах солей, кислот) и имеют высокие механические свойства. В основном их используют для изделий, работающих на износ, в качестве режущего инструмента, в частности ножей, для упругих элементов и конструкций в пищевой и химической промышленности, находящихся в контакте со слабоагрессивными средами (например, 4-5%-ная уксусная кислота, фруктовые соки и др.). Эти стали применяют после закалки и отпуска на заданную твердость.

**Ферритные стали** применяют для изготовления изделий, работающих в окислительных средах (например, в растворах азотной кислоты), для бытовых приборов, в пищевой, легкой промышленности и для теплообменного оборудования в энергомашиностроении.

**Ферритные хромистые стали** имеют высокую коррозионную стойкость в азотной кислоте, водных растворах аммиака, в аммиачной селитре, смеси азотной, фосфорной и фтористоводородной кислот, а также в других агрессивных средах.

Коррозионная стойкость сталей ферритного класса повышается с увеличением содержания в них хрома, уменьшением содержания углерода и азота. В зарубежной практике разработаны стали с низким суммарным содержанием углерода и азота (0,025-0,035 %), содержащие 18-28 % Cr и 2-4 % Mo, стабилизированные Ti или Nb. Эти стали называют суперферритами; они имеют высокую стойкость во многих агрессивных средах, стойки против коррозии под напряжением, питтинговой и щелевой коррозии.

Основным преимуществом сталей **аустенитного класса** являются их высокие служебные характеристики (прочность, пластичность, коррозионная стойкость в большинстве рабочих сред) и хорошая технологичность. Поэтому аустенитные коррозионностойкие стали нашли широкое применение в качестве конструкционного материала в различных отраслях машиностроения.

**В хромоникелевых аустенитных сталях** промышленных плавок возможны следующие фазовые превращения: 1) образование карбидных, карбонитридных фаз при нагревах в интервале 650-850 °С; 2) растворение этих фаз при нагреве до более высоких температур (1100-1200 °С); 3) образование 5-феррита при высокотемпературных нагревах; 4) образование  $\alpha$ - и  $\epsilon$ -мартенситных фаз при охлаждении и пластической деформации.

**Хромомарганцевоникелевые и хромомарганцевые стали.** Марганец, как и никель, является аустенитообразующим элементом, однако он обладает менее сильным действием на стабилизацию аустенита.

Коррозионная стойкость хромомарганцевых и хромо-марганцевоникелевых сталей во многих агрессивных средах достаточно высокая, однако в средах высокой агрессивности (например, азотная кислота, среды с галогенами, сульфатами, сульфидами) марганец оказывает отрицательное влияние на сопротивление коррозии.

Поэтому коррозионностойкие хромомарганцевые стали следует применять только после тщательных испытаний на коррозионную стойкость в рабочей среде. В настоящее время в технике накоплен большой опыт по рациональному использованию сталей с частичной или полной заменой никеля марганцем в качестве коррозионно-стойкого материала.

**Аустенито-ферритные стали** находят широкое применение в различных отраслях современной техники, особенно в химическом машиностроении, судостроении, авиации. Принципиальное их отличие состоит в том, что благодаря более высокому содержанию в них хрома аустенит становится более устойчивым по отношению к мартенситному превращению, хотя полностью исключить возможность образования мартенсита в этих сталях не всегда удается.

**Аустенито-мартенситные** стали относят к сталям переходного класса.

Структура этих сталей после закалки представляет собой неустойчивый (метастабильный) аустенит, который может претерпевать мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -превращение в результате обработки холодом. Свойства определяются соотношением количества аустенита и мартенсита в структуре. Стали этого класса относятся к сталям повышенной прочности и технологичности.

## 2.2 Жаропрочные стали и сплавы

Жаропрочностью называется способность сталей и сплавов выдерживать механические нагрузки при высоких температурах в течение определенного времени. При температурах до 600 °С обычно применяют термин теплоустойчивость.

Жаростойкость характеризует сопротивление металлов и сплавов газовой коррозии при высоких температурах. Стали и сплавы, предназначенные для работы при повышенных и высоких температурах, должны, следовательно, обладать не только требуемой жаропрочностью, но и иметь достаточное сопротивление химическому воздействию газовой среды (жаростойкость) в течение заданного ресурса эксплуатации.

Стали и сплавы, предназначенные для работы при повышенных и высоких температурах, подразделяют на следующие группы.

1) Теплоустойчивые стали и сплавы, работающие в нагруженном состоянии при температурах до 600 °С в течение длительного времени.

2) Жаропрочные стали, работающие в нагруженном состоянии при высоких температурах в течение определенного времени и обладающие при этом достаточной жаростойкостью;

3) Жаростойкие (окалиностойкие) стали и сплавы, работающие в ненагруженном или слабонагруженном состоянии при температурах выше 550 °С и обладающие стойкостью против химического разрушения поверхности в газовых средах.

В технической литературе применяют различные классификации сталей и сплавов, например клапанные, котельные, лопаточные, т.е. по значению; литейные и деформируемые, т.е. по способу производства и другие.

Наиболее универсальной является классификация по составу и структуре.

В группу теплоустойчивых сталей входят углеродистые, низколегированные и хромистые стали. Структура их зависит от степени легирования и режима термической обработки стали. После нормализации в структуре стали наблюдают феррит или феррито-карбидную смесь разной дисперсности (перлит, тростит, бейнит).

К жаропрочным относят стали аустенитного класса на хромоникелевой и хромоникельмарганцевой основах с различным дополнительным легированием. Условно эти стали подразделяют на три подгруппы: гомогенные (однофазные) аустенитные стали, жаропрочность которых обеспечивается в основном легированностью твердого раствора; стали с карбидным упрочнением; стали с интерметаллидным упрочнением. Такое разделение сделано по преимущественному типу упрочнения.

Жаропрочные сплавы разделены по металлу основы: сплавы на основе никеля и кобальта. Эти сплавы чаще всего подразделяют и по способу производства: на деформируемые и литые.

Жаростойкие стали и сплавы разделены на следующие группы: хромистые и хромоалюминиевые стали ферритного класса, хромокремнистые стали мартенситного класса, а также хромоникелевые аустенитные стали и сплавы на хромоникелевой основе.

Важно отметить, что жаропрочные материалы работают при различных схемах нагружения: статических растягивающих, изгибающих или скручивающих нагрузках, динамических переменных нагрузках различной частоты и амплитуды, термических нагрузках вследствие изменений температуры, динамическом воздействии скоростных газовых потоков на поверхность. Вследствие этого применяются разнообразные виды испытания на жаропрочность и жаростойкость: испытания на ползучесть и длительную прочность при статическом нагружении, испытания на высокотемпературную и термическую усталость, испытания на газовую коррозию в различных средах, испытания в скоростных газовых потоках и др.

Для оценки теплоустойчивости и жаропрочности наибольшее распространение в настоящее время в промышленности и в исследовательских работах получили испытания на растяжение при повышенных температурах (ГОСТ 9651-73), на ползучесть и длительную прочность, проводимые по схеме одноосного растяжения (ГОСТ 3248-81 и ГОСТ 10145-81).

Состав жаропрочных сталей и сплавов должен обеспечивать высокое сопротивление ползучести и газовой коррозии с учетом условий работы материала в течение заданного срока службы.

При выборе основы для создания жаропрочных сплавов в первую очередь учитывают величину сил межатомной связи, которые принято оценивать по теплотам плавления и сублимации, температурам плавления, параметрам диффузии и самодиффузии, характеристическим температурам, модулю упругости и другим параметрам. Чем больше

силы межатомной связи металла, тем большей жаропрочностью должны обладать сплавы на его основе.

Поэтому легирование сталей и сплавов для придания им жаропрочных свойств необходимо проводить элементами, которые повышают силы межатомных связей в твердом растворе и в упрочняющих фазах, уменьшают диффузионную подвижность атомов растворителя и образуют дисперсные упрочняющие фазы.

Существующие жаропрочные стали и сплавы представляют собой многокомпонентные твердые растворы на основе железа, никеля или кобальта, которые упрочняются дисперсными выделениями избыточных фаз – карбидов, карбонитридов, боридов, интерметаллидов.

Железо, кобальт и никель при взаимном образовании твердых растворов незначительно изменяют температуру солидуса сплавов и их высокотемпературную жаропрочность, тогда как марганец резко снижает температуру солидуса и жаропрочность.

Наиболее низкие рабочие температуры (450—650°C) имеют стали ферритного, перлитного и мартенситного классов, т. е. стали на основе железа. Аустенитные стали имеют более высокие рабочие температуры. Это объясняется влиянием типа кристаллической структуры и полиморфных превращений на механические свойства сталей при высоких температурах.

Если в сплав вводится элемент, расширяющий область существования твердого раствора (например, углерод в аустенитной стали), то суммарное содержание легирующих элементов, обеспечивающее максимальную жаропрочность, становится больше (рисунок 2.1).

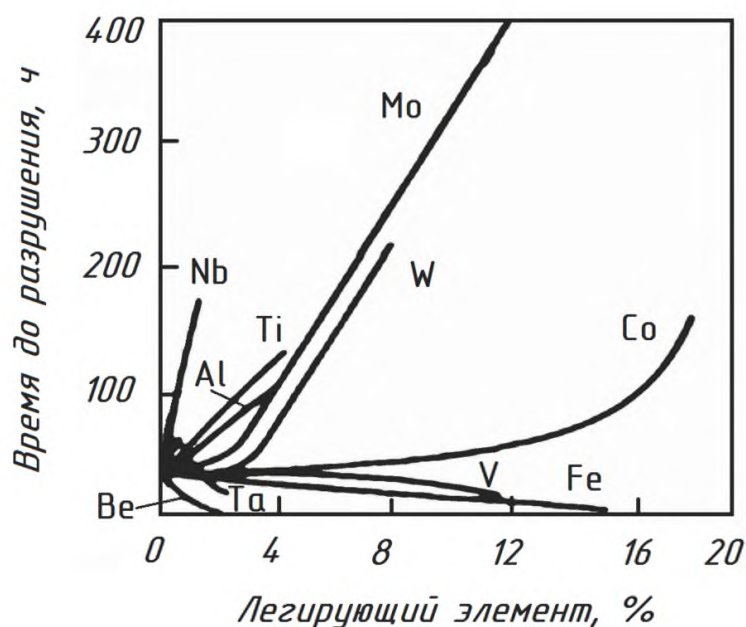


Рисунок 2.1 - Влияние легирующих элементов на жаропрочность сплава типа ХН50 при 700°C

Диаграммы состав – жаропрочность могут рассматриваться только как ориентировочные при разработке сталей и сплавов, так как диаграмм состояния для

многокомпонентных систем не существует, а имеющиеся диаграммы для двойных и тройных сплавов не учитывают структурных факторов, которые могут очень сильно влиять на жаропрочные характеристики.

Для жаропрочных сплавов на основе железа, никеля и кобальта наиболее перспективны в качестве упрочнителей твердого раствора такие элементы, как молибден, ниобий, вольфрам.

Одним из главных факторов жаропрочности сталей и сплавов является образование упрочняющих фаз. Элементы внедрения – бор, азот, углерод – имеют весьма ограниченную и переменную с температурой растворимость в твердом растворе и приводят к образованию избыточных фаз – боридов, нитридов, карбидов или фаз смешанного состава. В сталях и сплавах на кобальтовой основе эти фазы обеспечивают основной эффект упрочнения, при этом требуется обеспечить оптимальные размеры частиц фаз, их определенное количество и равномерное распределение в матрице. В жаропрочных сплавах на никелевой основе такие фазы чаще всего образуются по границам зерен и их влияние на жаропрочность может быть различным в зависимости от назначения и условий эксплуатации сплава. В целом можно считать, что присутствие определенного количества карбидных фаз в жаропрочных никелевых сплавах оказывает положительное влияние, препятствуя межзеренному проскальзыванию, в то же время выделение карбидных фаз типа  $Me_{23}C_6$  часто приводят к охрупчиванию сплавов и понижению их жаропрочности (рисунок 2.2).

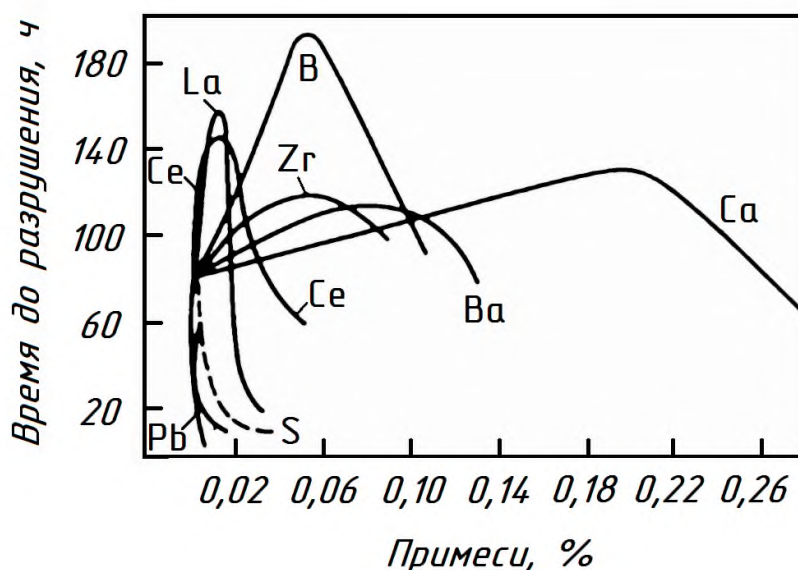


Рисунок 2.2 - Влияние содержания легкоплавких примесей {указан % по расчету (Pb; Sb и S - фактическое содержимое) на время до разрушения сплава типа ХН80Т при 700°C и напряжении 350 МПа

Для никельсодержащих жаропрочных сталей и сплавов основное упрочнение обеспечивает интерметаллидная  $\gamma$ -фаза типа Ni (Al, Ti, Nb). В некоторых жаропрочных сталях и сплавах отмечается также положительное влияние на жаропрочность выделений других интерметаллидных фаз:  $\eta$  - фазы типа  $Ni_3Ti$ ,  $\mu$ -фазы типа  $Fe_7(Mo, W)_6$  и фаз Лавеса ( $FeMo_2$ ,  $FeW_2$ ).

При легировании с целью увеличения жаропрочности важное значение имеет влияние различных элементов на строение и свойства приграничных объемов.

Установлено, что действие таких элементов, как В, Се, Zr и РЗМ, а также легкоплавких примесей на жаропрочность сплавов на основе железа, кобальта, никеля связано с их неравномерным распределением в сплаве, преимущественной их концентрацией в приграничных участках.

Легкоплавкие примеси (Pb, Cd, Bi, Sb и др.), обладающие очень малой растворимостью в жаропрочных сплавах, оказывают резко отрицательное влияние на их жаропрочность (рисунок 2.2) даже при небольшом содержании этих элементов. Эти примеси концентрируются по границам зерен, образуют легкоплавкие соединения или эвтектики и способствуют межзеренному разрушению при ползучести.

Вредное влияние этих примесей в сплавах на никелевой основе проявляется при значительно меньшей их концентрации, чем в сплавах на основе железа, причем в последних отрицательное влияние примесей усиливается по мере повышения содержания никеля в сплаве.

Введение в сплавы малых количеств щелочноземельных (Mg, Ca, Ba) и редкоземельных элементов (La, Ce), а также циркония и бора оказывает положительное влияние на их жаропрочность по следующим основным причинам.

Эти элементы очень незначительно растворяются в сплавах (поэтому их вводят в очень малых количествах – тысячные и сотые доли атомных процентов) и концентрируются в приграничных объемах, замедляя приграничную диффузию: они имеют большое химическое сродство к кислороду, сере, азоту, водороду образуют тугоплавкие оксиды и сульфиды (гидриды и нитриды менее термостойки); эти элементы способны образовывать тугоплавкие химические соединения с примесями легкоплавких цветных металлов, и частично нейтрализовать их отрицательное влияние.

В порядке уменьшения эффективности влияния на жаропрочность никелевых сплавов эти добавки можно расположить следующим образом: В, La, Се, Ca, Zr, Ba.

Содержание добавки свыше оптимального уменьшает не только жаропрочность, но технологическую пластичность сплавов.

Таким образом, состав и обработка жаропрочных сплавов должны обеспечить высокий уровень сил межатомной связи; тонкую субмикроскопическую неоднородность строения сплавов; условия для выделения оптимального количества упрочняющих фаз в наиболее эффективных для упрочнения форме состоянии; препятствия для развития межзеренной деформации диффузии, особенно при высокотемпературной ползучести; стабильность структуры сплавов течение заданного срока эксплуатации; нейтрализацию вредных примесей посредством создания тугоплавких соединений и рафинирования сплавов.

### **2.2.1 Аустенитные жаропрочные стали**

К этой группе относятся в основном низкоуглеродистые хромоникелевые стали, дополнительно легированные элементами, упрочняющими твердый раствор. Их жаропрочность обеспечивается в основном растворенными в твердом растворе легирующими элементами. Термин "гомогенные стали" следует понимать условно, так как в структуре этих сталей обычно присутствует некоторое количество карбидов и карбонитридов титана или ниобия.

Гомогенные аустенитные стали используются преимущественно в энергомашиностроении для изготовления труб паронагревателей и паропроводов, арматуры установок сверхвысоких параметров и рассчитаны на длительную (до 105 ч) службу при 650-

700 °С.

При легировании этих сталей стремятся получить стабильную аустенитную структуру, избежать или замедлить выделение вторых фаз (карбиды, карбонитриды, фазы Лавеса, -фазы и др.), что позволяет обеспечить длительную прочность и пластичность в течение всего ресурса эксплуатации. Важно для этих сталей обеспечить также высокие технологические свойства, такие как способность к горячей пластической деформации, прошиваемость при изготовлении цельнотянутых труб, свариваемость и др. Эти цели достигаются повышенным содержанием никеля (отношение  $Ni/Cr > 1$ ), что придает стали глубоко стабильную структуру с низким содержанием углерода (0,06-0,012%) и повышенным отношением  $Ti, Nb/C > 10$ , что обеспечивает в исходном состоянии присутствие карбидов  $NbC$ ,  $TiC$  и карбонитридов  $Nb, Ti (C,N)$ , которые препятствуют образованию при эксплуатации карбидных фаз типа  $Me_{23}C_6$ .

Повышенная жаропрочность таких сталей объясняется высокой легированностью твердого раствора такими элементами, как вольфрам (до 2-3 %), молибден (до 2,5 %). Наличие стабильных карбонитридных фаз и высоколегированного аустенита обуславливает высокие температуры рекристаллизации сталей этого типа. Так, для стали 1X14N18B2BP1 температура начала рекристаллизации (при деформации порядка 20 %) составляет 900 °С, а конца – 1075 °С.

Бор, церий и другие редкоземельные элементы являются сильными раскислителями, поэтому в их присутствии содержание газов и неметаллических включений в сталях пониженное, что повышает их качество. Влияние малых добавок редкоземельных металлов (РЗМ) и бора на сопротивление ползучести также обеспечивается их способностью адсорбироваться по границам зерен, что затрудняет зернограничную диффузию и упрочняет границы. Кроме того, бор образует в сталях сложные бориды типа  $Me_3B_2$  и  $Me_2B$  (например,  $(Cr, W, Ni)_2B$ ), которые обладают высокими температурами плавления (например, для  $Cr_2B$  температура плавления 1850 °С).

При высоком содержании бора ( $> 0,3$  %) в большом количестве образуются крупные бориды, которые обедняют твердый раствор ниобием увеличенной склонностью к ликвации и образованию боридных эвтектик, а в сталях, подвергнутых прокатке, способствует образованию строчечной структуры, что снижает их пластичность и жаропрочность.

Таким образом, микролегирование аустенитных сталей бором и РЗМ оказывает положительное влияние на жаропрочность и пластичность как вследствие рафинирующего действия при выплавке, так и упрочнения границ зерен благодаря их гомофильности.

В процессе длительной работы после  $1-2 \cdot 10^5$  ч в этих сталях наблюдали выделения вторичных фаз (например, фазы типа  $Fe_2Mo$ ,  $Fe_2W$ ), коагуляцию карбидных фаз и в некоторых сталях выделения в небольших количествах (1-2 %) интерметаллидов типа  $Ni_3Ti$ . Эти изменения протекают очень медленно и незначительно влияют на пластичность и жаропрочность сталей.

Стали этого типа имеют высокую релаксационную стойкость при длительной эксплуатации и их используют для изготовления крепежных деталей.

Важное значение в обеспечении высокой жаропрочности аустенитных сталей этого типа имеет величина зерна: при испытаниях сталей выше 600 °С длительная прочность и сопротивление ползучести у крупнозернистых сталей выше, чем у мелкозернистых (рисунок 2.3). При этом, чем выше температура испытаний, тем больше выигрыш в длительной прочности у крупнозернистых сталей. Одновременно снижается пластичность сталей.



Термическая обработка аустенитных гомогенных сталей состоит из закалки (аустенитизации) от высоких температур (1050-1200°C) или аустенитизации и стабилизирующего отпуска (700-750°C) с целью получить более однородный гамма – твердый раствор, заданную величину зерна (балл 3-6) и стабильную структуру, а также снять напряжения, которые могут возникнуть в процессе изготовления деталей.

Улучшение служебных характеристик и удешевление сталей этого типа обычно связывают со следующими направлениями: оптимизация состава – частичная замена никеля марганцем и азотом; наклеп – холодная деформация или термомеханическая обработка, особенно при рабочих температурах, более низких, чем температура рекристаллизации; использование микролегирования сталей бором, РЗМ; усовершенствование технологии выплавки, обработки давлением и режима термической обработки.

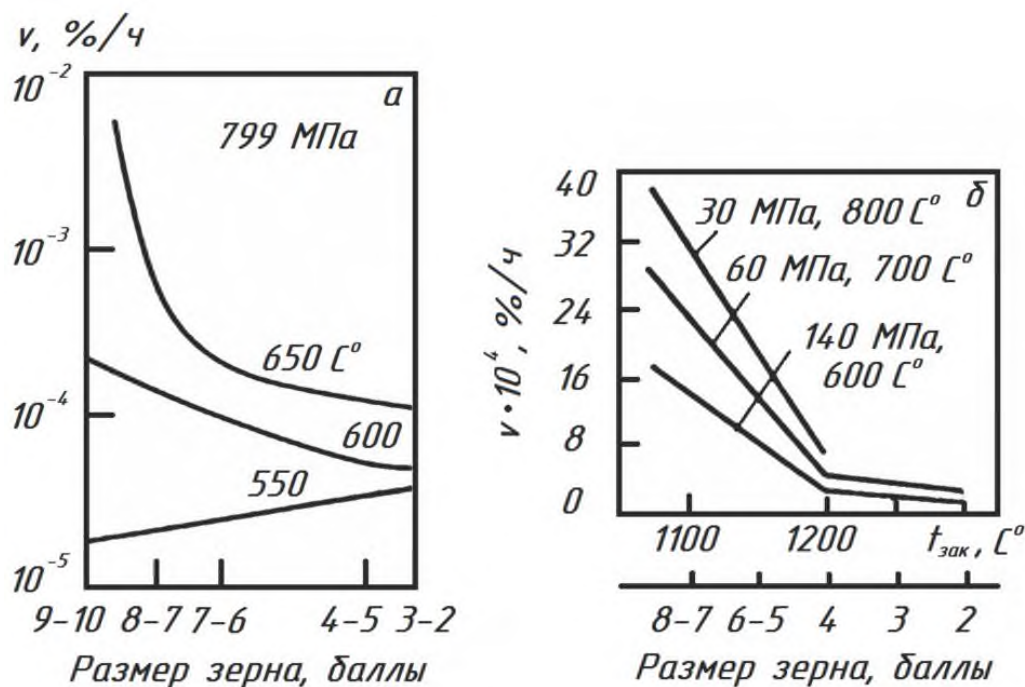


Рисунок 2.3 - Влияние размера зерна на скорость ползучести  $\sigma_b$

### 2.2.2 Жаропрочные стали с карбидным упрочнением

Стали с карбидным упрочнением предназначены для работы при температурах 650-750 °С и при высоких напряжениях. Их используют для изготовления ответственных деталей энергомашиностроения (диски и лопатки турбин, крепежные детали и др.).

Основу сталей с карбидным упрочнением составляют Cr-Ni или Cr-Ni-Mn-аустенит, содержащий 0,25-0,5 % углерода.

Марганец, как и никель, расширяет  $\gamma$ -область в сплавах на основе железа и в многокомпонентных системах, которыми являются жаропрочные аустенитные стали. Он также является аналогом никеля. Это позволяет частично заменить никель менее дефицитным марганцем, причем установлено, что присутствие марганца способствует некоторому повышению жаропрочности сталей. Однако стали с полной заменой никеля марганцем, т.е. на основе Cr-Mn-аустенита, не нашли широкого применения в качестве жаропрочных материалов в связи с их недостаточной жаростойкостью и низкой температурой



плавления, так как приходится снижать содержание хрома в сталях для обеспечения аустенитной структуры.

Карбидообразующие элементы V, Nb, W, Mo связывают часть углерода в специальные карбиды ванадия и ниобия (VC, NbC), а также карбиды хрома (типа  $Me_{23}C_5$  и  $Me_7C_3$ ). Последние обычно растворяют в себе другие элементы (Fe, W, Mo и др.), поэтому состав этих карбидов изменяется в зависимости от легирования стали и режима термической обработки.

Карбиды ванадия выделяются при старении в высокодисперсном состоянии и обеспечивают значительную долю упрочнения этих сталей.

Специальные карбиды типа MeC в процессах старения практически не участвуют, так как имеют высокие температуры растворения при аустенитизации. Карбиды и карбонитриды ниобия начинают растворяться только после нагрева выше 1250 °С, в основном присутствуют в сталях в виде первичных выделений. Положительная роль этих фаз заключается в том, что они препятствуют росту аустенитного зерна при нагреве.

Жаропрочность и термическая стабильность сталей данного класса зависят от температуры старения. При низких температурах (500-600 °С) выделение карбидных фаз протекает медленно, образуются высокодисперсные частицы, прочностные свойства при изотермической выдержке непрерывно возрастают. С повышением температуры старения (или испытания) скорость процессов выделения и коагуляции возрастает, достигается максимум упрочнения. Чем сложнее карбидные фазы по составу, чем легированнее аустенит стали, тем больше эффект упрочнения при старении и медленнее развиваются процессы разупрочнения.

При низкотемпературном старении легированного аустенита с выделением дисперсных фаз происходит сильное упрочнение и одновременно падает пластичность, увеличивается чувствительность к хрупкому разрушению. Например, сталь 40X12H8Г8МФБ (ЭИ481) после низкотемпературного старения приобретает высокую твердость, но чувствительна к надрезу. Старение при повышенной температуре способствует частичному снятию напряжений, возникающих при низкотемпературном старении, частичной коагуляции карбидных фаз.

### **2.2.3 Жаропрочные стали с интерметаллидным упрочнением**

Жаропрочные хромоникелевые стали с интерметаллидным упрочнением, а также сплавы на хромоникелевой основе с высоким содержанием никеля (до 38 %) применяются при изготовлении компрессоров, турбин, дисков, сварных изделий, шпилек, болтов и других деталей, работающих при температурах до 750-850 °С

Легирование сталей этого типа преследует цель создания высоколегированного железоникелевого аустенита, обладающего склонностью к распаду при старении, и образования фаз-упрочнителей – интерметаллидных фаз типа  $(Ni, Fe)_3$ ,  $(Ti, Al)$  и фаз Лавеса  $[(Fe_2Mo, Fe_2W, Fe(Mo, W))]$ .

Состав упрочняющих фаз в этих сталях изменяется в зависимости от легирования и определяет уровень длительной прочности, достигаемый при различных температурах испытания.

Аустенитные стали с интерметаллидным упрочнением содержат повышенное количество никеля, титана и алюминия. Замена никеля марганцем в сталях этого типа не производится, так как он не образует благоприятных для упрочнения интерметаллических

фаз и понижает жаростойкость сталей.

Содержание углерода в этих сталях ограничено менее  $<1\%$ . Во многие стали дополнительно вводят молибден и вольфрам (до  $3,5\%$ ) с целью повышения длительной прочности, например сталь типа X14H35BТЮ.

Однако повышение сверх оптимального содержание легирующих элементов в этих сталях может снижать жаропрочность. В частности высокое содержание молибдена (более  $5-6\%$ ), титана и алюминия снижает температуры плавления и соответственно жаропрочность.

#### 2.2.4 Жаропрочные сплавы на основе никеля

Современные жаропрочные сплавы на никелевой основе имеют сложный состав: в них входят до  $7-9$  основных легирующих элементов и большое количество примесей (рисунок 2.4).

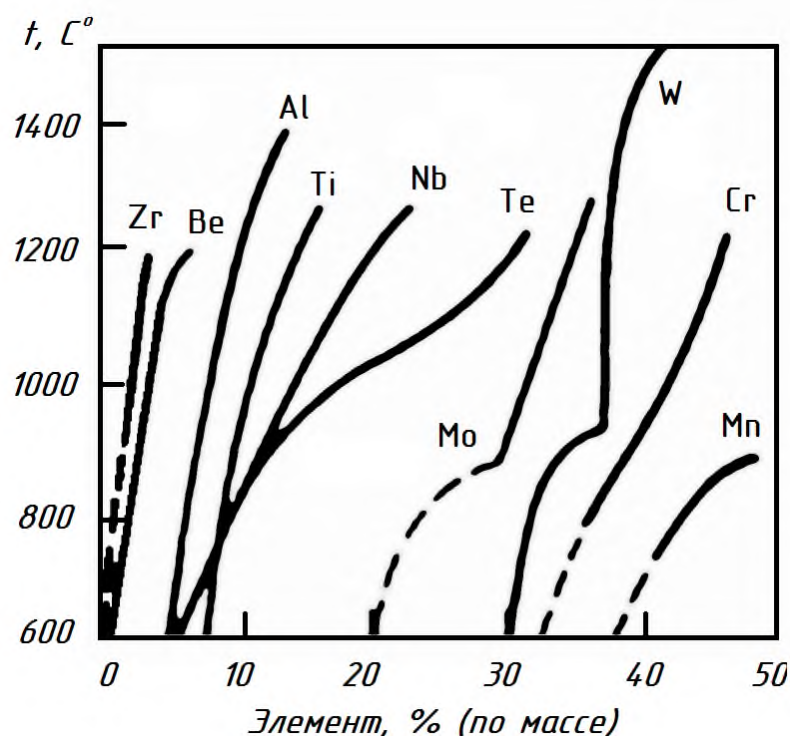


Рисунок 2.4 – Влияние температуры на растворимость легирующих элементов в никеле

Никель образует твердые растворы со многими элементами, что обеспечивает значительно высокую жаропрочности сплавов на его основе. Температурная зависимость растворимости некоторых элементов (рисунок 2.4). При  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  кобальт, железо, марганец и медь образуют неограниченные твердые растворы, а такие тугоплавкие металлы: хром, вольфрам, молибден, тантал, ниобий, ванадий – ограниченные твердые растворы с различными областями гомогенности. Растворимость при  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  таких элементов, как титан и алюминий, составляет, соответственно,  $10$  и  $7\%$ .

Растворимость легирующих элементов в многокомпонентных сплавах на основе никеля может существенно различаться.

Многие из легирующих элементов, растворимые в никеле или нихроме, являются эффективными упрочнителями и повышают сопротивление ползучести сплавов на основе

никеля.

Для создания жаропрочных никелевых сплавов можно использовать следующие основные принципы.

1. Жаропрочные сплавы представляют собой основной (матричный)  $\gamma$  – твердый раствор на хромоникелевой основе, легированный кобальтом и тугоплавкими элементами упрочнителями (Mo W Nb).

2. В сплавах обязательно присутствуют титан, ниобий и алюминий (суммарно до 8-10%), которые обеспечивают образование главной упрочняющей фазы этих сплавов  $\gamma'$  – фазы.

3. Присутствующие в сплавах хром и алюминий обеспечивают сопротивление окислению и газовой коррозии вследствие образования защитных пленок, богатых оксидами  $Cr_2O_3$  и  $Al_2O_3$ .

4. Углерод содержится в сплавах в небольших количествах (обычно 0,08-0,12 %), образуя карбиды и карбонитриды. Существенное влияние оказывает также бор, который вводится в сплавы в количестве 0,005-0,015 % и образует бориды типа  $MeB_2$ , которые в значительной степени определяют жаропрочность сплавов на никелевой основе.

5. Важное значение имеют в никелевых сплавах легкоплавкие примеси (Pb, Cd, Ag, Bi, Sb, S), содержание которых следует ограничивать, так как они снижают их жаропрочность и технологические свойства. Уменьшить количество этих примесей возможно применением чистых шихтовых материалов, введением РЗМ и обработкой расплавов различными методами специальной металлургии (ЭШП, ЭЛП, ВДУ и др.).

Таким образом, жаропрочность, жаростойкость и другие характеристики сплавов на никелевой основе связаны с оптимизацией их состава по соотношению легирующих элементов, входящих в матричный  $\gamma$ -твердый раствор и упрочняющие интерметаллидные, карбидные и боридные фазы, а также с уровнем содержания вредных легкоплавких примесей.

Выбор состава сплава следует проводить с учетом его рабочей температуры, напряжений, агрессивности среды, ресурса и режима работы.

В сплавы, предназначенные для работы при сравнительно невысоких температурах (750-850 °С) длительное время, вводят повышенное количество хрома (до 16-18 %), молибдена и вольфрама (до 10-12 % суммарно), титана, ниобия и алюминия (8-10 % суммарно). Это обеспечивает большое количество упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, высокую легированность и жаропрочность матрицы.

Для высокотемпературной (975-1050 °С) работы важно положение температуры солидуса сплава. Поэтому в сплавах ограничивают содержание хрома (6-10 %), молибдена (3-4 %) и титана. Введение дополнительно кобальта и вольфрама повышает температуру солидуса, что полезно.

При работе в агрессивных средах (например, кислоты, щелочи растворы солей и др.) важнейшим элементом, обеспечивающим коррозионную стойкость, является хром.

Влияние элементов на коррозионную стойкость можно подсчитать эквивалентом хрома по формуле Рентца:

$$Cr_{\text{экв}} = Cr + 3,8(Al - 5) + 2W - 12,5C - 1,4(Mo - 1). \quad (2.1)$$

Никелевые жаропрочные сплавы являются сложными многокомпонентными и

многофазными системами, в которых под действием высоких температур и напряжений непрерывно протекают фазовые и структурные превращения, т.е. эти сплавы являются с физико-химических позиций динамическими системами. Рассмотрим более подробно свойства фаз, образующих никелевые жаропрочные сплавы.

$\gamma$ - фаза сплавов на никелевой основе представляет собой г.ц.к. твердый раствор таких элементов, как хром, молибден, вольфрам (рисунок 2.5). К области аустенита примыкают различные интерметаллические соединения, которые называют топологически плотноупакованными фазами (т.п.у.-фазами).

Выделение этих фаз из никелевого аустенита резко охрупчивает сплавы, снижает их жаропрочность и стабильность.

Применяемые никелевые сплавы подразделяют на деформируемые и литые. Принципы легирования и упрочнения этих сплавов одинаковы, но при создании деформируемых сплавов необходимо обеспечить сплавам достаточную технологическую пластичность при обработке давлением, в том числе при температурах 700-800 °С, а литые сплавы должны иметь удовлетворительные литейные свойства (жидкотекучесть, пористость). В связи с этим в литейных сплавах допускается более высокое содержание углерода, бора и требуется более строгий контроль по количеству легкоплавких примесей.

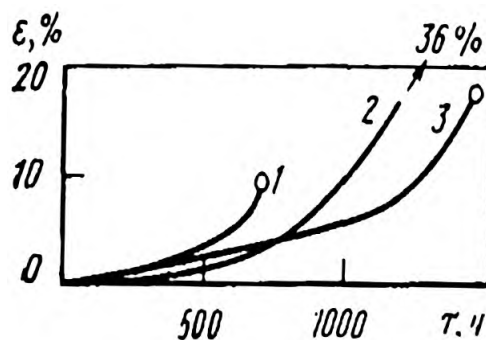


Рисунок 2.5 - Кривые ползучести при 980 °С и  $\sigma = 206$  МПа сплава на никелевой основе после обычной направленной и монокристаллической кристаллизации

С ростом температур эксплуатации значение межзеренного разрушения жаропрочных сплавов возрастает. Применение сплавов, полученных направленной кристаллизацией (НК), позволяет резко уменьшить роли границ зерен в разрушении, так как после направленной кристаллизации границы зерен располагаются в основном параллельно приложенному усилию, а границы, перпендикулярные направлению деформации, отсутствуют (рисунок 2.5).

Более высокую жаропрочность показывают сплавы, имеющие монокристаллическую структуру, т.е. когда деталь выращивается из одного центра кристаллизации (затравки) и не имеет большеугловых границ зерен. В жаропрочных сплавах, закристаллизованных из одного центра, имеются различные фазы:  $\gamma$ -фаза, карбиды,  $\gamma'$ -фаза и, следовательно, межфазные границы. Однако в них отсутствуют границы зерен, что сильно повышает жаропрочность.

Получение сплавов напряженной кристаллизации или с монокристаллической структурой заключается в проведении контролируемой кристаллизации из каждого состояния, когда поверхность раздела между расплавом и твердой фазой поддерживается плоской и перпендикулярной к желательному направлению кристаллизации. Это возможно

получить, когда по всему сечению детали тепловой поток распространяется параллельно направлению роста.

В настоящее время применяют жаропрочные сплавы, полученные равноосной кристаллизацией, направленной кристаллизацией и с монокристаллической структурой. Последние два технологических процесса значительно повышают стоимость деталей – их применяют только в особо ответственных случаях. Состав и свойства деформируемых сплавов на никелевой основе регламентирует ГОСТ 5632-72.

В технической литературе представлено большое количество жаропрочных никелевых сплавов, что свидетельствует об их интенсивной разработке. В зависимости от конкретных условий эксплуатации деталей необходимо дифференцированно подходить к выбору таких сплавов.

Термическая обработка сплавов на никелевой основе заключается в закалке (иногда двойной закалке от разных температур) и старении, которые проводят в одну или две стадии: низко- и высокотемпературные.

Цель такой термической обработки – обеспечить оптимальное сочетание упрочняющих фаз благоприятное сочетание характеристик жаропрочности в пластичности.

Для деформируемых сплавов первую закалку производят с целью гомогенизации структуры, растворения  $\gamma'$ -фазы и карбидных фаз. Чем легированнее сплав, чем больше в сплаве упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, тем выше температура закалки. Так, сплавы ХН77ТЮР (ЭИ437Б), нимоник 80 (в которых содержится около 10 %  $\gamma'$ -фазы) закалывают от 1080 °С, а сплавы ХН55ВМТКЮ (ЭИ929), нимоник 110,115 (35-45 %  $\gamma'$ -фазы) – от 1200 °С. После такой обработки сплав состоит в основном из  $\gamma$ -матрицы, первичных карбидов MeC и в сложнелегированных сплавах небольшого количества  $\gamma'$ -фазы, которая образуется в процессе охлаждения на воздухе.

Вторую закалку проводят от 1040-1100 °С. В результате происходит повторное растворение  $\gamma'$ -фазы и ее выделение при охлаждении в более дисперсном виде, но главная цель этой обработки – образование выделений карбидных фаз благоприятных типов и морфологии, в частности стремление избежать образование сплошной пленки карбидов типа  $Me_{23}C_6$  по границам зерен и добиться образования зернистых карбидов типа MeC или  $Me_7C_3$ .

Старение при повышенных температурах (обычно выше рабочих температур) проводят для выделения  $\gamma'$ -фазы и стабилизации структуры сплава, а окончательное низкотемпературное старение для дополнительного выделения  $\gamma'$ -фазы в мелкодисперсном виде.

Литейные сплавы также можно подвергать высокотемпературной закалке, которая гомогенизирует их структуру и способствует более равномерному выделению упрочняющих фаз. Старение этих сплавов чаще проводят в одну высокотемпературную стадию, так как литейные сплавы обычно работают при более высоких температурах. Иногда эти сплавы используют непосредственно в литом состоянии, причем старение происходит в процессе эксплуатации.

Необходимо применять при термической обработке меры для предотвращения вредного влияния окислительной среды и «выгорания» легирующих элементов из поверхностных слоев, то есть с применением защитных атмосфер или специальных обмазок.

Поскольку детали из жаропрочных сплавов на никелевой основе очень часто используются с защитными покрытиями (например, алитирование, хромалитирование и др.), то следует учитывать возможные изменения структуры и свойств сплавов при технологических нагревах и охлаждениях в процессе их нанесения.

Для работы при предельно высоких температурах (до 1200-1300 °С) никелевые сплавы, упрочняемые при старении, не могут применяться вследствие разупрочнения и потери жаропрочности. Для этих целей разработаны композитные сплавы, полученные методами порошковой металлургии, в которых упрочнение обеспечивается высокодисперсными частицами тугоплавких соединений. Эти сплавы называются дисперсноупрочненными. Не следует путать терминологию: стареющие сплавы называются в литературе дисперсионноупрочненными, а композиционные – дисперсноупрочненными.

Матрица этих сплавов обычно представляет собой нелегированный никель или однородный  $\gamma$ -твердый раствор на никелевой основе: Ni + 20 % Cr, Ni + 15 % Mo, Ni + 20 % Cr + Mo. В качестве упрочняющих частиц используют тугоплавкие оксиды тория, гафния или циркония. Применение окислов титана или алюминия не дало положительных результатов вследствие сильного снижения жаростойкости сплавов. Также не удается использовать для упрочнения тугоплавкие карбиды и нитриды вследствие высокой растворимости углерода и азота в никеле (0,3-0,4 % при 1200 °С), тогда как растворимость кислорода при 1200 °С составляет 0,01 %.

Максимальные характеристики жаропрочности этих сплавов обеспечиваются при размере частиц 0,01-0,05 мкм (в стареющих сплавах размеры упрочняющих интерметаллидных фаз 0,2-0,3 мкм), средних расстояниях между частицами 0,1-0,5 мкм и объемной доле частиц до 5-10 %.

При получении этих сплавов необходимо обеспечить создание равномерного распределения ультростойких частиц оксидов, что достигается методами порошковой металлургии. Для получения порошков применяют метод химического осаждения из водных растворов солей с последующим разложением осадка и селективным восстановлением никеля в водороде.

При комнатной и умеренных температурах дисперсноупрочненные сплавы уступают стареющим жаропрочным сплавам, но при температурах выше 1100 °С их жаропрочность более высокая.

Перспективно улучшения сплавов этого типа заключаются в сочетании принципов дисперсного упрочнения окислами и дисперсного упрочнения при старении. В этом случае до температуры 800-900 °С уровень жаропрочности определяется главным образом упрочением вследствие старения никелевого аустенита с выделением интерметаллидных фаз типа  $\gamma'$ -фазы Ni<sub>3</sub>(Al, Ti), а при более высоких температурах – тугоплавкими оксидами.

### **2.2.5 Жаропрочные сплавы на основе кобальта**

Жаропрочные сплавы на основе кобальта имеют более низкую жаропрочность по сравнению со сплавами на основе никеля. Уровень жаропрочности кобальтовых сплавов связан с упрочнением твердого раствора при легировании и с выделением упрочняющих фаз.

Кобальтовые сплавы вследствие специфики механизма упрочнения содержат повышенное количество углерода, обычно от 0,25 до 1 %.

Преимуществом сплавов на основе кобальта является их хорошая коррозионная стойкость при повышенных температурах. Поэтому кобальтовые сплавы более подходят для изготовления деталей, предназначенных для длительной работы в агрессивной среде, в условиях термической усталости и имеющих сравнительно крупные размеры (например, сопловые и рабочие лопатки мощных газовых турбин).

В кобальтовых сплавах могут образовываться следующие фазы: аустенитная  $\gamma$ -

матрица с г.ц.к. структурой, карбонитриды и т. п.  $\gamma'$ - фазы (плотнупакованные фазы ( $\sigma$ ,  $\mu$ , фазы Лавеса). Интерметаллидная  $\gamma'$ -фаза в них не выделяется. При тщательном контроле состава образования  $\gamma'$  - фаз, оказывающих отрицательное влияние на жаропрочность и пластичность, можно избежать. Следовательно, жаропрочные кобальтовые сплавы будут состоять из  $\gamma$ -твердого раствора и упрочняющих карбидных и карбонитридных фаз.

Кобальт образует неограниченные растворы с никелем, железом и благородными металлами (Pt, Ir, Pd, Rh) и ограниченные растворы с широкой областью гомогенности с марганцем (70 %), тугоплавкими металлами (Cr, W, Mo, V, Ta), а также Ti, Al, Nb, Zr.

Высокую растворимость имеют также бор (до 1 % при 1000 °С) и углерод (0,3-0,4 % при 1100 °С).

Благородные металлы дорого стоят и дефицитны; марганец и железо отрицательно влияют на жаропрочность и жаростойкость сплавов на основе кобальта и легирование этими элементами не применяется. Поэтому основным элементом, стабилизирующим г.ц.к. структуру в сплавах кобальта является никель.

Содержание никеля в жаропрочных кобальтовых сплавах обычно составляет 10-30 %. Важное значение в этих сплавах имеет хром, который обеспечивает высокую коррозионную стойкость и положительно влияет на их жаропрочность. Содержание хрома в деформируемых сплавах обычно составляет 18-20 %, а в литых сплавах 23-28 %, что значительно выше, чем допустимо в сплавах на никелевой основе.

Кроме того, в сплавы вводят до 10 % W или Mo и W (суммарно), а также Nb, Ti, V. Молибден и вольфрам являются одновременно упрочнителями твердого раствора и частично входят в карбидные фазы, а Nb, Ti, V в основном присутствуют в карбидах. В кобальтовых сплавах обычно образуются карбиды типов MeC, Me<sub>6</sub>C, Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

### 2.3 Жаростойкие стали и сплавы

Процесс окисления является наиболее распространенным случаем газовой коррозии, хотя в практике встречаются и другие виды коррозии при высоких температурах – сернистая, водородная и др.

Газовая коррозия – это самопроизвольный химический процесс, движущей силой которого является термодинамическая неустойчивость металлов во внешней среде при данных внешних условиях: давлении, температуре, составе среды и др.

Следовательно, при газовой коррозии металл переходит в более устойчивое окисленное состояние за счет того, что окислительный компонент среды, отнимая у металла валентные электроны, одновременно вступает с ним в химическое соединение – продукт коррозии (оксид), который образует на поверхности металла окисную пленку.

Для характеристики сплошности образующихся пленок важно соотношение между объемами оксида и металла:

$$\frac{V_{\text{ок}}}{V_{\text{Me}}} = \frac{Md}{nDA}, \quad (2.2)$$

где A - атомная масса металла; d – плотность металла; M – молекулярная масса окисла; n – число атомов металла в молекуле окисла; D – плотность оксида.

Сплошность пленок определяет их защитные свойства. Достаточно высокими защитными свойствами обладают пленки, удовлетворяющие соотношению:

$$2,5 > \frac{V_{\text{ок}}}{V_{\text{Ме}}} > 1. \quad (2.3)$$

Защитные свойства пленок определяются рядом факторов, из которых сплошность является необходимым, но недостаточным условием.

Окалина, образующаяся на железе и сталях при нагреве в воздухе или кислородосодержащих средах, состоит из трех слоев: вюстита FeO, магнетита Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> и гематита Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Ниже 575 °С вюстит не образуется, а с повышением температуры его количество резко возрастает, составляя выше температур 750 °С 94-95 % всей окалины. Вюстит FeO представляет собой твердый раствор вычитания с дефицитом атомов железа; скорость окисления при наличии этого оксида резко возрастает.

Если сплошные пленки оксидов являются защитными, т. е. затрудняют перемещение ионов металла и окислителя друг к другу, то рост таких пленок идет с самоторможением процесса по мере утолщения пленки (рисунок 2.6). Процесс роста сплошных пленок является сложным и состоит из нескольких стадий, протекающих последовательно: адсорбция кислорода, его ионизация, диффузия ионов металла и кислорода через пленку, реакция образования оксида, изменение состава поверхностных слоев.

Скорость процесса окисления зависит от многих факторов, главными из которых являются: физико-химические свойства оксидов (устойчивость, температура плавления, плотность, адгезивные свойства, летучесть, пластичность); скорость диффузии ионов кислорода и металла через пленку и скорость реакции образования оксида; кристаллическое и размерное соответствие решеток сплава и оксида.

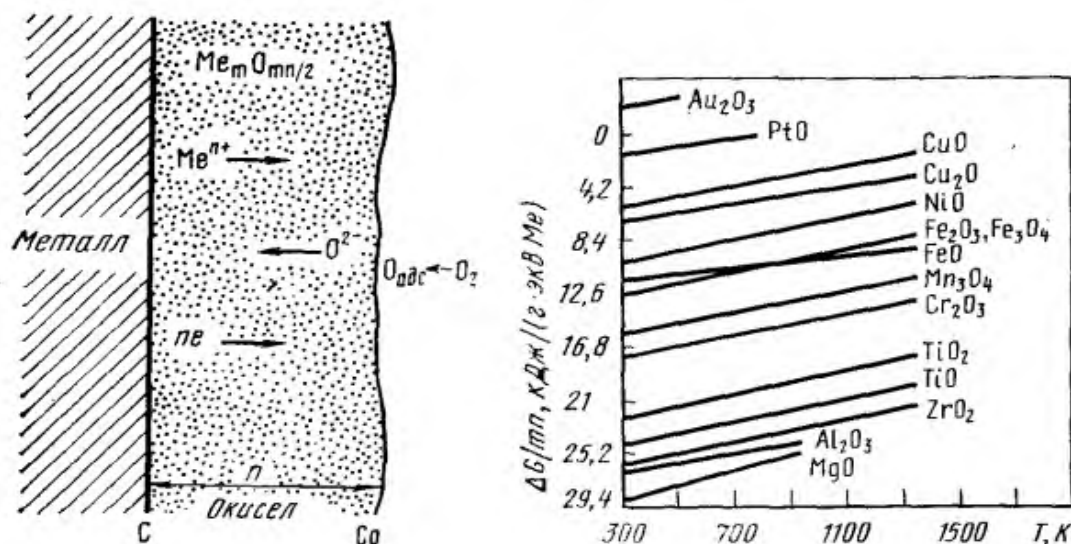


Рисунок 2.6 - Схема образования сплошной окисной пленки на металлах и наименование изобарно-изотермического потенциала  $\Delta G$  оксидов металлов при разных температурах

Высокотемпературное окисление, контролируемое диффузионными процессами переноса ионов металла и кислорода через окисную пленку, описывается параболическим или кубическим законами.

Для объяснения закономерностей такого окисления предложены ионно-электронные теории, которые справедливы для многих металлов в широком диапазоне температур.



Суть этих теорий заключается в том, что процесс окисления контролируется диффузией ионов металла и кислорода и электронов по различным механизмам (диффузией по междоузлиям, диффузией вакансий, переносом электронов по междоузлиям и «электронным дыркам»), а также с учетом скорости химических реакций окисления.

При окислении сплавов, состоящих из двух или более компонентов, в первую очередь окисляется менее благородный компонент, т. е. термодинамически менее устойчивый, что можно оценить по значениям изменения изобарно-изотермического потенциала  $\Delta G$ .

Более отрицательное значение изобарно-изотермического потенциала указывает на большую реакционную способность (химическое сродство) металла и более высокую термодинамическую устойчивость продукта коррозии металла – окисла.

При окислении сплавов, содержащих компоненты с различной термодинамической устойчивостью (разным сродством к кислороду) может наблюдаться также явление внутреннего окисления (например, в системах Fe – Al, Fe – Cr, Ni – Al, Ni – Cr, Ni – Fe, Ni – Ti и др.). Это явление заключается в образовании зон, состоящих из твердого раствора кислорода и оксидов менее благородного компонента.

Образование зоны внутреннего окисления связано с диффузией кислорода вглубь сплава и диффузией легирующего компонента к поверхности. При встрече образуются частицы оксидов легирующего элемента в матричном металле.

Для осуществления внутреннего окисления необходимо, чтобы матричный металл мог в достаточной степени растворять кислород, причем скорость диффузии кислорода должна быть значительно выше, чем скорость диффузии легирующего элемента.

Считается, что внутреннее окисление может оказывать положительное влияние на некоторые свойства металлов. Выделение тонких частиц оксидов в металлической фазе упрочняет поверхностный слой, затрудняет рекристаллизацию, улучшает сцепление окалины со сплавом (которая укореняется или заклинивается). Некоторые авторы связывают с таких механизмом положительное влияние РЗМ на жаростойкость сплавов.

Процесс внутреннего окисления также используют в технологии получения дисперсноупрочненных материалов, когда в порошках, применяемых для их изготовления, наиболее дисперсными и равномерно распределенными являются оксидные фазы.

При образовании на металлах и сплавах пленок в них могут возникать следующие напряжения:

- 1) внутренние снимающие, так как рост пленки сопровождается увеличением объема ( $V_{ок} > V_{Me}$ );
- 2) внутренние напряжения при изменении температуры вследствие различия коэффициентов теплового расширения металла и оксида;
- 3) внутренние напряжения на неровной поверхности;
- 4) напряжения от служебных нагрузок деталей.

Все эти напряжения вызывают деформацию и разрушение окисных пленок, снижают их защитные свойства.

На многих сплавах, особенно сложнелегированных, часто образуются двойные оксиды типа шпинелей, которые оказываются значительно устойчивей, чем простые оксиды компонентов сплава.

Так, при окислении легированных сталей возникают шпинели типа  $FeCr_2O_4$ ,  $FeAl_2O_4$ ,  $NiCr_2O_4$  и др. в элементарной ячейке шпинели узлы заняты кислородом и имеются 32 окта- и 64 тетраэдрические поры, в которых располагаются ионы металлов.

Высокие защитные свойства двойных оксидов со шпинельной структурой В.И.

Архаров связывает с плотностью упаковки этих структур. Защитные свойства этих оксидов тем выше, чем меньше параметр решетки.

Следовательно, при создании жаростойких сплавов следует учитывать не только плотность ( $\rho$ , г/см<sup>3</sup>) и диффузионную проницаемость окисных слоев, но также их физико-механические свойства (прочность, пластичность, различие коэффициентов литейного  $\alpha$  и объемного расширения металла и оксида) и характер адгезивных связей пленки с металлом (таблица 2.4).

Три наиболее важные причины повышения жаростойкости при легировании сталей и сплавов:

1) ионы легирующего элемента входят в решетку оксида основного компонента, уменьшая его дефектность и диффузионную проницаемость;

2) легирующий элемент образует на поверхности сплава свой защитный оксид, препятствующий окислению основного металла;

3) легирующий компонент с основным металлом образует двойные оксиды типа шпинелей, обладающие повышенными защитными свойствами.

Эти факторы не исключают друг друга, а дополняют и дают возможность обосновать существующие, а также более рационально разрабатывать новые жаростойкие сплавы.

Таблица 2.4 - Свойства некоторых оксидов, образующихся в жаростойких сталях

Металл	$\alpha_M \cdot 10^6$	оксид	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$\alpha_{пл} \cdot 10^6$	$t_{пл}$ , °C	$t_{сл}$ , °C
Fe	11,2	FeO	5,9	13,4	1377	720
Fe	-	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	5,2	-	1527	810
Fe	-	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	5,2	-	1565	840
Cr	8,1	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	5,2	9,6	2275	1260
Al	22,9	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3,9	8,0	2050	1160
Si	-	SiO <sub>2</sub>	43(300°C)	2,5	1700	880
Ti	8,4	TiO <sub>2</sub>	-	8,2	1577	-
Ni	12,4	NiO <sub>2</sub>	-	12,4	1975	-

Основными легирующими элементами, повышающими жаростойкость сталей, являются хром, кремний и алюминий.

При легировании сталей хромом жаростойкость резко повышается (рисунок 2.7), что связано с образованием на поверхности сталей прочной и тугоплавкой окиси хрома Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> или окислов шпинельного типа.

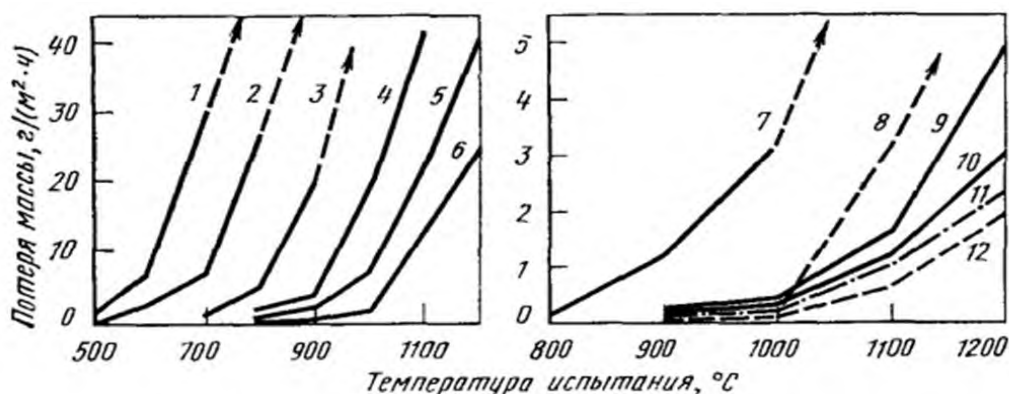


Рисунок 2.7 - Влияние хрома, никеля и кремния на жаростойкость сталей

В сталях оксид  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  образуется только при высоких содержаниях хрома (больше 30 %), а при более низких концентрациях образуются твердые растворы  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  и  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . В хромистых сталях не обнаруживается вюстит ( $\text{FeO}$ ) до  $700^\circ\text{C}$ , что говорит о значительном повышении температуры превращения  $\text{FeO} - \text{Fe}_2\text{O}_3$ .

Сопротивление окислению хромистых сталей сравнительно мало зависит от содержания углерода. Например, изменение содержания углерода от 0,1 до 1,7 % в стали с 20 % Cr почти не влияет на жаростойкость. Поэтому понижение содержания углерода в жаростойких сталях связано с требованиями обеспечения ферритной структуры и технологических свойств, а не с жаростойкостью. Хромистые стали более стойки в средах, содержащих серу, чем хромоникелевые стали и сплавы на никелевой основе.

Кобальт может образовывать оксиды  $\text{CoO}$  и  $\text{Co}_3\text{O}_4$  и занимает по жаростойкости промежуточное положение между железом и никелем. Легирование кобальтом мало изменяет жаростойкость сталей.

Никель обладает более высокой жаростойкостью, чем железо в окислительных средах. Никель образует только оксид  $\text{NiO}$ , который в отличие от вюстита  $\text{FeO}$  имеет в структуре мало вакансий, что затрудняет диффузию через пленку оксида.

Положительное влияние никеля на жаростойкость сталей заметно при больших содержаниях его, выше 10-12 %. Считается, что максимальное сопротивление окислению при температурах  $800-1200^\circ\text{C}$  у Cr-Ni сталей может быть получено в широком интервале соотношений хрома и никеля, при этом чем выше содержание хрома, тем меньше необходимо никеля для достижения высокой жаростойкости.

Кремний существенно повышает жаростойкость в окислительных средах, но в атмосфере водяных паров его влияние незначительно. Образующийся при введении кремния оксид имеет достаточную жаростойкость, однако при наличии больших количеств кремния снижается температура спекания ( $t_{\text{сп}}$ ) окислов и температура их плавления. При малых содержаниях кремния (до 4 %) оксид  $\text{SiO}_2$  не обнаруживается, но образуются силикаты с малой диффузионной проницаемостью. Поэтому содержание кремния в жаростойких сталях не превышает обычно 2-3 %, что позволяет понизить содержание хрома и никеля и обеспечить достаточный уровень жаростойкости.

Алюминий весьма эффективно повышает жаростойкость хромистых сталей. Хромистые стали с алюминием обладают очень высокой жаростойкостью и могут работать при температурах до  $1300-1400^\circ\text{C}$  (рисунок 2.8).

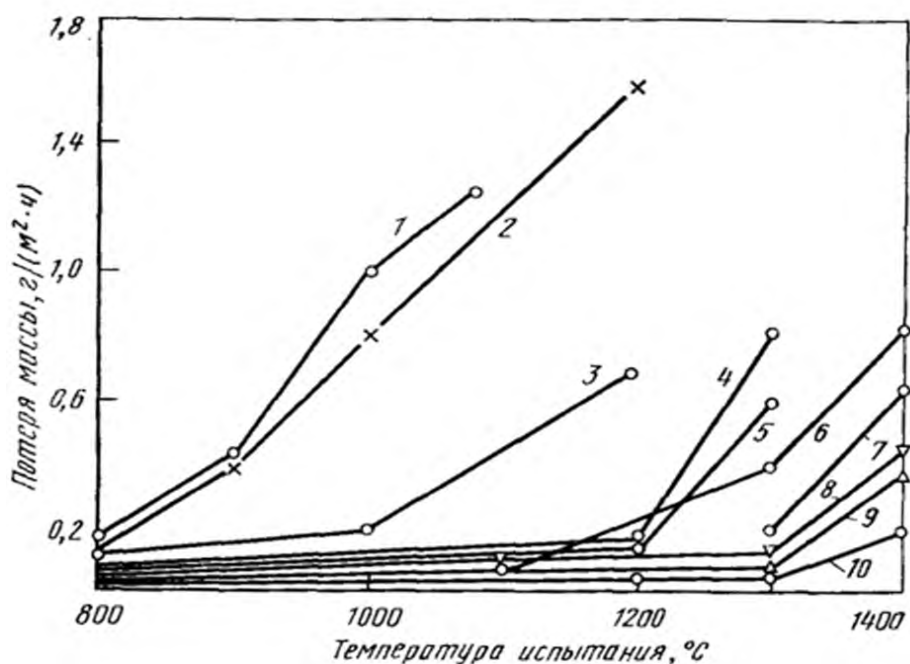


Рисунок 2.8 - Влияние хрома и алюминия на жаростойкость сталей

Наиболее эффективно для повышения жаростойкости введения 5-8 % Al. Чем выше содержание хрома, тем меньше нужно вводить алюминия для получения требуемой жаростойкости. В процессе работы наблюдается преимущественная диффузия алюминия в поверхностные слои и восстановление окисных пленок. В результате защитные свойства оксидов этих сплавов сохраняются длительное время, но содержание алюминия в процессе работы постоянно понижается. Кремний и алюминий оказывают также положительное влияние на жаростойкость нихромов при введении их в количестве до 2-3 %, что связывается с легированием этими элементами двойных оксидов никеля и хрома.

Ванадий, молибден и вольфрам оказывают отрицательное влияние на жаростойкость сталей и сплавов вследствие образования оксидов с низким температурами плавления и испарения.

Молибден может образовать оксид  $MoO_3$  с температурой плавления  $795\text{ }^\circ\text{C}$ , а оксид ванадия –  $V_2O_5$  с температурой плавления  $658\text{ }^\circ\text{C}$ . Температуры плавления и испарения оксидов вольфрама и его отрицательное влияние проявляется при более высоких температурах выше  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ .

Введение этих элементов вызывает образование пористой, рыхлой окалины, которая не обладает защитными свойствами. В сплавах на никельхромовой основе отрицательное влияние молибдена проявляется менее заметно, особенно при повышенном (~20 %) содержании хрома. Это объясняется тем, что в присутствии больших количеств никеля и хрома молибден не образует летучих оксидов, а входит в состав двойного оксида  $NiO \cdot MoO_4$ .

Влияние марганца на жаростойкость сталей и сплавов считается отрицательным, что проявляется при высоких температурах испытаний (выше  $800\text{ }^\circ\text{C}$ ) в образовании рыхлой и хрупкой окалины. Однако работы О.А.Банных с сотрудниками показали перспективность использования хромомарганцевых аустенитных сталей с алюминием в качестве жаростойких и жаропрочных материалов, работающих до  $900\text{ }^\circ\text{C}$ .

### 2.3.1 Ферритные хромистые и хромоалюминиевые стали

К этой группе сталей отнесены высокохромистые стали с содержанием 13-28 % Cr, которые при достаточно низком содержании углерода или легирования их ферритообразующими элементами имеют однофазную ферритную структуру. Эти стали применяют для изготовления теплообменников, деталей аппаратуры химического производства, печного оборудования и других изделий, которые не испытывают значительных нагрузок и работают при высоких температурах длительное время.

Хромоалюминиевые стали в основном применяют в виде ленты и проволоки, используемой в качестве нагревательных элементов бытовых приборов, печей, реостатов и окалиностойких труб и арматуры. Они имеют высокое омическое сопротивление в широком интервале температур. Для сохранения в сталях однофазной ферритной структуры необходимо строго выдерживать соотношение аустенитообразующих и ферритообразующих элементов. Минимальное содержания хрома в этих сталях, можно определить по формуле Ф.Ф.Химушина:

$$Cr_{\text{экр}} = \%Cr = 4\%Si - 22\%C - 0,5\%Mn - 1,5\%Ni - 30\%N.$$

Чем выше содержание хрома, алюминия и кремния в сталях, тем больше температуры, при которых они сохраняют требуемые эксплуатационные свойства.

Легирование сталей этого типа преследует цель повышения жаростойкости путем введения таких элементов, как алюминий и кремний, а также связывание углерода в специальные карбиды такими элементами, как Ti, Nb, Mo, Zr, что препятствуют обеднению твердого раствора хромом, предотвращает чрезмерный рост зерна при нагреве. Эффективность действия карбидообразующих элементов проявляется тогда, когда весь углерод связывается в специальные карбиды. Так, в стали X17 при содержании углерода 0,1 % требуется 0,5-0,6 % Ti или 1,0-1,2 % Nb, т. е. отношение Ti/C=5/6, а Nb/C=10/12.

При введении кремния в высокохромистые жаростойкие стали резко возрастает склонность к росту зерна; кремний улучшает их литейные свойства и свариваемость, повышает их литейные свойства и свариваемость, повышает жаростойкость, особенно в средах с повышенным содержанием серы (таблица 2.5).

Стали ферритного класса обладают невысокой прочностью и жаропрочностью, высокой пластичностью и удовлетворительными технологическими свойствами. Механические свойства, окалиностойкость и режимы термической обработки основных промышленных марок ферритных сталей приведены в таблице 2.5.

Таблица 2.5 - Окалиностойкость и механические свойства некоторых жаростойких сталей ферритного класса

Марка стали	Режим термической обработки, °C	t <sub>ок</sub> , °C	t <sub>исп</sub> , °C	σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %	ψ, %
08X17T (ЭИ645)	Нормализация 760 - 780	950 – 1000	20	500	20	50
			400	370	21	65
			600	220	34	-
12X17	>> 760 - 780	900 – 950	20	520	28	70
			600	200	60	-
			700	85	68	97

			900	25	60	98
15X25T	>> 760 - 780	1150	20	450	20	45
			700	77	48	93
			800	26	104	99
			100	11	148	99
			1100	8	139	99
15X28	>> 780 - 800	1250	20	520	30	45
			600	140	62	-
			800	30	104	-
			1000	10	148	-
			1100	9	140	-
1X13Ю4	Отжиг 720 – 740	1200	20	580	23	48
05X23Ю5	>> 760 – 780	1260	20	820	16	52
05X27Ю5	>> 760	1300	20	620	-	-
			1000	70	8	-

Изделия из хромоалюминиевых сталей (содержание Al 3,5-5,8 %) устойчивы в атмосфере воздуха, в среде сернистых газов, но резко теряют работоспособность в восстановительных средах, содержащих окись углерода, пары воды, а также хлорсодержащих средах. При длительной работе в азотсодержащих средах образуются нитриды алюминия, которые устойчивы до высоких температур и не оказывают вредного влияния на свойства сталей.

Хромистые и хромоалюминиевые стали имеют значительный недостаток: они могут охрупчиваться в процессах технологических нагревов и длительных выдержек при повышенных температурах во время эксплуатации (рисунок 2.5).

В них возможна хрупкость при выдержках при температурах 450-500 °С («хрупкость 475 °С»), хрупкость при 600-800 °С, (в связи с образованием  $\sigma$ -фазы) и хрупкость вследствие образования чрезмерно крупных зерен, например при сварке.

Хрупкость хромистых ферритных сталей часто невозможно устранить последующей обработкой, что ограничивает возможности их использования. Так, ковку и прокатку ферритных сталей следует проводить при температурах не ниже 1150 °С и заканчивать при возможно более низкой температуре, чтобы получить мелкое зерно. Все операции гибки, правки необходимо проводить при нагреве до 150-250 °С, особенно при работе с холоднокатаными полуфабрикатами.

### 2.3.2 Мартенситные хромкремнистые стали

Жаростойкие стали, имеющие повышенное содержание углерода (до 0,5-0,8 %) и легированные совместно хромом и кремнием, имеют после закалки или нормализации мартенситную структуру и обычно называются сильхромами. Они обладают хорошим сопротивлением газовой коррозии в продуктах сгорания различных топлив и высокой износостойкостью при трении и ударных нагрузках.

Из сталей 15X6СЮ, 40X10С2М, 70X20Н2С2ХВ изготавливают: клапаны автомобильных, тракторных и авиационных двигателей средней мощности. К клапанным сталям предъявляется ряд специфических требований: сохранение высокой твердости и прочности при рабочих температурах (до 700 °С), хорошая сопротивляемость действию теплосмен и усталости, высокое сопротивление газовой коррозии в продуктах сгорания

жидких топлив. Кроме того, силхромы используют в качестве жаростойких сплавов для изготовления регуляторов, теплообменников и колосниковых решеток в котельном и химическом машиностроении.

Требуемые свойства в сталях типа силхромов обычно достигаются совместным введением хрома (6-14 %) и кремния (1-3 %), которые позволяют получить высокое сопротивление газовой коррозии, а повышенное содержание углерода обеспечивает возможность закалки этих сталей и получение высоких значений твердости и износостойкости.

Введение молибдена повышает жаропрочность и препятствует развитию отпускной хрупкости. В сталях, имеющие высокое содержание хрома (например, при 21-23 %), вводят еще больше углерода или никеля для расширения  $\gamma$  - области и, следовательно, возможности закалки стали на мартенсит.

Присутствие в силхромах большого количества хрома, кремния и углерода существенно повышает критические точки сталей. Так, критические точки стали 40X9C2 составляют:  $A_{c1} = 900$  °С,  $A_{c3} = 970$  °С,  $A_{r1} = 810$  °С,  $A_{r3} = 870$  °С.

Большинство современных силхромов закалывают на мартенситную структуру (твердость после закалки HRC 50-56), от температур 1000-1050 °С. При нагреве до более высоких температур у этих сталей резко проявляется склонность к росту зерна, что может приводить к хрупкости, связанной с грубозернистой структурой и нафталинистым изломом. Такой вид хрупкости в силхромах обычно удается устранить повторной обработкой (фазовой перекристаллизацией).

Силхромы также подвержены отпускной хрупкости при медленном охлаждении после отпуска от 700-800 °С, причем процесс охрупчивания развивается в интервале 500-600 °С. Этой хрупкости можно избежать с помощью быстрого охлаждения (в масле или воде) или путем легирования стали молибденом.

Таким образом, термическая обработка силхромов состоит чаще всего из закалки на мартенсит и высокого отпуска. Для каждой стали важно точно установить температурный интервал нагрева под закалку. Перегрев может вызвать значительный рост зерна и нафталинистый излом, а недогрев (т.е. неполная закалка) – образование двухфазной структуры, состоящей из хромистого феррита и мартенсита, что резко снижает пластичность и жаропрочность. Температура отпуска зависит от условий работы детали и необходимой твердости стали.

Подверженность силхромов различным видам хрупкости накладывает отпечаток и на технологию горячей обработки давлением. Штамповка может производиться как в  $\gamma$  - области (1050 °С), так и в  $\alpha$  - состоянии (ниже 930 °С), но предпочтительнее деформация при пониженных температурах.

Жаропрочные свойства силхромов достаточно высоки до 600 °С, а при более высоких температурах резко снижаются.

Стали типа 40X23H4M3C содержат большие количества кремния (~1 %), но имеют высокое содержание хрома (22-24 %), повышенное содержание молибдена (2,5-3,3 %) и никеля (4-6 %). После закалки от температур 1050-1150 °С в структуре сталей обнаруживается примерно равное количество  $\delta$  - феррита и аустенита (3-5 %) и некоторое количество карбидной фазы в основном типа  $(Fe, Cr)_{23}C_6$ . Затем стали подвергают старению при температуре 780-800 °С, в процессе которого выделяется значительное количество  $\sigma$  - фазы и резко повышается твердость.

Стали данного типа представляют редкий случай использования упрочнения,

возникающего при образовании  $\sigma$  - фазы для обеспечения требуемых эксплуатационных свойств, сохранения высокой твердости, износостойкости и сопротивления термической усталости при температурах до 800-850 °С, что объясняет широкое применение сталей этого типа для изготовления клапанов автомобильных и авиационных двигателей.

В интервале 650-950 °С существует прямая зависимость между твердостью и количеством  $\sigma$  - фазы, которая образуется в основном из  $\delta$  - феррита, причем при 800 °С – температуре максимальной скорости образования  $\sigma$  - фазы – за 150 ч происходит практически полное превращение  $\delta \rightarrow \sigma + \gamma$  и в структуре стали может присутствовать свыше 30 %  $\sigma$  - фазы. При образовании  $\sigma$  - фазы (которая обогащена хромом, молибденом, кремнием) в  $\delta$  - феррите образуются зоны с пониженной концентрацией ферритообразующих элементов, что приводит к  $\delta \rightarrow \gamma$  - превращению.

Таким образом, термическая обработка этих сталей состоит из закалки от температур 1100 °С и старения при 780 °С в течение 15-20 ч. После такой обработки стали приобретают высокую твердость (до HRC 48-52), которая сохраняется до температур 800 °С на более высоком уровне, чем у клапанных сталей других марок.

Недостатком этих сталей является их низкая ударная вязкость по сравнению с другими сильхромами и узкие температурные интервалы при горячей обработке: при перегреве сталей снижается их способность к упрочнению, а при недогреве могут образоваться трещины и повыситься хрупкость.

### 2.3.3 Аустенитные стали и сплавы

В качестве жаростойких сталей аустенитного класса главным образом применяют стали на хромоникелевой основе. Эти стали не имеют больших преимуществ по жаростойкости перед высокохромистыми сталями ферритного класса, но выгодно отличаются от них по уровню механических свойств, в том числе жаропрочных, технологичности (способности к глубокой вытяжке, штамповке, свариваемости), они также менее склонны к охрупчиванию после длительной вытяжке при высоких температурах.

Недостатком сталей этого класса является их сравнительно высокая стоимость, использование в больших количествах дефицитного никеля, низкие теплопроводность и сопротивление газовой коррозии в сернистых средах.

Универсальные аустенитные стали типа 18-8, в том числе 08X18H9T, 12X18H9, 12X18H9T, используют в качестве жаростойкого и сортовых деталей при температурах 600-800 °С и невысоких нагрузках.

Повышение жаростойкости аустенитных сталей достигается увеличением содержания хрома, никеля, а также дополнительным легированием кремнием.

Повышение содержания таких ферритообразующих элементов, как хром и кремний, вынуждают для сохранения аустенитной структуры значительно увеличивать содержание никеля. Так, в сталях с 22-25 % Cr должно содержаться не менее 17-20 % Ni при содержании углерода 0,1-0,2 % (например, сталь 10X23H18). При увеличении содержания хрома до 24-27 % никеля до 20 % (сталь типа 20X25H20C2). Эти стали более склонны к охрупчиванию благодаря образованию  $\sigma$  - фазы в интервале 600-800 °С.

В качестве жаростойких материалов для работы в науглероживающих средах до 1100 °С (например, контейнеры для термообработки и арматура) используют стали с повышенным содержанием углерода (сталь 36X18H25C2).



Иногда для стабилизации аустенитной структуры и частично для замены никеля вводят марганец (6-10 %) и азот (0,3-0,4 %), например, в стали 12Х25Н16Г7АР, 55Х20Г9АН4. Термическая обработка аустенитных жаростойких сталей заключается обычно в закалке от температур 1000-1050 °С.

В качестве жаростойких сплавов повышенной жаропрочности, более надежных и почти не склонных к охрупчиванию, обладающих высокими технологическими свойствами, в авиационной промышленности (камеры сгорания, жаровые трубы) используют железоникелевые сплавы с добавками молибдена (до 3,3 %), вольфрама (до 3,5 %), титана (до 1,2 %), например сплав ХН38ВТ (0,1 % С, 21 % Cr, 38 % Ni, 3,0 % W, 1 % Ti) и сплав ХН28ВМАБ (0,1 % С, 21 % Cr, 28 % Ni, 5 % W, 3 % Mo, 1 % Nb, 0,15 % N).

В сплавах этого типа в интервале 350-550 °С обнаружено возникновение так называемого К-состояния, которое сопровождается изменениями температуры, возрастанием электросопротивления, теплоемкости и твердости. Считается, что это превращение протекает внутри твердого раствора и заключается в локальном упорядочении с образованием устойчивых комплексов титана и хрома вокруг атомов никеля. При более высоких температурах нагрева К-состояние не образуется.

Положительное влияние на долговечность и работоспособность никельхромовых сплавов оказывает микролегирование их щелочноземельными и редкоземельными металлами (Са, Mg, Се, Th при содержании до 0,1-0,3 %). Их влияние обычно связывают с рафинирующим действием от вредных примесей, при введении Са, Mg, Се сера связывается в тугоплавкие сульфиды.

Для ответственных деталей (камер сгорания, жаровых труб и др.) в габотурбостроении используют сплав ХН60ВТ (ЭИ868), который содержит 25 % Cr и 15 % W, введение последнего значительно повысило жаропрочность  $\gamma$  - твердого раствора без заметного уменьшения пластичности и технологичности сплава.

За рубежом, применяется сплав на никелевой основе, легированный 15 % Cr и 7 % Fe, который изготавливают с применением феррохрома, что позволяет экономить дорогостоящий металлический хром. Это сплав (по американской терминологии инконель) имеет хорошую технологичность, по свойствам близок к нихромам типа 80-20 и применяется после отжига при температурах 760-980 °С.

Термическая обработка этих сплавов, которые можно отнести к сплавам с невысоким уровнем дисперсионного упрочнения, обычно заключается в закалке от 1100-1120 °С с охлаждением на воздухе. Дисперсионное упрочнение их происходит в процессе эксплуатации при рабочих температурах (800-1000 °С). Сплавы на железоникелевой основе имеют после закалки невысокие прочностные свойства и хорошую пластичность.

Жаростойкие сплавы на никелевой основе (нихромы) получили значительное распространение в качестве материалов для работы при 800-1000 °С, а при кратковременной работе до 1200 °С. Эти сплавы применяют для изготовления деталей газовых турбин, не испытывающих больших рабочих нагрузок и работающих при высоких температурах (камеры сгорания, жаровые трубы, нагревательные элементы электрических печей других двигателей).

Сплавы представляют собой в основном твердый раствор хрома в никеле с г. ц. к. решеткой, слабо управляются при термической обработке, имеют высокую пластичность, высокие электросопротивление и хорошие технологические свойства.

Содержание хрома в этих сплавах обычно составляет 15-27 %. В качестве элементов, дополнительно повышающих жаростойкость, применяются Al (до 3,5 %). Введение

алюминия существенно повышает жаростойкость и жаропрочность, но снижает пластичность (особенно в интервале 700-800 °С) и технологичность сплавов.

Легирование сплавов этого типа также преследует цель несколько повысить прочность при комнатной температуре, жаропрочные свойства, что достигается введением титана, молибдена, ниобия в небольших количествах, а также вольфрама. Вольфрам является благоприятным легирующим элементом, так как он повышает температуру солидуса и жаропрочность сплавов и почти не ухудшает их жаростойкости. Введение этих элементов обуславливает образование некоторого количества упрочняющих интерметаллидных фаз.

## **2.4 Теплостойкие стали**

Теплостойкие стали используются в энергетическом машиностроении для изготовления котлов, сосудов, паронагревателей, паропроводов и др. Эти же стали применяют в химическом и нефтяном машиностроении для работы при повышенных температурах.

Рабочие температуры теплостойких сталей достигают 600-650 °С, при давлении газовых или жидких сред 20-30 МПа. Так, рабочие параметры в паросиловых установках составляют 585 °С при давлении 25,5 МПа, а в наиболее мощных установках достигают 650 °С и 31,5 МПа.

Детали таких установок должны работать длительное время без замены (до 100000-200000 ч.) поэтому основным требованием является заданное значение длительной прочности и сопротивление ползучести за весь ресурс эксплуатации.

В зависимости от условий работы деталей в качестве теплостойких используют углеродистые, низколегированные и хромистые стали.

### **2.4.1 Углеродистые и низколегированные стали**

Для работы при температурах до 120 °С и давлениях до 0,8 МПа обычно применяют стали марок Ст2 или Ст3. При давлениях до 6 МПа и температурах до 400 °С – углеродистые котельные стали 12К, 15К, 16К, 18К, 20К.

Состав и свойства этих сталей регламентируются ГОСТ 5520-79. Эти стали различаются содержанием углерода (номер марки стали соответствует среднему содержанию углерода), при этом чем больше углерода в стали, тем выше характеристики прочности:  $\sigma_a=360-380$  МПа,  $\sigma_{0,2}=220$  МПа для стали 12К и соответственно 480-490 и 280 МПа для стали 20К. Одновременно несколько снижается пластичность (с 24 до 19 %). Котельные стали поставляют в виде листов толщиной от 4 до 60 мм и труб. Их можно подвергать пластической деформации и сварке.

Цель термической обработки – получить стабильную структуру, которая сохранялась бы практически неизменной в течение всего срока эксплуатации. Стали обычно подвергают нормализации, а при повышенном содержании углерода (0,22-0,24) – закалке и высокому отпуску, при этом температура отпуска должна быть не менее чем на 100-120 °С выше рабочей температуры. В процессе длительной эксплуатации в структуре котельных сталей может происходить сфероидизация и коагуляция карбидов. Этот процесс ускоряется под действием напряжений. Углеродистые котельные стали сохраняют длительную прочность на уровне  $\sigma_{дл} = 60-70$  МПа (Ст20К) при температурах до 500 °С, при более высоких температурах длительная прочность резко снижается.

Для более ответственных деталей энергетических блоков, работающих при температурах до 585 °С и давлении 25,5 МПа применяют низколегированные стали, регламентируемые ГОСТ 20072-74. Эти стали в зависимости от режима термической обработки могут иметь феррито - перлитную, феррито - бейнитную, бейнитную или мартенситную структуру. Химические составы наиболее распространенных низколегированных сталей приведены в таблица 2.6.

Таблица 2.6 - Химический состав низколегированных теплостойких сталей

Содержание основных элементов, %					
Марка стали	С	Cr	Mo	V	Другие
12ХМ	0,09-0,16	0,4-0,7	0,4-0,6	—	—
12Х1МФ	0,08-0,15	0,9-1,2	0,25-0,35	0,15-0,30	—
25Х1МФ	0,22-0,29	1,5-1,8	0,25-0,35	0,15-0,30	—
25Х2М1Ф	0,22-0,29	2,1-2,6	0,9-1,1	0,3-0,5	—
12Х2МФСР	0,08-0,15	1,5-1,8	0,5-0,8	0,15-0,3	<0,8Si, 0,005%B
20Х3ВМФ	0,15-0,23	2,8-3,3	0,35-0,55	0,6-0,8	0,3-0,5W

При эксплуатации в низколегированных сталях протекают следующие изменения в структуре: возрастает размер блоков, укрупняются карбиды типа MeC образуются новые карбидные фазы (типа Me<sub>23</sub>C<sub>3</sub> и Me<sub>2</sub>C), приграничные области становятся более свободными от карбидов, твердый раствор обедняется легирующими элементами особенно молибденом. Эти процессы приводят к разупрочнению сталей в частности снижается: временное сопротивление, предел текучести и твердость.

Основными легирующими элементами теплоустойчивых сталей являются: хром, вольфрам, молибден, ванадий, ниобий. Содержание каждого из них кроме хрома не превышает 1 %. При более высоких содержаниях ускоряются процессы коагуляции карбидных фаз и перераспределения легирующих элементов Cr, V, W и особенно Mo между твердым раствором и карбидами. Присутствие в стали таких элементов, как Nb, V, Mo, уменьшает скорость диффузионных процессов перераспределения и способствует термически стабильному упрочнению в результате образования высокодисперсных карбидов.

В Cr-Mo-V сталях содержание ванадия должно определяться содержанием углерода (с тем, чтобы он весь был связан в карбид типа VC ); оптимальным является отношение V/C=3:4. Это исключает участие Mo в карбидообразовании и обеспечивает присутствие его в α-твердом растворе. Более высокое содержание ванадия негодно, так как считается, что его переход в твердый раствор приводит к ослаблению межатомных сил связи. Содержание хрома в сталях этого типа может быть до 3 %, что связано с необходимостью обеспечения повышенного сопротивления окислению.

С повышением температуры и ростом требований по жаропрочности состав сталей усложняется, что можно проследить по следующим данным: сталь, легированная 0,5 % Mo, имеет  $\alpha^{550} = 37$  МПа. Дополнительное легирование 1,0 % Cr повышает предел длительной

прочности до  $\alpha^{550} = 53-70$  МПа, а введение еще 0,3 % V – до  $\alpha^{550} = 100$  МПа.

Наиболее широкое применяются среднелегированные теплостойкие хромомолибденованадиевые стали, типичным представителем которой является сталь 12Х1МФ. Эта сталь чаще всего применяется в отожженном состоянии или после нормализации и высокого отпуска, т.е. в сравнительно стабильном, но разупрочненном состоянии.

В более легированных теплостойких сталях, например 12Х2МФСР, превращение аустенита в верхней области температур с образованием феррита и перлита происходит только частично и при малых скоростях охлаждения (менее 1-5 °С/мин), при больших скоростях охлаждения сталь имеет бейнитную, а при закалке – преимущественно мартенситную структуру.

Влияние скорости охлаждения и, следовательно, типа исходной структуры этих сталей на жаропрочность весьма сложное и зависит от длительности и температуры испытания. При длительности испытания 1000 ч и температуре 500 °С наиболее жаропрочными оказались стали с бейнитной структурой; при более длительных испытаниях (до 16000 ч) в интервале 500-600 °С наибольшую жаропрочность имеют стали после закалки и высокого отпуска.

Поскольку эти стали после закалки или нормализации обязательно подвергаются высокому отпуску (например, сталь 12Х2МФСР при 730-750 °С, 3ч), то в структуре стали всегда присутствует специальные карбиды.

Превращения в этих сталях при отпуске включают распад остаточного аустенита (содержание которого может составлять после закалки 3-8 %), выделение специальных карбидов, укрупнение и раскристаллизацию феррита. До 600 °С в сталях обнаруживаются в основном карбиды цементитного типа, а при 600-700 °С также карбид ванадия (типа MeC) в высокодисперсном состоянии. Повышение температуры отпуска сопровождается растворением карбидов и коагуляцией карбидов ванадия. В сталях, подвергнутых улучшению, специальные карбиды распределены равномерно, что может объяснить более однородным распределением дефектов структуры, как предпочтительных мест зарождения карбидов.

#### **2.4.2 Хромистые стали мартенситного и мартенситно-ферритного классов**

К ним относятся стали, содержащие от 5 до 13 % Cr и дополнительно легированные карбидообразующими элементами, такими как молибден, вольфрам, ниобий, ванадий, при содержании 0,08-0,22 % C.

В структуре этих сталей могут присутствовать следующие составляющие: мартенсит,  $\delta$  - феррит, карбиды ( $Me_{23}C_6$ ,  $Me_7C_3$ , MeC) и интерметаллиды, в основном фазы Лавеса  $Fe_2Mo$ ,  $Fe_2W$ ,  $Fe_2(Mo, W)$ .

По основным структурным составляющим эти стали подразделяют на мартенситные и мартенситно-ферритные, что определяется содержанием хрома, углерода и сочетанием дополнительных легирующих элементов. Состав и свойства некоторых типичных сталей этой группы приведены в таблица 2.7.

Таблица 2.7 - Состав и предел длительной прочности  $\sigma_{пл}$  некоторых хромистых теплоустойких сталей

Марка стали	Содержание основных легирующих элементов, %						Режим термической обработки	$t_{исп}$ °C	$\sigma_{пл}$ , МПа за время, ч.	
	C	Cr	Mo	V	W	Др-е			10 <sup>4</sup>	10 <sup>5</sup>
15X5	<0,15	4,5-6,0	-	-	-	-	Нормализация 850-870°C	-	-	-
15X5M	<0,15	4,5-6,0	0,45- 0,6	-	-	-	Нормализация 950-980°C Отпуск 840-880°C	480 540	180 100	150 75
15X5ВФ	<0,15	4,5-6,0	-	0,4- 0,6	0,4- 0,7	-	Отжиг 850°C 870°C	500 550	120 89	92 70
15X11MФ	<0,12-0,15	10,0- 11,5	0,6- 0,8	0,25- 0,4	-	-	Нормализация 1080- 1100°C Отпуск 720-740°C	500 550	190 120	- 100
14X12B2MФ	<0,10-0,17	11,0- 13,0	0,6- 0,9	0,15- 0,3	1,7- 2,2	-	Нормализация 1020- 1050°C Отпуск 700-730°C	600 575	100 170	143
12X8BM1БФР	<0,10-0,15	6,0-8,0	0,7- 1,0	0,2- 0,5	0,55- 0,8	1,15- 0,4Nb 0,005- 0,1B	Нормализация 1000- 1050°C Отпуск 700-720°C	585 630	155 140	130 118

Эти стали являются более теплоустойчивыми и жаростойкими, чем низколегированные стали. Они также более жаростойки в продуктах сгорания жидкого и твердого топлива, чем хромоникелевые аустенитные стали.

Хромистые стали этой группы обладают хорошими технологическими свойствами: высокой прочностью, пластичностью, ударной вязкостью. Кроме того, некоторые стали этой группы имеют высокую демпфирующую способность и удовлетворительную релаксационную стойкость.

Указанные стали применяют для различных деталей энергетического машиностроения (лопатки, трубы, крепежные детали, детали турбин и др.), в основном работающих длительное время при температурах 600-650 °C.

Стали типа 10X5 обладают сильной склонностью к охрупчиванию при температуре 475 °C. Поэтому применяют стали, дополнительно легированные молибденом или вольфрамом (0,4-0,7 %), что устраняет хрупкость этих сталей и повышает их теплоустойкость.

В эти стали вводят также другие элементы: кремний и алюминий для повышения жаростойкости, титан или ниобий для устранения склонности к закаливанию при охлаждении на воздухе благодаря связыванию углерода в специальные карбиды, а ванадий для повышения жаропрочности. Для длительной работы при повышенных температурах эти стали применяют после отжига 840-860 °C, что связано со стремлением получать возможно более стабильную структуру, состоящую из ферритной основы, легированной молибденом и вольфрамом, и дисперсных карбидов ванадия.

Повышение рабочих температур паросиловых установок потребовало применения в качестве теплоустойких сталей 12 % Cr. Эти стали имеют феррито-мартенситную или мартенситную структуру.

Необходимый уровень прочности и теплоустойкости этих сталей в значительной

степени определяется упрочнением вследствие фазового наклепа при мартенситном превращении и последующем дисперсионном твердении при отпуске или в процессе эксплуатации.

За счет введения дополнительных легирующих элементов в оптимальных количествах, т.е. комплексному легированию, удается повысить их жаропрочные свойства (таблица 2.8).

Таблица 2.8 - Влияние элементов на сопротивление ползучести 12 %-ной хромистой стали (аустенитизация 1250 °С + старение 650 °С)

Сочетание легирующих элементов	Деформация ползучести $\sigma = 125$ МПа, $t=800$ °С, % в течение, ч		Относительное сопротивление ползучести, %, при 600°С ( $\sigma = 125$ МПа, $\tau=300$ ч),
	300	1000	
Cr - Mo	3,34	-	4
Cr - Mo - V	0,5	-	26
Cr - Mo - V - Nb	0,13	0,23	100
Cr - Mo - V - Nb - N	0,081	0,137	160
Cr - Mo - V - Nb - N - B	0,067	-	194
Cr - Mo - V - Nb - Ti - N	0,065	0,090	200
Cr - Mo - V - Nb - Ti - N - B	0,063	0,078	243

Улучшение свариваемости этих сталей достигается снижением содержания углерода, что сопровождается увеличением количества феррита и образованием более пластичного мартенсита.

Стали с пониженным содержанием хрома (7-9 % Cr) пока не нашли широкого применения, но рассматриваются как перспективные, так как они более технологичны при термической обработке и сварке, хотя и несколько уступают сталям с 12 % Cr по жаропрочности. У этих сталей в структуре отсутствует  $\delta$ - феррит и мартенситное превращение протекает в более широком температурном интервале, причем на 100-200 °С выше.

Таким образом, увеличение жаропрочности 12 %-ных хромистых сталей достигается посредством комплексного легирования. Введение элементов, упрочняющих твердый раствор, добавки сильных карбидообразующих элементов, азота и бора приводят к образованию карбидных и карбидонитридных фаз высокой стабильности, а также упрочняющих интерметаллидных фаз, в основном фаз Лавеса.

Кобальт положительно влияет на свойства 12 %-ных хромистых сталей: при введении его количестве 4-6 % увеличивает жаропрочность и релаксационную стойкость, уменьшает содержание  $\delta$ - феррита. Влияние кобальта связывают с более заметным упрочнением сталей интерметаллидными частицами фаз типа  $AB_2$  (фаз Лавеса) и увеличением дисперсности карбидных частиц.

Такие стали (10X10K6BВ и 07X10K6MBФ) применяют в США и Англии. Считается, что присутствие в стали более 10-15 % структурно-свободного феррита снижает жаропрочность сталей, кратковременную и длительную пластичность и ударную вязкость.

Повышение жаропрочности обеспечивает мартенсит отпуска, который и при рабочих

температурах способен длительное время сохранять упрочнение, полученное в результате фазового наклепа при  $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -превращении.

Метастабильность мартенсита при нагреве под напряжением ускоряет процессы, протекающие при отпуске и старении этих сталей.

Термин "отпуск" применяют к сплавам, которые подвергнуты закалке с полиморфным превращением, а термин "старение" – в случае закалки без полиморфного превращения. Для 12 %-ных хромистых сталей, следовательно, более правильно использовать термин "отпуск", хотя во многих сталях этой группы присутствует структурно свободный феррит (до 10-15 %), который при закалке не испытывает полиморфного превращения и может подвергаться старению при последующем нагреве.

Отпуск сталей, предназначенных для длительной работы, обычно приводят при более высоких температурах (на 100-150 °С выше, чем рабочая температура соответствующих деталей), чтобы обеспечить стабильность структуры, и, следовательно свойств стали на весь ресурс эксплуатации. По данным различных авторов, в 12 %-ных хромистых сталях при повышении температуры отпуска имеют место следующие карбидные превращения:  $Me_3C \rightarrow Me_7C_3 \rightarrow Me_{23}C_6$ , а в сложнoleгированных сталях образуются также специальные карбиды ( $Mo_2C$ ,  $WC$ ,  $NbC$ ,  $VC$ ) и карбонитриды типа  $Nb(C, N)$ .

Важное значение в упрочнении этих сталей играют интерметаллидные фазы Лавеса типа  $AB_2$ , которые выделяются в интервале температур 550-600 °С в основном в участках  $\delta$ -феррита и в зависимости от соотношения легирующих элементов имеют состав  $Fe_2Mo$ ,  $Fe_2W$ ,  $Fe_2(Mo, W)$ .

Во всех сталях этого типа с увеличением длительности выдержки при отпуске 629 °С наблюдается постепенное снижение прочностных свойств, ударной вязкости и повышение пластических характеристик. При этом в стали увеличивается количество карбидных и интерметаллидных фаз, которые с увеличением длительности выдержки коагулируют. Более заметно укрупняются частицы кубического карбида  $Me_{23}C_6$  и интерметаллидных фаз Лавеса  $Fe_2(Mo, W)$ , а состав и размеры частиц карбонитридов ванадия и ниобия почти не изменяются. Причем чем сложнее по составу стали, чем выше в них содержание упрочняющих фаз и легированнее твердый раствор, тем выше их жаропрочность.

Таким образом, 12 %-ные хромистые стали используют как теплостойкий материал для длительной работы (до  $10^5$  ч) в интервале температур 450-650 °С и поставляют в виде сортового проката, горячедеформированного толстого листа (ГОСТ 7350-77), тонкого листа (ГОСТ 5582-75) и горячедеформированных (ГОСТ 9940-81) или холодно-теплодеформированных (ГОСТ 9941-81) труб.

## 2.5 Инструментальные быстрорежущие стали

Стали для инструментов высокой производительности называют быстрорежущими. Основной целью легирования быстрорежущей стали является получение жаро – и износостойкости. В связи с этим элементы, вводимые для изменения свойств.

Основными легирующими элементами  $W$ ,  $Mo$ ,  $V$ ,  $Cr$ ,  $Co$ , а эталоном служит сталь P18. По структуре быстрорежущая сталь принадлежит к ледебуритному классу. В этих сталях присутствуют сложные карбиды, количество которых составляет около 30 % от массы стали.

Карбиды имеют формулы  $Fe_4W_2C$ ,  $Fe_3W_3C$ ,  $(Fe,W)_6C$ , которые в общем виде можно записывать  $(Fe, W, Cr)_3C$  и  $V_2C$ . Чем выше температура, тем больше легирующих элементов

переходит в твердый раствор, тем меньше их содержится в стали (таблица 2.9).

Таблица 2.9 - Химический состав быстрорежущих сталей

Марка стали	C	Cr	W	Mo	V	Co
P0M2Ф3	1,10 – 1,25	3,8 – 4,6	–	2,3 – 2,9	2,6 – 3,3	–
P6M5	0,82 – 0,90	3,8 – 4,4	5,5 – 6,5	4,8 – 5,3	1,7 – 2,1	<0,50
P6M5Ф2К8	0,95 – 1,05	3,8 – 4,4	5,5 – 6,6	4,6 – 5,2	1,8 – 2,4	7,5 – 8,5
P9	0,85 – 0,95	3,8 – 4,4	8,5 – 10,0	< 1,0	2,0 – 2,6	–
P18	0,73 – 0,83	3,8 – 4,4	17,0 – 18,5	<1,0	1,0 – 1,4	<0,50

Быстрорежущие стали изготавливают как классическим способом (разливка стали в слитки, прокатка и проковка), так и методами порошковой металлургии (распыление струи жидкой стали азотом). Качество быстрорежущей стали в значительной степени определяется степенью ее прокованности. При недостаточной проковке изготовленной классическим способом стали наблюдается карбидная ликвация.

В настоящее время использование быстрорежущей стали существенно сократилось в связи с широким распространением твёрдых и сверх твердых сплавов.

Из быстрорежущей стали изготавливают в основном концевой инструмент (метчики, свёрла, фрезы небольших диаметров).

В токарной обработке резцы со сменными и напаянными твердосплавными пластинами почти полностью вытеснили резцы из быстрорежущей стали.

Сталь P9 рекомендуют для изготовления инструментов простой формы не требующих большого объема шлифовки, для обработки обычных конструкционных материалов (резцов, фрез, зенкеров).

Для фасонных и сложных инструментов (для нарезания резьб и зубьев), для которых основным требованием является высокая износостойкость, рекомендуют сталь P18 (вольфрамовая).

Кобальтовые быстрорежущие стали (P9K5, P9K10) применяют для обработки деталей из труднообрабатываемых коррозионно-стойких и жаропрочных сталей и сплавов, в условиях прерывистого резания, вибраций, недостаточного охлаждения.

Ванадиевые быстрорежущие стали (P9Ф5, P14Ф4) рекомендуют для изготовления инструментов для чистовой обработки (протяжки, развёртки, шеверы). Их можно применять для обработки труднообрабатываемых материалов при срезании стружек небольшого поперечного сечения.

Вольфрамомолибденовые стали (P9M4, P6M3) используют для инструментов, работающих в условиях черновой обработки, а также для изготовления протяжек, долбяков, шеверов, фрез.

## 2.6 Конструкционные износостойкие стали

Износостойкими называются стали, характеризующиеся высоким сопротивлением изнашиванию (шарикоподшипниковые, высокомарганцевые и др.). Шарикоподшипниковые стали марок ШХ6, ШХ9, ШХ15, ШХ15СГ применяются для изготовления колец, шариков и роликов подшипников качения.



Высокое содержание углерода (0,95-1,15 %) и хрома обеспечивают их высокую твердость. Кроме того, хром увеличивает прокаливаемость стали. Окончательной термической обработкой является закалка с температур 830-880 °С (в зависимости от марок стали) в масле и низкотемпературный отпуск при 150-160 °С на твердость не ниже 61-65 HRC.

Износостойкие стали применяют для изготовления деталей, работающих в условиях высоких давлений, ударных нагрузок с одновременным истиранием (трамвайные и железнодорожные стрелки и крестовины, гусеничные траки, звездочки, детали дробильных установок и др.).

Структура этой стали – высокоуглеродистый аустенит, легированный марганцем. Этот аустенит в условиях трения скольжения при больших удельных нагрузках и ударах наклёпывается и твердость стали повышается до 45-48 HRC при сохранении других свойств.

Высокомарганцевая сталь аустенитного класса 110Г13Л содержит 13 % Mn и 1,2 % C. Применяют эту сталь в литом и реже в деформированном состоянии.

Структура стали 110Г13Л в литом состоянии состоит из аустенита и избыточных карбидов типа  $(Fe, Mn)_3C$ . Выделение карбидов по границам зерен снижает прочность и вязкость стали. После закалки от 1050-1100 °С в воде в стали образуется структура устойчивого аустенита.

## 2.7 Мартенсито-стареющие стали

Мартенсито-стареющие стали (МСС) обладают хорошим сочетанием прочностных и технологических свойств. Разработаны стали, содержащие кроме железа и никеля Co, Mo, Ti, Al и Nb и Cr. Особенностью данных сталей является то, что в них низкое содержание углерода (менее 0,03 %), в связи с чем после закалки образуется «легкий» мартенсит.

Это стали на Fe-Ni основе, содержащие 7-20 % Ni, дополнительно легированные Co, Mo, Ti, Al и Nb (для повышения коррозионной стойкости добавляют Cr).

Классическими считают стали, содержащие 18-25% Ni и с минимальным содержанием углерода. Основные марки МСС приведены в таблице 2.10, а классификация МСС – на рисунке 2.1.

Наиболее интенсивно упрочняют стали такие легирующие элементы, как Ti и Al. Однако суммарное количество этих элементов не должно превышать 1 %.

При старении мартенсит обедняется легирующими элементами из-за выделения вторичных интерметаллидных фаз типа NiTi, NiTi, NiMo, FeMo, Ni(TiAl).

Причем, наибольшее упрочнение сталь достигает на стадии предвыделения, когда интерметаллиды еще когерентно связаны с матричным твердым раствором и имеют малые размеры.

При  $\gamma \rightarrow \alpha$  - превращении получается мартенсит с небольшой твердостью и невысокими прочностными свойствами. При отпуске углеродистых сталей происходит распад мартенсита с образованием ферритокарбидной смеси, что снижает прочности и твердости.

Мартенситно-стареющие стали применяют для изготовления деталей ответственного назначения, которым нужна высокая прочность и хорошая вязкость при низких и невысоких температурах. Эти стали используют в авиастроении, ракетостроении, машиностроении, в криогенной технике.

Таблица 2.10 - Механические свойства (средние) мартенсито-стареющих сталей

Сталь	T <sub>стар</sub> , °C	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	Ψ, %	δ, %	HRC
H18K9M5T (ЭИ637)	500	2 200	1 950	-	8	55
H18K12M5T2 (ЭИ11809)	500	2 450	2 350	35	7	60
H16K4M5T2Ю (ЭИ 89)	480	2 050	1 980	40	7,5	55
H17K12M5T (ЭИ 845)	500	2 050	2 000	45	8	54
H18K14M5T (ЭИ122)	480	2 400	-	35	9	57
X12H8K5M3T (ЭИ 90)	480	1 700	1 600	55	10	48
X12H2K16M4 (ЭИ124)	600	1 600	1 550	55	12	46
08X15H5Д2Т (ЭИ 410)	450	1 450	1 350	500	11	43
X11H10M2T (ЭИ678)	500	1 550	1 480	50	8	46

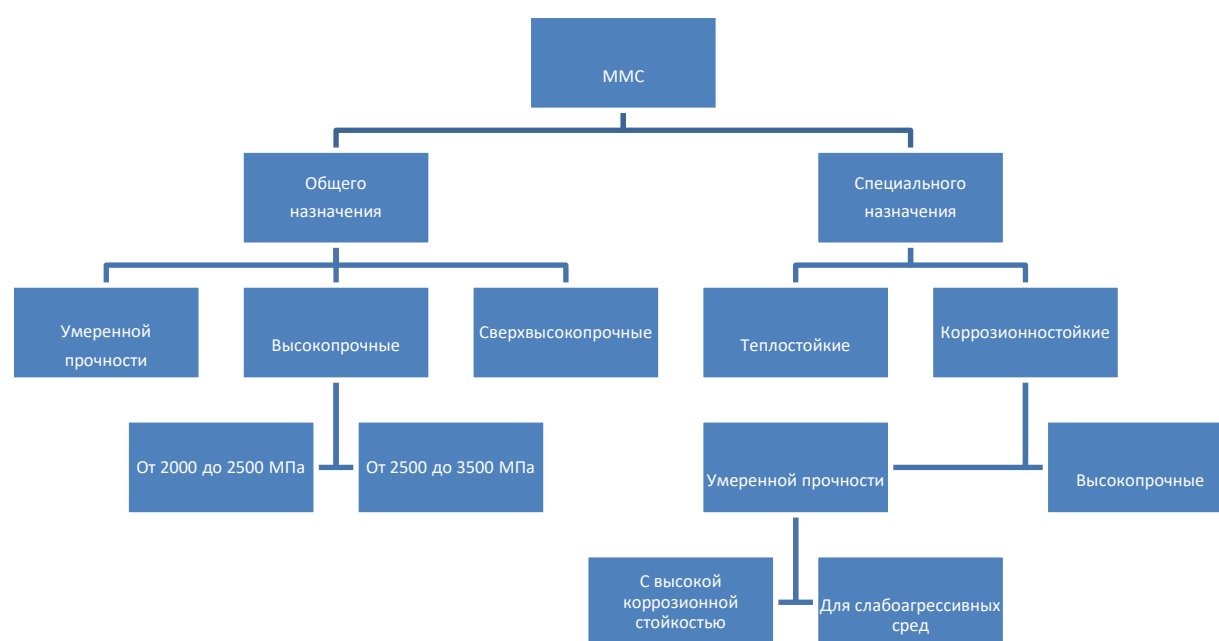


Рисунок 2.1 - Классификация мартенсито-стареющих сталей

Также эти стали можно использовать для изготовления пружин и упругих элементов, гибких гидравлических шлангов, подшипников и болтов, сосудов высокого давления, в часовой промышленности, полуфабрикаты в виде поковок, сортового проката, листов, полос, лент, труб.

## 2.8 Подшипниковые стали

Подшипники являются ответственными деталями машин и механизмов. Они определяют точность и производительность металлорежущих станков, надежность электродвигателей, качество автомобилей, тракторов, вагонов и т. д. а также ресурс работы машин и механизмов. Отечественная промышленность производит более 5 тысяч типоразмеров подшипников диаметром от 5 мм до 3,0 м.

Стали для подшипников по назначению составляют особую группу конструкционных сталей, но по составу и свойствам они близки к инструментальным сталям.

Характер работы подшипниковых сталей – высокие локальные нагрузки, и, как следствие этого, чрезвычайно высокие требования к чистоте стали по неметаллическим включениям, карбидной неоднородности и др. Основные требования, которые должны обеспечить подшипниковые стали следующие.

1. Высокая статическая – предельная нагрузка, при которой остаточные деформации в зоне контакта не превышают 0,01 % от диаметра шарика.

2. Высокое сопротивление контактной усталости, которая сильно зависит от наличия вредных примесей сульфидных и оксидных включений, водорода, поскольку подшипниковые стали флокеночувствительны.

При производстве подшипниковых сталей применяют рафинирующие переплавные процессы, позволяющие значительно снизить загрязненность стали неметаллическими включениями: ЭШП, ВИП, ПлП, ПДП, ВДП. При этом оставшиеся включения более равномерно распределяются в объеме слитка, уменьшается и средний размер включений.

Также контактную усталость повышает карбидная неоднородность (карбидная сетка, строчечные включения карбидов и т. п.). Для ее устранения этого дефекта проводят пластическую и термическую обработку.

Износостойкость повышают введением сталь  $\sim 1,0\%$  С и  $1,5\%$  Cr. Хром повышает износостойкость за счет увеличения количества карбидной фазы и меняет качественно ее состав, позволяя получать твердые специальные карбиды.

Высокое сопротивление малым пластическим деформациям наиболее актуально для подшипников точных приборов.

Размерная стабильность зависит от содержания остаточного аустенита в стали, так как остаточный аустенит является нестабильной структурной составляющей и при высоких нагрузках может превращаться в мартенсит, что сопровождается объемными изменениями.

Подшипниковые стали обычно классифицируются по условиям работы:

- стали общего назначения, используемые для изготовления деталей подшипников (колец, шариков, роликов), работающих при температурах от  $-60$   $+300$  °С в неагрессивных средах;
- стали специального назначения для теплостойких и коррозионностойких подшипников.

В таблице 2.11 приведены составы некоторых шарикоподшипниковых сталей.

Таблица 2.11 - Состав и область применения шарикоподшипниковых сталей

Марка стали	Содержание основных элементов					Область применения
	C	Si	Mn	Cr	Mo	
ШХ15	0,95–1,05	0,17–0,37	0,20–0,40	1,3–1,65	-	Рабочие температуры -60 $+300$ ° С. Для работы в агрессивных средах, для подшипников приборов
ШХ15СГ	0,95–1,05	0,40–0,65	0,90–1,20	1,3–1,65	-	
ШХ20СГ	0,95–1,05	0,55–0,85	1,40–1,70	1,4–1,7	-	
95Х18-Ш	0,9–1,1	0,8	0,7	17–19	-	
11Х18М	1,1–1,2	0,53–0,93	0,5–1,0	16,5–18	3,9–0,5–0,8	
8Х4М4В2Ф1Ш	0,75–0,85	0,40	0,40	4,4	3,9–4,4	
8Х4В9Ф2Ш	0,70–0,80	0,25	0,25	4,0–4,6	0,30	Рабочие температуры 300+500 °С

## 2.9 Пружинные стали

Пружинные стали предназначены для изготовления пружин, упругих элементов, пружинящих деталей приборов и механизмов, а так же рессор различного типа.

По способу изготовления пружинные стали делят на стали, упрочняемые путем пластической деформации и последующего стабилизирующего отпуска (старения), и стали, упрочняемые закалкой на пересыщенный твердый раствор и последующего отпуска (старения).

Пружинные материалы используют в виде проволоки или ленты, из которых затем путем навивки, резки или вырубки изготавливают пружины и пружинящие детали необходимой конфигурации.

Для пружинной проволоки или ленты часто применяют совмещенный способ упрочнения, включающий закалку на пересыщенный раствор и пластическую деформацию с последующим отпуском.

По назначению пружинные стали подразделяют на стали общего и специального назначения.

Стали общего назначения предназначены для изготовления изделий, обладающих высоким сопротивлением малым пластическим деформациям (предел упругости) и релаксационной стойкостью, при достаточной пластичности и вязкости, а для пружин, работающих при циклических нагрузках, и высоким сопротивлением усталости. Рабочая температура таких пружин обычно не более 100-120 °С.

Требования к свойствам пружинных сталей определяются условиями работы пружин и механизмов, которые очень разнообразны. Общим требованием ко всем пружинным сталям является обеспечение высокого сопротивления малым пластическим деформациям (предел упругости) и релаксационной стойкости (сопротивление релаксации напряжений).

Химический состав и свойства пружинных сталей общего назначения регламентируются в ГОСТ 14959-79 (таблица 2.12).

Пружинные стали общего назначения в виде проволоки или ленты можно упрочнять холодной пластической деформацией или закалкой на мартенсит с последующим отпуском.

Пластической деформацией особенно широко обрабатывают углеродистые стали с 0,65-1,2 % С. Готовые пружины подвергают стабилизирующему отпуску.

Таблица 2.12 - Химический состав и свойства пружинных сталей общего назначения

Марка стали	Содержание основных элементов, %				$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$
	C	Si	Mn	Cr				
70	0,67 - 0,75	0,17 - 0,37	0,50 - 0,80	<0,25	1050	850	9	30
85	0,82 - 0,90	0,17 - 0,37	0,50 - 0,80	<0,25	1150	1000	8	30
У9А	0,85 - 0,94	0,15 - 0,30	0,15 - 0,30	<0,15	-	-	-	-
У12А	1,15 - 1,24	0,15 - 0,30	0,15 - 0,30	<0,15	-	-	-	-
65Г	0,62 - 0,70	0,17 - 0,37	0,90 - 1,2	<0,25	1000	800	8	30
55ГС	0,52 - 0,60	0,50 - 0,80	0,60 - 0,90	<0,30	-	-	-	-
55ХГР	0,52 - 0,60	0,17 - 0,37	0,90 - 1,2	0,90 - 1,2	1400	1250	5	30
60С2	0,57 - 0,65	1,50 - 2,00	0,60 - 0,90	<0,30	1300	1200	6	25
70С3А	0,60 - 0,74	2,40 - 2,80	0,60 - 0,90	<0,30	1800	1600	6	25
50ХФА	0,46 - 0,54	0,17 - 0,37	0,50 - 0,80	0,80 - 1,1	1300	1100	8	35

Пружинные стали специального назначения кроме высоких значений предела упругости могут иметь еще высокую коррозионную стойкость, теплостойкость (высокое сопротивление релаксации при повышенных температурах), немагнитность и др. К таким сталям относятся высоколегированные мартенситные, мартенситно-старяющиеся и аустенитные стали.

В качестве коррозионностойких пружинных сталей применяют мартенситные стали.

Для получения высокой коррозионной стойкости стали легируют хромом в количестве более 12 % - стали типа 30X13 и 40X13 после закалки от температур 1000-1050 °С и отпуска. Режим отпуска зависит от назначения пружин. Для работы при комнатной температуре применяют отпуск при 300-350 °С, а для повышенных температур при 500-550 °С. Повышенная прокаливаемость таких сталей позволяет использовать их для пружин больших сечений. Для повышения релаксационной стойкости коррозионностойкие стали мартенситного класса дополнительно легируют вольфрамом, молибденом, ванадием и другими элементами. Так, сталь 12X12H2BMФ имеет рабочую температуру 350 °С, что на 50 С выше, чем у стали 30X13.

## 2.10 Высокопрочные стали

К высокопрочным относятся стали, временное сопротивление которых  $\sigma_B > 1600$  МПа (таблица 2.13). Стали с пределом текучести более 2000 МПа иногда называют сверхвысокопрочными.

Получение сталей высокой прочности неизбежно ведет к снижению пластичности и прежде всего сопротивления хрупкому разрушению. поэтому должны быть обеспечены оптимальная прочность и пластичность.

Высокопрочные стали должны иметь достаточные пластичность, сопротивление динамическим грузкам, ударную вязкость, усталостную прочность, и хорошую свариваемость.

При выплавке высокопрочных сталей применяют чистые шихтовые материалы, специальные методы выплавки, повышающие чистоту стали по неметаллическим включениям, газам и вредным примесям, такие как электрошлаковый переплав, вакуумные способы плавки и др., которые повышают пластичность стали.

Таблица 2.13 - Химический состав и свойства высокопрочных сталей

Марка стали	Страна	Содержание элементов (среднее),%					$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$
		C	Si	Cr	Mo	V				
40X5M2CФ	СССР	0,40	0,9	5,00	1,3	0,6		1720	12,0	40
40X5M2CФЕ		0,40	0,9	5,00	1,3	0,45	–	1930	12,0	49
40X5ФСБ		0,40	0,9	5,00	0,5	0,45	–	1630	13,4	41
H11	США	0,40	1,0	5,00	1,40	0,50	1670	2020	9	34
H13		0,40	1,00	5,00	1,30	1,00	1470	1810	5	–
Хро-Мау		0,35	1,00	5,00	1,40	0,30	–	1580	–	–
Пирлесс 56		0,40	1,00	3,25	2,55	0,35	1720	2100	8	–
MOG510	ФРГ	0,40	1,00	5,00	1,50	0,60	–	1920	–	–
HST120	Англия	0,30	0,20	3,00	2,00	0,45		1890	7	–
HST140		0,40	0,20	5,00	2,00	0,45	1780	2250	7	–

Хекла 174		0,36	1,35	5,30	1,30	1,00	–	2130	4	–
H50		0,40	0,63	5,00	1,30	0,80	1400	1980	10	–
Хромоди		0,35	1,00	5,00	1,50	1,00		1720	12,0	40

Термообработка высокопрочных сталей: закалка на мартенсит с низким отпускком (300-350 °С) и вторичное твердение в интервале температур 500-650 °С, а также специальные технологические процессы: термомеханическая обработка, волочение сталей со структурой тонкопластинчатой феррито-карбидной смеси, получение сталей со структурой сверхмелкого зерна и некоторые другие.

К высокопрочным сталям относятся пружинные, а также большинство мартенсито-старееющих сталей. Особая группа высокопрочных сталей со структурой метастабильного аустенита.

Высокопрочные стали применяют в изделиях, для которых важно минимальная массы при сохранении высокой прочности. Из них изготавливают: высокопрочные болты и крепежные изделия, некоторые виды тросов и пряжей, высокоскоростные роторы, валы и многие другие детали машин и механизмов. Высокопрочные стали используют в космической, ракетной, авиационной технике, приборостроении.

## 2.11 Рельсовые стали

Производство рельсов в нашей стране составляет около 3,5 % от общего производства готового проката, а грузонапряженность железных дорог постоянно увеличивается, это налагает особо высокие требования к качеству рельсов и стали для их изготовления.

Рельсы подразделяют:

- по типам Р50, Р65, Р65К (для наружных нитей кривых участков пути), Р75;
- категориям качества: В – рельсы термоупрочненные высшего качества, Т1, Т2 – рельсы термоупрочненные, Н – рельсы нетермоупрочненные;
- наличию болтовых отверстий: с отверстиями на обоих концах, без отверстий;
- способу выплавки стали: М – из мартеновской стали, К – из конвертерной стали, Э – из электростали;
- виду исходных заготовок: из слитков, из непрерывнолитых заготовок (НЛЗ);
- способу противоблоксной обработки: из вакуумированной стали, прошедшие контролируемое охлаждение или изотермическую выдержку.

Химический состав рельсовых сталей представлен в таблице 2.14. В марках стали буквы М, К и Э обозначают способ выплавки стали, цифры – среднюю массовую долю углерода, буквы Ф, С, Х, Т – легирование стали ванадием, кремнием, хромом и титаном, соответственно.

Таблица 2.14 - Химический состав рельсовых сталей (ГОСТ 51685 - 2000)

Тип рельса	Марка стали	Массовая доля элементов, мас.%								
		C	Mn	Si	V	Ti	Cr	P	S	Al
Р50, Р65, Р75	К78ХСФ	0,74-	0,75-	0,40-	0,05-0,15	—	0,40-	0,025	0,025	0,005
	Э78ХСФ	0,82		0,80						
	М76Ф	0,71-	1,15	0,25-	0,03-0,15	—	—	0,035	0,040	0,020
	К76Ф, Э76Ф									
М76Т			—	0,007-		0,035	0,040			

	К76Т, Э76Т					0,025		0,025	0,025	
	М76							0,035	0,040	0,025
	К76, Э76					—		0,025	0,025	

После горячей прокатки все рельсы подвергают изотермической обработке для удаления водорода с целью устранения возможности образования флокенов.

Рельсы поставляют для эксплуатации на железных дорогах незакаленными (сырыми) по всей длине и термоупрочненными по всей длине. Концы сырых рельсов подвергают поверхностной закалке с прокатного нагрева или нагрева ТВЧ.

В рельсовых сталях должны отсутствовать вытянутые прокатные строчки неметаллических включений (глинозема) длиной более 2 мм, так как они служат источником зарождения трещин.

Дальнейшее повышение эксплуатационной стойкости термически упрочненных рельсов может быть достигнуто легированием небольшими добавками ванадия (0,05 %), применение легированных сталей типа 75ГСТ, 75ХГМФ и др., а так же применение термомеханической обработки.

### **Контрольные вопросы**

1. Дайте общую классификацию сталей специального назначения?
2. Нержавеющие стали. Их классификация, свойства и область применения?
3. Жаропрочные и жаростойкие стали. Их классификация, свойства и область применения?
4. Инструментальные быстрорежущие стали. Их классификация, свойства и область применения?
5. Конструкционные износостойкие стали. Их классификация, свойства и область применения?
6. Мартенситно-старяющие стали. Их классификация, свойства и область применения?
7. Подшипниковые стали. Их классификация, свойства и область применения?
8. Пружинные стали. Их классификация, свойства и область применения?
9. Высокопрочные стали. Их классификация, свойства и область применения?
10. Рельсовые стали. Их классификация, свойства и область применения?

### 3 Прецизионные стали и сплавы

Прецизионные сплавы, благодаря высокому уровню свойств, образуют особую группу сплавов:

- магнитно-мягкие и магнитотвёрдые сплавы;
- сплавы с особыми тепловыми характеристиками;
- сплавы с особыми упругими свойствами;
- сверхпроводящие сплавы;
- сплавы с комплексом разнообразных физических свойств.

Промышленное производство прецизионных сплавов было впервые организовано в начале II-ой мировой войны.

Большинство прецизионных сплавов являются сплавами на основе металлов подгруппы железа: железа (Fe), кобальта (Co) и никеля (Ni).

Но с ростом требований к изделиям, обладающим высоким уровнем различных свойств, получили развитие прецизионные сплавы на основе марганца (Mn), хрома (Cr), титана (Ti), ниобия (Nb) и ванадия (V), а также ряда других переходных и редкоземельных металлов.

Прецизионные сплавы применяются в следующих областях: приборах электроники, радиотехники, космической техники и средствах связи; в устройствах и агрегатах бытовой техники: телефонные, радио-, телевизионные системы, криогенной технике и другие приборы.

#### 3.1 Магнитно-мягкие сплавы

Магнитно-мягкие стали применяют для получения магнитопроводов постоянного и переменного тока, применяемых для изготовления якорей и полюсов машин постоянного тока, роторов и статоров асинхронных двигателей, для магнитных цепей крупных электрических машин, силовых трансформаторов, аппаратов, приборов и т.д.

Общие требования, предъявляемые к магнитно-мягким материалам – высокая магнитная проницаемость  $\mu$ , низкая коэрцитивная сила  $H_c$ , а для деталей магнитопроводов, работающих в переменных магнитных полях – малые потери при перемагничивании и малые потери на вихревые токи Фуко.

Для получения минимальной коэрцитивной силы и высокой магнитной проницаемости ферромагнитный магнитно-мягкий материал должен быть чистым по примесям и неметаллическим включениям, иметь гомогенную структуру (чистый металл или твердый раствор). Даже слабый наклеп снижает магнитную проницаемость и повышает  $H_c$ . Поэтому сплав должен быть полностью рекристаллизован для устранения внутренних напряжений, вызываемых наклепом.

К магнитно-мягким сплавам предъявляются всё более сложные требования: сплавы не должны подвергаться температурным воздействиям, вибрации, воздействию ионизирующих излучений (не должны стареть) и т.д.

Старейшие магнитно-мягкие материалы – это сплавы системы Ni-Fe – пермаллои, изобретенный 1950 года Эльменом. Было разработано несколько десятков магнитно-мягких сплавов, в основном на основе систем Ni-Fe, Co-Fe, Fe-Al, Fe-Si.

В этой системе сплавы делят на две группы: никоникелевые (45-50 % Ni) и



высоконикиелевые (79-83 % Ni).

Низконикиелевые пермаллои (45Н, 50Н, 60НХС) имеют повышенную магнитную проницаемость и индукцию насыщения. Их свойства колеблются в пределах:  $\mu_n = 2000-3000$ ,  $\mu_{max} = 30000-35000$ ,  $B_H = 1,0-1,5$  Тл,  $H_C = 8-16$  А/м.

Высоконикиелевые пермаллои (79НМ, 81НМА, 80НХС) характеризуются очень высокой магнитной проницаемостью в слабых полях при сравнительно небольшой индукции насыщения и малой коэрцитивной силе:  $\mu_n = 20000-35000$ ,  $\mu_{max} = (1,0-1,2) \cdot 10^5$ ,  $B_H = 0,7-1,1$  Тл,  $H_C = 1,2-2,4$  А/м.

Пермаллои часто легируют Si, Mo и Cr, что приводит к уменьшению чувствительности к пластической деформации, повышению удельного электросопротивления (уменьшение потерь с вихревыми токами Фуко) и относительной магнитной проницаемости.

Индукцию насыщения  $B_H$  повышают присадками в пермаллои кобальта. Зарубежные аналоги таких сплавов получили название «перминвары» (37НКДП, 35НКХСП, 33НКМСП). «П» в обозначениях сплавов означает то, что их подвергают термообработке в магнитном поле.

Применяются также магнитно-мягкие сплавы на основе системы Co – Fe. Эти сплавы обычно легируют ванадием (50КФ). Зарубежные аналоги таких сплавов получили название «перминдюры». Положительным качеством сплавов этой системы является их способность сохранять ферромагнитные свойства при сравнительно высоких температурах. Основным недостатком этих сплавов – это низкие значения их удельного электросопротивления ( $\rho$ ).

Ряд магнитных сплавов разработан на основе системы Fe – Al. Среди легированных железоалюминиевых сплавов наиболее широко применяются 16ЮХ и 12ЮК (легированные Cr и Co). Сплавы системы Fe – Al ферромагнитны при содержании алюминия не свыше 17 %. Характерное влияние Al в этих сплавах проявляется в увеличении прочности, повышении стойкости к истиранию, росте удельного электросопротивления ( $\rho$ ). Резервы свойств сплавов на основе системы Fe – Al могут быть увеличены при легировании хромом (Cr) и рением (Re): 16ЮИХ.

Прецизионные сплавы на основе системы Fe – Si содержат кремния не более 7 %, так как сплавы с большим содержанием кремния непластичны и хрупки. Обычно содержание кремния в прецизионных магнитно-мягких сплавах 3-7 %. С повышением содержания кремния увеличивается магнитная проницаемость ( $\mu$ ), твёрдость (НВ), прочность ( $\sigma_b$ ). Кроме того, в сплавах Fe – Si при ударных нагрузках, вибрациях, сжатии и колебаниях температур наблюдается большая стабильность магнитных свойств, чем в сплавах системы Ni – Fe.

### 3.2 Магнитотвёрдые материалы

Эти стали и сплавы применяют для изготовления постоянных магнитов. Магнитная энергия постоянного магнита тем выше, чем больше остаточная магнитная индукция  $B_r$  и коэрцитивная сила  $H_C$ . Магнитная энергия пропорциональна произведению  $B_r H_C$ . Поскольку  $B_r$  ограничена магнитным насыщением ферромагнетика (железа), увеличение магнитной энергии достигается повышением коэрцитивной силы  $H_C$ .

Для получения высокой коэрцитивной силы стали должны иметь неравновесную структуру, обычно – мартенсит с высокой плотностью дефектов строения. Для постоянных магнитов применяют высокоуглеродистые стали с 1 % С, легированные хромом (3 %),

например EX3, а также одновременно хромом и кобальтом, например EX5K5, EX9K15M2. Легирующие элементы повышают, главным образом, коэрцитивную силу и магнитную энергию, а также улучшают температурную и механическую стабильность постоянного магнита. Хромистые и кобальтовые стали сравнительно легко обрабатываются давлением и резанием, но обладают относительно малой магнитной энергией. Коэрцитивная сила легированных сталей составляет 4,8-12 кА/м и остаточная индукция 0,8-1,0 Тл. Наиболее высокие магнитные свойства имеют стали EX5K5, EX9K15M2 после нормализации, высокого отпуска, закалки и низкого отпуска (при 100 °С).

В промышленности наиболее широко применяют сплавы типа алнико (ЮНДК15, ЮН14ДК25А, ЮНДК31ТЗБА, ЮНДК40Т8АА, ЮНДК35Т5БА, ЮНДК35Т5АА). Сплавы тверды, хрупки и не поддаются деформации, поэтому магниты из них изготавливают литьём.

Высокие магнитные свойства сплавы получают после нагрева до 1250-1280 °С и последующего охлаждения (закалки) с определенной (критической) для каждого сплава скоростью охлаждения; после закалки следует отпуск при 580-600 °С.

Для создания *магнитной* текстуры сплавы типа алнико подвергают термомагнитной обработке: нагреву до 1300 °С и охлаждению со скоростью 0,5-5 °С/с (в зависимости от состава сплава) в магнитном поле, приложенном вдоль направления важного для магнита данной конфигурации. Затем магнит отпускают при 625 °С. После такой обработки магнитные свойства сплавов становятся анизотропными, их магнитные характеристики ( $B_r$ ,  $H_c$ ,  $B_rH_c$ ) сильно возрастают в направлении приложенного магнитного поля (магнитная текстура).

Для изготовления магнитов применяют и порошковые сплавы системы Fe-Ni-Al. Эти сплавы проходят такую же термическую обработку, как и литые сплавы. Сплавы не обладают хрупкостью.

Некоторое применение нашли деформируемые сплавы 52КФА, 52КФБ и 52КФ13 (51-53 % Со, 11-13 % V, остальное – Fe), изготавливаемые в виде проволоки диаметром 0,5–3,0 мм, полос и лент толщиной 0,2–1,3 мм. После закалки и холодной деформации сплавы подвергают отпуску при 600–620 °С. Свойства сплавов после такой обработки: 58-62 HRC,  $H_c = 28$  кА/м и  $B_r = 85$  Тл (в зависимости от полуфабриката). Сплавы Fe-Ni-Al-Nb, содержащие 8,4-9,8 % Al, 3,7-4,2 % Nb и 20-25 % Ni (остальное Fe), в виде горячекатаных листов используют для изготовления малогабаритных магнитов. В промышленности используют сплавы на основе системы Fe-Co-Cr, достаточно хорошо деформируемые при прокатке.

Использование редкоземельных соединений дает возможность создавать материалы для постоянных магнитов малой массы с большой магнитной энергией  $B_rH_c$ . Наиболее эффективными для этой цели являются интерметаллические соединения кобальта с легкими редкоземельными металлами, такие как SmCo<sub>5</sub>, NdCo<sub>5</sub>, PrCo<sub>5</sub>.

### 3.3 Сплавы с заданным коэффициентом термического расширения

Сплавы с заданным коэффициентом термического расширения составляют одну из важнейших групп прецизионных сплавов.

Тепловое расширение – это увеличение линейных размеров и объёмов тел, происходящее при увеличении их температуры. Линейное тепловое расширение характерно для твёрдых тел. Объёмное тепловое расширение характерно для твёрдых тел и жидкостей.

Линейное тепловое расширение характеризуется коэффициентом  $\alpha$  ( $K^{-1}$ ), а объёмное тепловое расширение – коэффициентом  $\beta$  ( $K^{-1}$ ):

$$l = l_0(1 + \alpha t),$$

$$V = V_0(1 + \beta t),$$

где  $l$  и  $V$  – соответственно длина и объём тела при температуре  $t$ ,  $^{\circ}C$ ;  $l_0$  и  $V_0$  – соответственно длина и объём тела при температуре  $0^{\circ}C$ .

Для твёрдого изотропного тела между коэффициентами  $\alpha$  и  $\beta$  существует связь:

$$\beta = 3\alpha.$$

Более точными являются формулы:

$$\Delta l = l_0(at + bt^2)$$

$$l = l_0(1 + at + bt^2),$$

где  $a$  и  $b$  – коэффициенты, определяемые экспериментально для каждого сплава.

Коэффициент линейного расширения изменяется с изменением температурного интервала нагрева тела. Для большинства твёрдых тел  $\alpha = (10^{-6} - 10^{-5}) K^{-1}$ . Например, для чистого железа получена зависимость:

$$l = l_0(1 + 1,17 \cdot 10^{-5} t + 4,7 \cdot 10^{-9} t^2).$$

Аномалии термического расширения наблюдаются во многих бинарных сплавах. Существует две группы сплавов с заданным коэффициентом термического расширения:

- сплавы с аномально низким значением коэффициентом термического расширения ( $\alpha \approx 10^{-7} K^{-1}$ );

- сплавы с аномально высоким значением коэффициентом термического расширения.

Для создания той или иной группы сплавов положен принцип экспериментального поиска аномалий коэффициента термического расширения в зависимости от химического состава сплава (рисунок 3.1).

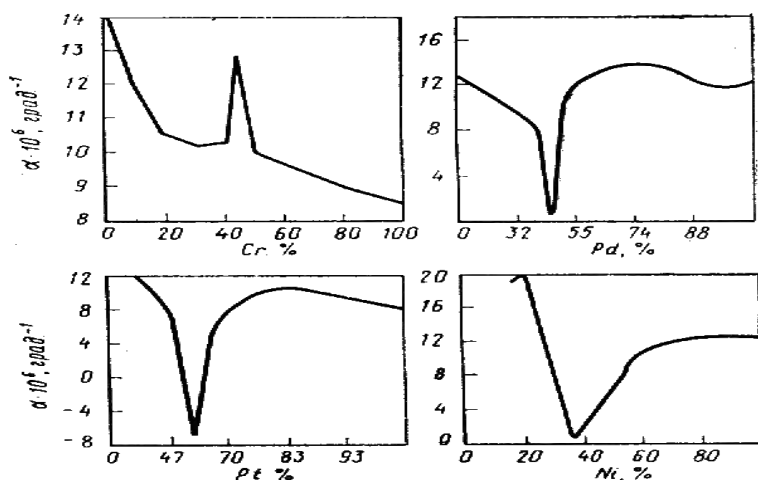


Рисунок 3.1 - Зависимость коэффициента термического расширения от состава для некоторых бинарных сплавов

В зависимости от назначения сплавы с аномалией коэффициента термического расширения должны обладать также хорошими механическими свойствами. Их используют для изготовления измерительных инструментов, которые не должны изменять свои размеры в определённом интервале температур, для изготовления многочисленных устройств вакуумной техники и пр.

Наибольшее применение получили сплавы на основе системы Fe – Ni. Аномалия коэффициента термического расширения сплавов на основе системы Fe – Ni имеет ферромагнитную природу: он минимален лишь в очень узком интервале содержания Ni, где он почти на порядок меньше, чем у чистых железа и никеля.

Среди бинарных железоникелевых сплавов с низким коэффициентом линейного расширения известен и всесторонне изучен сплав инвар. Его аналог – это сплав 36Н. При помощи специальной термомеханической обработки можно ещё более понизить и стабилизировать характерный для инвара весьма низкий коэффициент термического расширения.

Сплав суперинвар (32НКД) имеет ещё более низкий, чем у инвара коэффициент термического расширения и содержит небольшое количество легирующих элементов Со и Си. Отличительной особенностью сплава 35НКТ является сравнительно высокие механические свойства, приобретаемые в результате дисперсионного твердения. Основные характеристики сплавов с низким и заданным коэффициентами температурного расширения приведены в таблице 3.1.

Повсеместное признание получил сплав ковар (29НК). Этот сплав имеет низкий коэффициент температурного расширения в широком интервале положительных и отрицательных температур. Образующиеся в процессе пайки на поверхности этого сплава оксиды легко и полностью растворяются в определённых сортах тугоплавких стёкол, что является предпосылкой получения плотного и прочного спая.

Таблица 3.1 - Основные характеристики сплавов с низким и заданным коэффициентами температурного расширения

Сплав	$\alpha_{ср} \cdot 10^5, K^{-1}$	Точка Кюри, °С	$\rho, \text{мкОм} \cdot \text{м}$	$E, \text{МПа}$	$\sigma_b, \text{МПа}$	$\delta, \%$	$H_C, \text{А/м}$
Сплав с низким коэффициентом температурного расширения							
36Н	1,5 (20 – 100 °С)	220	0,82	14800	447	45	12,7
32НКД	1 (20 – 100 °С)	220	0,78	14100	451	41	12,7
35НКТ	3,5 (20 – 100 °С)	210	0,85	–	1110	17,5	15,1
Сплав с заданным коэффициентом температурного расширения							
47НД	9,5 (20 – 300 °С)	450	0,45	14700	510	40	22,3
47НХР	9,0 (20 – 300 °С)	340	0,9	13700	510	40	19,9
18ХМТФ, 18ХТФ	11,3 (20 – 500 °С)	580	0,62	22000	490	28	127,3

На практике для сплавов, подобных 29НК, требуется ещё больше уменьшить значение коэффициента термического расширения или увеличить температуру Кюри, то есть расширить температурную область использования сплава. Для удовлетворения подобных требований разработаны две модификации сплава 29НК: 30НКД, 33НК.

К сплавам с заданным коэффициентом температурного расширения следует отнести и сплавы с особо высоким коэффициентом температурного расширения. Такие сплавы созданы на основе Mn. Из числа промышленных сплавов на основе Mn следует выделить сплав 75ГНД: он успешно применяется в производстве термостатических биметаллов в качестве их активной составляющей. Сплав с низким коэффициентом температурного расширения используется для изготовления пассивной составляющей. Коэффициент температурного расширения сплава 75ГНД в несколько десятков раз больше, чем у сплавов, применяемых для изготовления пассивной составляющей.

### 3.4 Сплавы с особыми упругими свойствами

Основное свойство, которыми должны обладать пружинные стали и сплавы со специальными упругими свойствами – высокое сопротивление малым пластическим деформациям в условиях кратковременного (предел упругости,  $\sigma_{упр.}$ ) и длительного (релаксационная стойкость) нагружения:

$$\left( \frac{\sigma_0 - \sigma_i}{\sigma_0} \cdot 100\% \right).$$

Эти свойства зависят от состава и структуры этих материалов и внешних условий: температуры, коррозионной активности внешней среды и др.

Сопротивление малым пластическим деформациям определяет весь комплекс свойств пружинных сталей и сплавов.

Для достижения высокого сопротивления малым пластическим деформациям необходимо обеспечить равномерное распределение дислокаций при их высокой плотности, полном их закреплении, чтобы в максимальной степени затормозить развитие самых начальных стадий пластической деформации. Достижение данного структурного состояния обеспечивается разными механизмами упрочнения или их одновременным использованием.

Наиболее широко используются механизмы упрочнения, основанные на протекании мартенситного превращения ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ), на выделении избыточной высокодисперсной фазы, на внутрифазовых превращениях с образованием ближнего упорядочения или ближнего расслоения, на использовании деформационного наклёпа.

Эти материалы классифицируют по основным способам упрочнения и назначению. По основным способам упрочнения различают:

- сплавы, упрочняемые холодной пластической деформацией и последующим низкотемпературным нагревом [стали перлитного класса (0,4-1,2 % С);
- стали аустенитного класса; сплавы меди (латуни и бронзы);
- сплавы, упрочняемые в результате мартенситного превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$  (мартенситно-старяющие углеродистые и легированные стали);
- сплавы, упрочняемые в результате дисперсного твердения (старения) – это сплавы на основе систем Fe-Ni, Fe-Ni-Cr, Co-Ni-Cr, Ni-Cr и др., с добавками главным образом Ti, Al или Nb, образующих упрочняющие фазы, выделяющиеся в дисперсной форме при последующем старении или отпуске.

По назначению различают пружинные стали и сплавы общего назначения и специального назначения. Пружинные стали общего назначения должны обладать высоким

сопротивлением малым пластическим деформациям (предел упругости,  $\sigma_{упр.}$ ), высоким пределами прочности ( $\sigma_6$ ) при достаточной вязкости (KCV, KCU), а также повышенной усталостной прочностью ( $\sigma_{-1}$ ) и релаксационной стойкостью ( $\sigma_{полз. \downarrow}$ );  $\frac{\sigma_0 - \sigma_i}{\sigma_0} \cdot 100\%$ .

К ним относятся:

- углеродистые стали перлитного класса (65, У9А, У12А);
- легированные стали перлитного класса (60Г, 70С3А, 50ХФ);
- стали мартенситного класса (20Х13).

Пружинные стали и сплавы специального назначения кроме вышеперечисленных качеств должны иметь повышенная коррозионная стойкость, немагнитность, малое удельное электросопротивление, независимость модуля упругости от температуры.

Стали и сплавы, относящиеся к этому классу, делятся на следующие группы:

- коррозионно-стойкие;
- немагнитные;
- элинварные ( $\frac{\partial E}{\partial T} \rightarrow 0$ , 30-45 % Ni и 6-13 % Cr);
- теплостойкие.

Эти стали и сплавы выполняются на основе систем Fe-Ni-Cr, Ni-Cr, Co-Ni-Cr-Mo, которые представляют собой стали мартенситного класса (20Х13), аустенитного класса (12Х18Н9Т), аустенитно-мартенситного класса (09Х15Н8Ю), мартенситно-старееющие стали (03Х12Н10Д2Т), аустенитные сплавы.

Применение сплавов со специальными упругими свойствами непрерывно расширяется. Их выдающиеся свойства следующие:  
высокий модуль упругости ( $E$ );

- малый температурный коэффициент модуля упругости ( $\frac{\partial E}{\partial T} \rightarrow 0$ );
- высокая прочность и твердость ( $\sigma_6, HB$ );
- высокая коррозионная устойчивость;
- теплостойкость, немагнитность ( $\mu \approx 1$ ).

Основой таких сплавов являются железо, никель и кобальт.

Железоникелевые сплавы имеют минимальное значение модуля упругости при 36 % Ni и в то же время наибольший температурный коэффициент  $\frac{\partial E}{\partial T}$ . Оптимальное сочетание

модуля упругости и температурного коэффициента  $\frac{\partial E}{\partial T}$  достигается на сплавах с 30-45 % Ni.

С помощью дополнительного легирования этой основы можно изменять обе эти характеристики в заданных пределах. Эти элементы должны упрочнять твёрдый раствор.

Сплавы с минимальным температурным коэффициентом  $\frac{\partial E}{\partial T}$  называются элинварами (30-45% Ni и 6-13% Cr). Сплав 35 НХМВ идёт на изготовление волосков – деталей часового механизма. Сплав 42НХТЮА – аналог зарубежного сплава *ниспен*; этот сплав, а также 44НХТЮ, замечателен тем, что изменение температуры не изменяет частоту колебаний изделий из этих материалов.

Сплавы системы Co-Cr-Ni обладают непревзойдёнными упругими и прочностными

свойствами (40КХНМ, 40КНХМВ, 40КНХМВТЮ и др.). Упругие элементы, изготавливаемые из этих сплавов, отличаются высокой эксплуатационной долговечностью. Так, пружина из сплава 40КХНМ способна выдерживать циклические нагрузки в четыре раза больше, чем нагрузки, выдерживаемые пружиной из углеродистой стали. Теплостойкость сплавов граничит с жаропрочностью и жаростойкостью: упругие элементы, изготавливаемые из этих сплавов, могут применяться в устройствах с температурой до 500°C. Легирование этих сплавов увеличивает их прочность. Установлено, что добавка рения Re к сплаву 40 КХНМ повышает твёрдость на 10-12%.

### 3.5 Сверхпроводящие материалы

Зависимость удельного электросопротивления металлов и сплавов монотонно снижается при уменьшении температуры в довольно широких её пределах:

$$\rho = \rho_0(1 + \alpha t),$$

где  $\rho$  и  $\rho_0$  – удельное электросопротивление при температуре  $t$  и при 0 °С соответственно,  $\alpha$  – температурный коэффициент сопротивления, К<sup>-1</sup>.

При определённых низких температурах у некоторых металлов удельное сопротивление скачком уменьшается до нуля. Это явление называется *сверхпроводимостью*, оно имеет квантовую природу. Температура перехода в сверхпроводящее состояние – это критическая температура  $T_k$ . За исключением металлов первой и восьмой групп периодической системы Д.И. Менделеева, и щёлочноземельных металлов, все остальные металлы способны переходить в сверхпроводящее состояние. В сверхпроводящее состояние могут переходить также различные сплавы и химические соединения.

Значения  $T_k$  большинства материалов лежат ниже температуры кипения жидкого водорода (20,4 К). Явление сверхпроводимости может быть разрушено сильным магнитным полем, даже если температура металла ниже температуры перехода в сверхпроводящее состояние. Напряжённость такого магнитного поля называется критической напряжённостью  $H_{кр}$ . Если  $H > H_{кр}$ , то сверхпроводник переходит в нормальное состояние. С ростом температуры значение  $H_{кр}$  уменьшается и при  $T \geq T_k$  обращается в нуль. Различают сверхпроводники первого и второго рода по значениям критической напряжённости: если критическая напряжённость имеет порядок нескольких тысяч и выше – это сверхпроводник второго рода, в противном случае – первого (таблица 3.2).

Одно из важнейших направлений в металлургии прецизионных сплавов – это разработка сплавов обладающими сверхпроводящими свойствами в условиях не сверхнизких температур и сильных магнитных полей.

Хотя явление сверхпроводимости было открыто Камерлинг-Онессом давно – в 1911 г., практическое его использование сдерживалось из-за отсутствия жёстких сверхпроводников – сплавов, сочетающих сверхпроводимость в сильных магнитных полях с высокой пластичностью, необходимой для получения ленты и проволоки, используемой при изготовлении сверхмощных малогабаритных электромагнитов. При использовании сверхпроводящих сплавов удаётся создавать мощные и экономически эффективные магнитные установки. Из большого числа разработанных сплавов, особенно эффективными оказались сплавы системы Ti-Nb типа 65БТ, 50БТ, 35 БТ. Они так пластичны, что могут быть

изготовлены в виде тонкой холоднотянутой проволоки и ленты.

Таблица 3.2 - Свойства некоторых сверхпроводящих материалов

№ п/п*	Материал	$T_c$ , К	$H_c$ , кА/м
1	Pb	7,2	63,66
2	Ta	4,5	66,05
3	Sn	3,7	24,67
4	Al	1,2	7,96
5	Zn	0,88	4,22
6	W	0,01	0,08
7	Nb	9,25	318,31
8	65BT	9,7	7957,75
9	Сплав Ti-Ni	9,8	7957,75
10	$V_3Ga$	14,5	27852,12
11	$Nb_3Sn$	18	19894,37
12	$(Nb_3Al)_4Nb_3Ge$	20	–
13	$Nb_3Ge$	23	–
14	GeTe	0,17	10,35
15	$SrTiO_3$	0,2-0,4	23,87

Примечание: \* Материалы №№ 1-6 это сверхпроводники первого рода, №№ 7-12 – сверхпроводники второго рода, №№ 13-15 – полупроводниковые сверхпроводники.

Основа сплавов иного типа – это титан, хотя получение особо чистого титана всё ещё сравнительно ложный технологический процесс. В последние годы в результате исследований были разработаны немагнитные сверхпроводящие сплавы типа 78ТМ, 73ТФ, 73ТФЮ. Их свойства приведены в таблице 3.3.

Таблица 3.3 - Свойства сверхпроводников на основе титана

Сплав	$\lambda$ , Вт/(м·К)	$\rho$ , мкОм·м	$\alpha \cdot 10^3$ , $K^{-1}$	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
78ТМ	9,2	1,3	0,1	1080	10
73ТФ	9,2	1,25	0,2	1100	10
73ТФЮ	7,6	1,4	0,2	1100	9

### 3.6 Твёрдые материалы

Твёрдыми называют материалы, изготовленные методами порошковой металлургии и состоящие из карбидов тугоплавких металлов (WC, TiC, TaC), соединённых кобальтовой связкой.

Существуют твёрдые материалы трёх групп: вольфрамовые (BK3, BK6, BK8, BK10), титан вольфрамовые (T30K4, T15K6, T14K8, T5K10, T5K12), титано-тантало-вольфрамовые (TT7K12, TT8K6, TT10K8-Б, TT20K9). Если в марке стоит буква «М», например BK6-М, то материал изготовлен из мелких порошков, «ОМ» – из слабо мелких, а «BK» – особо крупный карбид вольфрама WC. В марках первые буквы обозначают группу, к которой принадлежит материал BK – (W), T – (Ti-W), TT – (Ti-Ta-W). Цифры в вольфрамовой группе – это количество кобальта; первые цифры в титановольфрамовой группе – это количество TiC, а



вторые – это количество кобальта; первые цифры в титано-тантало-вольфрамовой группе – это количество карбидов титана и тантала в сумме, а вторые – это количество кобальта.

Для чистовой обработки трудно обрабатываемых материалов и закалённой стали ( $HRC \geq 55$ ) используют режущий инструмент, оснащённый пластинами из синтетических поликристаллических сверх твёрдых материалов на основе нитрида бора – композитов. В исходный нитрид бора вводят различные легирующие добавки и наполнители и получают прочно связанные мельчайшие кристаллиты (поликристаллы). К группе сверхтвёрдых материалов относятся: композит 01 (эльбор-Р), композит 02 (белбор), композит 10 (гексанит – Р).

Разработаны твёрдые материалы, не содержащие дефицитного вольфрама. Их выпускают на основе TiC-Ni-Mo (сплав ТН-20) и на основе карбонитрида титана Ti(NC)-Ni-Mo (КНТ-16).

### 3.7 Полупроводниковые материалы

Полупроводники – это широкий класс веществ, характеризующихся значениями электропроводности, промежуточными между электропроводностью металлов ( $\kappa = 10^6-10^8 \text{ Ом}^{-1}\cdot\text{м}^{-1}$ ) и диэлектриков ( $\kappa = 10^{-10}-10^{-8} \text{ Ом}^{-1}\cdot\text{м}^{-1}$ ). Характерной особенностью полупроводников, отличающей их от проводников первого рода (металлов), является резкое возрастание электропроводности их с ростом температуры. Как правило, удельная электропроводность полупроводников меняется с температурой по экспоненциальному закону. Для полупроводников, не содержащих примесей:

$$\kappa = \kappa_0 e^{\frac{-\Delta E}{2kT}},$$

где  $\Delta E$  – ширина запрещённой зоны, эВ ( $1\text{эВ} = 1,6 \cdot 10^{-19} \text{ Дж}$ ).

Электропроводность полупроводников сильно зависит от содержания примесей и наличия дефектов кристаллической решётки, а также от различного рода внешних воздействий (например, различных излучений). Возможность управлять электропроводностью с помощью изменения температуры, легирования и т.д. – это основа применения полупроводников. Свойства некоторых полупроводников приведены в таблице 3.4. В таблице 3.4  $u_-$  и  $u_+$  – это абсолютные подвижности электронов и дырок соответственно.

Таблица 3.4 - Свойства некоторых полупроводников

Полупроводник	$n_{л.}, ^\circ\text{C}$	$\Delta E, \text{эВ}$	$u_-, \text{см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$	$u_+, \text{см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$
1	2	3	4	5
В	2300	1,1	10	10
С (алмаз)	4027	6	1800	1600
Si	1410	1,12	1500	600
Ge	937	0,75	3900	1900
Sn (серое)	–	0,08	3000	–
Te	449	0,36	1700	1200
In	113,5	1,3	25	–

Полупроводник	$n_{л.}, ^\circ\text{C}$	$\Delta E, \text{эВ}$	$\mu_{-}, \text{см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$	$\mu_{+}, \text{см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$
1	2	3	4	5
SiC	3100	–	400	50
AlSb	1050	–	200	420
BP	1300	–	200	420
GaN	1700	–	–	–
GaSb	706	–	4000	1400
GaAs	1239	–	8500	400
GaP	1467	–	110	75
InSb	527	–	78000	750
InAs	943	–	33000	460
InP	1060	–	4600	150
CdS	1750	–	300	50
CdSe	1258	–	800	–
CdTe	1045	1,45	450	100
ZnO	1975	3,2	200	–
ZnS	1650	–	165	–
ZnTe	1240	0,6	100	–
PbS	1114	1,2	650	800
PbSe	1065	0,5	1400	1400
Ag <sub>2</sub> Te	955	0,17	4000	100
AgBr	430	1,35	35	–
B <sub>2</sub> Te <sub>3</sub>	585	0,25	600	–

Полупроводники подразделяют на несколько групп по их строению.

*Элементы IV группы* – Si и Ge – это классические полупроводники. Они наиболее полно изучены и широко применяются в электронике.

*Алмазоподобные полупроводники.* Это соединения элементов III группы (B, Al, Ga, In) с элементами V группы (P, As, Sb): GaAs, InSb, InP, GaP и др.

*Элементы V и VI групп и их аналоги:* Te, Se, As, Sb, Bi, PbSe, PbS, PbTe, GeTe, SnTe и др.

*Соединения элементов IV и VI группы с переходными или редкоземельными металлами и элементами II группы,* например с Ti, V, Mn, Fe, Ni, Sm, Eu, Gd, Mg, Hg, Zn, Cd и др., а также другие типы неорганических веществ.

*Органические полупроводники.* Это некоторые кристаллы и полимеры на основе тетрацианхинодимера, комплексы на основе перилена, виолантрена и др.

Общим свойством полупроводников является наличие двух типов разноименно заряженных носителей тока – электронов и дырок. В идеальных кристаллах эти носители всегда появляются парами. Но это не означает, что их вклад в электропроводность одинаков, так как скорость их перемещения различна.

О скорости перемещения электронов и дырок можно судить по их абсолютной подвижности  $\mu_{\pm}$ , выражаемой в  $\text{м}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$  или  $\text{см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$ :

$$u_{\pm} = \frac{V_{\pm}}{E},$$

где  $V_{\pm}$  – это скорость движения частиц, м/с;  $E$  – напряжённость электрического поля, В/м.

Таким образом, абсолютная подвижность частицы – это скорость её перемещения, приобретаемая в электрическом поле напряжённостью 1В/м. В реальных кристаллах вследствие наличия примесей и дефектов кристаллической решётки, равенство концентраций электронов и дырок нарушается, поэтому электропроводность осуществляется в этом случае преимущественно только одним типом носителей. Примеси в полупроводниках бывают двух типов – донорные и акцепторные. Донорные примеси – это примеси, поставляющие электроны проводимости без возникновения такого же количества дырок. Например, примесь As в кремнии – это донорная примесь, а такой полупроводник называется полупроводником n-типа. Акцепторные примеси – это примеси, захватывающие электроны и создающие тем самым избыточное количество дырок. Например, примесь In в кремнии – это акцепторная примесь, а такой полупроводник называется полупроводником p-типа.

Главные технические задачи полупроводниковой технологии – это получение полупроводниковых материалов с заданными свойствами, включая реализацию сложных полупроводниковых структур (сложных совокупностей p-n переходов). Образование p-n переходов сводится к введению в полупроводник необходимого количества нужных примесей. В настоящее время распространены три способа получения p-n переходов: сплавление, диффузия, ионное внедрение (имплантация).

Основные контролируемые параметры полупроводников:

- химический состав;
- тип проводимости;
- удельная электропроводность;
- время жизни носителей;
- подвижность носителей;
- уровень легирования.

Исходными материалами для создания полупроводниковых приборов являются материалы, которые должны иметь строго заданные состав и структуру. Нередко эти материалы должны обладать исключительно высокой чистотой и совершенством структуры. В этой связи предъявляются очень жёсткие требования к условиям производства по влажности, запылённости, спецодежде и чистоте рук и т.п. Так, одна пылинка в несколько микрон, попавшая на поверхность пластинки в ходе изготовления полупроводника, всегда приводит к неисправимому браку. Поэтому воздух в таких цехах не должен содержать более четырёх пылинок размером  $\leq 0,5$ мкм в 1 литре.

### 3.8 Порошковые материалы

Материалы, полученные методами порошковой металлургии, называются порошковыми материалами или спечёнными материалами.

Первые спечённые материалы – это платиновые изделия и полуфабрикаты (чаши, тигли, медали) были изготовлены П.Г. Соболевским и В.В. Любарским в 1826 г. На рубеже XIX – XX веков были изготовлены тугоплавкие спечённые материалы, например, вольфрам,

получение которого плавлением ( $T_{пл}=3680\text{K}$ ) было тогда невозможно. Первые композиты из спечённых материалов, которые можно получать только порошковой металлургией были изготовлены в 1900 г. Это композит медь – графит для щёток генераторов и электродвигателей. Во время I мировой войны были разработаны магнитодиэлектрики на основе ферромагнитных металлических порошков, распределённых в диэлектрической связке. В начале 30-х годов XX века начали выпускать спечённые твёрдые сплавы на основе систем вольфрам – медь, серебро – графит и др. композиции из спечённых материалов на основе Cu, Sn, Pb, Zn с добавками неметаллических компонентов (обычно  $\text{SiO}_2$ ) для фрикционных дисков.

В дальнейшем производство пористых спечённых материалов непрерывно прогрессировало, и на их основе стали получать: металлические фильтры для тонкой очистки жидкостей и газов; снарядные пояски из пористого железа, заменявшие медные во время II мировой войны; порошковые материалы для топливных элементов; порошковые материалы для антиобледенителей в самолётах; пламегасители во взрывоопасной атмосфере; порошковые материалы для химических реакций; порошковые материалы для транспорта сыпучих материалов в «кипящем» слое и др.

В 30-х годах началось массовое производство спечённых материалов на основе железа и меди в виде точных деталей, не требующих обработки резанием (шестерни, зубчатые колёса и др.). С 50-х годов для атомной промышленности получают спечённый бериллий, так как литой бериллий крупнозернистый и обладает пониженными механическими свойствами. В конце 60-х начали производить спечённую быстрорежущую сталь. В 70-х годах разработаны теплообменные металлические трубы с пористым слоем из меди, никеля, нержавеющей стали и жаропрочные порошковые суперсплавы на основе никеля.

Последняя по времени возникновения группа спечённых материалов – это высококачественные спечённые материалы, которые по свойствам (прочность, жаропрочность, износостойкость и др.) превосходят литые сплавы аналогичного состава и назначения (у литых сплавов крупнее зерно и есть ликвация). Получены жаростойкие спечённые материалы на основе Ni-Mo, Ni-Cr, Ni-Mo-Cr.

В общем виде технологический процесс порошковой металлургии состоит из четырёх основных этапов:

- 1) производство порошков;
- 2) смешивание порошков;
- 3) уплотнение (прессование, брикетирование);
- 4) спекание.

Основные способы производства порошковых материалов представлены в таблице 3.5.

Производство порошковых материалов развивается в связи с рядом их преимуществ по сравнению с металлическими материалами, получаемыми плавлением. Путём плавления трудно или даже невозможно производить материалы с некоторыми особенностями свойств и состава: композиции из металлических и неметаллических материалов и псевдосплавы из компонентов, не смешивающихся в жидком виде (Fe-Pb, W-Cu и др.); пористые металлы и материалы (самосмазывающиеся подшипники, например). Их можно изготовить только способами порошковой металлургии. Путём спекания получают сразу готовые изделия, не требующие дальнейшей обработки резанием. Спечённые материалы в ряде случаев имеют более высокий уровень свойств, чем аналогичные материалы, получаемые плавлением (например, некоторые быстрорежущие и твёрдые материалы, жаропрочные сплавы,

бериллий и др.).

Производство спечённых материалов развивается более высокими темпами, чем получение плавящихся металлических материалов, так с 1964 по 1972 годы выпуск спечённых материалов в США возрос в 2,5 раза, а в Японии в 4 раза.

Таблица 3.5 – Основные способы получения порошковых материалов

Степень нагруженности деталей	Класс точности	Группа сложности	Низкосерийное производство		Среднесерийное массовое производство	
			Основные технологические операции	Дополнительные операции	Основные технологические операции	Дополнительные операции
Малонагруженные	4-7	1-7	А	М, И, П	А	К, И, П
	1-3	1-7	А	М, И, П	А, Б	К, И, П
Умереннонагруженные	4, 7	1-7	Б, Е, Ж	М, ТО, И, П	Б, Е, Ж	И, П
	1, 3	1-4	Б	М, ТО, И, П	Б	ТО, И, П
		5, 7	Б	ТО, Д, И, П	Б	ТО, Д, И, П
Средненагруженные	4-7	1-7	Г, Е, Ж	М, ТО, П	Г, Е, Ж	ТО, П
	1-3	1-7	В, Г, Ж	ТО, Д, П	В, Г, Ж	ТО, П, Д
Тяжелонагруженные	4-7	1-7	В, Г, Н	М, ТО, П	В, Г, Н	ТО, П
	1-3	1-7	В, Г, Н	ТО, Д, П	В, Г, Н	ТО, Д, П

Примечание: А – холодное прессование + спекание. Б – двойное прессование + спекание. В – холодное прессование + спекание + холодная штамповка + отжиг. Г – холодное прессование + спекание + горячая штамповка + отжиг. Д – шлифовка или доводка. Е – холодное прессование + пропитка легким металлом. Ж – спекание порошка в форме + пропитка легким металлом. И – пропитка кремнийорганической жидкостью и полимеризация. К – калибровка. М – механическая обработка. Н – холодное прессование + спекание + горячая штамповка с истечением металла + отжиг. П – нанесение покрытий. ТО – термическая обработка

Имеются следующие ограничения по применению спечённых материалов:

- наибольший экономический эффект возможен лишь при достаточно массовом выпуске деталей;
- высокая стоимость исходных порошков;
- необходимость получения достаточно чистых по примесям исходных порошков, особенно железа и его сплавов, так как спечённые материалы не могут быть эффективно очищены от примесей, находящихся в исходных материалах.

Последнее ограничение постепенно теряет своё значение ввиду расширения производства порошков методом распыления расплава железа.

### Контрольные вопросы

1. Дайте общую классификацию прецизионных сталей?
2. Магнитные материалы: их классификация, свойства и область применения.
3. Сверхпроводящие материалы. Их классификация, свойства и область применения.
4. Твердые материалы. Их классификация, свойства и область применения.
5. Полупроводниковые материалы. Их классификация, свойства и область применения.
6. Порошковые материалы. Их классификация, свойства и область применения.

## 4 Способы получения металлов и сплавов высокого качества

Традиционными методами выплавки и разливки в ряде случаев нельзя получить металл требуемого качества. Взаимодействие жидкой стали в процессе выплавки и разливки с огнеупорными материалами, шлаком и атмосферой неизбежно приводит к значительному загрязнению металла неметаллическими включениями и газами.

Затвердевание металла в изложницах сопровождается кристаллизационными дефектами (усадочные раковины, пористость, трещины и т.д.) и ликвацией.

Для повышения чистоты металлов и улучшения их физико-химических свойств металлурги используют различные виды воздействия на металл. Эти виды воздействия можно условно разделить на четыре группы:

1) применение шлаков или газов в качестве рафинирующих реагентов для проведения реакций дефосфорации и десульфурации, экстрактивного удаления из металла растворенных газов и неметаллических включений;

2) повышение температуры металлов, которое приводит к интенсификации процессов раскисления их растворенным углеродом, всплыванию неметаллических включений и т.д.;

3) вакуумирование металла, значительно повышающее раскислительную способность углерода и снижающее содержание растворенных газов и легкоплавких примесей цветных металлов, а также неметаллических включений в результате их флотации при барботировании металла;

4) принудительная кристаллизация в водоохлаждаемых кристаллизаторах, что дает возможность, регулируя скорость кристаллизации, получать желаемую макроструктуру, повышать плотность металла, отеснять в металлическую ванну неметаллические включения с низкой адгезией, получать слитки без зональной ликвации, газовых пузырей и практически без усадочных раковин.

Схемы процесса внепечной обработки жидкой стали представлены на рисунке 4.1

### 4.1 Обработка стали синтетическими шлаками и твердыми шлаковыми смесями

Технологическая схема процесса: порцию шлака в количестве 3–6 % от массы стали заливают в сталеразливочный ковш, а затем в этот же ковш выпускают сталь, рафинированную до заданных содержаний углерода и фосфора и нагретую до необходимой температуры.

Наиболее широко для десульфурации используют известково-глиноземистый шлак, содержащий 53–55 % CaO, 43–45 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и небольшое количество примесей SiO<sub>2</sub> (<3 %) и FeO (<1 %). Шлак указанного состава выплавляется в электродуговой печи с угольной футеровкой.

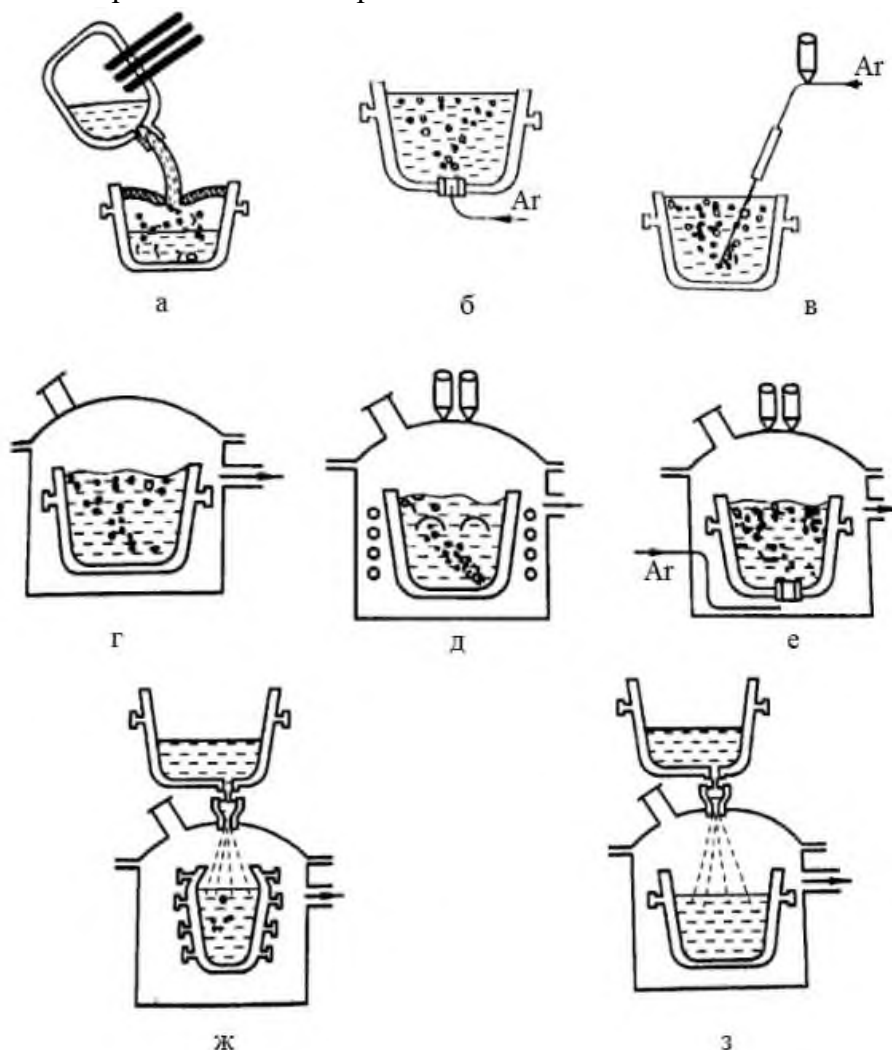
Струя жидкой стали, падающая в ковш с высоты >3,0 м, эмульгирует шлак, поэтому поверхность раздела «шлак–металл» в десятки раз превышает поверхность взаимодействия металла и шлака в подовых сталеплавильных процессах. Вследствие этого резко возрастает скорость перехода серы из металла в шлак.

Как показывает опыт, за время выпуска плавки (10–15 мин) содержание серы снижается с 0,015–0,033 до 0,005–0,012 %, а фактический коэффициент распределения серы между металлом и шлаком колеблется в пределах от 27 до 77.

Поскольку в таком шлаке практически нет окислов железа, он является одновременно

хорошим раскислителем.

Степень удаления серы колеблется в пределах 50–80 %.



а – рафинирование жидким шлаком; б – продувка аргоном в ковше; в – продувка в ковше газо-порошковыми смесями; г – вакуумирование в ковше; д – вакуумирование с электромагнитным перемешиванием; е – вакуумирование с перемешиванием аргоном; ж – вакуумирование в струе при отливке слитка; з – вакуумирование при переливе из ковша в ковш

Рисунок 4.1 – Схемы процесса внепечной обработки жидкой стали

Следует учитывать, что обработка стали известково-глиноземистым шлаком сопровождается некоторым восстановлением алюминия, поэтому присадка алюминия может быть сокращена.

Достаточно высокая степень десульфурации (~40 %) достигается также и при обработке стали в ковше при выпуске твердыми порошкообразными синтетическими материалами или экзотермическими шлакообразующими смесями.

#### 4.2 Продувка металла инертными газами

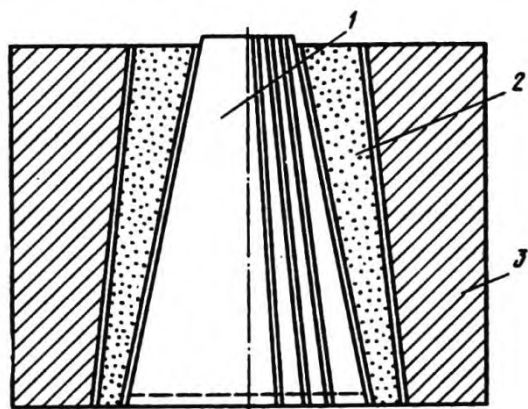
Влияние продувки металла инертными газами на качество металла аналогично обработке вакуумом. Необходимо иметь в виду, что продувка инертным газом

сопровождается снижением температуры металла (газ нагревается и интенсивно уносит тепло), поэтому ее часто используют для регулирования температуры металла в ковше.

Технически операция продувки больших масс металла инертными газами в ковше проще и дешевле, чем обработка вакуумом, поэтому там, где это возможно, продолжительная по времени продувка инертными газами заменяет обработку вакуумом. Во многих случаях продувку металла инертным газом проводят одновременно с обработкой вакуумом, так как вызываемое продувкой энергичное перемешивание металла ускоряет процессы вакуумирования, делает вакуумирование более эффективным.

Наиболее широко для этой цели используют газообразный аргон при давлении 0,2–0,5 МПа. Удельный расход аргона может изменяться от 0,04 до 0,2 м<sup>3</sup>/т, продолжительность продувки составляет 5–15 мин. В промышленных условиях применяют три способа продувки металла аргоном:

- через пористые огнеупорные вставки в днище ковша (рисунок 4.2);
- через ложный стопор, оканчивающийся огнеупорной пробкой с радиально расположенными отверстиями диаметром 0,5–1,0 мм (рисунок 4.3);
- через футерованную фурму, опускаемую в металл сверху (аналогично рис. 4.3).



- 1 - вставка с каналами для прохода газов;
- 2 - огнеупорный корпус;
- 3 - гнездовой кирпич

Рисунок 4.2 – Конструкция пористой пробки (вставки) для продувки металла аргоном

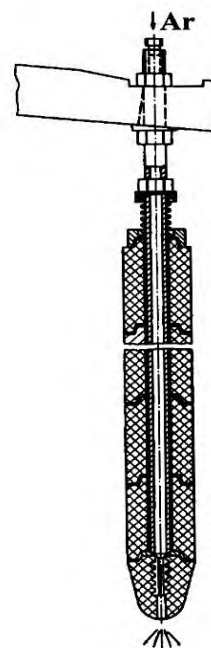


Рисунок 4.3 – Фурма в виде ложного «стопора»

Наибольшее распространение получили способы продувки снизу через пористую огнеупорную пробку, имеющую открытую пористость в пределах 25–40 %, и сверху через футерованную трубу.

При продувке металла инертными газами достигается:

- энергичное перемешивание расплава, облегчение протекания процессов удаления в шлак нежелательных примесей;
- усреднение состава металла;
- уменьшение содержания газов в металле (кислорода и водорода);
- облегчение условий протекания реакции окисления углерода;
- снижение температуры металла.



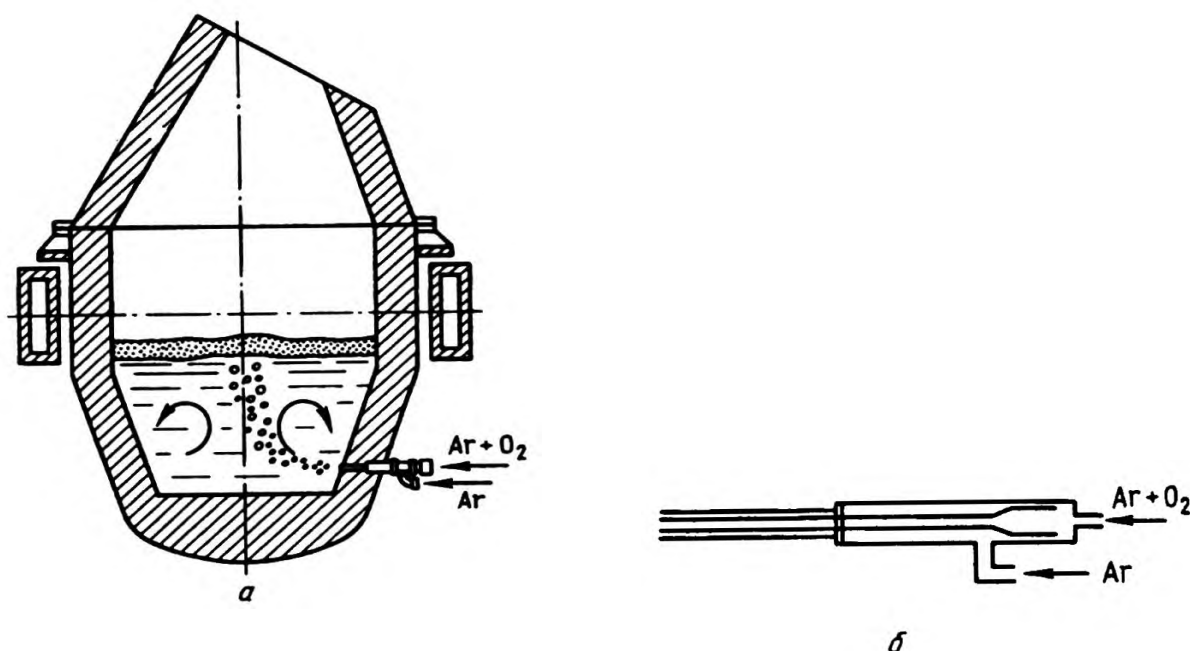
Как показывает опыт, обработка аргоном при расходе газа не менее  $0,2 \text{ м}^3/\text{т}$  позволяет снизить содержание кислорода и водорода, а также уменьшить загрязненность металла неметаллическими включениями. Содержание азота в металле изменяется незначительно. Продувка аргоном позволяет в течение 2–3 мин усреднить состав стали в объеме ковша, выровнять и снизить ее температуру до заданных пределов.

### 4.3 Аргонокислородное рафинирование

Влияние продувки металла инертным газом на уменьшение парциального давления монооксида углерода, образующегося при окислении углерода, использовано при разработке такого процесса, как аргонокислородное обезуглероживание или аргонокислородное рафинирование (АКР).

При продувке металла кислородом равновесие реакции  $[\text{C}] + 0,5\text{O}_{2(\text{r})} = \text{CO}$  определяется парциальным давлением кислорода и образующегося монооксида углерода. Продувая металл смесью кислорода с аргоном можно добиться «разбавления» пузырей CO аргоном и соответствующего сдвига вправо равновесия реакции. Окислительный потенциал газовой фазы при этом достаточен для проведения реакций окисления примесей ванны.

Для осуществления процесса аргонокислородного рафинирования создан агрегат АОД-конвертер (рисунок 4.4). Конструкция фурм для подачи смеси аргона и кислорода позволяет в широких пределах регулировать соотношение  $\text{O}_2:\text{Ar}$ . При этом соответственно меняется окислительный потенциал вдуваемой газовой смеси, вплоть до продувки одним аргоном (обычно в заключительной стадии плавки). Если при этом продувку вести под высокоосновным шлаком, обеспечивается также эффективная десульфурация расплава.



*a* - конвертер; *б* - фурма

Рисунок 4.4 – Конвертер для аргонокислородной продувки (АКР-процесс)

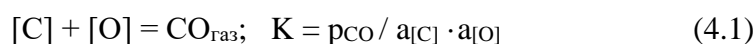
Простота организации аргонокислородной продувки, высокая производительность агрегатов и возможность изменять в широких пределах окислительный потенциал газовой фазы приводят к непрерывному расширению сферы распространения этого метода. Этот

метод используют для производства не только коррозионностойких, но также и электротехнических, конструкционных и других сталей. Этот метод позволяет получать в конвертере высокохромистые стали непосредственно из чугуна с использованием в качестве шихтового материала хромистой руды. Жидкий чугун подвергают внедоменной обработке (обескремниванию, дефосфорации), после чего заливают в конвертер. В процессе продувки в конвертере осуществляют обезуглероживание, десульфурацию и легирование хромом. Часть хрома вводят в металл с феррохромом, а часть – с хромистой рудой, оксиды которой восстанавливаются углеродом чугуна.

#### 4.4 Использование вакуума для рафинирования стали

Вакуумирование стали – обработка жидкой стали под вакуумом с целью улучшения ее качества за счет уменьшения в ней содержания газов ( $H_2$ ,  $N_2$ ,  $O_2$ ) и неметаллических включений, а при специальных методах выплавки и некоторых других элементов (например,  $Mn$ ,  $Pb$ ,  $Zn$ ,  $Cu$ ).

Суть технологии вакуумной обработки стали основана на термодинамической возможности смещения равновесия химических реакций в сторону выделения газообразных продуктов в результате снижения атмосферного давления. Прежде всего, это относится к растворенным в стали водороду, азоту, а также кислороду. При этом в результате химической реакции с углеродом кислород выделяется из расплава в виде  $CO$  и  $CO_2$ , обеспечивая, наряду с раскислением, обезуглероживание стали по реакции 4.1.



Равновесие реакции 4.1 сдвигается вправо, кислород реагирует с углеродом, образуя оксид углерода (II). Из этого следует, что обработка стали в вакууме позволяет уменьшить концентрацию кислорода в расплаве пропорционально снижению остаточного давления.

В тех случаях, когда кислород в металле находится в составе оксидных неметаллических включений, снижение давления над расплавом приводит к частичному или полному их разрушению по реакции 4.2.



При этом такие оксиды, как  $MnO$  или  $Cr_2O_3$ , восстанавливаются почти полностью. Для восстановления более прочных включений, ( $Al_2O_3$  или  $TiO_2$ ) требуется очень глубокий вакуум.

Обработка металла вакуумом также влияет на содержание в стали водорода и азота.

Процесс очищения металла от водорода и азота под вакуумом ускоряется одновременно протекающим процессом выделения пузырьков окиси углерода. Эти пузырьки интенсивно перемешивают металл и сами являются маленькими «вакуумными камерами», так как в пузырьке, состоящем только из  $CO$ , парциальные давления водород и азота равны нулю ( $p_{H_2} = 0$  и  $p_{N_2} = 0$ ).

Максимальная степень рафинирования стали, достигается благодаря выполнению следующих условий:

- создание максимального разряжения над жидким металлом;
- максимальная поверхность взаимодействия между металлом и вакуумом;

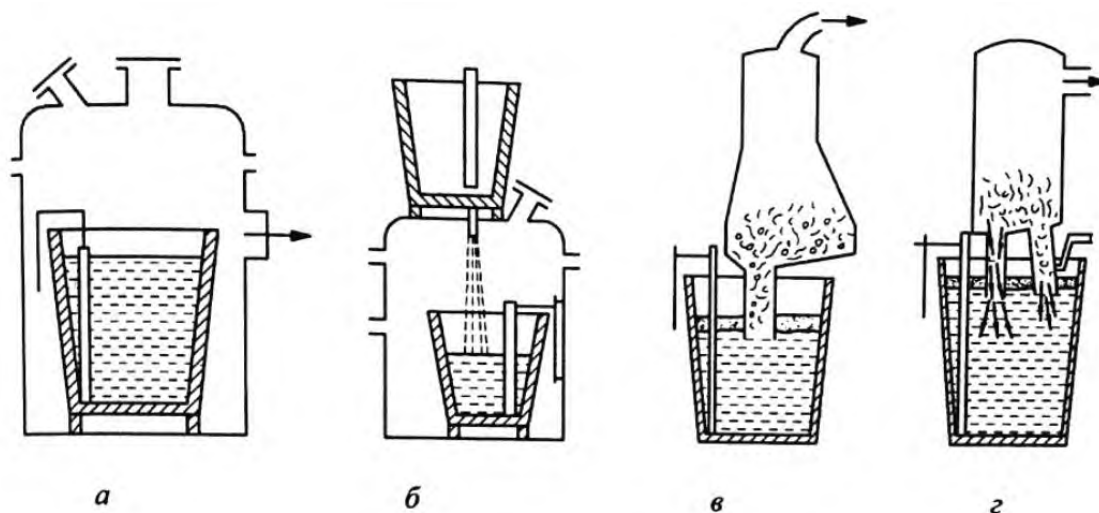
- достаточное время взаимодействия металла с вакуумом.

Для обеспечения достаточной площади поверхности раздела фаз вакуумную обработку раскисленной стали совмещают с продувкой расплава инертным газом. При продувке массу металла пронизывают тысячи пузырьков инертного газа (обычно аргона). При этом под вакуумом достигим принципиально новый количественный результат перемешивания металла инертным газом, так как величина мощности перемешивания при снижении давления увеличивается в 4-5 раз.

Таким образом использование вакуума позволяет обеспечить глубокую дегазацию металла (удаление [O], [H], [N]), снизить содержание углерода и неметаллических включений. Кроме того происходит усреднение химического состава и выравнивание температуры по всему объему металла.

Кроме того, в тех случаях, когда металл содержит в повышенных концентрациях примеси цветных металлов (свинца, сурьмы, олова, цинка и др.), заметная часть их при обработке вакуумом испаряется. Примеси цветных металлов в некоторых случаях, особенно при производстве высокопрочных сплавов, заметно ухудшают свойства металла, и обработка вакуумом является по существу единственным способом уменьшить это вредное влияние.

Наиболее распространенные виды внепечного вакуумирования стали представлены на рисунке 4.5.



а – в ковше, в специальной камере; б – при переливе металла из ковша в ковш;  
в – порционное вакуумирование стали; г – вакуумирование в циркуляционной камере

Рисунок 4.5 – Виды внепечного вакуумирования стали

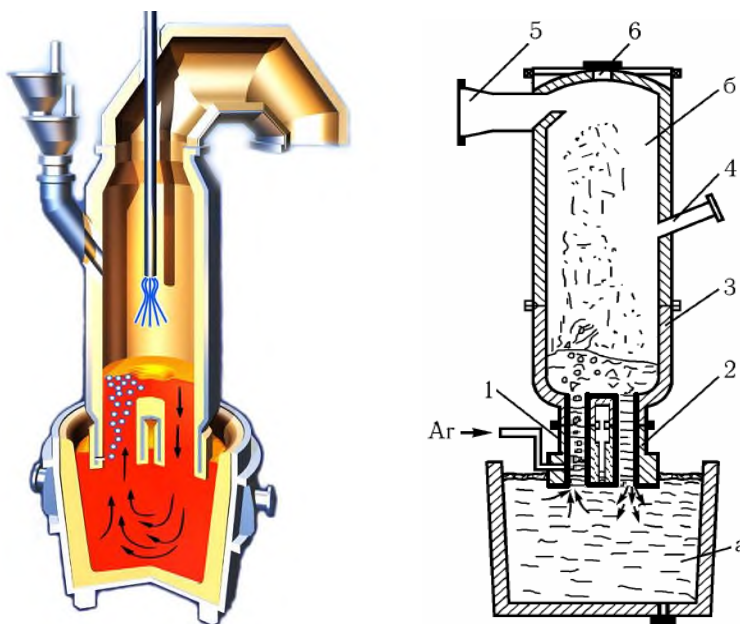
В настоящее время широкое распространение получили порционный и циркуляционный вакууматоры. По технической сущности и достигаемым результатам, они длительное время конкурировали между собой, однако по мере улучшения качества огнеупоров и повышения стойкости футеровки предпочтение все чаще отдается циркуляционному вакуумированию. Во многих случаях с учетом технологического и конструктивного подобию порционные вакууматоры за рубежом были переоборудованы в циркуляционные.

О циркуляционном принципе вакуумной обработки металла, реализованном в промышленности фирмой «Тиссен», впервые сообщили в 1959 году. Принцип получил название, как процесс RH (от названия фирм Ruhrstahl-Heraeus, ФРГ).

Процесс RH осуществляют в камере с огнеупорной футеровкой, оснащенной двумя

патрубками, которые погружают в жидкий металл.

Схема процесса циркуляционного вакуумирования представлена на рисунке 4.6.



а – ковш с металлом; б – вакууматор;

1 – подъемный патрубок; 2 – сливной патрубок; 3 – нижняя съемная часть;  
4 – загрузочный патрубок; 5 – вакуумпровод; 6 – отверстие для горелки

Рисунок 4.6 – Схема циркуляционного вакууматора

Патрубки погружены в расплавленный металл в ковше. Погружение патрубков осуществляют путем опускания самой камеры или при подъеме ковша. Когда из камеры начинают откачивать воздух, под действием атмосферного давления расплавленный металл поднимается в вакуумную камеру на барометрическую высоту, равную примерно 1,4 м, и покрывает подину камеры. Одновременно в нижнюю часть всасывающего патрубка подводится транспортирующий газ (аргон), который, увеличиваясь в объеме, поднимается по патрубку, приводит в движение металл и приподнимает уровень зеркала металла в камере. При этом из всасывающего патрубка, в вакуумную камеру поступает смесь примерно из одной части металла и 10 частей газа со скоростью более 5 м/с. Над всасывающим патрубком расплав выпучивается, и из него выбрасываются брызги стали, причем для нераскисленной стали высота подъема брызг может достигать 10 м. Дегазированный металл под действием ферростатического напора, создаваемого разностью уровней 50-100 мм, со скоростью 1-2 м/с стекает по сливному патрубку в ковш, где перемешивается и вновь поступает на циркуляцию. Благодаря динамическому напору струя стали, попадая в ковш, достигает его дна, создавая эффективное перемешивание и усреднение состава и температуры стали.

Содержание растворенного кислорода в стали с начальной концентрации  $[O]$  - 0,006 %, при давлении до 0,65 кПа в течение 10 мин обработки понижается до 0,002 %. Одновременно снижается суммарная концентрация кислорода, за счет удаления оксидных включений под влиянием турбулентных потоков металла.

Продолжительность вакуумной обработки определяют в зависимости от массы металла в сталеразливочном ковше и скорости циркуляции. Коэффициент циркуляции должен быть в

пределах от 3 до 4. Количество расплава, поступающего в камеру за 1 мин, достигает 30 % от массы стали в ковше, поэтому общая продолжительность обработки составляет 10-15 мин. В результате этого содержание водорода в стали снижается до 0,9-1,3 ppm.

Снижение температуры металла в процессе обработки при нагреве футеровки вакуумной камеры до 1450-1550 °С составляет 1,0-1,5 °С/мин. В случае более низкой температуры подогрева камеры скорость охлаждения металла может достигать 3-5 °С/мин и более.

#### **4.5 Воздействие на металл плазменной дугой**

Плазму из-за особенностей протекания в ней физико-химических процессов относят к четвертому агрегатному состоянию вещества.

В металлургии, используют низкотемпературную плазму, получаемую за счет электрического разряда в газах, степень ионизации которой, как правило, составляет 1-2 %. Частица в такой плазме обладает энергией в пределах 0,5-3,0 эВ. В связи с тем что 1 эВ соответствует энергии теплового движения при температуре около 11600 К, область существования используемой в металлургии плазмы находится в интервале температур от 5000 до 50000 К.

В качестве плазмообразующей среды применяют аргон, гелий, азот и водород. Подбором состава компонентов можно создать любую среду:

- окислительную, например кислородсодержащие смеси при плазменной резке;
- восстановительную, например водородсодержащие смеси для рафинирования металлов.

## 5 Методы получения сталей специального назначения

Переplавные процессы представляют собой различные способы переplавки (с целью повышения качества металла) слитков или заготовок, предварительно полученных обычными способами выплавки. При реализации переplавных процессов в металле уменьшается содержание вредных примесей и включений. Иногда переplавные процессы объединяют общим термином «Спецэлектromеталлургия». Существует множество вариантов переplавных процессов: вакуумный индукционный переplав (ВИП), вакуумный дуговой переplав (ВДП), плазменный дуговой переplав (ПДП), электрошлаковый переplав (ЭШП), электронно-лучевой переplав (ЭЛП) и другие.

Успехи специальной металлургии, активно развивающейся с начала 60-х годов XX в., связаны с применением одного или нескольких рафинирующих воздействий для значительного повышения качества металла. В таблице 5.1 показано, как при различных процессах рафинирующей обработки используются эти средства для повышения качества металла.

Таблица 5.1 - Эффективность различных способов вторичного рафинирования

Способ производства	Рафинирование шлаком и газом	Перегрев металла	Вакуумирование	Принудительная кристаллизация
Вакуумно-индукционная плавка	-	-	+	-
Вакуумно-дуговой переplав	-	+	+	+
Электрошлаковый переplав	+	+	-	-
Электроннолучевой переplав	-	+	+	+
Плазменно-дуговой переplав в регулируемой атмосфере	+	+	-	+
Плазменный переplав в вакууме	-	+	+	+

Переplавные процессы объединены в особую группу специальной электromеталлургии – вторичные рафинирующие процессы. Общими для них являются:

- переplав расходуемых заготовок (электродов);
- капельный перенос переplавляемого металла;
- последовательная кристаллизация его в водоохлаждаемом кристаллизаторе.

Во всех этих процессах используется электрический источник тепла, под действием которого металл плавится. В то же время вторичные рафинирующие процессы различаются характером преобразования электрической энергии в тепловую, наличием или отсутствием вакуума и шлака в плавильном пространстве и рядом других особенностей.

Источником нагрева при ВДП является энергия дугового разряда, при ЭЛП – энергия электронного луча, при ЭШП – тепло, выделяемое при прохождении тока через шлак, при ПДП – низкотемпературная плазма, температура которой составляет 5000-30000 К.

ЭШП, ВДП, ЭЛП и ПДП являются высокоэффективными рафинирующими процессами, так как они повышают общую чистоту металла, снижают содержание в нем вредных примесей, а получаемый слиток имеет минимальное развитие физической и химической неоднородности. Указанные процессы позволяют устранить ликвационные и

усадочные дефекты, повысить служебные характеристики металла.

Электрошлаковый переплав – отечественный способ улучшения качества сталей и сплавов, разработанный в 1952 г. в Институте электросварки им. Е.О. Патона АН СССР. Он широко применяется для производства шарикоподшипниковых, быстрорежущих, нержавеющей, теплостойких и жаропрочных сплавов.

В последние годы способ ЭШП начали интенсивно развивать за рубежом, однако до настоящего времени приоритет принадлежит вакуумно-дуговому переплаву (ВДП). В значительно меньшей степени за рубежом и в России используется электронно-лучевой переплав (ЭЛП).

Плазменно-дуговой переплав, так же как и электрошлаковый переплав – отечественный способ вторичного рафинирования стали. Первый слиток методом ПДП получен в 1963 г. в Институте электросварки им. Е.О. Патона АН СССР.

К началу 90-х годов прошлого века на отечественных предприятиях насчитывалось около 120 печей ЭШП, 70 печей ВДП, 3 печи ЭЛП и 3 печи ПДП. На печах ЭШП производили около 400-450 тыс. т стали в год, а на печах ВДП – 100-110 тыс. т/год. В настоящее время во всем мире только методом ЭШП производят около 1 млн. т стали с ежегодным приростом 10 %. Выплавка металла методами спецэлектрометаллургии составляет 15 % от объема выплавки электростали и продолжает увеличиваться.

Сортамент сталей и сплавов, выплавляемых методами спецэлектрометаллургии включает более 300 различных по своему химическому составу и назначению сталей и сплавов. Это высоколегированные жаропрочные сплавы на никелевой и хроможелезоникелевой основе, нержавеющей стали, высокопрочные мартенситностареющие стали, стали и сплавы специального назначения, дисперсионно-твердеющие жаропрочные суперсплавы нового поколения.

Сортамент легированных сталей и сплавов по методам выплавки распределяется следующим образом:

-цементуемые и улучшаемые	ЭШП, ВДП;
-высокопрочные	ВДП, ВИП+ВДП;
-углеродистые	ЭШП, ПДП;
коррозионно-стойкие	ВДП, ВИП, ЭШП, ЭЛП, ПДП;
сварочные	ВИП;
высокопрочные мартенситностареющие	ВИП, ВИП+ВДП, ВИП+ЭЛП;
жаропрочные и жаростойкие сплавы	ВИП, ВИП+ВДП, ВИП+ЭЛП;
приборные стали и сплавы, прецизионные	ВИП, ВИП+ВДП, ВИП+ЭЛП, ПДП.

Каждый из рассмотренных методов имеет свою сферу применения в зависимости от сортамента и требований, предъявляемых к стали. Некоторые марки стали ответственного назначения могут выплавляться только способами спецэлектрометаллургии.

Основными способами, позволяющими получать весьма чистые стали и сплавы методами спецэлектрометаллургии, являются:

- плавка в вакууме;
- воздействие на металл плазменной дугой;
- вторичный переплав металла в кристаллизатор.

Вакуум используется в процессах ВИП, ВДП, ВДП и ЭЛП, плазма – в процессах ВИП, ПДП, вторичный рафинирующий переплав – в процессах ВДП, ВИП, ЭЛП, ЭШП и ПДП.

При вторичных рафинирующих процессах направленное затвердевание обеспечивается применением водоохлаждаемого поддона и тепловой изоляцией боковых

стенок кристаллизатора в сочетании с наличием теплового центра в головной части слитка.

Условия ведения переплавных процессов позволяют получить химически и физически однородные слитки с минимальным содержанием вредных примесей.

Взаимодействие жидкого металла с рафинирующей средой происходит на трех стадиях переплава:

1 - пленке жидкого металла на торце расходуемой заготовки (электрода);

2 - поверхности капли, перемещающейся от заготовки (электрода) к ванне жидкого металла;

3 - поверхности плоской металлической ванны.

Несмотря на то что рафинирующей средой при ПДП является плазменная дуга, при ЭЛП – электронный луч, при ВДП – вакуумная дуга, при ЭШП – шлак, существуют общие закономерности, характерные для переплавных процессов.

К общим закономерностям, протекающих в переплавных процессах относятся химические реакции, протекающие между металлом и рафинирующей средой, которые являются гетерогенными. Например, поглощение и выделение газовых примесей, рафинирование от неметаллических включений и примесей цветных металлов, взаимодействие расплавленного металла со шлаком и газами и т.п. - все это гетерогенные процессы.

Гетерогенные процессы характеризуются наличием многих стадий, основными из которых являются три: 1-я – перенос (диффузия) реагирующих веществ к поверхности раздела фаз - реакционной зоне, 2-я – собственно химическая реакция, 3-я – отвод продукта реакции из реакционной зоны.

Кроме того существенную роль в переплавных процессах играет процесс каплеобразования, который носит ярко выраженный периодический характер: после ухода предыдущей капли расплавленный металл остается в пленке большую часть периода каплеобразования, во время которого происходит его перегрев, необходимый для преодоления сил поверхностного натяжения. Металл стекает и накапливается на конце конуса электрода, а затем отделяется в виде капли.

Преимущественным протеканием процессов рафинирования на поверхности переплавляемой заготовки и в ванне жидкого металла объясняется возможность получения чистого металла при переплавных процессах.

## **5.1 Вакуумный индукционный переплав**

### ***Общая характеристика.***

Вакуумная индукционная плавка является одним из самых распространенных процессов индукционной плавки как в промышленности, так и в области лабораторного эксперимента. Развитие ВИП идет по трем направлениям:

- 1) выплавка металла для слитков, предназначенных для последующего передела методами обработки металлов давлением;
- 2) производство литых изделий (в частности, турбинных лопаток) способами как точного, так и центробежного литья;
- 3) выплавка электродов и заготовок для последующего переплава (ВДП, ЭЛП, ЭШП и др.).

На заводах черной металлургии, когда поставлена цель получить металл наивысшего качества, ВИП используются в основном для выплавки заготовок для дальнейшего



переплава.

Методом ВИП выплавляют в основном две группы марок стали:

- жаропрочные сплавы на никелевой основе (это главный сортament ВИП);
- особонизкоуглеродистые коррозионностойкие стали.

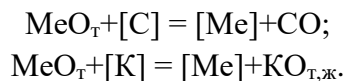
Стали занимают меньший объем и если коррозионностойкие стали можно сразу передавать из ВИП на прокатку, то жаропрочные сплавы нельзя, так как структура слитка, получаемого при выплавке стали и сплавов ВИП, обладает теми же дефектами, что и обычный слиток, так как разливка производится в обычную изложницу.

Основные преимущества ВИП:

- отсутствие электродов;
- возможность глубокой дегазации металла;
- низкое содержание оксидных и нитридных неметаллических включений;
- рафинирование металла от вредных примесей цветных металлов за счет дистилляции;
- высокая однородность за счет хорошей циркуляции металла;
- получение металла в узких пределах по химическому составу;
- при большой вместимости - малый угар легирующих элементов;
- возможность интенсификации процесса: продувка газами, ЭМП, обработка шлаками;
- высокая производительность и др.

Основные недостатки ВИП:

1) Взаимодействие металла с огнеупорной футеровкой. Оксиды из которых изготавливают тигли, могут реагировать с углеродом или другими компонентами расплава по реакциям:



Таким образом, металл может загрязняться оксидами и растворенным кислородом. Восстановленные Mg и Ca, имеющие высокое давление насыщенного пара и плохо растворяющиеся в железе и никеле, могут испаряться.

Взаимодействие металла с футеровкой отсутствует при так называемой «плавке в холодном тигле», когда тигель изготовлен из электрически изолированных водоохлаждаемых медных трубок.

2) Получение слитков с дефектами, характерными для обычного слитка, и зерном более крупным, чем в обычном слитке из-за большей чистоты металла по неметаллическим включениям, которые служат центрами кристаллизации, что приводит к ухудшению деформируемости ряда сплавов и требует последующего переплава металла с целью улучшения его структуры.

3) Низкая стойкость тиглей.

4) Металлоактивные шлаки.

5) Высокая стоимость оборудования.

### **Принцип действия установок ВИП.**

В расплавление металла в вакуумных индукционных печах осуществляется за счет индукционного нагрева, который основан на наведении в электропроводящем материале вихревых токов Фуко переменным магнитным полем, которое создается индуктором. При этом в металле, согласно закону электромагнитной индукции Фарадея, наводится ЭДС

индукции:

$$E = - \frac{\partial \Phi}{\partial \tau}$$

ЭДС индукции создаёт в металле вихревой ток силой  $I$ , величина которого определяется из выражений:

$$I = \frac{E}{Z}; Z = \sqrt{R^2 + (X_C - X_L)^2}; X_C = \frac{1}{2\pi fC}; X_L = 2\pi fL.$$

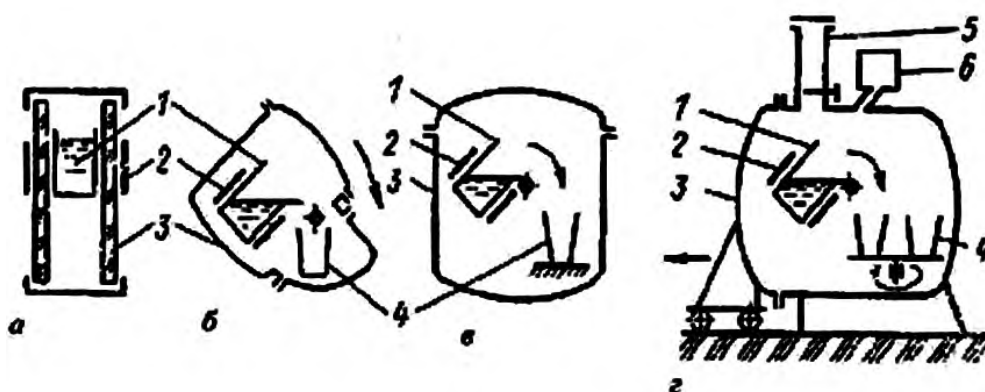
При прохождении через металл вихревого тока, металл нагревается и плавится.

В то же время вихревой ток нагревает только поверхность кусочков шихты, так как при увеличении частоты тока наблюдается скин-эффект: ток «выжимается» на поверхность проводника.

Таким образом, для увеличения силы тока нагрева нужно увеличивать частоту тока, питающего индуктор, или магнитный поток. Обычно в промышленности индукционные печи питают токами с частотой от 50 Гц до 10 кГц, которые получают в генераторах токов высокой частоты различных конструкций (тиристорные, ламповые, машинные).

#### Конструктивно-технологические особенности.

Принципиальная схема вакуумных индукционных печей приведена на рисунке 5.1.



а - индуктор расположен вне вакуумной камеры; б-г - индуктор расположен внутри вакуумной камеры; в - разливка путем наклона вакуумной камеры; в, г - разливка путем наклона тигля; г - ВИП полунепрерывного действия; 1 - тигель; 2 - индуктор; 3 - кожух; 4 - изложница; 5 - камера загрузки; 6 - дозатор

Рисунок 5.1 - Схема вакуумной индукционной плавки

Для малых печей слив металла может проводиться путем наклона камеры, для больших печей – только тигля внутри камеры. Разливка проводится в изложницы (рисунок 5.1,е), на центробежной машине (рисунок 5.1,г), в кристаллизатор или литейные формы.

Печи, работающие в течение всей компании без разгерметизации камеры, называются печами полунепрерывного действия (рисунок 5.1,г). Они оборудованы шлюзовыми камерами для загрузки шихты, разливки, подачи изложниц или литейных форм, дозаторами для присадок, устройствами для отбора проб и измерения температуры жидкого металла по ходу плавки и другим технологическим оборудованием. По режиму работы ВИП разделяются на печи:

- 1) периодического действия, в которых операции по загрузке шихты в тигель, установке

изложниц, форм и кокилей, очистке, заправке и подготовке тигля к очередной плавке производят в разгерметизированной печи ВИП;

- 2) полунепрерывного действия, в которых все вышеперечисленные операции производят без нарушения герметичности ВИП.

Печи полунепрерывного действия имеют многокамерную конструкцию, т.е. помимо основной (плавильной) камеры должны быть дополнительные шлюзовые камеры загрузки и изложниц, оборудованные вакуумными затворами и дающие возможность загружать тигель шихтовыми материалами, подавать порожние и извлекать заполненные изложницы, не нарушая вакуума в плавильной камере.

Печи периодического действия конструктивно проще и поэтому затраты на их сооружение меньше. Однако ввиду необходимости откачивать в начале каждой плавки большое количество газов, понижая давление от атмосферного до рабочего, установки периодического действия оборудуют более мощными вакуумными насосами. Кроме того, металл, выплавленный в печах периодического действия, может содержать больше кислорода и газов, чем металл, полученный в печах полупериодического действия. Это связано с тем, что при нарушении вакуума стенки тигля пропитываются оксидами, образующимися из остатков металла, а поверхность печи, вакуумной камеры и расположенных в ней устройств адсорбирует газы. В процессе вакуумной плавки в результате десорбции газов в атмосфере над расплавом поддерживаются более высокие парциальные давления вредных (примесей) газов и, следовательно, уменьшаются возможности его рафинирования, а переход оксида железа (II) из футеровки загрязняет расплав кислородом.

Еще одним недостатком печей периодического действия является их низкая производительность, связанная с разгерметизацией печи.

Стойкость футеровки ниже по сравнению с печами полупериодического действия из-за более резких перепадов температур футеровки, обусловленных разгерметизацией печи, а отсюда - удлинение операций, связанных с разгерметизацией и подготовкой печи к плавлению шихты.

В индукционных печах можно переплавлять магнитную или немагнитную шихту. Магнитная шихта нагревается (пока её температура не достигнет точки Кюри) кроме того, за счёт потерь энергии на перемагничивание (их величина определяется шириной петли гистерезиса).

После расплавления металл в индукционных печах находится в непрерывном движении из-за электродинамических эффектов. Естественное электромагнитное перемешивание металла способствует выравниванию температуры и химического состава металла и ускоряет дальнейшую плавку. Этот метод позволяет получить сплав заданного состава, относительно чистый по содержанию газов и примесей цветных металлов.

### **Основные потребители и пути совершенствования технологии.**

Основными потребителями металла ВИП являются авиационная, химическая, атомная, ракетная, космическая, радиоэлектронная промышленность, энергетическое машиностроение. Основными сортаментами ВИП являются жаропрочные и прецизионные сплавы на основе никеля, кобальта, железа, а также низко- и особонизкоуглеродистые коррозионностойкие и конструкционные стали:

- 1) Прецизионные - сплавы с особыми физическими свойствами:

- а) магнитомягкие, из которых изготавливают сердечники трансформаторов и дросселей. Магнитные свойства сплавов при получении их методом ВИП повышаются на 20-

30 % по сравнению со сплавами, полученными открытой индукционной плавкой;

б) пружинные с заданными упругими свойствами;

в) с минимальным коэффициентом термического расширения (инвар);

г) сплавы сопротивления, например Х20Н80 (нихром). Выплавленные в ДСП сплавы имеют стойкость 40 ч (диаметр проволоки 0,8 мм), а в печах ВИП - 250 ч.

2) Жаропрочные стали и сплавы на основе Fe и Ni. При применении ВИП жаропрочность увеличивается на 10-40 %.

3) Нержавеющие и конструкционные стали ответственного назначения с  $[C] < 0,03$  % с высокими коррозионностойкими свойствами.

Задача получения металла, чистого по примесям и неметаллическим включениям, методом ВИП может решаться двумя путями:

- использованием особоистых шихтовых материалов – в большинстве своем дефицитных и дорогих. При этом главная цель ВИП – обеспечение стабильного химического состава и предотвращение загрязнения расплава из атмосферы и футеровки тигля. Этот путь, как более дорогой, наиболее применим для выплавки особо ответственных марок стали и сплавов;

- использованием менее дефицитных и более дешевых шихтовых материалов, обеспечивающих при этом достаточную эффективность рафинировочных процессов в ходе плавки.

В настоящее время вакуумный индукционный переплав используется как метод предварительной плавки шихты и получения заготовки для других переплавных процессов. Этот метод используется для производства жаропрочных сплавов для изготовления деталей реактивных двигателей и лопаток газовых турбин.

## 5.2 Вакуумный дуговой переплав

Процесс ВДП состоит в переплаве металла в вакуумной дуговой печи в результате его нагрева и плавления электрической дугой большой мощности, капельном переносе электродного металла и последовательном затвердевании металла в водоохлаждаемом кристаллизаторе.

Принципы получения отливок электродуговой плавкой металлургических электродов сформулированы изобретателем дуговой сварки Н.Г. Славяновым в 1892 г. В 1903 г. В. Болтон применил процесс ВДП в Германии. На его печи, усовершенствованной О.А. Симпсоном, в 1904 г. получена первая тонна литого тантала. В 1909 г. Вайс и Штиммельмайер переплавляли вольфрам в атмосфере водорода, азота, а также в вакууме.

Промышленное использование ВДП в СССР начали в 1960 г., а еще через четыре года запустили первый специализированный цех вакуумных дуговых печей для выплавки сталей и сплавов.

Интенсивное развитие и промышленное применение ВДП вызвано бурным развитием атомной энергетики, авиации и стало возможным с появлением достаточно производительного вакуумного оборудования.

При ВДП качество металла повышается в результате действия следующих основных факторов:

1) направленной снизу вверх кристаллизации слитка;

2) обработки металла вакуумом на трех стадиях его существования в жидком виде (на торце оплаваемого электрода в виде тонкой пленки, в процессе формирования капли и

протекания ее с торца электрода в ванну кристаллизатора, в ванне кристаллизатора);

3) достаточно высокой температуры металла и значительного развития поверхности реагирования, что способствует протеканию физико-химических процессов.

Качество металла, переплавленного в вакуумной дуговой печи, значительно выше качества металла, выплавленного традиционными методами (в дуговой печи, конверторе, мартеновской печи).

Анализ технико-экономических показателей ВДП и качества вакуумного дугового металла показывает, что метод ВДП имеет ряд серьезных недостатков:

1) сравнительно сложное и дорогостоящее оборудование (высоковакуумные насосы большой производительности, уникальные источники постоянного тока);

2) проведение плавки только на постоянном токе снижает электротехнические возможности ВДП;

3) наличие жесткой связи источника нагрева и переплавляемой заготовки при малых диапазонах варьирования параметров плавки затрудняет в ряде случаев получение слитков без дефектов. Указанное обстоятельство является принципиальным препятствием при получении слитка большого диаметра (больше 1,5 м);

4) методом ВДП нельзя улучшать качество сталей, легированных марганцем и азотом вследствие удаления последних при переплаве;

5) низкое качество поверхности слитка ухудшает экономическую эффективность ВДП;

6) сложность производства слитков квадратного или прямоугольного сечения. Круглые слитки ВДП перед прокаткой необходимо перековывать на квадратную или прямоугольную заготовку, что усложняет схему передела и повышает себестоимость металла.

Отсутствие крупных печей, работающих по принципу переплава двух и более электродов, не позволяет исключить при производстве крупных слитков методом ВДП дефект типа зональной ликвации, который органически присущ переплавляемому электроду.

#### **Принцип действия установок ВДП.**

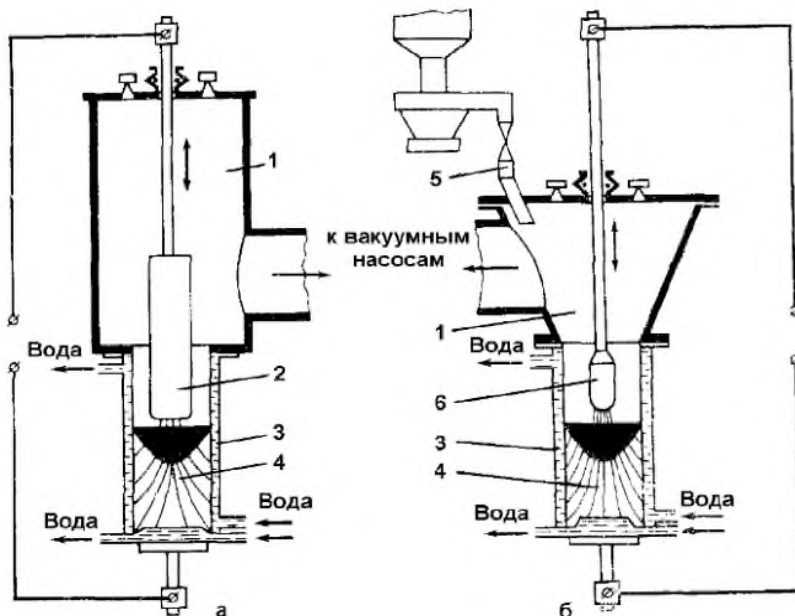
Под действием высоких температур, возникающей в зоне электрической дуги, горячей между электродом и поддоном кристаллизатора в вакууме, металл расплавляется, и капли его падают в кристаллизатор. В водоохлаждаемом кристаллизаторе из капель металла формируется слиток. Электрод в этом процессе может быть расходуемым (тогда он и переплавляется) и не расходуемым (тогда переплавляются порошок или губчатый металл). До начала плавки установка вакуумируется до  $p = 1,33 \text{ Па}$ , далее вакуумная система работает в течение всей плавки. Таким образом, капли металла падают в жидкую лунку расплава, находящуюся поверх кристаллизуемого слитка, через разреженное пространство. Кристаллизация расплава в водоохлаждаемом кристаллизаторе имеет выраженный направленный характер – вдоль направления теплоотвода. Схема процесса с расходуемым электродом рассмотрена на рисунке 5.2.

При этом обеспечивается весьма полное очищение металла от газов, оксидных неметаллических включений и примесей некоторых цветных металлов. Слиток в этом процессе получается плотным. В результате переплава механические характеристики металла улучшаются и становятся почти изотропными.

#### **Конструктивно-технологические особенности.**

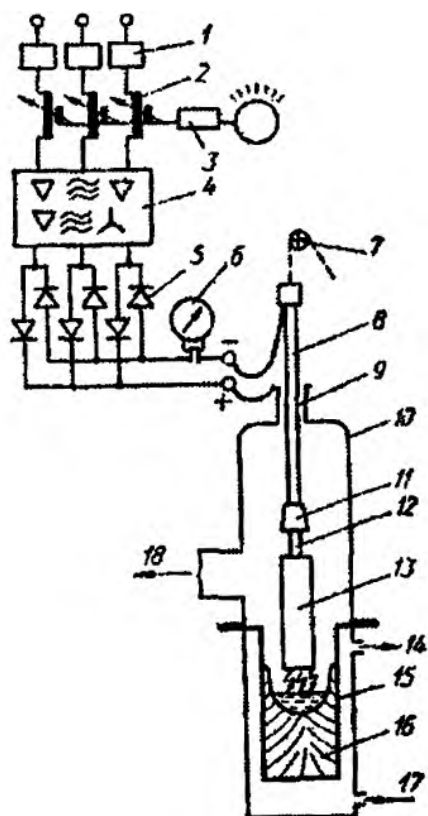
Технологическое оборудование вакуумной дуговой плавки представляет собой

достаточно сложную конструкцию. Схема конструкции и электропитания печи ВДП представлена на рисунке 5.3.



- а – расходуемый электрод; б – нерасходуемый электрод;  
 1 – вакуумная камера; 2 – расходуемый электрод; 3 – кристаллизатор;  
 4 –наплавленный слиток; 5 – питатель для подачи шихты; 6 – тугоплавкая насадка  
 нерасходуемого электрода

Рисунок 5.2 - Схема вакуумного дугового переплава



- 1 - выключатель-предохранитель; 2 - дроссели насыщения; 3 - регулятор напряжения;  
 4 - трансформатор; 5 - выпрямители; 6 - амперметр;  
 7 - механизм перемещения электрода; 8 - шток;  
 9 - вакуумное уплотнение; 10 - вакуум-камера;  
 11 - электрододержатель; 12 - головка электрода;  
 13 - расходуемый электрод; 14 - отвод воды;  
 15 - кристаллизатор; 16 - слиток; 17 - ввод воды;  
 18 - вывод к вакуумным насосам

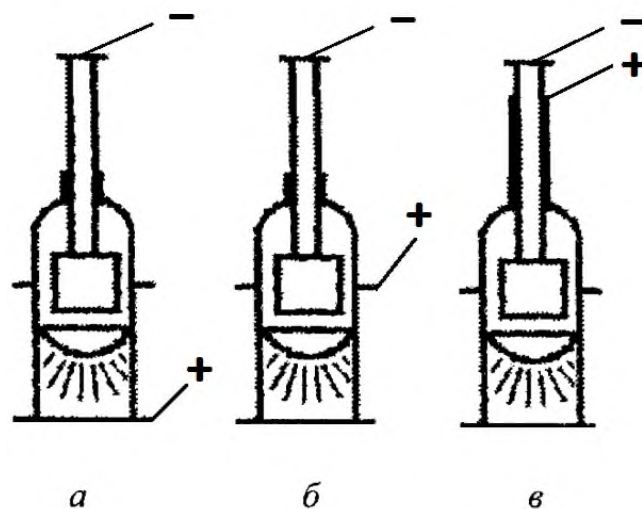
Рисунок 5.3 - Схема конструкции и электропитания печи ВДП

Камера печи 10, представляющая собой сварной цилиндр, жестко соединена с водоохлаждаемым кристаллизатором 15. Снизу кристаллизатор плотно закрывается водоохлаждаемым поддоном при помощи вакуумного уплотнения. Во многих случаях кристаллизатор снабжен соленоидом. Электрод 13 вакуумной дуговой печи при помощи переходника и замка электродержателя 11 крепится к водоохлаждаемому штоку 8, который представляет собой охлаждаемую водой полированную стальную трубу. Часто шток состоит из двух труб - из наружной стальной, которая несет механическую нагрузку, и внутренней медной, по которой протекает ток. Шток вводится в камеру через вакуумное уплотнение 9. Перемещение штока вместе с электродом осуществляется посредством дифференциального электропривода. ВДП проводится при остаточном давлении 0,655 - 6,55 Н/м<sup>2</sup> (5·10<sup>-3</sup> - 5·10<sup>-2</sup> мм рт. ст.). Откачка воздуха осуществляется через патрубок 18 вакуумными насосами. Наблюдение за плавкой осуществляется через специальные окна с использованием перископов или телевизионных систем.

Для повышения энергетической эффективности переплава расходуемый электрод подключают к отрицательному полюсу источника питания (прямая полярность). В камере печи поддерживают разрежение 0,13 - 1,3 Па (10<sup>-3</sup> - 10<sup>-2</sup> мм рт. ст.).

Электрическая дуга горит между торцом электрода и поверхностью металлической ванны, соединенной с положительным полюсом источника питания по цепи слиток - кристаллизатор. Место подсоединения токоведущих шин к кристаллизатору имеет очень большое значение. При неблагоприятной схеме подключения электромагнитное взаимодействие тока дуги и тока, проходящего через жидкий металл, вызывает вращение ванны со скоростью 0,08 - 0,1 с<sup>-1</sup>, нестабильность горения дуги (переход дугового в тлеющий разряд) и ее смещение относительно устойчивого положения. Это приводит к ухудшению качества поверхности и тела слитка, к опасности переброса дуги на стенку кристаллизатора и его прожога.

Вредное влияние магнитных полей при переплаве устраняют за счет коаксиального токоподвода (рисунок 5.4) и равномерного распределения тока по контакту верхнего.

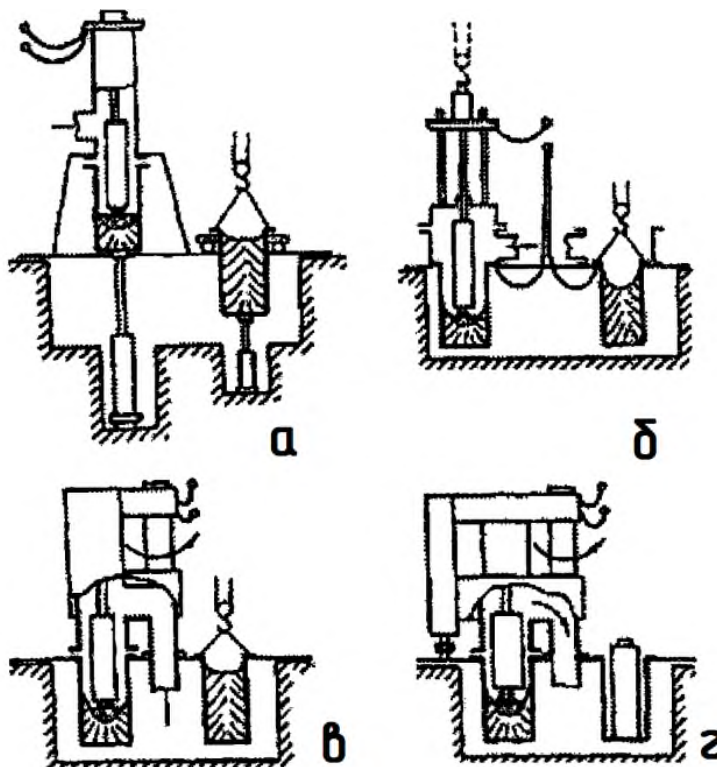


*a* - с токоподводом к поддону; *б* - с токоподводом к камере; *в* - с токоподводом к штоку

Рисунок 5.4 - Схемы печей ВДП с различным токоподводом

Иногда для стабилизации дуги при ВДП применяют соленоид, располагаемый между охлаждаемым кожухом и внутренней стенкой кристаллизатора. Однако включение соленоида интенсифицирует вращение и перемешивание металлической ванны, что увеличивает количество дефектов в слитках сталей и сплавов, склонных к ликвации. Поэтому применение соленоида ограничено ВДП титана и сплавов на его основе.

Для сокращения межплавочных простоев печи ВДП оснащают несколькими кристаллизаторами (рисунок 5.5).



*а* - стационарная; *б* - съемная; *в* – поворотная с одноколонной верхней частью;  
*г* – поворотная с двухколонной верхней частью

Рисунок 5.5 – Основные виды печей ВДП

Смена их осуществляется по-разному, в зависимости от конструктивных особенностей печи. В СССР построены печи со стационарной верхней частью (вакуум-камерой) и подвижной нижней частью, в которой устанавливается кристаллизатор (рисунок 5.5а). Современные печи ВДП выполняют также двухпозиционными поворотными. В этих печах верхняя часть (портал) поворачивается вокруг стационарной колонны. В портале расположены вакуум-камеры, шток и механизм его перемещения. В колодце ниже уровня пола устанавливают два водоохлаждаемых кожуха, в которые помещают кристаллизаторы.

Существуют две модификации поворотных печей. Агрегаты с одной колонной рассчитаны на получение слитков массой до 7 т. (рисунок 5.5в). Их портал поворачивают вручную. Более крупные печи имеют две колонны – поворотную и поддерживающую, оснащенную механизмом поворота (рисунок 5.5г). Основание поворотной колонны объединено с входным патрубком вакуумной системы. Печь автоматически присоединяется к системе, когда фланец вакуум-камеры опускается на кристаллизатор. Такие печи компактнее и проще, чем печи со стационарной верхней частью.



Надежное удержание и электрический контакт многотонного электрода со штоком осуществляются электрододержателем. В нем зажимается специальная головка, которая либо изготавливается отдельно и приваривается в вакууме к торцу электрода, либо протачивается на одном из концов электрода. Существуют различные конструкции электрододержателей, в том числе и автоматических, позволяющих в несколько секунд освободиться от огарка.

Скорость опускания электрода по мере его оплавления регулируется на основании контроля электрического режима процесса, массовой скорости переплава, а также наблюдения оператора за характером дугового разряда.

Величину дугового промежутка контролируют регуляторами напряжения дуги. Однако за рубежом такой контроль признается неполноценным, поскольку зависимость величины напряжения от длины дуги в вакууме выражена слабо. Более надежным инструментом контроля считают высокочастотную составляющую напряжения дуги, вызванную короткими замыканиями при стекании капель с электрода в ванну, а также переходом дугового разряда в тлеющий.

Стоимость электродов составляет значительную долю затрат на ВДП. На раннем этапе его освоения их изготавливали только из деформированного металла. Теперь кованные или катаные электроды применяют лишь в случаях, когда переплав литого металла затруднителен. Например, при ВДП инструментальных (быстрорежущих) и подшипниковых сталей от литых электродов откалываются куски, поэтому к электродам ВДП предъявляются повышенные требования в отношении однородности химического состава по длине, отсутствия крупных экзогенных НВ, газовых пор и раковин, трещин. Поэтому подготовка электродов к ВДП предусматривает тщательную обработку их поверхности: кислотное травление, дробеструйная очистка, обдирка на абразивных и токарных станках.

#### **Технология выплавки в промышленных печах.**

Перед загрузкой в печь поверхность расходуемого электрода протирают ветошью, смоченной в бензине или ацетоне. На большинстве печей электрод загружают снизу. При этом вначале собирают поддон с кристаллизатором, на поддон устанавливают электрод, центрируют его относительно кристаллизатора и механизмом подъема поддона весь узел поднимают вверх, вводя верхний конец электрода в вакуумную камеру. Через люк вакуумной камеры обслуживающий персонал закрепляет электрод в штоке и механизмом перемещения электрода шток с электродом поднимают в верхнее положение.

Печь герметизируют, откачивают до технологического вакуума и проверяют натекание. При достижении заданного разрежения и допустимой величины натекания начинают процесс переплава. Процесс можно разделить на три стадии: разведение ванны, переплав и выведение усадочной раковины. Начинается процесс переплава при максимальной мощности, чтобы быстрее получить в кристаллизаторе ванну жидкого металла. Для уменьшения тепловой нагрузки от дуги на поддон иногда на него укладывают так называемую затравочную шайбу - диск диаметром несколько меньшим, чем у кристаллизатора, толщиной 20-30 мм, из того же металла, что и электрод. Благодаря этому дуга возбуждается не между поддоном и электродом, а между электродом и затравочной шайбой. Для исключения возможности приваривания шайбы к электроду в момент короткого замыкания и появления при подъеме электрода дуги между шайбой и поддоном на шайбу укладывают несколько витков стружки, благодаря которой исключается непосредственный контакт при коротком замыкании между шайбой и электродом.

После возбуждения дуги из металла электрода и затравочной шайбы формируется жидкая ванна. Когда жидкий металл полностью закроет поддон, процесс переводят на

рабочий режим, понижая мощность до оптимальной для данных условий.

Продолжительность плавки и на печах разной мощности колеблется от 3 до 20 ч. Основное требование в процессе переплава - поддержание стабильного режима; при этом нельзя допускать переброса дуги на стенки кристаллизатора, коротких замыканий между электродом и ванной, появления объемного разряда.

В конце плавки постепенным плавным снижением мощности можно уменьшить скорость плавления и полностью исключить образование усадочных дефектов. При этом по всей высоте слиток будет плотным, что в некоторых случаях позволяет существенно уменьшить головную обрезь слитка. Однако изменение скорости плавления вызывает изменение скорости кристаллизации, что влияет на строение слитка, поэтому в случае выведения усадочной раковины структура верхней части отличается от структуры тела слитка. При переплаве металла ответственного назначения изменение структуры, а следовательно, и свойств является недопустимым, поэтому для увеличения производительности печи выведение усадочной раковины проводить нецелесообразно, лучше печь отключить сразу после сплавления электрода.

После отключения печь выдерживают под вакуумом до полной кристаллизации слитка. Затем напускают воздух, охлаждают слиток до темно-красного цвета для того, чтобы произошла его усадка и он легче извлекался из кристаллизатора, и выгружают слиток. Вакуумную камеру, кристаллизатор и поддон чистят от конденсата и готовят для следующей плавки.

### **Основные потребители и пути совершенствования технологии.**

Применение ВДП для улучшения качества специальных сталей и жаропрочных сплавов на основе железа, никеля и кобальта началось еще в США в 50-х годах. В настоящее время ВДП широко распространен во всех развитых промышленных странах с массой слитка до 30 т. высококачественной стали и сплавов для атомной энергетики, авиации, космической промышленности и т.д.

Повысить технико-экономические показатели ВДП могут следующие мероприятия:

Механизация вспомогательных операций по обслуживанию печей, применение двух сменных кристаллизаторов.

Повышение скорости кристаллизации слитков при переплаве сталей, склонных к ликвационным дефектам, за счет использования гелия, жидкого висмута и других эффективных охладителей.

Широкое применение средств воздействия на структуру слитка (ультразвуковая обработка, знакопеременное магнитное поле соленоида).

Переплав под слоем шлака (за счет специального покрытия -обмазки поверхности кристаллизатора).

Применение фигурных поддонов, дифференцированных токовых режимов и рациональных режимов выведения усадочной раковины, позволяющих исключить обрез хвостовой и головной частей слитка.

Применение электродов, полученных с МНЛЗ, пригодных для переплава без предварительной обдирки.

### **5.3 Электрошлаковый переплав**

Процесс электрошлакового переплава разработан в СССР Институтом Электросварки им. Е.О. Патона АН СССР, первая промышленная печь пущена в 1958 г. на заводе

«Днепроспецсталь».

Характерной особенностью ЭШП является отсутствие электрической дуги. Электрическая цепь между расходуемым электродом и наплавляемым слитком, к которым подается разность потенциалов, замыкается через слой расплавленного шлака. Шлак в твердом виде ток не проводит, а в жидком состоянии становится электропроводным, но при этом обладает высоким электросопротивлением. На этом участке электрической цепи выделяется значительная часть тепла:  $Q = kT_1R_x$ .

Шлак нагревается до температуры 1700-2000 °С, в результате чего начинает оплавляться погруженный в него конец расходуемого электрода. Металл электрода в виде капель перетекает в жидкую ванну в кристаллизаторе и спустя некоторое время затвердевает.

При нормальном течении процесса ЭШП оплавляющийся торец электрода имеет форму правильного конуса, на вершине которого образуется капля. Отрыв капли происходит в момент, когда гравитационные и динамические силы превысят силы межфазного натяжения. После отрыва капля проходит межэлектродный промежуток за 0,1-0,3 с.

Важнейшее влияние на металлургические процессы и электротехнические параметры переплава оказывают состав и свойства шлаков (флюсов).

Шлак при ЭШП не только рафинирует металл от нежелательных примесей, но и является генератором тепла, формирует поверхность слитка, защищает металл от взаимодействия с газами, участвует в замыкании электрической цепи и выполняет ряд других функций. Поэтому к шлаку предъявляют особые требования по химическому составу, физическим и физико-химическим свойствам.

Основные требования сводятся к следующему:

1) Состав шлака должен обеспечивать протекание определенных физико-химических процессов, связанных с рафинированием металла от нежелательных растворенных примесей и неметаллических включений, защиту активных легирующих элементов (Al, Ti и др.) от окисления, стабильность химического состава по высоте наплавляемого слитка.

2) При рабочих температурах теплопроводность шлака должна составлять порядка 1-6 Ом<sup>-1</sup> см<sup>-1</sup>. Слишком высокая проводимость шлака может не обеспечить необходимую концентрацию тепла, а слишком малая – привести к дуговому разряду.

3) Шлак должен быть легкоплавким, иметь высокую температуру кипения и мало изменять вязкость в широком интервале температур, т.е. быть «длинным». Такой шлак образует ровную тонкую корочку гарнисажа и позволяет получить слиток с весьма хорошей поверхностью. Использование тугоплавких «коротких» шлаков приводит к а, а появлению ряда поверхностных дефектов.

4) Шлаки должны отличаться высоким межфазным натяжением на гурю границе с металлом и обладать высокой адгезией к неметаллическим тур, включениям. Это способствует хорошему отделению шлака от металла, предотвращает его запутывание в металлической ванне и обеспечивает хорошее отслоение корочки шлака от поверхности слитка, а также способствует извлечению шлаком неметаллических включений.

Составы шлаков при ЭШП различны; чаще всего используют шлак, состоящий из CaF<sub>2</sub> с добавками CaO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub>. Проходя через такой шлак, капли металла очищаются от серы; в них снижается содержание неметаллических включений, а в кристаллизаторе образуется плотный качественный слиток.

Электрошлаковый переплав позволяет получать наплавляемый слиток высокого качества за счет снижения содержания вредных примесей, особенностей кристаллической структуры и однородности по химическому составу.

В настоящее время установлены следующие преимущества электрошлакового переплава перед другими способами получения стали:

- 1) Хорошее качество слитка, отсутствие усадочной раковины и пористости.
- 2) Меньшее количество и меньший размер включений.
- 3) Однородность структуры и химического состава.
- 4) Высокий выход годного.
- 5) Возможность регулируемого снижения содержания серы, кислорода, а в некоторых условиях и азот; возможность сохранения легирующих элементов, которые могут быть окислены, таких как кремний и титан.
- 6) Возможность корректирования состава металла путем применения соответствующего флюса.
- 7) Общее улучшение характеристик пластичности и ударной вязкости.
- 8) Улучшение свариваемости.
- 9) Обеспечение такого качества поверхности, которое исключает необходимость в зачистке поверхности при горячей обработке.
- 10) Облегчение условий отливки электродов по сравнению с разливкой слитков для непосредственной прокатки.
- 11) Возможность управления направлением и скоростью затвердевания.
- 12) Возможность регулирования крупности зерен и величины карбидов, особенно в быстрорежущих инструментальных сталях.
- 13) Расплавленный металл защищен от атмосферного окисления.

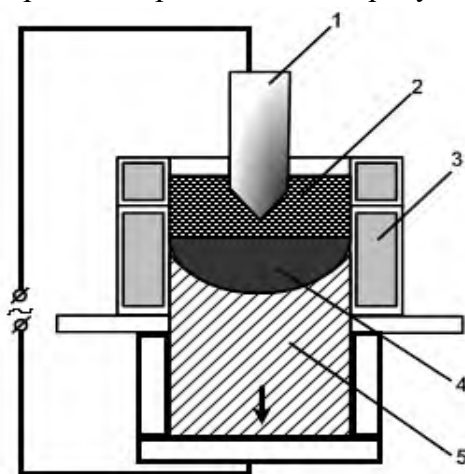
Такое большое число преимуществ процесса ЭШП является следствием большого числа степеней свободы, свойственного этому процессу. Важность степеней свободы в технологии стала приобретать все большее значение по мере усложнения требований к современным продуктам.

Оборудование ЭШП проще и дешевле, чем при ВДП.

Недостатком ЭШП является невозможность организовать в открытом агрегате удаление водорода. В связи с этим широкое распространение получили дуплекс-процессы ВИП–ЭШП и ЭШП–ВДП.

#### **Конструктивно-технологические особенности.**

Схема электрошлакового переплава представлена на рисунке 5.6

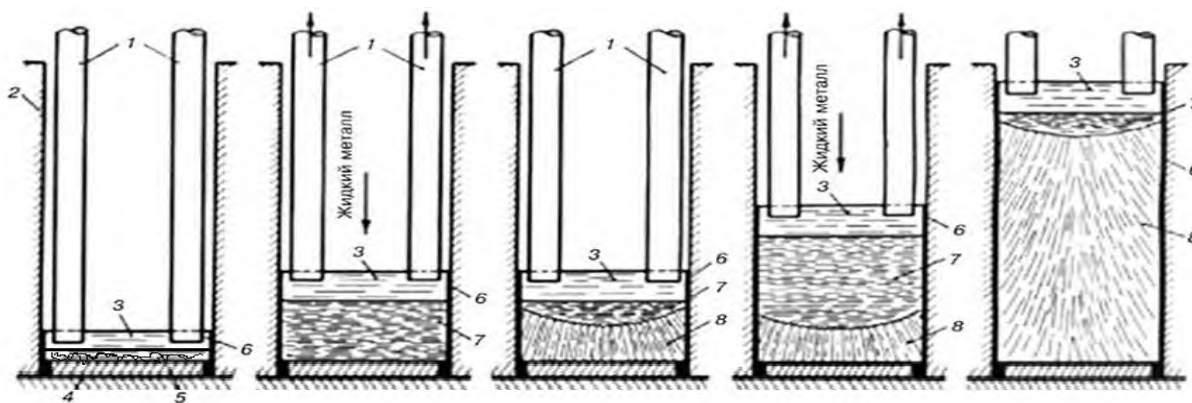


- 1 – расходный электрод; 2 – расплавленный шлак; 3 – водоохлаждаемый кристаллизатор;  
4 – жидкий металл; 5 – формируемый слиток

Рисунок 5.6 - Схема электрошлакового переплава

Существует два типа установок ЭШП: с расходуемым электродом и с нерасходуемым электродом. Суть процесса при этом остается неизменной: капли металла проходят через слой жидкого шлака (через шлаковую ванну). Нерасходуемые электроды, используемые для поддержания требуемой температуры в шлаковой ванне, бывают графитовые или металлические водоохлаждаемые. Проходя через слой жидкого шлака, капли металла попадают или в кристаллизатор, или в огнеупорный тигель. В последнем случае плавка ведется в так называемых установках с керамическим тиглем. Для производства стальных слитков обычно используют процесс с расходуемым электродом и охлаждаемым кристаллизатором.

Расходуемые электроды получают, выплавляя предварительно металл нужного состава в обычном сталеплавильном агрегате (чаще в дуговой сталеплавильной печи) и разливая его на слитки или непрерывно-литую заготовку. Для получения расходуемых электродов необходимых размеров (по сечению) слитки могут подвергаться прокатке или ковке. Получаемые ЭШП слитки имеют обычно развес до 5-6 т. В отдельных случаях (например, при получении заготовок для последующего изготовления роторов турбин электростанций) отливаются ЭШП слитки массой 60 т и более. В СССР была разработана специальная электрошлаковая технология, позволяющая отливать слитки массой до 300 т. Большие слитки массой 200-300 т (для роторов турбин, валов судовых двигателей и т. п.) выплавляют редко, и заводам нерационально иметь у себя крупные агрегаты для того, чтобы использовать их только несколько раз в году. Поэтому для производства сверхкрупных слитков Институтом им. Е.О. Патона совместно с рядом заводов создан способ, получивший название *порционной электрошлаковой отливки* (ПЭШО). В отличие от обычного ЭШП, основанного на переплаве расходуемых электродов, способ ПЭШО предусматривает получение слитков непосредственно из жидкого металла. В водоохлаждаемой изложнице с помощью нерасходуемых электродов расплавляется смесь шлакообразующих компонентов. При этом в изложнице образуется слой жидкого шлака (шлаковая ванна), обладающий высокой рафинирующей способностью (рисунок 5.7, а). Через слой шлака заливают первую порцию стали, полученной в печи, емкость которой равна части емкости изложницы. В период заливки металла погруженные в шлак электроды автоматически поднимаются (рисунок 5.7, б).



1 – нерасходуемые электроды; 2 – водоохлаждаемая изложница; 3 – жидкий шлак;  
4 – металлическая стружка; 5 – поддон; 6 – стенка изложницы; 7 – жидкий металл;  
8 – слиток

Рисунок 5.7 - Схема порционной электрошлаковой отливки

После заливки первой порции металла ведут электрошлаковый обогрев зеркала металла. За счет подводимой мощности зеркало должно оставаться жидким по всему сечению изложницы. При этом залитый металл постепенно затвердевает в направлении снизу вверх, и к моменту заливки следующей порции металла под слоем жидкого шлака остается небольшой объем жидкого металла (рисунок 5.7, в). Металл следующей порции аналогичным образом заливают в изложницу, и он смешивается с остатком жидкого металла первой порции (рисунок 5.7, г). Этот процесс повторяют несколько раз до заполнения всей изложницы. После заливки последней порции металла постепенно снижают электрическую мощность, подводимую к шлаковой ванне, с тем чтобы предотвратить образование усадочной раковины в головной части слитка (рисунок 5.7, д). Интенсивная обработка металла рафинирующим шлаком обеспечивает высокую чистоту металла слитка по сере и неметаллическим включениям. Направленная снизу вверх последовательная кристаллизация металла в изложнице при постоянном наличии сравнительно небольшого объема жидкого металла и высокого градиента температур в металлической ванне ограничивает развитие в слитке зональной ликвации и исключает образование в нем дефектов усадочного и ликвационного происхождения.

Другим технологическим приемом, позволяющим получать высококачественные крупные слитки, является технология, названная *ЭШП с расходуемым электродом*, согласно которой у отлитого по обычной технологии крупного слитка удаляется осевая зона (здесь металл обычно поражен дефектами вследствие ликвации вредных примесей, неметаллических включений, скопления газов и т. п.). Образовавшуюся таким образом полость в слитке с помощью ЭШП заполняют доброкачественным металлом.

Разновидностью ЭШП является электрошлаковая отливка (ЭШО), для получения которой жидкий металл заливается в водоохлаждаемые кристаллизаторы через слой жидкого шлака. Кристаллизация в этом случае протекает при электрошлаковом обогреве головной части слитков.

Установки ЭШП могут работать на переменном и на постоянном токе. Применение постоянного тока было вызвано возможностью использовать электролиз расплава и, таким образом, добиться очистки металла от некоторых примесей (серы, кислорода, водорода и др.), а также использовать одно и то же оборудование для ЭШП и ВДП.

Отечественные установки ЭШП работают на более дешевом переменном токе. Переплавление на переменном токе обеспечивает более глубокое рафинирование металла, в частности от серы. Печи ЭШП могут быть однофазными и трехфазными.

Конструкции ЭШП имеют различные схемы перемещения электрода, кристаллизатора и слитка:

- 1) кристаллизатор и поддон неподвижные, электрод опускается по мере его оплавления. В конструкциях таких печей кристаллизатор имеет большую высоту, чем слиток;
- 2) кристаллизатор неподвижен, опускаются по ходу плавки электрод и слиток;
- 3) слиток неподвижен, электрод и кристаллизатор перемещаются навстречу друг другу.

В печах 2-го и 3-го типа применяется короткий кристаллизатор.

**Кристаллизатор** является наиболее ответственной частью печи. Именно в кристаллизаторе происходит плавление металла, его рафинирование и формирование слитка. Температура шлака во время плавки достигает весьма высоких значений, что обуславливает

тяжелые условия работы кристаллизатора. При этом работа кристаллизатора осложняется тем, что через него протекает электрический ток большой силы.

Кристаллизаторы разделяются по форме поперечного сечения или фасонного профиля. Вследствие высокой тепловой нагрузки все кристаллизаторы охлаждаются водой.

Поддон является основанием кристаллизатора и охлаждается водой. Верхнее основание изготавливают из медного листа толщиной 10-40 мм. Кожух – сварной из нержавеющей стали; к нему приварены патрубки для ввода и вывода воды. Поддон устанавливается на специальную тележку.

Расходуемый электрод. Чаще всего металл для расходуемого электрода ЭШП получают в ДСП. Электроды изготавливают методомковки, прокатки, литья на МНЛЗ и в специальные изложницы. Электроды изготавливают круглого, квадратного и прямоугольного сечения.

Механизм перемещения электродов. Механизм перемещения электродов состоит из электродной тележки, электрододержателя (чаще всего в виде консоли) и привода. В конструкциях отечественных ЭШП применяются в основном электромеханический реечный или цепной механизм перемещения электрода и кристаллизатора. Диапазон регулирования рабочих скоростей привода кристаллизатора 0,02-2 м/ч.

#### **Основные потребители и пути совершенствования технологии.**

Стали, получаемые методом ЭШП получили широкое применение в различных областях техники (самолестроения, электроники и т.д.). Данным методом получают стали для дисков и лопаток газотурбинных авиационных двигателей, газовых турбин, электроники.

В настоящее время методом ЭШП выплавляют слитки массой до 60 т различного сечения: круглые, квадратные, прямоугольные для дальнейшего передела.

К совершенствованию технологии ЭШП относится использование гелия, который обладает высокой теплопроводностью, для охлаждения кристаллизатора улучшает структуру слитка. В рабочий период отвод тепла в основном осуществляется через дно кристаллизатора, так как образовавшаяся корочка, гарнисаж и воздушный зазор не позволяют осуществить интенсивное охлаждение через стенки кристаллизатора. В связи с этим могут возникать такие дефекты, как термические напряжения и даже трещины по высоте слитка в результате значительной разницы температуры по высоте слитка. Второй положительный момент: гелий проходит через шлаковый расплав и может его рафинировать, например от водорода, тем самым способствуя снижению водорода в слитке.

#### **5.4 Плазменно-дуговой переплав**

Плазменная плавка специальных сталей и сплавов является одним из важнейших способов получения металла высокого качества. В плазменных печах источником энергии является низкотемпературная плазма ( $T=10^5$  К). Плазмой называется ионизированный газ, в котором концентрации положительных и отрицательных зарядов равны. Степень ионизации низкотемпературной плазмы близка к 1 %. Низкотемпературная плазма получается при введении в дуговой электрический разряд газообразного вещества. В этом случае газ ионизируется и образуется плазма. В металлургии в качестве плазмообразующего газа чаще всего применяют аргон.

Плазменная металлургия создает условия для удовлетворения требований к прочностным показателям материалов в условиях сверхнизких, нормальных и повышенных температур, которые выдвигаются в настоящее время и сохранятся в будущем. Это

относится и к требованиям ядерной энергетики, электротехнической промышленности, машиностроения и других развивающихся отраслей промышленности. Наряду со способами ЭШП и ЭЛП плазменно-дуговой переплав является еще одним методом электрометаллургии, который характеризуется широкими технологическими возможностями и значительным экономическим эффектом, проявляющимися в конечном качестве промышленной продукции и эффективности технологического оборудования, где могут быть использованы материалы только с исключительно высокими физическими свойствами.

Исследования, направленные на разработку методов плазменной плавки металлов, были начаты в первой половине 60-х годов такими странами, как СССР, США, Япония, ГДР, Бельгия, Франция и др.

По мере изучения свойств плазменного разряда и совершенствования конструкций плазматронов стало ясно, что применение его может повысить технологические преимущества существующих сталеплавильных процессов и позволит создавать новые оригинальные процессы, обладающие специфическими преимуществами.

Достоинства плазменного нагрева следующие:

- возможностью обработки расплавов газами в «активизированном» состоянии;
- высокой стабильностью и регулируемостью разряда в широком диапазоне давлений: от нескольких сотен тысяч до десятых долей паскаля;
- возможностью создания в плавильном объеме плазменных печей контролируемой атмосферы (нейтральной, восстановительной, окислительной), а в герметичных агрегатах - повышенного давления или вакуума;
- высокой удельной мощностью плазматронов;
- плазменный разряд является «чистым» источником нагрева, т.е. не вносит каких-либо загрязнений в металл (при соответствующем контроле атмосферы);
- плазменные разряды любого типа, используемые в металлургии, являются практически бесшумными.

Использование процессов ВПП и ПДП позволяет существенно повысить качество и стабильность свойств металлов, выплавляемых методами ВДП и ЭШП, расширить сортамент сталей и сплавов, производимых переплавными процессами, освоить производство принципиально новых марок сталей и сплавов, производство которых существующими методами невозможно (например, сталей с особо высоким содержанием азота, значительно превышающим предел его стандартной растворимости).

Плазменный нагрев также может быть использован для обогрева ковша при внепечной обработке стали, создания комбинированных технологических схем производства стали, создания полунепрерывных сталеплавильных процессов и др.

#### **Конструктивно-технологические особенности.**

Для плавки стали применяют два типа агрегатов: печи с огнеупорной футеровкой и медным водоохлаждаемым кристаллизатором.

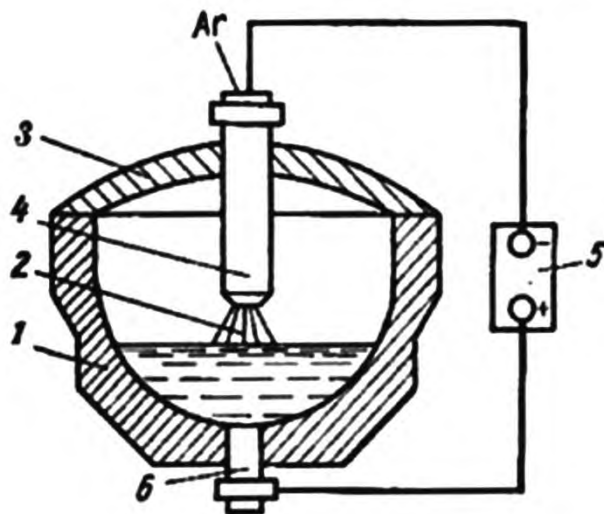
Плазменные печи (ПП) с керамическим тиглем по форме печного пространства подобны ДСП (рисунок 5.9). В большинстве случаев они работают с плазматронами постоянного тока и подовым электродом в днище тигля. Подовый электрод служит для подвода тока к ванне.

С целью предупреждения загрязнения печной атмосферы печь уплотняется с помощью лабиринтного песочного затвора. Выпускное отверстие печи во время плавки герметично закрывают крышкой.

В отличие от дуговых сталеплавильных печей в плазменной печи вместо



графитированных электродов устанавливают один или три плазматрона, что зависит от размеров печи. В печах постоянного тока анодом служит ванна жидкого металла, ток к которой подводится через подовой электрод. Печи трехфазные имеют три плазматрона, а подового электрода нет. Плазменная печь полностью герметизирована.

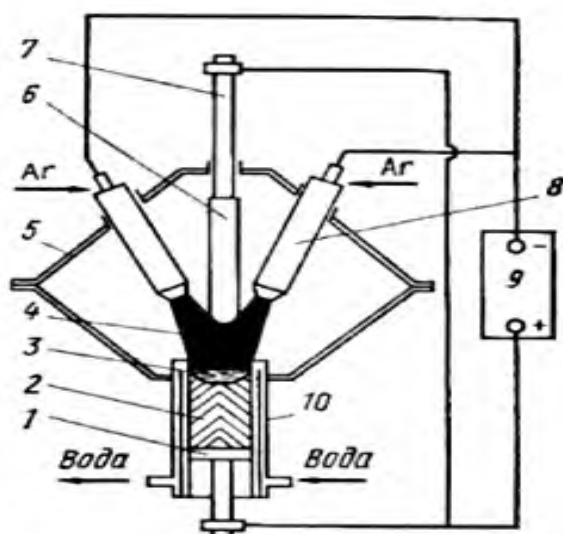


- 1 – корпус печи; 2 – плазменная дуга; 3 – свод; 4 – плазматрон; 5 – источник питания;  
6 – подовый водоохлаждаемый электрод

Рисунок 5.9 - Схема плазменной печи с керамической футеровкой

Металлургические возможности плазменных печей с нейтральной атмосферой очень широки и металл можно раскислять, десульфировать, рафинировать от газов и неметаллических включений, легировать азотом. Кроме того, в плазменной печи возможно получение металла с особо низким содержанием углерода, т. е. активно вести окислительный процесс.

Схема плазменно-дуговой печи с водоохлаждаемым кристаллизатором приведена на рисунке 5.10



- 1 – поддон; 2 – слиток; 3 – жидкий металл; 4 – плазменная дуга; 5 – корпус печи;  
6 – переплавляемый электрод; 7 – электрододержатель; 8 – плазматрон; 9 – источник питания; 10 – кристаллизатор

Рисунок 5.10 - Схема плазменнодуговой печи с водоохлаждаемым тиглем

ПДП с кристаллизатором является классическим примером вторичного рафинирующего переplava, который обладает большими технологическими возможностями, что связано, во-первых, с широким диапазоном возможных скоростей наплавления слитка, во-вторых, с возможностью использования разных газовых и шлаковых смесей. ПДП легко обеспечивает рафинирование металла от неметаллических включений, газов, серы, легирование азотом из газовой фазы и раскисление.

В плазменно-дуговой печи с водоохлаждаемым тиглем переплавляемая заготовка с помощью механизма подачи через уплотнение подается в герметичную камеру. Оплавление заготовки осуществляется двумя плазматронами. Формирование слитка происходит в кристаллизаторе. По мере наплавления слиток вытягивается из кристаллизатора. Источник тока подключается к плазматрону (минус) и к слитку (плюс).

При вертикальном расположении плазматронов тепловая нагрузка на футеровку более равномерная, проще конструкция узла уплотнения, меньше габариты печи. В то же время затруднена смена поврежденного плазматрона без остановки печи; кроме того, при использовании нескольких плазматронов постоянного тока происходит электродинамическое взаимодействие дуг, что при определенных условиях приводит к нарушению стабильности горения плазменной дуги.

При наклонном расположении плазматронов электродинамическое взаимодействие дуг практически отсутствует, возможна быстрая замена поврежденного плазматрона в процессе плавки (без отключения печи). В то же время футеровка стен вблизи места ввода плазматронов подвергается высоким тепловым нагрузкам, а также несколько увеличиваются габариты печи. Плазматроны снабжены механизмами перемещения, позволяющими менять длину дуги между электродом и расплавленным металлом.

Слитки, выплавленные в плазменно-дуговой печи, имеют высококачественную поверхность и их не обтачивают перед последующим переделом.

Как правило, рафинирующий переplav в атмосфере аргона применяют для производства шарикоподшипниковых сталей особой чистоты, нержавеющей сталей, жаропрочных сплавов на основе никеля и железа, конструкционных сталей, а также драгоценных металлов и сплавов.

Переplавные печи с кристаллизатором можно условно разделить на два класса: печи, работающие при нормальном либо повышенном давлении, и установки, работающие при низком давлении.

Первый способ называют методом плазменно-дугового переplava, второй - методом вакуум-плазменного переplava (ВПП). Оба метода по своим возможностям перспективны и технологически эффективны.

Методы плазменного переplava позволяют использовать шлаки, варьировать в широких пределах давление и состав атмосферы, независимо регулировать вводимую мощность и скорость переplava, т.е. обеспечивают более гибкое регулирование условий кристаллизации и рафинирования, чем методы ВДП и ЭШП.

#### **Технология выплавки.**

Процесс плазменной плавки предусматривает расплавление предварительно загруженной в печь шихты, выдержку жидкого металла до достижения заданной степени рафинирования и выпуск. Технология плазменной плавки в печах с керамическим тиглем близка к технологии плавки в ДСП, но есть и свои особенности.

Шихта должна быть чистой по фосфору и сере и не окисленная, так как все преимущества плазменной плавки полнее реализуются при бесшлаковом процессе. На дно

загружается мелкая шихта, обеспечивающая надежный контакт с подовым электродом.

При плазменной плавке используются плазматроны с зависимой дугой. Сначала при помощи осциллятора возбуждается «дежурная» дуга, с помощью которой замыкается цепь между катодом и поверхностью нагреваемого металла (анодом). После появления основной дуги, которая сжимается газовым потоком, ее растягивают до необходимой длины, достигающей в зависимости от вместимости печи 1-2 м. Омываемая относительно холодным газовым потоком сжатая дуга обладает сравнительно малой излучательной способностью. Поэтому, несмотря на очень высокую температуру в столбе дуги и его большую длину, доля тепла, излучаемого через боковую поверхность дуги, относительно невелика.

Сжатая плазменная дуга позволяет плавить металл с большой скоростью, рафинировать металл от вредных газов и при необходимости легировать расплав газом, например азотом. При этом металл не загрязняется материалом электрода.

ПП предназначены главным образом для плавки сталей, но могут использоваться для плавки цветных металлов и сплавов.

После расплавления металл выдерживают под плазмой для его рафинирования. Для окисления примесей можно использовать окислительную плазму. В качестве одного из плазмообразующих газов подают кислород. При этом используют двухканальную конструкцию плазматрона. По внутреннему каналу подается нейтральный газ (аргон), защищающий электрод, а по наружному – газ, необходимый для проведения металлургического процесса.

Для получения азотированного металла в качестве дополнительного газа используют азот, а для предохранения катода от образования нитридов применяют двухканальный плазматрон.

Рафинирование расплава от газов осуществляется при использовании в качестве плазмообразующего газа чистого аргона за счет очень низкого содержания удаляемых газов в исходном аргоне. При соответствующем расходе он обеспечивает «химический вакуум» над поверхностью расплава, что способствует удалению газов. Для предохранения открытой поверхности металла от окисления могут использоваться шлаки. При необходимости, в расплав присаживают легирующие.

### **Основные потребители и пути совершенствования технологии.**

Метод ПДП эффективен для производства сталей с особо высоким содержанием азота, прецизионных сплавов, ряда жаропрочных сплавов и т.д. Особенно перспективен он для производства высокопрочных марганцевых сталей.

Процесс ВПП обеспечивает рафинирование хромоникелевых сплавов и нержавеющей сталей от азота на 60-70 % при минимальных потерях легирующих, в частности хрома 1-1,5 % отн. Для сравнения, метод электронно-лучевого переплава обеспечивает примерно такую же степень рафинирования, что и ВПП, но при гораздо больших (на порядок) потерях легирующих в результате испарения, а степень рафинирования сложнолегированных сталей и сплавов от азота при вакуумно-дуговом переплаве ниже (не превышает 10-15 %), чем при ВПП.

Плазменный нагрев в сталеплавильном производстве развивается по трем основным направлениям:

- 1) плазменная плавка сталей и сплавов в печах с керамическим тиглем (типа Линде);
- 2) различные модификации метода плазменно-дугового переплава (ПДП) в печах с кристаллизатором;
- 3) использование плазменного нагрева в комбинации с другими способами нагрева,

что обеспечивает более высокую технологичность и экономичность.

В настоящее время созданы плазменные печи с мощными плазматронами (до 4 МВт), разработаны технология легирования сталей различного типа азотом из газовой фазы и технология выплавки сложнолегированных (в частности, высокохромистых) сталей с содержанием азота < 0,025%, процессов раскисления и десульфурации.

### **5.5 Электронно – лучевой переплав**

Электронно-лучевая плавка заключается в переплаве металлических заготовок в электронно-лучевой печи в результате их нагрева и плавления энергией электронного луча, капельном переносе электродного металла и последовательном затвердевании металла в водоохлаждаемом кристаллизаторе.

В отличие от ВДП и ЭШП жесткая связь источника нагрева с переплавляемой заготовкой отсутствует. Переплавляемая заготовка не участвует в электрической цепи источника нагрева и, следовательно, не является расходуемым электродом.

Отсутствие связи источника нагрева с переплавляемым электродом обеспечивает широчайшие возможности для управления скоростью переплава и в конечном итоге - кристаллизацией слитка. Это позволяет управлять временем пребывания металла в жидком состоянии и соответственно продолжительностью обработки его вакуумом, заметно перегревать металл выше температуры плавления. Кроме того, ЭЛП осуществляют в глубоком вакууме, что увеличивает возможности рафинирования металла по сравнению с ВДП.

Возможность плавить металл электронным лучом установлена в 1879 г. У. Круксом, а первые небольшие слитки чистого тантала и других металлов получены М. Пирани, который в 1907 г. получил патент на этот способ. Развитие и внедрение в промышленность способа ЭЛП тормозилось отсутствием мощных вакуумных насосов электронно-лучевых пушек. Промышленное внедрение ЭЛП можно отнести к 1958-1963 гг. Наибольшее распространение метод ЭЛП получил в США, ФРГ, Японии, ГДР и СССР. Максимальная масса слитка, полученного методом ЭЛП 18 т.

Электронно-лучевая плавка обладает следующими преимуществами:

1) регулирование в широких пределах скорости наплавления, определяющей благоприятную для последующей обработки макроструктуру слитка;

2) возможность высокого перегрева металлов, позволяющего в сочетании с глубоким вакуумом удалить вредные примеси (цветные металлы);

3) глубокая дегазация металла в вакууме;

4) отсутствие контакта жидкого металла с загрязняющей его футеровкой;

5) переплав любой шихты и возобновление процесса плавки после случайного перерыва без ухудшения качества слитка.

6) При получении слитков большой массы (нескольких десятков тонн) важное достоинство процесса – возможность переплава сравнительно небольших заготовок, попеременно подаваемых в зону плавления. Жидкий металл поступает в кристаллизатор либо непосредственное переплавляемой заготовки, либо из промежуточной ёмкости, где он дополнительно рафинируется. Электроннолучевая плавка в 2–4 раза снижает содержание газовых примесей и НВ, повышаются плотность металла, изотропность его свойств.

Недостатки ЭЛП следующие.

1) Низкая производительность и к.п.д. Если сравнивать ВДП и ЭЛП при одинаковой

мощности (150-200 кВт), то скорость плавления на ВДП – 10 кг/мин, а на ЭЛП – 0,4-0,5 кг/мин. При этом полный к.п.д. электронной плавки составляет около 10 %.

2) Сложность и высокая стоимость оборудования.

3) Высокие капитальные затраты.

4) Невозможность переплава сталей и сплавов, легированных азотом, марганцем большие и часто неуправляемые потери легирующих элементов с высокой упругостью пара, таких как, например, хром. Поскольку хром входит в подавляющее большинство легированных сталей и сплавов, это обстоятельство существенно ограничивает область применения ЭЛП.

5) Высокая себестоимость металла, полученного электронно-лучевой плавки.

### **Принцип действия установок ЭЛП.**

Электронно-лучевой нагрев заключается в том, что кинетическая энергия мощного направленного потока электронов при бомбардировке ими поверхности нагреваемого материала превращается в тепловую энергию. Применение электронно-лучевого нагрева в промышленных целях стало возможным благодаря интенсивному развитию электроники, обеспечившей получение мощных потоков электронов и возможность управления ими, и больших достижений в области вакуумной техники, позволивших создать эффективные вакуумные системы технологического оборудования.

Устройство для получения мощного потока электронов, их ускорения и концентрирования в пучок, направляемый в рабочее пространство, где электрическое поле отсутствует, называют электронной пушкой. Она представляет собой трехэлектродную систему, состоящую из вольфрамового катода, управляющего электрода и кольцевого анода. Электроны, вылетающие с нагреваемого катода, формируются в электронный луч, который ускоряется за счет разности потенциалов между катодом и анодом (10-50 кВ).

Регулирование потока электронов (электронного луча) осуществляется управляющим электродом путем изменения отрицательного потенциала по отношению к катоду. В электронно-лучевых печах необходимо поддерживать вакуум не менее 0,01 Па, так как в этом случае длина свободного пробега электронов достаточно велика и они двигаются практически без соударений между собой и молекулами остаточного газа. Для обеспечения эффективной работы электронной пушки в печи обычно создается вакуум  $10^{-3}$ - $10^{-5}$  Па.

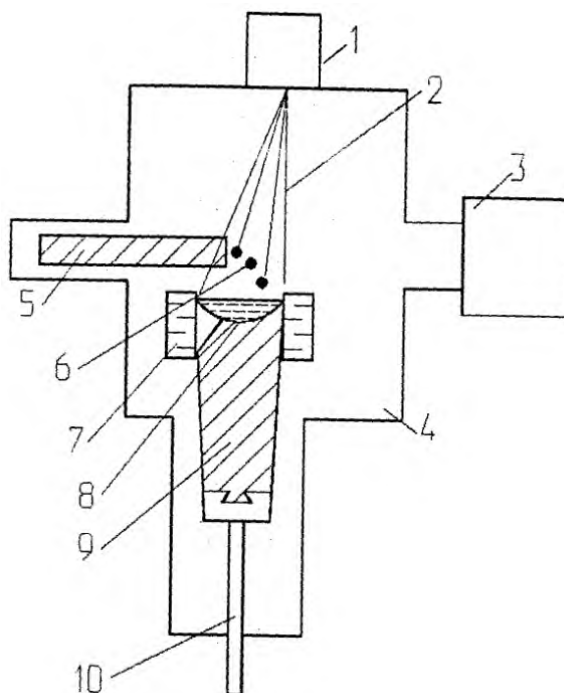
Для управления электронным лучом, выходящим из электронной пушки, используют фокусирующую и отклоняющую системы, с помощью которых соответственно изменяют сечение потока (пучка) электронов и направляют его под заданным углом на обрабатываемое изделие.

Общая схема ЭЛП представлена на рисунке 5.11.

В ЭЛП нагрев металла осуществляется потоком ускоренных электронов, генерируемых в специальных устройствах (электронных пушках). Электроны разгоняются электрическим полем, сталкиваются с переплавляемым веществом, взаимодействуя как с кристаллической решеткой в целом, так и с отдельными встречающимися микрочастицами: положительными ионами, свободными и связанными электронами. При этом электрическое поле первичных электронов вызывает соответствующее возмущение кристаллической решетки, которое проявляется в виде перемещения ионов и увеличения амплитуды их колебания, т.е. повышения температуры металла.

При резком торможении электронов часть их энергии теряется в виде излучения. При ускоряющем напряжении в десятки киловольт, которое используется в плавильных установках, возникает рентгеновское излучение. Его мощность не превышает половины

мощности электронного пучка, но само излучение представляет серьезную опасность для обслуживающего персонала. Поэтому величину ускоряющего напряжения ограничивают до 30-35 кВ (опасный уровень - более 40 кВ) и принимают специальные меры при конструировании, изготовлении и эксплуатации ЭЛП.



1 – электронная пушка; 2 – электронный пучок, направляемый на расплавляемый штабик 5 и ванну расплавленного металла 7; 3 – откачка вакуума; 4 – плавильная камера; 6 – капли переплавляемого металла; 8 – выплавляемый слиток; 9 – водоохлаждаемый кристаллизатор; 10 – устройство вытяжки слитка; 11 – смотровые окна

Рисунок 5.11 – Общая схема электронно-лучевого переплава

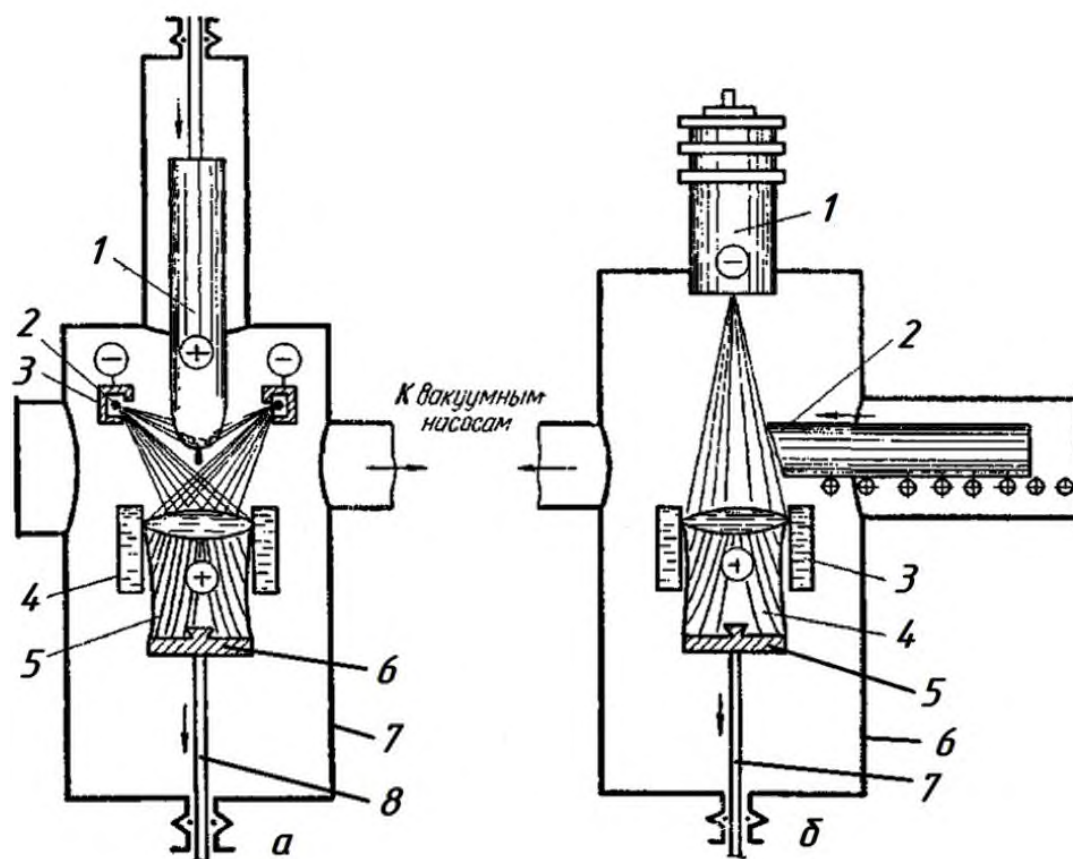
В ЭЛП источником свободных электронов служит накалившаяся спираль или пластина, т.е. катод, с которого излучается поток электронов (термоэлектронная эмиссия). Электронный поток сжимают электромагнитным полем в луч и направляют на металлический электрод или шихту и жидкую ванну. При столкновении луча с металлом выделяется большое количество энергии, под действием которой он нагревается и плавится. Для катодов ЭЛП используют вольфрам и молибден.

#### **Конструктивно-технологические особенности.**

Схема типичной печи ЭЛП представлена на рисунке 5.12. Основным узлом является вакуумная плавильная камера 4, толщина стенки которой составляет 10-15 мм, что обеспечивает жесткость конструкции и одновременно надежную защиту от рентгеновского излучения.

Плавильная камера охлаждается водой. В ней размещен кристаллизатор 11, охлаждаемый умягченной водой при давлении 3-6 атм. Кристаллизаторы могут иметь различную форму, в плавильной камере или в отдельной автономной камере располагается один или несколько электронно-лучевых нагревателей (пушек) 9. Подача переплавляемого материала, в частности заготовки 8, осуществляется при помощи механизма подачи. При переплаве заготовок могут использоваться механизмы подачи, применяемые в вакуумных дуговых печах, с учетом того, что для установок ЭЛП не требуется мощных токоподводов.

При ЭЛП могут с успехом также переплавляться брикеты, штабики, гранулы, стружка и т.д., и в этом случае предусматриваются специальные способы их подачи.



*a* - с кольцевым катодом;  
 1 - расходимый электрод; 2 - кольцевой катод; 3 - экран; 4 - кристаллизатор;  
 5 - наплавляемый слиток; 6 - поддон;  
 7 - вакуум камера; 8 - вертикальный шток

*б* - с аксиальной пушкой;  
 1 - аксиальная пушка;  
 2 - переплавляемый металл;  
 3 - кристаллизатор; 4 - наплавляемый слиток; 5 - поддон; 6 - вакуум камера; 7 - вертикальный шток

Рисунок 5.12 - Схема электронно-лучевой установки

Наплавленный слиток формируется в водоохлаждаемом кристаллизаторе по методу полунепрерывной разливки. Для создания наиболее выгодных условий рафинирования металла и упрощения конструкции плавильных установок поверхность жидкой ванны на протяжении всей плавки поддерживается на уровне верхнего среза кристаллизатора. Это достигается перемещением слитка по ходу плавки специальным механизмом вытягивания 14.

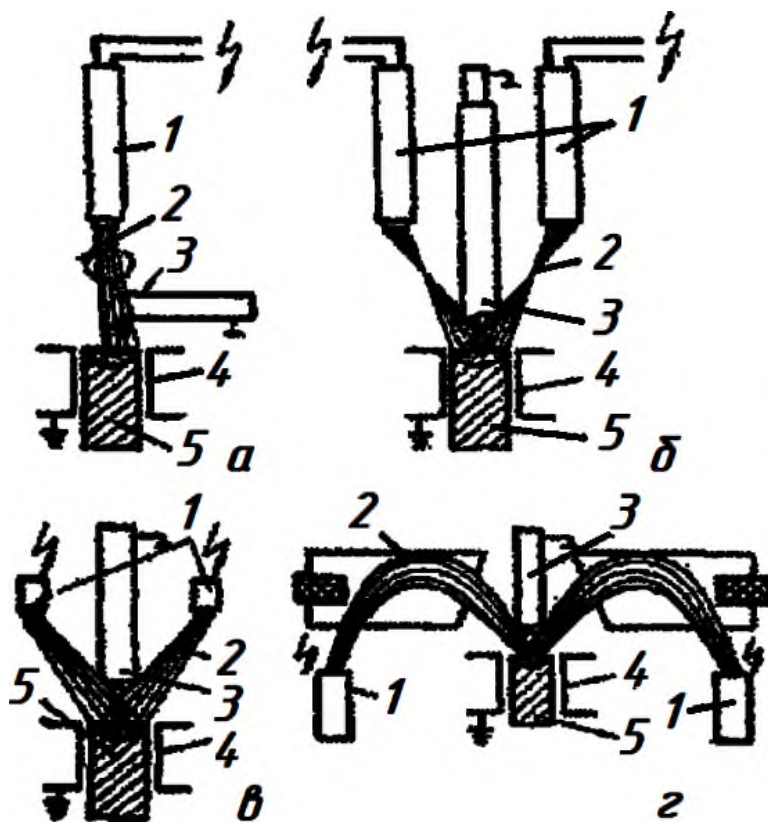
ЭЛП осуществляется при остаточном давлении  $133 \cdot 10^{-4} - 133 \cdot 10^{-5} \text{ Н/м}^2$  ( $10^{-4} - 10^{-5} \text{ мм рт. ст.}$ ). Печь имеет вакуумную систему, включающую насосы трех типов: диффузионные, бустерные и механические (форвакуумные), которые включаются последовательно. Для рациональной загрузки и выгрузки электронно-лучевые печи обеспечиваются специальными шлюзовыми устройствами. Наблюдение за плавкой осуществляется через смотровые стекла, которые защищаются от конденсации паров стробоскопической смотровой системой 10 (один или два диска с узкими щелями, расположенными перед смотровым стеклом,

вращаются с большой скоростью; в случае двух дисков они вращаются в противоположные стороны; в результате стробоскопического эффекта быстровращающиеся диски становятся как бы прозрачными; при этом резко снижается интенсивность напыления материала на смотровые стекла).

Существуют различные технологические схемы ЭЛП (рисунок 5.13):

а - с боковой подачей расходуемых электродов при вертикальном расположении электроннолучевой пушки (рисунок 5.13,а);

б - с вертикальным расположением расходуемого электрода и использованием нескольких аксиальных пушек с электромагнитным отклонением лучей (рисунок 5.12,б) или применением радиального электронно-лучевого нагревателя с электромагнитным управлением лучей (рисунок 5.13,в), или применением нескольких пушек с линейными лучами, отклоненными на 180 град (рисунок 5.13,г).



1 - пушка; 2 - электронный луч; 3 - переплавляемая заготовка; 4 - водоохлаждаемый кристаллизатор; 5 – слиток

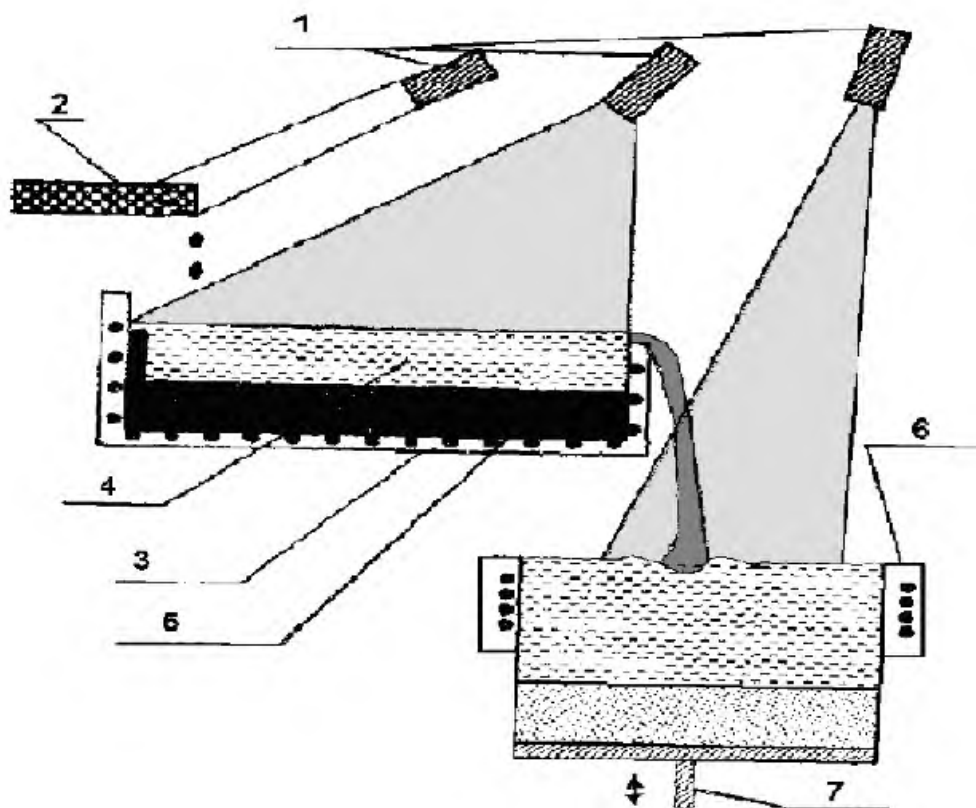
Рисунок 5.13 - Схемы электронно-лучевого переплава

Указанные схемы отличаются условиями нагрева и величиной реакционной поверхности жидкой металлической фазы. Считают, что схема с вертикальным расположением заготовки отвечает лучшим условиям протекания процесса ЭЛП.

Для повышения эффективности рафинирования в электроннолучевых печах применяют схемы переплава с использованием промежуточной емкости (рисунок 5.14). Эта схема обеспечивает более развитую реакционную поверхность, увеличение производительности, исключает попадание в кристаллизатор твердых кусков, иногда отваливающихся от переплавляемых электродов, и позволяет производить дополнительную обработку жидкого металла, например микролегирование редкоземельными элементами и



раскисление.



1 – электронно-лучевые пушки; 2 – переплавляемая шихта; 3 – водоохлаждаемая медная промежуточная емкость; 4 – жидкий металл; 5 – металлический гарнисаж; 6 – медный кристаллизатор; 7 – вытягивающий шток

Рисунок 5.14 – Схема ЭЛП для получения слитков в кристаллизаторе с промежуточной емкостью

### Основные потребители и пути совершенствования технологии.

Электронно-лучевая плавка широко применяется для получения высокореакционных, тугоплавких (W, Mo, Ni), высокочистых металлов и для рафинирующего переплава стали различных марок и сплавов. Ее применяют для получения очень чистых по примесям цветных металлов, кислороду, азоту и НВ шарикоподшипниковой стали для скоростных подшипников, жаропрочных, коррозионноустойчивых и прецизионных сплавов, а также для производства крупных слитков из конструкционной стали высокой степени чистоты, используемой в энергетическом машиностроении.

Переплав обеспечивает получение слитков с плотной макроструктурой без усадочных и ликвационных дефектов, низкое содержание газов и неметаллических включений при их высокой дисперсности и равномерном распределении, повышение служебных характеристик, магнитных и жаропрочных свойств: роторы мощных паровых турбин и другие изделия ответственного назначения выплавляют с электроннолучевой печи.

Дальнейшим развитием этого направления является холодноподовое электронно-лучевое рафинирование, которое осуществляется в промежуточных емкостях, выполненных из меди. Жидкое состояние металла и необходимый перегрев поддерживаются с помощью электронно-лучевых пушек со сканирующим лучом. Кристаллизация металла

осуществляется в водоохлаждаемом кристаллизаторе. Металл в первую промежуточную емкость можно подавать в виде твердых заготовок (слитков, стружки и других отходов), в жидком виде путем периодической заливки из миксера или непрерывно по специальным трубопроводам.

В настоящее время разрабатывается тех. процесс электронно-лучевой установки (агрегата) с холодноподовым рафинированием производительностью 50000 - 100000т в год для производства нержавеющей сталей с особо низким содержанием углерода и высокопрочных сталей.

## **5.6 Сравнительный анализ методов получения спецсталей**

В настоящее время новые методы выпечной обработки жидкой стали обеспечивают весьма глубокое рафинирование металла, а установки непрерывной разливки – благоприятные условия кристаллизации. Поэтому более дорогие методы переплава используются лишь тогда, когда к качеству металла предъявляются особые требования.

Наиболее широкое распространение получили следующие переплавные процессы: вакуумный индукционный переплав (ВИП), вакуумный дуговой переплав (ВДП), плазменный дуговой переплав (ПДП), электрошлаковый переплав (ЭШП), электронно-лучевой переплав (ЭЛП) и другие. Сравнительный анализ данных процессов представлен в таблице 5.2 и таблице 5.3.

Кроме того, необходимо отметить, что в настоящее время широко распространение получило технология внедрения в производство сочетаний различных методов выплавки металла методами спецэлектрометаллургии – метод ИД (ВИП+ВДП), метод ИЛ (ВИП+ЭЛП), ЭШП+ВДП и др. Это значительно расширяет номенклатуру сталей, подвергающихся переработке, и технологические возможности последующих переделов.

Таблица 5.2 - Сопоставление основных технологических показателей работы переплавных процессов

Показатель	ВИП	ВДП	ЭЛП	ЭШП	ПДП
Источник энергии	Индукционный нагрев	Электрическая дуга	Электронный луч	Нагрев сопротивлением	Плазменная дуга
Футеровка	Огнеупоры	Медный водоохлаждаемый тигель			
Максимальная масса слитка	30	56	18	160	6
Возможные сечения слитка	Круглое, квадратное, прямоугольное	Круглое	Круглое, квадратное, прямоугольное	Круглое, прямоугольное, квадратное, фигурное	Круглое
Шихтовые материалы	Одна или несколько деформированных или литых заготовок	Одна деформированная или литая заготовка	Одна или несколько деформированных или литых заготовок	Литые или деформированные заготовки	То же, что и при ВДП
Требования к подготовке поверхности заготовки	Механическая или наждачная обработка поверхности	Механическая или наждачная обработка поверхности	То же, что и при ВДП	Возможен переплав без подготовки поверхности заготовки	То же, что и при ВДП
Присадка легирующих	Возможна	Невозможна	Возможно в печах с промежуточной емкостью или при холодном деформировании	Невозможна	То же, что и при ВДП
Возможность модифицирования металла	Возможно	Исключается	Возможна в печах с промежуточной емкостью или при холодном деформировании	Возможно (в результате взаимодействия со шлаком специального состава)	То же, что и при ВДП
Температурный режим	Зона высоких температур, возможно регулирование	Зона высокой температуры, не поддающаяся регулированию	Зона высокой температуры (в фокусе), возможен перегрев расплавляемого материала	Зона высоких температур, возможно регулирование	То же, что при ЭШП
Реакции со шлаком	Возможны	Невозможны	Возможны в специальных случаях	Составляют суть способа	Возможны
Расход энергии, кВт-ч/кг	1,0	1,0	1 - 2	1,0	1,2
Производительность, кг/с (т/ч)	Ориентировочно до 0,11 (0,40)	Ориентировочно в крупных печах до 0,15 (0,54)	До 0,101 (0,36)	Ориентировочно в крупных печах до 0,15 (0,54)	0,15 - 0,157 (0,5 - 0,6)
Удаление: кислорода, водорода, азота	Возможно, Возможно, Возможно	Полное, Примерно до достижения равновесия, Ограниченное	Полное, Примерно до достижения равновесия, ограниченное	Значительное снижение, Не наблюдается, Не наблюдается	Возможно, Возможно, Возможно
Эффект испарения	Зависит от условий плавки	Отмечается увеличение потерь на испарение тяжелых металлов при переходе от ВДП к ЭЛП.	Практически не наблюдается	Зависит от условий плавки	Зависит от условий плавки

Таблица 5.3 - Основные технологические особенности удаления вредных примесей методами спецэлектрометаллургии

Технологический фактор	ВИП	ВДП	ЭЛП	ЭШП	ПДП
Снижение содержания кислорода	Возможно при введении дополнительных металлических раскислителей до 0,001 - 0,003% [O]	Возможно при переплаве хорошо раскисленного металла до 0,001 - 0,003% [O]	Возможно при переплаве хорошо раскисленного металла до 0,001% [O]	Возможно до 0,002 - 0,003% [O]	Невозможно
Снижение содержания водорода	Возможна глубокая дегазация и высокая степень удаления водорода	То же, что и при ВИП	То же, что и при ВИП	Возможно повышение содержания водорода при повышенном в атмосфере	Возможно в вакууме
Снижение содержания азота	Достигается высокая степень удаления азота (до 80%), ограничивается только временем пребывания металла в жидком состоянии	Степень удаления азота составляет 30 - 35%	Степень удаления азота достигает 50 - 80%	Практически не происходит	То же, что и при ВДП
Снижение содержания серы	Возможно при использовании шлаков различного состава И футеровки на основе СаО	Не удаляется	Не удаляется	В зависимости от исходного содержания - до 60%	Возможно за счет вакуума; измельчение включений
Снижение содержания нитридных включений	Возможно с использованием шлаков, ассимилирующих включения этого типа	Достигается снижение нитридных включений при равномерном распределении по сечению слитка	Степень снижения количества нитридных включений выше, чем при ВДП, при равномерном распределении по сечению слитка	Не происходит	
Снижение содержания оксидных включений	Возможно при рациональном режиме раскисления и обработке расплава инертными газами и шлаками	Достигается высокая степень снижения неметаллических включений при равномерном их распределений по сечению слитка	То же что и ВДП, но степень снижения неметаллических включений может быть выше	То же, что и при ВДП	То же, что и при ВДП
Удаление примесей цветных металлов	Степень удаления примесей 50 - 80%	Степень удаления примесей (30 - 40%) ограничивается скоростью слитка	Степень удаления примесей (60 - 90%) ограничивается скоростью слитка	Не происходит	Возможно при использовании шлаков

## **Контрольные вопросы**

- 1) Перечислите основные методы получения сталей специального назначения?
- 2) Вакуумный индукционный переплав. Принцип работы установок. Основные преимущества и недостатки?
- 1) Вакуумный дуговой переплав. Принцип работы установок. Основные преимущества и недостатки?
- 2) Электрошлаковый переплав. Принцип работы установок. Основные преимущества и недостатки?
- 3) Плазменно-дуговой переплав. Принцип работы установок. Основные преимущества и недостатки?
- 4) Электронно – лучевой переплав. Принцип работы установок. Основные преимущества и недостатки?

## Библиографический список

- 1 Симонян Л.М. Металлургия спецсталей. Теория и технология спецэлектрометаллургии: Курс лекций / Л.М. Симонян, А.Е. Семин, А.И. Кочетов. - М.: МИСиС, 2007. – 180 с.
- 2 Кудрин В.А. Теория и технология производства стали: Учебник для вузов. – М.: «Мир», ООО «Издательство АСТ», 2003.– 528 с.
- 3 Гольдштейн М.И. Специальные стали: учебник для вузов / М.И. Гольдштейн, Грачев С.В., Векслер Ю.Г. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
- 4 Габриэлян Д. И. Прецизионные сплавы / Д.И. Габриэлян. – М.: Металлургия, 1972. – 104с.
- 5 Падерин С.Н. Теория и расчеты металлургических систем и процессов /С.Н. Падерин, В.В. Филиппов. – М.: МИСиС, 2002. – 334 с.
- 6 Кудрин В.А. Технология получения качественной стали // В.А. Кудрин, В.М. Парма. - М: Металлургия, 1984. 320 с.
- 7 Поволоцкий Д. Я.Электрометаллургия стали и ферросплавов /Д.Я. Поволоцкий, В. Е.Рощин, М. А. Рысс и др. – М.: Металлургия, 1984. – 568с.
- 8 Братковский Е.В., Электрометаллургия стали и спецэлектрометаллургия /Е.В. Братковский, А.В. Заводяный.- Новотроицк: НФ МИСиС, 2008.
- 9 Кудрин В.А. Теория и технология производства стали: учебник для вузов /Ю.В. Кряковский, А.Г. Шалимов. - М.: «Мир», ООО «Издательство АСТ», 2003. - 528 с.
- 10 Воскобойников В.Г. Общая металлургия: учебник для вузов / В.Г. Кудрин, А.М. Якушев. - М.: ИКЦ «Академкнига», 2005. - 768 с.
- 11 Альперович М.Е. Вакуумный дуговой переплав и его экономическая эффективность / М.Е. Альперович. – М.: Металлургия, 1979. – 235 с.
- 12 Донской А.В. Электроплазменные процессы и установки в машиностроении /А.В. Донской, В.С. Клубникин. - Л.: «Машиностроение», ЛО, 1979. - 221 с.

БРАТКОВСКИЙ ЕВГЕНИЙ ВЛАДИМИРОВИЧ  
ЗАВОДЯНЫЙ АЛЕКСЕЙ ВАСИЛЬЕВИЧ  
ШАПОВАЛОВ АЛЕКСЕЙ НИКОЛАЕВИЧ  
ШЕВЧЕНКО ЕВГЕНИЙ АЛЕКСАНДРОВИЧ

## СПЕЦИАЛЬНЫЕ СТАЛИ

Учебное пособие  
для бакалавров направления подготовки  
22.03.02 «Металлургия»,  
всех форм обучения

Подписано в печать 02.10.2019 г.		
Формат 60x90 <sup>1/16</sup> Рег.№ 120	Печать цифровая Тираж 10 экз.	Уч.-изд.л. 6,375

ФГАОУ ВО

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Новотроицкий филиал

462359, Оренбургская обл., г. Новотроицк, ул. Фрунзе, 8.

E-mail: [nfmisis@yandex.ru](mailto:nfmisis@yandex.ru)

Контактный тел. 8 (3537) 679729.