

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ  
РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ  
СЛИТКОВЫХ, ПОРОШКОВЫХ,  
НАНОСТРУКТУРНЫХ  
И КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

*Монография*

Москва Вологда  
«Инфра-Инженерия»  
2021

УДК 621.7  
ББК 34.5  
М74

*А в т о р ы :*

*М. Х. Шоршоров, А. Е. Гвоздев, А. Н. Сергеев, С. Н. Кутепов, О. В. Кузовлева,  
Е. М. Селедкин, Д. С. Клементьев, А. А. Калинин*

**М74      Моделирование процессов ресурсосберегающей обработки слитковых, порошковых, наноструктурных и композиционных материалов :** монография / [М. Х. Шоршоров и др.] – Москва ; Вологда : Инфра-Инженерия, 2021. – 360 с.  
ISBN 978-5-9729-0596-6

Приведены результаты математического моделирования механических свойств и структуры высоколегированных слитковых, порошковых металлических систем и инструментальных сталей в процессах изотермического деформирования и сверхпластического формоизменения. Рассмотрены процессы осадки объемных и листовых тонкослойных металлических заготовок, механизмы водородного растрескивания металлов и сплавов, наноструктурные и композиционные материалы различной природы. Обсуждаются ультрадисперсные порошковые и компактные нанокристаллические, наноаморфные и микроструктурные металлические сплавы и соединения, структурное состояние, технологии производства и области применения. Представлены результаты количественных оценок процессов зародышеобразования и образования точечных дефектов кристаллического строения некоторых металлических систем в различных условиях и состояниях.

Для научных работников и инженеров в области материаловедения, физики металлов, технологии машиностроения. Может быть полезно студентам соответствующих специальностей и преподавателям при подготовке специалистов различных уровней.

УДК 621.7  
ББК 34.5

## СОДЕРЖАНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ.....	8
РАЗДЕЛ 1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ .....	10
1.1. Материалы для моделирования механических свойств.....	10
1.1.1. Состав, структура и физико-механические свойства сталей .....	12
1.1.2. Температурные интервалы фазовых превращений.....	14
1.2. Математическое моделирование механических свойств.....	20
1.2.1. Факторы, влияющие на механические свойства .....	21
1.2.2. Критерии и параметры деформирования .....	22
1.2.3. Математические модели .....	25
1.2.4. Методика планирования эксперимента.....	27
1.2.5. Статистическая обработка результатов.....	28
1.3. Механические испытания .....	29
1.3.1. Экспериментальное оборудование .....	29
1.3.2. Образцы .....	33
РАЗДЕЛ 2. МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ.....	35
2.1. Оптимальное планирование экспериментов .....	35
2.2. Моделирование механических свойств при растяжении в температурно- механических полях.....	35
2.2.1. Построение математических моделей механических свойств.....	35
2.2.2. Закономерности изменения механических свойств в температурно- скоростных полях .....	40
РАЗДЕЛ 3. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФАЗОВОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ У8А.....	58
3.1. Сверхпластичность стали У8А при растяжении .....	58
3.2. Сверхпластичность стали У8А при осадке .....	63
Библиографический список к разделам 1, 2, 3.....	66

РАЗДЕЛ 4. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОСАДКИ ОБЪЕМНЫХ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ И ЛИСТОВЫХ ТОНКОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК .....	73
4.1. Моделирование технологических процессов объемного осесимметричного деформирования .....	73
4.1.1. Математическая формулировка задач объемного осесимметричного формоизменения .....	73
4.1.2. Применение метода конечных элементов при вычислении деформированного состояния в задачах объемного осесимметричного формоизменения .....	77
4.1.3. Расчет напряжений по кинематике течения в задачах объемного осесимметричного формоизменения .....	89
4.1.4. Численная реализация и особенности построения конечноэлементной модели при решении технологической задачи осадки сплошной цилиндрической заготовки .....	95
4.1.5. Осадка сплошных цилиндрических заготовок в состоянии сверхпластичности.....	101
4.2. Осаживание тонкослойных заготовок .....	105
4.2.1. Конечноэлементная модель пластического сжатия тонкослойной заготовки между шероховатыми плитами .....	105
4.2.2. Осадка квадратной в плане заготовки .....	110
4.2.3. Осадка листовых анизотропных заготовок .....	120
4.2.4. Осаживание квадратной листовой заготовки в круглой матрице .....	126
Библиографический список к разделу 4 .....	135
РАЗДЕЛ 5. МЕХАНИЗМЫ ВОДОРОДНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ .....	138
5.1. Общие сведения о водородном растрескивании металлических материалов .....	138
5.2. Анализ современных теоретических представлений о механизмах водородного растрескивания конструкционных металлических материалов	140

5.2.1. Теории внутреннего давления .....	140
5.2.2. Адсорбционные теории .....	142
5.2.3. Метановая гипотеза .....	144
5.2.4. Модели, основанные на гидридном охрупчивании .....	146
5.2.5. Декогезионные теории .....	148
5.2.6. Теория влияния водорода на подвижность дислокаций .....	154
5.2.7. Комплексные подходы .....	160
5.3. Основные выводы .....	164
Библиографический список к разделу 5 .....	164
<b>РАЗДЕЛ 6. НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ В ТЕХНОЛОГИИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ .....</b>	<b>174</b>
6.1. Порошковые металлические сплавы с наноаморфной, нанокристаллической и микрокристаллической структурами.....	175
6.2. Ультрадисперсные порошковые материалы .....	177
6.3. Прессование и спекание ультродисперсных материалов .....	179
6.4. Структурное состояние частиц ультрадисперсного размера и его влияние на физические и механические свойства массивных нанокристаллических материалов .....	182
6.5. Кластеры в деформированных металлах и их влияние на структурообразование и сверхпластичность.....	192
Библиографический список к разделу 6 .....	203
<b>РАЗДЕЛ 7. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ .....</b>	<b>206</b>
7.1. Композиционные материалы .....	206
7.1.1. Общие сведения о композиционных материалах.....	206
7.1.2. Свойства, состав и классификация пластмасс .....	208
7.1.3. Характеристика и марки термопластов .....	211
7.2. Термореактивные пластмассы .....	217
7.2.1. Характеристика и марки реактопластов.....	217
7.2.2. Слоистые пластмассы.....	221

7.3. Неметаллические материалы .....	226
7.3.1. Резинотехнические материалы (РТМ).....	226
7.3.2. Керамические материалы.....	229
Библиографический список к разделу 7 .....	234
<b>РАЗДЕЛ 8. НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ И</b>	
<b>НАНОТЕХНОЛОГИИ .....</b>	<b>237</b>
8.1. История развития .....	237
8.2. Структура наноматериалов .....	242
8.3. Классификация наноматериалов .....	243
8.4. Методы получения наноматериалов .....	245
8.5. Свойства наноматериалов .....	246
8.6. Сверхпластичность наноматериалов .....	248
8.7. Применения наноструктурных материалов .....	250
8.8. Композиционные покрытия триботехнического назначения с полимерными матрицами и наполнителями из наночастиц твёрдых смазочных материалов .....	261
Библиографический список к разделу 8 .....	275
<b>РАЗДЕЛ 9. АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ЗАРОДЫШЕОБРАЗОВАНИЯ ПРИ</b>	
<b>ПОЛИМОРФНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В ЧИСТЫХ МЕТАЛЛАХ.....</b>	<b>277</b>
9.1 Оценка вклада в аномальное изменение теплоемкости титана вблизи температуры $\alpha \rightarrow \beta$ полиморфного превращения зародышей новой фазы .....	280
9.2. Оценка вклада в аномальное изменение теплоемкости таллия вблизи температуры $\alpha \rightarrow \beta$ полиморфного превращения зародышей новой фазы .....	291
9.3. Оценка вклада в аномальное изменение теплоемкости гафния вблизи температуры $\alpha \rightarrow \beta$ полиморфного превращения зародышей новой фазы .....	294
9.4. Сравнительные оценки параметров процесса зародышеобразования для титана, таллия и гафния.....	298
Библиографический список к разделу 9 .....	299

РАЗДЕЛ 10. ОСОБЕННОСТИ АКТИВАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ В СОСТОЯНИИ ПРЕДПРЕВРАЩЕНИЙ	301
Библиографический список к разделу 10 .....	315
ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....	317
Список литературы.....	317

## ПРЕДИСЛОВИЕ

Построение математических моделей механических свойств многофазных, сложнолегированных материалов, а также технологий получения деталей из них является комплексной задачей, требующей проведения трудоемких теоретических и экспериментальных исследований. При этом необходимы знания о закономерностях изменения механических свойств металлов, сталей и цветных сплавов, порошковых композиционных, ультрадисперсных нанокристаллических и наноаморфных металлических и неметаллических материалов при различных температурно-скоростных и силовых воздействиях.

В настоящей монографии приведены результаты моделирования механических свойств гетерофазных инструментальных сталей в процессах изотермического деформирования и сверхпластического формоизменения, которые могут быть основой для разработки малопереходных ресурсосберегающих технологий производства высококачественных металлорежущего и штампового инструментов. Механические свойства углеродистых и промышленных труднодеформируемых сложнолегированных быстрорежущих сталей У8А, Р6М5 и 10Р6М5-МП исследовались при растяжении в различных температурно-скоростных условиях.

С использованием методов планирования эксперимента на основе точных *D*-оптимальных многофакторных планов построены математические модели предела прочности, относительного удлинения, относительного сужения и коэффициента скоростного упрочнения, которые достаточно точно описывают процессы изотермического формоизменения и фазовой сверхпластичности. С их помощью установлены закономерности деформирования инструментальных сложнолегированных сталей в температурно-скоростных полях с учетом влияния температуры, скорости деформации, схемы напряженного состояния и структуры на прочность и пластичность материалов.

Изучены ультрадисперсные порошковые и компактные наноаморфные и нанокристаллические материалы и технологии их производства. С помощью термодинамики малых систем и теории дефектов дан анализ влияния ультрадисперсного и кластерного структурного состояния этих материалов на комплекс



физических и механических свойств металлических сплавов и химических соединений. Показаны перспективы широкого применения таких материалов с уникальным комплексом физико-химических и механических свойств в различных областях науки и техники.

Рассмотрены строение, состав, структура, свойства и области применения наноструктурных и композиционных, полимерных материалов и композиционные покрытия триботехнического назначения с полиимидными матрицами и наполнителями из наночастиц твердых смазочных материалов. Проанализированы процессы зародышеобразования и образования точечных дефектов кристаллической решетки в некоторых математических системах в различных температурно-скоростных условиях и состояниях.

В книгу вошли результаты многолетних исследований, выполненных авторами в Тульском государственном университете, базовой лаборатории ИМЕТ РАН «Новые процессы формоизменения металлических материалов специального назначения», в лаборатории перспективных материалов, технологий и изделий Тульского научно-технологического парка, в Тульском артиллерийском инженерном институте, институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Тульском государственном педагогическом университете им. Л.Н. Толстого по приоритетным фундаментальным научным направлениям.

Авторы выражают благодарность всем коллегам, совместная работа с которыми способствовала появлению данной монографии.

## **РАЗДЕЛ 1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ**

### **1.1. Материалы для моделирования механических свойств**

Исследованы углеродистая сталь У8А и труднодеформируемые гетерофазные сложнолегированные материалы, из которых изготавливают металлорежущий инструмент - быстрорежущие вольфрамомолибденовые стали типа Р6М5 с карбидным упрочнением различных способов производства: Р6М5 традиционного слиткового передела и сталь 10Р6М5-МП, полученная методом порошковой металлургии. Указанные стали имеют различную дисперсность: порошковая сталь 10Р6М5-МП имеет более мелкое зерно ферритной основы и мелкие равномерно распределенные в структуре карбиды, чем у стали Р6М5. Поэтому такой выбор исследуемых материалов открывает возможность исследовать влияние структурного фактора, заложенного в эти материалы состоянием поставки, на закономерности развития и уровень процессов деформирования.

Сталь Р6М5 широко применяется для изготовления металлорежущих инструментов и является основной среди БРС умеренной теплостойкости. Она получена традиционным слитковым переделом [1, 2]. Технология получения стали Р6М5 включала следующие операции: выплавку стали, последующую горячую обработку слитков давлением (ковка слитков; обрезка концов заготовки; отжиг заготовки; шлифование заготовки; контроль заготовки; горячая прокатка; обрезка концов проката; отжиг проката; шлифование; контроль заготовки; горячая прокатка; отжиг прутка; правка прутка; контроль заготовок прутка) [3].

Технология получения порошковой быстрорежущей стали 10Р6М5-МП включала в себя следующие основные операции: выплавку, получение порошка посредством распыления жидкого металла азотом, горячую экструзию порошка в капсулах и последующую термическую обработку заготовок (отжиг) с целью снижения твердости стали и улучшения обрабатываемости ее резанием (рис. 1).

Выплавку производили в открытой индукционной печи под слоем шлака. Расход азота при распылении 1 кг жидкого металла составляет 0,6...1,0 м<sup>3</sup> скорость охлаждения стали при распылении – 10<sup>4</sup>...10<sup>5</sup> °С/с [4]. Размер гранул порошка после распыления изменяется от 40 до 630 мкм, основу же его составляла

фракция с размером гранул от 60 до 315 мкм.

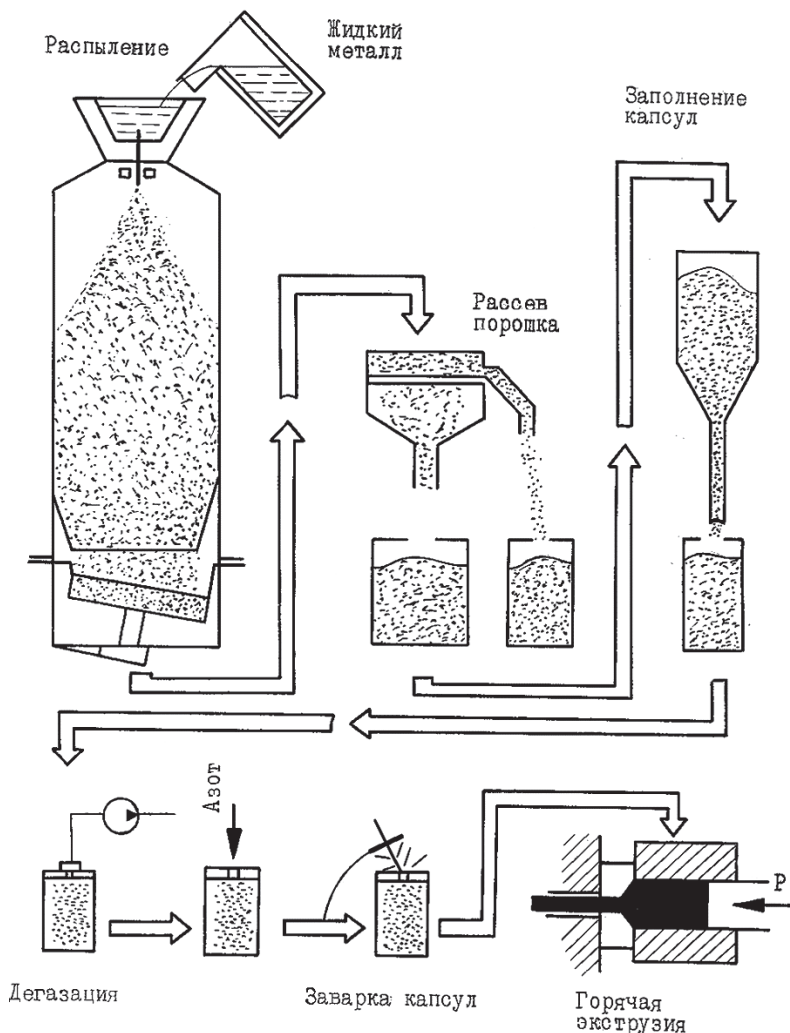


Рис. 1. Схема получения порошковой стали 10P6M5-МП

Для получения компактного металла капсулы с порошком подвергаются горячей экструзии при температуре 1100...1140 °С со степенью их деформации 88% на прессе с усилием 63 МН. Время нагрева капсул с порошком до температуры экструзии составляло 15 ч, время выдержки – 8 ч. В качестве смазывающего материала при экструзии использовали стекло N185 фракции 0,1 мм. Горячая

экструзия – один из перспективных и высокопроизводительных методов получения компактного материала из порошка, в котором совмещаются операции спекания, уплотнения и деформации. Плотность заготовок, полученных из порошка стали 10P6M5-МП, определяемая на автопикнометре 1320 фирмы «Культроникс» (Франция), близка к теоретической и составляет  $(7,992...8,034) \times 10^{-3}$  кг/м<sup>3</sup>. Плотность заготовок из стали P6M5 составляет  $(8,031...8,045) \times 10^{-3}$  кг/м<sup>3</sup>.

Для снятия внутренних напряжений после экструзии и подготовки структуры стали 10P6M5-МП к последующим механической и термической обработкам ее подвергают отжигу (нагрев до 860 °С, выдержка 2 ч, охлаждение с печью до 760 °С, выдержка 6 ч и дальнейшее охлаждение с печью).

Содержание кислорода и азота не превышало 0,025 % каждого. Стали P6M5, У8А и 10P6M5-МП имеют химический состав, близкий к эвтектоидной концентрации, что обеспечивает максимальную поверхность раздела фазовых и структурных составляющих.

### **1.1.1. Состав, структура и физико-механические свойства сталей**

С использованием механических испытаний, методов внутреннего трения, а также химического, рентгеноструктурного фазового, металлографического и электронномикроскопического анализов определены физико-механические характеристики исследуемых сталей. Результаты химического анализа сталей P6M5 и 10P6M5-МП приведены в таблице 1. Рентгеноструктурным анализом определен фазовый состав сталей (табл. 2). Методом электронной репличной микроскопии определены показатели структуры сталей P6M5 и 10P6M5-МП (табл. 3). Стали исследованы в состоянии поставки по ГОСТ 19265-73.

Анализ результатов показал, что быстрорежущие стали в состоянии поставки имеют близкий химический и фазовый составы, но различные дисперсность структуры и свойства (табл. 4).

Результаты химического анализа свидетельствуют о близком химическом составе сталей P6M5 и 10P6M5-МП по вольфраму, молибдену, ванадию, хрому, железу и углероду.

Данные анализа свидетельствуют об одинаковом качественном фазовом составе исследуемых сталей. В порошковой стали 10P6M5-МП отмечается повышенное содержание тугоплавкого карбида типа MC.

По результатам электронномикроскопических исследований установлено, что порошковая сталь имеет в три раза более мелкое зерно феррита и карбидные частицы, чем сталь P6M5.

Повышенная прочность, твердость, ударная вязкость порошковой стали 10P6M5-МП обусловлены более высокой дисперсностью её структуры.

Таблица 1

Химический состав быстрорежущих сталей P6M5, 10P6M5-МП

Марка стали	Химические элементы, масс. %					
	углерод (C)	вольфрам (W)	молибден (Mo)	ванадий (V)	хром (Cr)	железо (Fe)
P6M5	0,88	6,05	5,25	1,95	4,01	основа
10P6M5	0,97	6,05	5,18	1,91	4,07	основа

Таблица 2

Фазовый состав быстрорежущих сталей  
(по данным рентгеноструктурного анализа)

Марка стали	Фаза, объемные %			Параметр решетки феррита
	Карбид $M_6C$	Карбид MC	Феррит	
P6M5	15	2	83	0,2872
10P6M5	14	4	82	0,2871

Таблица 3

Показатели структуры сталей P6M5 и 10P6M5-МП после отжига  
(по данным электронномикроскопических исследований)

Марка стали	Размер карбидов, мкм	Расстояние между карбидами, мкм	Площадь межфазной поверхности, $MM^{-1}$	Размер зерна феррита, мкм	Показатель формы карбидов
P6M5	2,90...3,70	3,30...4,10	490...684	11,30...14,50	1,47...1,67
10P6M5	0,99...1,21	0,73...0,87	1737...1995	3,70...4,50	1,70...1,74

Физические и механические свойства быстрорежущих сталей

Марка стали	P6M5	10P6M5-МП
Твердость, НВ	240	350
Предел упругости $\sigma_y$ , МПа	76,2	62,7
Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	771	948
Относительное удлинение $\delta$ , %	15	11
Предел пластичности $\Lambda_p$	0,39	0,18
Модуль нормальной упругости $E \times 10^4$ , МПа ( $T=20^\circ\text{C}$ )	21,4	23,1
Модуль нормальной упругости $E \times 10^4$ , МПа ( $T=600^\circ\text{C}$ )	18,3	19,0
Ударная вязкость $K_{C_y}$ , МДж/м <sup>2</sup>	1,0	1,2
Плотность $\rho \times 10^{-3}$ , кг/м <sup>3</sup>	7,99	8,03

### 1.1.2. Температурные интервалы фазовых превращений

Для обоснования температурных интервалов эффекта сверхпластичности быстрорежущих сталей P6M5 и 10P6M5-МП и практической реализации этого эффекта, а также для анализа механизмов, контролирующих сверхпластическое течение, необходимо знать температуры фазовых превращений, протекающих в этих сталях.

В литературе имеются сведения о температурах фазовых превращений в стали P6M5 [5-7]. Известно также, что положение критических точек в сталях меняется с изменением скорости нагрева [8].

При нагреве до температуры 1000 °C со скоростью 25 °C/м на дилатометрических кривых отчетливо фиксируется диффузионное фазовое  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение, которое протекает в сталях P6M5 и 10P6M5-МП с уменьшением объема и сопровождается резким сжатием. Температуры фазовых превращений этих сталей, полученные обработкой дилатометрических кривых по методике, изложенной в [9], представлены в таблице 5.

В таблице  $A_{c1}$  – температура, которая соответствует началу диффузионного фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Для быстрорежущих сталей, например для стали P18, это температура, которая соответствует началу фазового превращения эвтектоид – аустенит, протекающему по следующей схеме:



а  $A_{cm}$  – температура, при которой происходит окончание  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в сталях с содержанием углерода выше эвтектоидной концентрации.

Таблица 5

Температуры фазовых превращений в сталях Р6М5 и 10Р6М5-МП по данным дилатометрии, °С

Марка стали	$A_{c1}$	$A_{cm}$
Р6М5	830...840	880...890
10Р6М5	815...825	870...880

Для быстрорежущих сталей температура  $A_{cm}$  соответствует окончанию диффузионного фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, которое при нагреве протекает по следующей схеме:



Из таблицы 5 видно, что сталь 10Р6М5-МП имеет более низкие температуры начала фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, чем сталь Р6М5. Температурный интервал  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при нагреве порошковой стали 10Р6М5-МП несколько шире и составляет 55 °С. Аналогичные результаты были получены при исследовании фазовых превращений в порошковых и литых быстрорежущих сталях, легированных кобальтом типа Р6М5К5 [10].

Понижение температуры критической точки  $A_{c1}$  и увеличение температурного интервала  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в порошковых сталях связывают с повышенной дефектностью металлической матрицы, большей флуктуацией по углероду и микровключениям, развитой свободной поверхностью за счет пор, увеличивающих свободную энергию и уменьшающих работу, затрачиваемую на образование зародышей аустенита [11]. Это приводит к тому, что даже незначительное превышение при нагреве температуры точки  $A_{c1}$  вызывает образование аустенита. В то же время наличие межчастичных границ и связанной с ними химической неоднородности обуславливает несоответствие доли структурных составляющих диаграмме состояния стали, затрудняет перераспределение углерода, затормаживает процесс перлитно-аустенитного превращения при непрерывном нагреве.

Так как dilatометрический анализ выявляет лишь температуры фазовых превращений, которые сопровождаются значительным объемным эффектом в узком интервале температур, а растворение и выделение карбидов, происходящие обычно в широком температурном интервале, этим анализом не фиксируются, был проведен дифференциально-термический анализ, результаты которого представлены на рисунке 2. В обоих сталях при нагреве происходит поглощение тепловой энергии, о чем свидетельствует отклонение кривых на термограммах от базовой линии AA'. В интервале температур 700...900 °С эти кривые имеют два резко выделенных эндотермических пика. В стали Р6М5 температура максимума первого эндотермического пика равна 775 °С, а второго – 865 °С. В стали 10Р6М5-МП эти температуры соответственно 775 °С и 840 °С, т.е. температурное положение первых эндотермических пиков в этих сталях совпадает.

При нагреве быстрорежущих сталей в интервале 690...770 °С вследствие увеличения растворимости углерода в  $\alpha$ -фазе происходит растворение дисперсных третичных карбидов цементитного типа, которые присутствуют в отожженной стали по границам зерен и некоторым кристаллографическим плоскостям. При нагреве в интервале 750...770 °С возможно также растворение небольшого количества карбидов эвтектоида. Перевод в раствор таких карбидов при нагреве быстрорежущих сталей не обнаруживается микроанализом, особенно при большом числе избыточных карбидов разной степени дисперсности. Исследование растворимости третичных карбидов в сталях Р6М5 и 10Р6М5-МП при температуре 750 °С показало, что закалка с этой температуры не дает увеличения параметра решетки ферритной основы быстрорежущих сталей, т.е. растворимость незначительная [5].

Известно, что в железе вблизи точки Кюри (768 °С) имеет место весьма значительное увеличение теплоемкости и очень большой тепловой эффект в широком интервале температур, связанные с разрушением параллельного расположения атомных магнитных моментов в доменах [12].

Фазовый переход  $\beta \rightarrow \gamma$  в железе происходит также с поглощением энергии, которая затрачивается на уничтожение магнитного момента на атоме железа, и



расход тепла при этом превышает его выделение вследствие повышения плотности упаковки атомов в гранцентрированной  $\gamma$ -фазе по сравнению с объемно центрированной  $\alpha(\beta)$ -фазой.

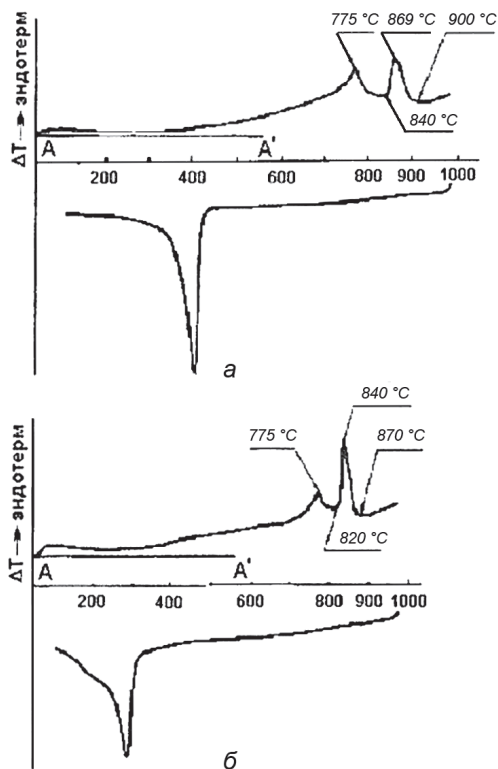


Рис. 2. Термограммы нагрева и охлаждения быстрорежущих сталей Р6М5 (а) и 10Р6М5-МП (б)

Результатами химического анализа установлено, что стали Р6М5 и 10Р6М5-МП содержат более 80 % железа (см. табл. 1). Поэтому можно предполагать, что эндотермический пик в них при температуре 775 °C отчасти связан и с изменением магнитного момента при  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращении.

Однако, несмотря на одинаковое температурное положение, площадь первого эндотермического пика в стали Р6М5 в интервале температур 730...800 °C за вычетом фона термической кривой нагрева в 1,5 раза больше, чем в стали 10Р6М5-МП.

Площадь пика кривой выражается зависимостью [9]

$$Q = \frac{\Delta H Z}{c} \quad (3)$$

где  $\Delta H$  – теплота превращения;  $Z$  – масса реагирующего образца;  $c$  – калибровочный коэффициент.

При эксперименте массы образцов одинаковы, значит в стали Р6М5 в интервале температур 730...800 °С поглощается энергии в 1,5 раза больше, чем в стали 10Р6М5-МП (см. рис. 2). Можно утверждать, что степень развития процессов растворения углерода в  $\alpha$ -фазе и растворения дисперсных карбидов цементитного типа при температуре 775 °С при равном тепловложении в стали Р6М5 должна быть меньше, чем в стали 10Р6М5-МП.

Второй эндотермический пик может быть связан с протеканием диффузионного фазового  $\alpha(\beta) \rightarrow \gamma$ -превращения. Температурное положение этих пиков в сталях Р6М5 и 10Р6М5-МП различно, вероятно, из-за разной степени подготовки структуры. Площадь второго эндотермического пика в стали 10Р6М5 больше, чем в стали Р6М5, что свидетельствует о полноте протекания  $\alpha(\beta) \rightarrow \gamma$ -превращения в порошковой стали. Температуры критических точек быстрорежущих сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП, полученные из анализа термограмм, представлены в таблице 6.

Из анализа таблиц 5 и 6 следует, что температуры критических точек этих сталей, определенные методами дилатометрического и дифференциально-термического анализов, совпадают, что свидетельствует о достоверности их оценок. Термические кривые, полученные при нагреве сталей (см. рис. 2), свидетельствуют о протекании диффузионных процессов релаксации структурных дефектов [13]. Отмеченные выше отклонения термических кривых при нагреве сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП от базовой линии обусловлены развитием процессов отжига, полигонизации и рекристаллизации, которые протекают в ферритной матрице [5, 8, 14].

Температуры критических точек сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП  
(по результатам дифференциально-термического анализа), °С

Марка стали	Ac1	Acм
Р6М5	830...840	890...900
10Р6М5	810...820	870...880

Анализ результатов ДТА показывает, что в порошковой быстрорежущей стали 10Р6М5-МП отмеченные выше процессы начинаются при более низкой температуре и протекают интенсивнее, чем в стали Р6М5. Об этом свидетельствуют смещение термической кривой и изменение площади под кривой нагрева до температуры 700 °С, которые для стали 10Р6М5-МП больше. Последнее связано с более высокой дисперсностью структуры порошковой стали: развитой межфазной и межзеренной поверхностью, мелкодисперсной и равномерно распределенной в металлической матрице (легированном феррите) карбидной фазой, что ускоряет процессы возврата, первичную рекристаллизацию и понижает температуру ее начала преимущественно за счет ускорения процессов зародышеобразования у границ ферритных зерен и межфазных границ между карбидной фазой (цементитом) и ферритом [15].

Скорости нагрева образцов при проведении дилатометрических исследований и ДТА сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП должны соответствовать реальным скоростям нагрева образцов из этих сталей при исследовании эффекта СП при различных схемах напряженного состояния.

В работе [16] утверждается, что при любой скорости нагрева начало перлитно-аустенитного превращения не связано с диффузией углерода и не может быть подавлено или смещено.

С.С. Дьяченко показывает, что в сталях с карбидным упрочнением по мере измельчения структурных составляющих исходной ферритно-карбидной смеси происходит ускорение  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, которое объясняется увеличением поверхности раздела ферритной и карбидной фаз, где образование аустенита наиболее вероятно [17]. Отсюда делается вывод, что повышение свободной энер-

гии ферритной матрицы стали 10P6M5-МП делают ее неустойчивой, т.е. облегчаются условия формирования зародышей аустенита в фазовом  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении, что и приводит к снижению температуры  $A_{c1}$ .

М.Х. Шоршоровым и А.Е. Гвоздевым непосредственно с помощью термодинамики малых систем было показано, что с уменьшением размеров фрагментов карбидной фазы (цементита) в порошковых сталях происходит значительное снижение точки  $A_{c1}$ , которая определялась по температуре равенства свободных энергий карбидной и аустенитной фаз. Особенно существенно снижение ее (на десятки градусов) происходит в диапазоне изменения размеров частиц цементита от 30 до 3 нм [57, 66]. Это позволило окончательно объяснить тот факт, что температура в фазовой сверхпластичности порошковых сталей находится ниже равновесной точки  $A_{c1}$ .

Анализ температур фазовых превращений по данным ДТА показывает, что в порошковой стали 10P6M5-МП диффузионное фазовое  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение начинается при 815...820 °С, что на 15...20 °С ниже, чем в стали P6M5, и заканчивается при 870...880 °С, т.е. при температуре на 10...20 °С ниже, чем в стали P6M5.

На основании результатов дилатометрического и дифференциально-термического анализов, представленных в таблицах 5 и 6, принимаем температуру  $A_{c1}$  для стали P6M5 равной 835 °С, а для стали 10P6M5-МП – равной 820 °С.

## **1.2. Математическое моделирование механических свойств**

Устанавливали закономерности изменения механических свойств в температурно-скоростных полях при изотермическом деформировании и формоизменении в условиях сверхпластичности. Такая постановка задачи определила необходимость проведения многофакторных исследований.

Физические модели не дают количественной связи критериев эффекта сверхпластичности (СП) с факторами, что необходимо как для выявления закономерностей эффекта, так и для его практического использования. Получить количественную связь между критериями и факторами при проведении многофак-

торных исследований позволяют математические модели, адекватно описывающие процесс сверхпластического деформирования (СПД).

Проведение многофакторных исследований и построение математических моделей выполнено при использовании оптимальных методов планирования, которые позволяют существенно сократить количество проводимых сложных экспериментальных исследований, повысить точность эксперимента и получить необходимую информацию.

### 1.2.1. Факторы, влияющие на механические свойства

В данной работе рассматривается изотермическая СП при растяжении вблизи температуры диффузионного фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения  $A_{c1}$  при нагреве БРС Р6М5 и 10Р6М5-МП в состоянии поставки (ГОСТ 19265-73, после отжига).

Факторы, определяющие процесс СПД при растяжении, разделены на неварьируемые и варьируемые. К неварьируемым отнесены:

- химический состав БРС;
- структурное состояние и его дисперсность;
- тип сверхпластичности.

К варьируемым отнесены:

- температура деформации  $T^{\circ}C = X_1$
- скорость деформации, выраженная через ее десятичный логарифм  $\lg \xi = X_2$ ;
- показатель напряженного состояния  $k = X_3$ .

Для варьируемых факторов связь безразмерных (кодových) значений  $x_k$  с натуральными значениями  $X_k$  осуществляется по формуле:

$$x_k = \frac{X_k - X_k^0}{\Delta X_k}, \quad (k = 1, 2, 3) \quad (4)$$

где  $x_k$  – кодовое значение  $k$ -го фактора;  $X_k^0$  – нулевой уровень  $k$ -го фактора;  $\Delta X_k$  – интервал варьирования  $k$ -го фактора; – натуральное значение  $k$ -го фактора, определяемого по формуле:

$$X_k^0 = \frac{1}{2}(X_k^{\max} - X_k^{\min}), \quad (5)$$

$$X_k^0 = \frac{1}{2}(X_k^{\max} + X_k^{\min}), \quad (6)$$

где  $X_k^{\max}$  – максимальный уровень  $k$ -го фактора;  $X_k^{\min}$  – минимальный уровень  $k$ -го фактора.

Учитывая особенности проявления эффекта СП БРС и температуры  $A_{c1}$  диффузионных фазовых превращений в сталях Р6М5 и 10Р6М5-МП область изменения температуры принята в пределах от 750 до 850 °С.

Среднюю скорость деформации при растяжении рассчитывали по формуле:

$$\xi_i = \frac{U_D}{l_0} \exp(-\varepsilon_i), \quad (7)$$

где  $U_D$  – скорость деформирования, мм/с;  $\xi_i$  – средняя скорость деформации в пластической области, с<sup>-1</sup>;  $\varepsilon_i$  – степень деформации;  $l_0$  – начальная длина образцов, мм.

### 1.2.2. Критерии и параметры деформирования

Для изучения эффекта сверхпластичности сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП с помощью математических моделей выбраны следующие критерии:

– сопротивление деформации, выраженное через его десятичный логарифм  $\lg \sigma_B = Y_1$ ;

– коэффициент  $m$  – чувствительности сопротивления деформации к изменению скорости деформации  $m = Y_2$ ;

– относительное удлинение  $\delta = Y_3$ ;

– относительное сужение  $\psi = Y_4$ .

Результатами многочисленных исследований показано, что в состоянии СП материалы обычно чувствительны только к скорости деформации, т.е. во время СПД не происходит деформационного упрочнения [19-21]. Поэтому в работе принимается, что степень деформации не влияет на характер зависимостей

сопротивления деформации от температуры и скорости деформации при СПД сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП.

Под сопротивлением деформации обычно понимают напряжение в образце при одноосном его растяжении или сжатии в условиях развитой пластической деформации [22].

Учитывая рекомендации [23, 24], при определении сопротивления деформации БРС Р6М5 и 10Р6М5-МП относительное удлинение при растяжении принимали равным 5 %, а сопротивление деформации рассчитывали по формуле:

$$\sigma_i = \frac{P}{F_0} \exp(-\varepsilon_i), \quad (8)$$

где  $P$  – усилие,  $F_0$  – начальная площадь образца;  $\varepsilon_i$  – степень деформации равная

$$\varepsilon_i = \ln \frac{l_0}{l}, \quad (9)$$

$l_0, l$  – начальная и текущая длина образца, соответственно.

При такой небольшой степени деформации ее неравномерность относительно мала и средние значения рассчитанных характеристик всегда близки к истинным [25].

В работе [26, 36] показано, что за критерий сверхпластичности удобнее принимать не сопротивление деформации, а логарифм от него, так как в этом случае коэффициент  $m$  непосредственно определяется при дифференцировании. Данный способ определения коэффициента  $m$  имеет большую точность в сравнении со способами определения по данным двух испытаний или геометрическим дифференцированием кривой « $\lg \sigma - \lg \xi_i$ » по методу конечного множества испытаний и позволяет непосредственно получать коэффициент  $m$  по модели сопротивления деформации.

Поэтому коэффициент  $m$  определяли аналитическим дифференцированием сопротивления деформации по скорости деформации.

С учетом принятых выше обозначений коэффициент  $m$  определяли из выражения:

$$m(x_1, x_2, x_3) = \frac{1}{\Delta \times X_2} \frac{\partial Y_1(x_1, x_2, x_3)}{\partial X_2} = Y_2. \quad (10)$$

Как известно, пластичность характеризуется максимальной деформацией до разрушения [29]. Разрушение определяется как появление первой трещины, видимой невооруженным глазом, на поверхности образца. Часто для оценки пластичности металлов и сплавов при растяжении используют относительное удлинение  $\delta$  и относительное сужение  $\psi$ , которые рассчитывают по формулам:

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \times 100\%; \quad (11)$$

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \times 100\%, \quad (12)$$

где  $l_0$  – начальная (расчетная) длина образца;  $l_k$  – длина образца после разрушения;  $F_0$  – начальная площадь поперечного сечения образца;  $F_k$  – площадь поперечного сечения образца в месте разрыва.

Однако показатель  $\delta$  является менее универсальным показателем пластичности, так как существенно зависит от длины образца [28]. Поэтому в обработке металлов давлением более широко применяется показатель  $\psi$  [29].

Для оценки сверхпластичности металлов и сплавов в отечественной и зарубежной практике обычно используют относительное удлинение при разрыве  $\delta$  [30, 31]. Показатель  $\psi$ , как было отмечено выше, используют мало.

В данной работе для оценки эффекта СП сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП принято относительное удлинение при разрыве  $\delta$  и относительное сужение  $\psi$ . В литературе почти отсутствуют математические зависимости пластичности от скорости деформации при различных температурах [32]. Поэтому построение математических зависимостей относительного удлинения и относительного сужения БРС Р6М5 и 10Р6М5-МП от температуры и скорости деформации будет полезно.

Параметрами эффекта СП назовем оптимальную температуру  $T_{cn}$  и оптимальную скорость сверхпластической деформации  $\xi_{cn}$ . Учитывая, что их можно определять по различным критериям эффекта СП, введем для каждого параметра индекс сверху, который показывает, из какого условия он получен.



Например,  $T_{cn}^{\delta}$ ;  $\xi_{cn}^{\delta}$ ;  $T_{cn}^{\psi}$ ;  $\xi_{cn}^{\psi}$  – параметры эффекта СП найденные из условия максимумов относительного удлинения  $\delta$  и относительного сужения  $\psi$ ;  $T_{cn}^{\sigma}$  – температура СП, найденная из условия минимума сопротивления деформации;  $\xi_{cn}^m$  – скорость СП, найденная из условия максимума коэффициента  $m$ . Схематически соответствие параметров СП с экстремумами критериев СП показано на рисунке 3.

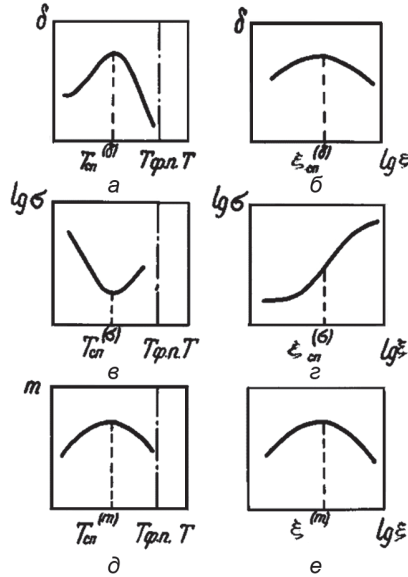


Рис. 3. Типичные температурно-скоростные кривые сверхпластичности: а, б – соответственно зависимости относительного удлинения  $\delta$  от температуры и скорости деформации; в, г – соответственно зависимости сопротивления деформации  $\sigma$  от температуры и скорости деформации; д, е – соответственно зависимости коэффициента  $m$  от температуры и скорости деформации;  $T_{fn}$  – температура фазового превращения;  $T_{cn}^{(\delta)}$ ,  $T_{cn}^{(\sigma)}$ ,  $T_{cn}^{(m)}$  – температуры сверхпластичности, определенные соответственно по экстремальным значениям  $\delta$ ,  $\sigma$ ,  $m$ ;  $\xi_{cn}^{(\delta)}$ ,  $\xi_{cn}^{(\sigma)}$ ,  $\xi_{cn}^{(m)}$  – скорости сверхпластической деформации, определенные соответственно по экстремальным значениям  $\delta$ ,  $\sigma$ ,  $m$

### 1.2.3. Математические модели

Известно, что любую непрерывную и имеющую производные функцию можно разложить в ряд Тейлора по степеням факторов и ограничиться несколькими первыми членами ряда.

Поэтому нам кажется правомерным искать математические модели СП в полиномиальном виде. При таком представлении вопрос заключается в определении минимальной степени полинома, адекватно описывающего зависимости критериев от факторов.

Наиболее высокая степень полинома нужна для описания зависимости сопротивления деформации от скорости деформации. Типичная кривая представлена на рисунке 3, г. Аппроксимация такой кривой возможна полиномами нечетных степеней. Средний участок этой кривой адекватно аппроксимируется полиномиальной моделью третьего порядка. Для аппроксимации всей кривой необходима модель более высокого порядка. Чем больше область исследования по скорости деформации, тем более высокая степень полинома необходима для описания зависимости сопротивления деформации от скорости деформации.

Установлено, что эффект СП в БРС типа Р6М5 проявляется в узкой температурной области вблизи диффузионного фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения  $A_{c1}$  [6, 25], где прочностные, пластические и физические свойства изменяются аномально [12, 33]. Кроме того, исследуемые БРС Р6М5 и 10Р6М5-МП являются сложнелегированными многофазными материалами, что может вызывать появление дополнительных аномальных эффектов в области температуры фазового превращения  $A_{c1}$ . Поэтому характер кривых СП может отличаться от приведенных на рисунке 3 типичных кривых СП.

В связи с этим для описания аномального изменения свойств и критериев эффекта СП малопластичных БРС Р6М5 и 10Р6М5-МП от температуры и скорости деформации в области температур фазового превращения приняты полиномиальные математические модели пятого порядка [34], которые в отличие от полиномиальных моделей третьего порядка, точнее описывают изменение выбранных критериев СП от факторов.

Общий вид полиномиальной модели сопротивления деформации от температуры  $x_1$  и скорости деформации  $x_2$  для растяжения и осадки имеет вид:

$$\begin{aligned}
Y_1 = & Q_1 + Q_2x_1 + Q_3x_2 + Q_4x_3 + Q_5x_1x_2 + Q_6x_1x_3 + Q_7x_2x_3 + Q_8x_1^2 + Q_9x_2^2 + \\
& + Q_{10}x_1x_2x_3 + Q_{11}x_1^2x_2 + Q_{12}x_1^2x_3 + Q_{13}x_2^2x_3 + Q_{14}x_1x_2^2 + Q_{15}x_1^3 + Q_{16}x_2^3 + \\
& + Q_{17}x_1x_2x_3 + Q_{18}x_1x_2^2x_3 + Q_{19}x_1^3x_2 + Q_{20}x_1^3x_3 + Q_{21}x_2^3x_3 + Q_{22}x_1x_2^3 + Q_{23}x_1^4 + \\
& + Q_{24}x_2^4 + Q_{25}x_1^2x_2^2x_3 + Q_{26}x_1^4x_2 + Q_{27}x_1^4x_3 + Q_{28}x_2^4x_3 + Q_{29}x_1x_2^4 + Q_{30}x_1^5 + Q_{31}x_2^5
\end{aligned} \quad , (13)$$

где  $Q_1 \dots Q_{31}$  – неизвестные параметры модели,  $Y_1 = \lg \sigma$ .

В силу того, что фактор  $x_3$  варьируется только на двух уровнях (растяжение и осадка), модель (13) является неполной моделью пятого порядка.

Общий вид модели коэффициента  $m$  от температуры  $x_1$  и скорости деформации  $x_2$  для растяжения и осадки:

$$\begin{aligned}
Y_2 = & Q_3 + Q_5x_1 + Q_7x_3 + 2Q_9x_2 + Q_{10}x_1x_3 + Q_{11}x_1^2 + 2Q_{13}x_2x_3 + 2Q_{14}x_1x_2 + \\
& + 3Q_{16}x_2^2 + Q_{17}x_1x_3 + 2Q_{18}x_1x_2x_3 + Q_{19}x_1^3 + 3Q_{21}x_2x_3 + 3Q_{22}x_1x_2^2 + 4Q_{24}x_2^3 + \\
& + 2Q_{25}x_1^2x_2x_3 + Q_{26}x_1^4 + 4Q_{28}x_2^3x_3 + 4Q_{29}x_1x_2^3 + 5Q_{31}x_2^4
\end{aligned} \quad , (14)$$

где  $Q_1 \dots Q_{31}$  – неизвестные параметры модели.

$$Y_2 = m = \frac{\partial \lg \sigma}{\partial \lg \xi_1} = \frac{1}{\Delta x_2} \times \frac{\partial Y_1}{\partial x_2} \quad . \quad (15)$$

Общий вид модели относительного удлинения  $\delta = Y_3$  (или относительного сужения  $\psi = Y_4$ ) от температуры  $x_1$  и скорости деформации  $x_2$  для растяжения:

$$\begin{aligned}
Y_3 = & Q_1 + Q_2x_1 + Q_3x_3 + Q_4x_1^2 + Q_5x_1x_2 + Q_6x_2^2 + Q_7x_1^3 + Q_8x_1^2x_2 + Q_9x_1x_2^2 + \\
& + Q_{10}x_2^3 + Q_{11}x_1^4 + Q_{12}x_1^3x_2 + Q_{13}x_1^2x_2^2 + Q_{14}x_1x_2^3 + Q_{15}x_2^4
\end{aligned} \quad , (16)$$

где  $Q_1 \dots Q_{15}$  – неизвестные параметры модели.

При выборе модели четвертого порядка для описания зависимостей показателей пластичности  $\delta$  и  $\psi$  от температуры и скорости деформации предположили, что температурные зависимости этих показателей имеют несколько экстремумов [19] и не могут быть описаны моделью более низкого порядка, например, второго, как это показано на рисунке 3, а–б.

#### 1.2.4. Методика планирования эксперимента

Планом эксперимента называется матрица, имеющая вид:

$$X = \{X_{ip}\}, \quad (17)$$

где  $X$  – матрица плана эксперимента;  $i = 1, 2, \dots, N$ ;  $N$  – число опытов;  $p = 1, 2, \dots, Q$ ;  $Q$  – число факторов.

Матрица плана эксперимента представляет собой множество точек факторного пространства  $x_1, x_2, \dots, x_p$  в котором ставится эксперимент.

В данной работе используется оптимальный план, характеризуемый критерием  $D$ -оптимальности.  $D$ -оптимальный план соответствует на множестве планов наименьшему определителю дисперсионной матрицы оценок параметров модели  $\det D(X)$ , т.е. минимальному объему эллипсоида рассеяния оценок параметров модели [35].

С использованием ЭВМ синтезированы точные  $D$ -оптимальные планы эксперимента для растяжения и осадки [34]. Для построения точных  $D$ -оптимальных планов, минимизирующих определитель дисперсионной матрицы для модели (13), применена итерационная процедура В.В. Федорова, которая позволяет существенно уменьшить время поиска. Синтез  $D$ -оптимальных планов проводился по программе SODE [37].

### 1.2.5. Статистическая обработка результатов

Обработку результатов исследований, выполненных по синтезированным точным  $D$ -оптимальным планам экспериментов, проводили на ЭВМ по программам LINRA и LINRY [36].

Регрессионный анализ линейных по параметрам моделей выполняли по программе, которая позволяла определять средние значения и дисперсии в точках плана, дисперсию воспроизводимости эксперимента, оценки параметров моделей, критерий резко выделяющихся опытных данных, критерий Вартлета для проверки однородности дисперсий, критерий Стьюдента для проверки значимости параметров модели, критерий Фишера для проверки адекватности модели, вычисляет предсказанные по модели значения критерия процесса [38]. Сравнение расчетных и табличных значений критериев Бартлета, Стьюдента и Фишера проводили согласно [39] по таблицам [40].

Программа LINRY (линии равного уровня) использована для построения на плоскости любых двух или в пространстве любых трех факторов линий равных значений критерия процесса и определения его оптимальной области, т.е. области сверхпластичности [41].

### 1.3. Механические испытания

#### 1.3.1. Экспериментальное оборудование

Механические испытания проводили в соответствии с ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 9651-84 на испытательном комплексе (рис. 4). Испытательный комплекс состоит из машины Р-5, нагревательной печи, системы управления температурой, состоящей из потенциометров типа КСП-3, связанных через релейные переключатели РП с питающей сетью, которая через трансформаторы РНО обеспечивает раздельную работу нагревательных зон печи, системы измерения силовых параметров, включающих сеть первичных тензометрических датчиков, аналоговых преобразователей и регистрирующих контрольно-измерительных приборов. Выбор в качестве базовой машины модели Р-5 обусловлен жесткостью рамы и наличием тиристорного регулируемого привода, который позволяет плавно задавать скорость перемещения траверсы [18, 42].

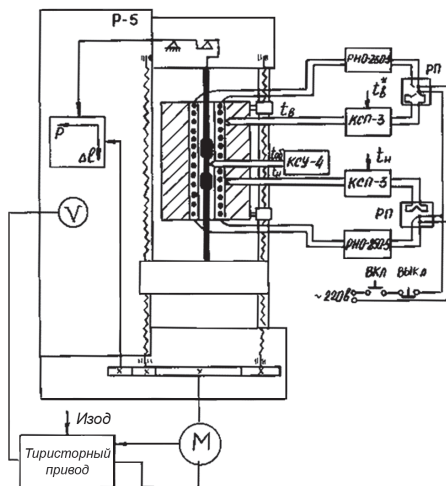


Рис. 4. Схема испытательного комплекса

Испытательная машина (рис. 5) оснащена электронным силоизмерителем (1), жаропрочными захватами (3, 4) для растяжения образцов, кронштейном (5) для установки нагревателя. В блоке аппаратуры установлены многоточечный потенциометр КСП-4 (6) для контроля и записи температуры, потенциометр КСП-4 (7) для записи усилия, панель управления (8) с аналоговыми преобразователями (9) и блоком контроля нагрузки нагревателя (10), блок управления нагревом верхней (БУНВО) (11) и нижней (БУННО) (12) обмотками нагревателя, блок питания (13).

При проведении механических испытаний использовалась электронная система измерения усилия, которая позволяла повысить точность и линейность диаграммы «усилие-путь». В качестве тензочувствительных элементов применяли силоизмеритель типа РА (при растяжении) ГОСТ 15077-78 совместно с аналоговым преобразователем ПА-1. Разработанная электронная система позволила фиксировать текущее значение усилия деформирования образцов с точностью  $\pm 5\%$ .

Электрические сигналы от силоизмерителя обрабатывались и усиливались с помощью преобразователя ПА, и регистрировались на самописце потенциометра КСП-4. Вся электронная аппаратура размещалась в отдельном блоке, который связан с испытательной машиной и нагревательным устройством кабелем с защитной металлической оболочкой.

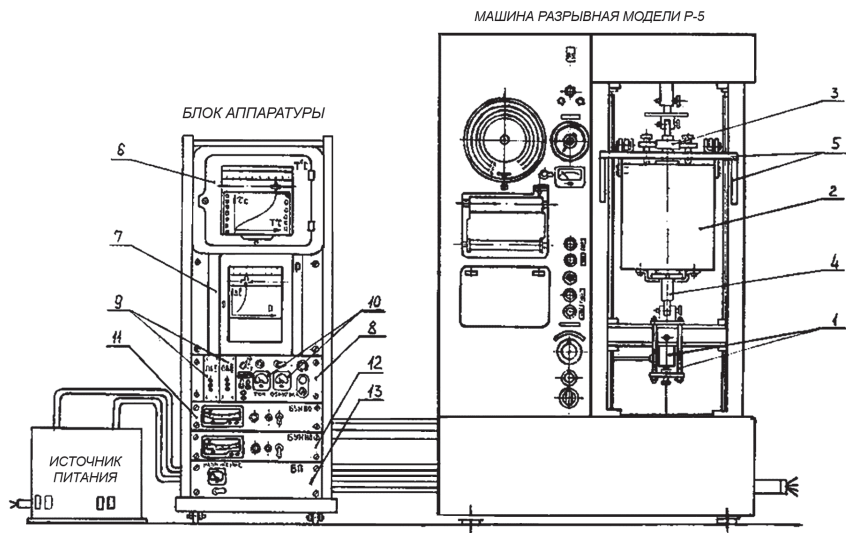


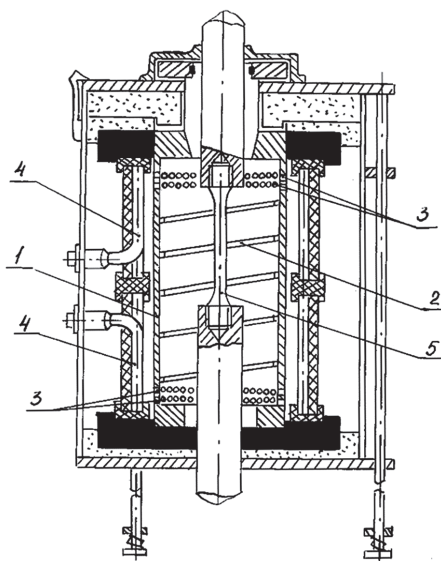
Рис. 5. Общий вид испытательного комплекса для механических испытаний

Использовали ряд значений скоростей деформирования от  $1,67 \times 10^{-3}$  до  $1,67$  мм/с, что обеспечивало изменение скорости деформации в диапазоне  $4,767 \times 10^{-5} \dots 1,17 \times 10^{-2}$  с<sup>-1</sup>. Для обеспечения необходимой точности установки и регулирования скорости деформирования проводилась тарировка указателя скорости движения подвижного захвата установки во всем диапазоне скоростей. На диаграмме «путь-усилие» фиксировались значения усилий, соответствующие одной и той же заданной величине степени деформации образца при растяжении или сжатии.

Нагревательное устройство при испытаниях на растяжение представляло трубчатую печь с диаметром рабочего пространства 40 мм. Печь установлена на испытательной машине таким образом, что в случае необходимости ее можно легко выдвигать из рабочей зоны машины. Температура рабочей части печи, в которой находится исследуемый образец, поддерживается с помощью двух хромель-алюмелевых термопар, расположенных в верхней и нижней частях керамического муфеля печи.

Кроме того, использовали трубчатую электропечь, защищенную авторским свидетельством № 1325274 (рис. 6). Применение такой печи позволяет сократить

энергозатраты на нагрев образцов за счет конструкции муфеля 1, выполненного со спиральными ребрами жесткости 2 на внутренней и наружной поверхностях и снабженного по краям перфорированными участками 3. Размещение муфеля в печи между нагревательными элементами 4 и образцом 5 с возможностью его вращения от приводной пневмотурбинки 6 позволяет создать интенсивные конвективные потоки заданного направления, которые снижают экранирующее действие самого муфеля и обеспечивают высокую равномерность температурного поля во всем объеме рабочей камеры.



*Рис. 6. Трубчатая электрическая печь сопротивления*

В качестве температурных регулирующих элементов использовали приборы Ш 4501 класса 0,5 ХА ГОСТ 9736-80. Регистрирующими температурными элементами служили автоматические самопишущие потенциометры КСП-4 класса 0,25.

При растяжении образцы закрепляли в захватах, изготовленных из жаропрочного сплава ЖС6-КП. Температура образцов при растяжении регистрировалась тремя хромель-алюмелевыми термопарами, закрепленными на рабочей длине образца.



Длина нагревательного муфеля соответствовала десятикратной длине испытываемого образца, что обеспечивало равномерное температурное поле внутри рабочего пространства печи и равномерный прогрев образца по длине.

Испытания на растяжение образцов проводили в интервале температур 750...850 °С, охватывающем интервал фазовых превращений исследуемых сталей. При каждой температуре опыта испытывалось не менее трех образцов. Все эксперименты проводили со скоростями деформирования, изменяемыми в пределах от 0,1 до 100 мм/мин с одновременной записью диаграмм растяжения или сжатия «усилие-путь». Замеры образцов проводили согласно требованиям ГОСТ 9651-84. По полученным диаграммам с использованием известных формул определяли значения сопротивления деформированию сталей, относительного удлинения  $\delta$ , относительного сужения  $\psi$  и предельной степени деформации сдвига  $\Lambda_p$  при растяжении.

При растяжении для предотвращения окисления и обезуглероживания образцов применяли защитное покрытие на основе жидкого стекла, а для снижения контактного трения при осадке использовали защитно-смазочное покрытие из стеклографитовой смеси (до 85 % кристаллического мелкодисперсного графита ГОСТ 5279-74 и 10...15 % стекла № 269, крепитель – жидкое стекло) [18]. Перспективные и новые смазки [67].

Для работы с резистивными нагревательными элементами в изотермических штамповых блоках применен разработанный авторами универсальный источник питания, представляющий собой тиристорный регулятор мощности, состоящий из силового блока и блока управления [43]. В отдельных экспериментах использован нагревательный блок для высокотемпературного деформирования [43].

### 1.3.2. Образцы

Образцы для механических испытаний изготавливали из прутка стали Р6М5 диаметром 20 мм, который в состоянии поставки по ГОСТ 19265-73 имел твердость 240 НВ и карбидную неоднородность балла 2А, и круга диаметром 110 мм из стали 10Р6М5-МП с твердостью в состоянии поставки 350 НВ и карбидной

неоднородностью менее первого балла. Образцы изготавливали путем механической обработки на токарно-винторезном станке 1К62А в продольном направлении, причем круг диаметром 110 мм предварительно разрезали на бруски квадратного сечения со стороной квадрата 14 мм. Форма и размеры образцов для растяжения соответствовали ГОСТ 9651-84.

Известно, что при испытаниях СП материалов на растяжение с постоянной скоростью перемещения захватов истинная скорость деформации рабочей части образца уменьшается, особенно при больших относительных удлинениях. Поэтому одним из факторов для обеспечения постоянной скорости деформации является уменьшение до минимума участка перехода от головки образца к рабочей части для снижения его вклада в полное удлинение [31]. Авторами показано, что на процесс СПД при растяжении оказывает влияние вытянутость образца, или отношение исходного диаметра образца  $d_0$  к его первоначальной длине  $l_0$ . Экспериментами на растяжение образцов с различной вытянутостью установлено, что образцы с большей начальной расчетной длиной после разрыва при СПД достигают меньшего относительного удлинения [28, 45]. Кроме того, результаты экспериментов, проведенных в данной работе, показали, что при начальной расчетной длине образцов равной 25 мм разрыв образцов при растяжении в условиях СП часто происходил вне расчетной длины. Согласно ГОСТ 1497-84 эти результаты считались недействительными, и испытания необходимо было повторять, что приводило к расходу дефицитных быстрорежущих сталей. Поэтому в работе за начальную расчетную длину образца при растяжении принято расстояние между его галтелями, равное 40 мм, то есть исследование эффекта СП при растяжении проводили на образцах с вытянутостью, равной 0,125.

## РАЗДЕЛ 2. МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

### 2.1. Оптимальное планирование экспериментов

Экспериментальные исследования эффекта сверхпластичности сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП при различных схемах напряженного состояния проводились с использованием оптимальных методов планирования по точным  $D$ -оптимальным планам экспериментов, которые предварительно синтезировали на ЭВМ, для различных видов математических моделей [34]. Начальный план эксперимента по растяжению и осадке сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП, с которого начинается итерационный процесс синтеза точного  $D$ -оптимального плана, выбирался произвольно (табл. 7).

Поиск точного  $D$ -оптимального плана показан в таблице 8. Точный  $D$ -оптимальный план эксперимента, синтезированный по программе SODE на ЭВМ, приведен в таблицах 9 и 10. По этому плану проводились эксперименты на растяжение сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП в исследуемом температурно-скоростном интервале. В каждой точке плана испытывали по три-четыре образца. Экспериментальные данные обрабатывали по программе линейного регрессионного анализа LINRA на ЭВМ.

Связь между натуральными значениями факторов (температуры  $T$  и скорости деформации  $\lg \xi$ ) и их кодовыми значениями  $x_1$  и  $x_2$  выражается формулами

$$x_1 = \frac{T - 800}{50}; \quad (18)$$

$$x_2 = \frac{\lg \xi + 2,667}{1,287}. \quad (19)$$

### 2.2. Моделирование механических свойств при растяжении в температурно-механических полях

#### 2.2.1. Построение математических моделей механических свойств

После обработки экспериментальных данных по растяжению образцов из сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП и проведения контрольных экспериментов установ-

лено, что модели, описывающие зависимости сопротивления деформации указанных сталей от температуры и скорости деформации, являются адекватными, т.е. достоверно описывают экспериментальные и расчетные значения. Проверка адекватности выполнена по критерию Фишера. Расчетное значение критерия Фишера для растяжения и осадки стали Р6М5 – 0,424, табличное – 19,5, а стали 10Р6М5-МП соответственно 16,7 и 19,5.

Таблица 7

Начальный план эксперимента для синтеза  $D$ -оптимального плана

Номер точки плана	$x_1$	$x_2$	$x_3$	Номер точки плана	$x_1$	$x_2$	$x_3$
1	-1	1	1	17	-0,8	0,5	-0,3
2	1	1	1	18	1	-1	-1
3	-1	0	0	19	-1	1	-1
4	1	0	0	20	1	1	-1
5	0	-1	0	21	-1	-1	1
6	0	1	0	22	1	-1	1
7	0	0	-1	23	-0,5	0,6	-0,8
8	0	0	1	24	0,2	-0,1	-0,4
9	-0,5	-0,5	-0,5	25	-0,3	0,9	1
10	0,5	-0,5	-0,5	26	0,4	-0,7	0,2
11	-0,5	0,5	-0,5	27	0,8	0,3	0,6
12	0,5	0,5	-0,5	28	-0,1	0,3	-0,5
13	-0,5	-0,5	0,5	29	0,7	0,1	-1
14	0,5	-0,5	0,5	30	-1	-0,5	-0,9
15	-0,5	0,5	0,5	31	0,5	-0,5	0,2
16	0,5	0,5	0,5	32	-1	-1	-1

$\det D(X) = 0,156 \times 10^2$

$x_1$  – кодовое значение температуры;  $x_2$  – кодовое значение скорости деформации;  $x_3$  – кодовое значение напряженного состояния.

С учетом рассчитанных на ЭВМ неизвестных параметров математических моделей [34, 36] были получены уравнения, связывающие критерии и факторы полугорячего и сверхпластического формоизменения, при растяжении и осадке сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП.

Модель сопротивления деформации  $\sigma_B$  для стали Р6М5 при растяжении с учетом незначимых параметров имеет следующий вид: