

Федеральное агентство по образованию
Государственное образовательное учреждение высшего
профессионального образования
Владимирский государственный университет

В. Ф. КОРОСТЕЛЕВ

ФИЗИКА ВЫСОКИХ ТЕХНОЛОГИЙ

Учебное пособие

Владимир 2010

УДК 621.74.04

ББК 34.61-1

К66

Рецензенты:

Доктор технических наук, профессор
Ковровской государственной технологической академии
Ю.З. Житников

Доктор технических наук, профессор
Владимирского государственного университета
Р.И. Макаров

Печатается по решению редакционного совета
Владимирского государственного университета

К66 **Коростелев, В. Ф.** Физика высоких технологий : учеб. пособие / В. Ф. Коростелев ; Владим. гос. ун-т. – Владимир : Изд-во Владим. гос. ун-та, 2010. – 67 с. – ISBN 978-5-9984-0019-3.

В учебном пособии физические явления рассмотрены под углом зрения, открывающим возможности их практического использования в технологических процессах. Значительное внимание уделено анализу физических закономерностей как условию, необходимому для обоснованного выбора и проектирования систем управления.

Предназначено для студентов-бакалавров по направлению 220200 «Автоматизация и управление», для специальностей «Технология машиностроения», «Оборудование высокоэффективных процессов обработки», «Машины и технология высокоэффективных процессов обработки материалов», «Лазерная техника и лазерные технологии» и дисциплины «Лазерные технологии» дневной формы обучения студентов 4-го курса.

Табл. 2. Ил. 39. Библиогр.: 6 назв.

УДК 621.74.04

ББК 34.61-1

ISBN 978-5-9984-0019-3

© Владимирский государственный
университет, 2010

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение.....	5
Часть 1. Технологии лазерной обработки.....	7
1. Основные определения.....	7
2. Основы теории взаимодействия потоков энергии с обрабатываемым материалом.....	9
2.1. Влияние потоков энергии на изменение состояния обрабатываемого материала.....	10
2.2. Термодинамика, механизм, кинетика структурно- фазовых превращений.....	11
2.3. Гистерезисные явления в процессе интенсивного нагрева.....	15
2.4. Влияние потоков энергии на межатомные взаимодействия.....	17
2.5. Пространственно-временная структура термического цикла.....	19
2.6. Взаимосвязь между упрочнением и разупрочнением.....	21
3. Технологические основы обработки потоками энергии.....	26
3.1. Изменения состояния обрабатываемого материала под влиянием потоков энергии.....	26
3.2. Анализ зависимости твердости от температуры в зоне, прилегающей к фокальному пятну.....	26
3.3. Влияние интенсивного нагрева на твердость упрочняемой поверхности.....	30
3.4. Тепловые и структурно-фазовые процессы на удалении от фокального пятна.....	30
3.5. Влияние потоков энергии на положение критических температур.....	31
4. Лазерные технологические комплексы как объекты автоматического управления.....	32
4.1. Лазерное термическое упрочнение (ЛТУ).....	32
4.2. Исследование влияния плотности мощности лазерного излучения на распределение твердости в окрестности фокального пятна.....	35

4.3. Экспериментальная зависимость твердости фокального пятна от температуры нагрева.....	37
4.4. Кристаллогеометрическая и энергетическая гипотезы.....	37
4.5. Снижение степени разупрочнения при лазерном термическом упрочнении.....	38
4.6. Лазерная сварка и резка металлов.....	39
Часть 2. Технологии, основанные на использовании высокого давления.....	42
1. Описание лабораторного стенда для исследования процессов литья с кристаллизацией под давлением.....	42
2. Описание программно-аппаратной системы управления прессом.....	49
3. Обработка результатов измерения.....	58
Заключение.....	65
Библиографический список.....	66

ВВЕДЕНИЕ

Автоматизация и разработка систем управления технологическими процессами дает наибольший социально-экономический эффект, когда в основу процессов заложены научно обоснованные параметры и режимы обработки.

Физика как наука оперирует наиболее общими фундаментальными законами природы, поэтому технологический процесс на этапе его проектирования и разработки проходит стадию анализа физической сущности и закономерностей сложных явлений и прежде всего явлений, связанных с преобразованиями и наиболее эффективным использованием энергии.

XXI век для развития автоматизации характерен разработкой и использованием высоких технологий. Само понятие «высокая технология» возникло в конце прошлого столетия и синонимом ему может служить «наукоемкая технология», технология, разработанная на основе специально выполненных исследований и разработок, обеспечивших обоснование новых принципов, подходов, новых физических эффектов. Внедрение высоких технологий, как правило, обеспечивает достижение качественно более высоких социальных, технических и экономических показателей по сравнению с теми технологиями, которые распространены и широко применяются в промышленности. В качестве высоких технологий в учебном пособии приведены в первой части технологии лазерной обработки и технологии, основанные на использовании высокого давления – во второй части.

Материал учебного пособия построен с использованием как опубликованных литературных данных, так и результатов исследований и моделирования сложных физических процессов, выполненных автором.

Изложение материала осуществлено на методологической основе триады «термодинамика – механизм – кинематика», включает анализ структурно-фазовых превращений и оценку достигаемых свойств обрабатываемых материалов.

Обращается внимание на то, что автоматизация высоких технологий связана с управлением изменения состояния обрабатываемого материала, что управление процессами из сильнонеравновесных состояний представляет значительно больше возможностей для повышения качества и конкурентоспособности продукции.

ЧАСТЬ 1. ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ

1. Основные определения

Технология – последовательность действий, обеспечивающая достижение цели производственного процесса.

Технология определяет конкурентоспособность продукта.

Высокие технологии (ВТ) – технологии, в которых реализованы новые знания.

Высокие технологии превосходят существующие технологии по параметрам:

- удельные затраты энергии;
- безопасность;
- качество.

Источниками новых знаний являются научные исследования:
а) фундаментальные; б) прикладные.

При значимости прикладных исследований предпочтение отдают фундаментальным исследованиям, результаты которых могут быть использованы для генерации новых идей, знаний, разработок. Современные технологические процессы (ТП) обработки материалов с целью придания им потребительских свойств связаны с затратами энергии. Пример: в процессе обработки резанием с использованием станка и инструмента заготовку переводят в сложное напряженное состояние, когда обрабатываемый материал деформируют сначала упруго, далее упругопластически, затем переводят в пластическое состояние.

Энергия пластической деформации как произведение силы резания на пройденный путь переходит в энергию, измеряемую как произведение массы материала на его теплоемкость и на изменение температуры t° .

В данном случае увеличение t° вызывает разупрочнение материала и выступает как условие эффективности обработки.

Количество выделившейся теплоты

$$Q = \frac{P_z \cdot \tau}{427} \cdot \tau(\lambda_{\text{дет}} + \lambda_{\text{реж.инстр.}} + \lambda_{\text{окр.ср.}} + \lambda_{\text{струж.}}),$$

где P_z – сила резания, τ – время обработки, λ – коэффициент, характеризующий переход теплоты соответственно в деталь, инструмент, окружающую среду, в стружку.

При медленном протекании процесса $\lambda_{дет} = 0,1 - 0,3$. С увеличением скорости резания энергия пластической деформации концентрируется в зоне резания, что положительно отражается на ходе процесса.

Если взять станок мощностью 5 кВт с частотой вращения заготовки 2000 мин^{-1} и снимать слой металла сечением $S=1 \text{ мм}^2$, то концентрация мощности по энергетическому временному критерию составит $1,7 \cdot 10^9 \text{ Вт/см}^2$.

Для сравнения пробивка отверстий при использовании лазера связана с концентрацией мощности $\sim 1 \cdot 10^{11} \text{ Вт/см}^2 \cdot \text{с}$ (рис.1).

На рис. 1 показаны области режимов лазерной обработки. Наклонными линиями показаны уровни удельной энергии $\mathcal{E} = E \cdot \tau$. Из диаграммы следует, что процессы поверхностной лазерной обработки характеризуются меньшим уровнем удельной энергии по сравнению с традиционными процессами обработки.

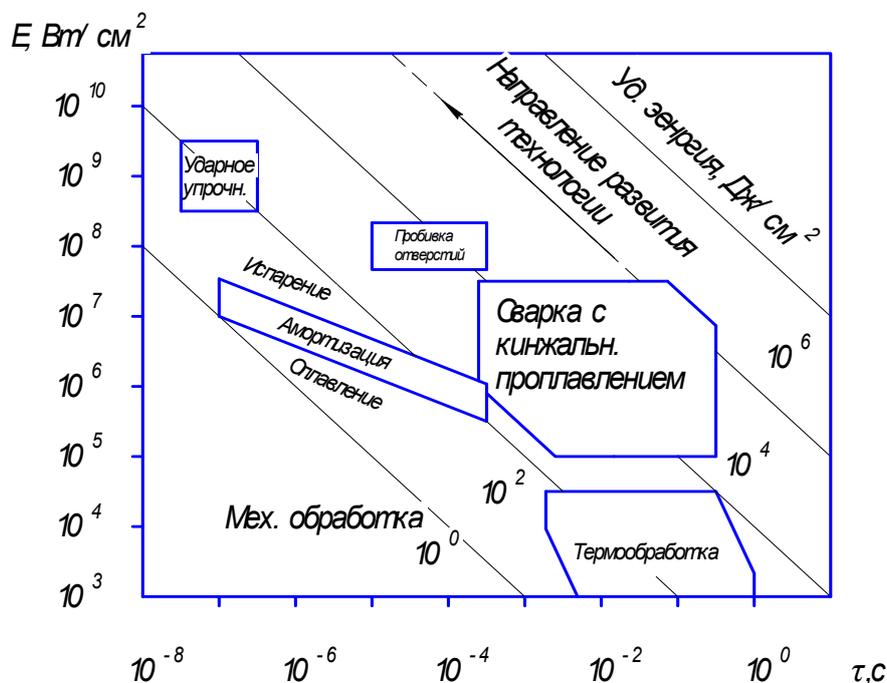


Рис. 1. Классификационная диаграмма лазерных технологий по уровню концентрации энергии в зоне обработки:
 E – плотность мощности, τ – время воздействия

Для достижения концентрации энергии, необходимой для пробивки отверстий на станке, частоту вращения необходимо увеличить в 50 раз, т. е. до 100000 мин^{-1} . Частота вращения шпинделя, достигнутая на сегодняшний день, составляет 30000 мин^{-1} .

Отсюда видно, что дальнейший прогресс в повышении эффективности процессов обработки может быть достигнут за счет применения альтернативных процессов.

К числу таких процессов следует отнести обработку плазмой, электронным лучом, лучом лазера (рис. 2).

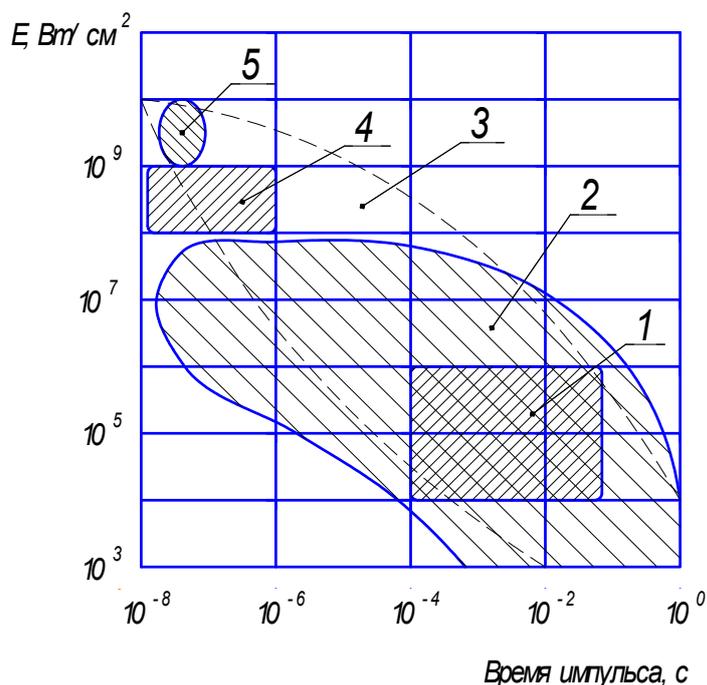


Рис. 2. Концентрация энергии различных тепловых источников: 1 – сварочная дуга; 2 – электронный луч; 3- лазерное излучение (80-е годы); 4 – лазерное излучение (70-е годы); 5 – искровой разряд

Управление технологическими процессами состоит прежде всего в концентрации мощности, в создании условий когда мощность не рассеивается, а концентрируется в зоне обработки.

2. Основы теории взаимодействия потоков энергии с обрабатываемым материалом

При обработке концентрированными потоками энергии (КПЭ) длительность энергетического воздействия составляет $10^3 \div 10^5$ с,

что значительно больше времени релаксации (10^{-13} с), т. е. отрезка времени, в течение которого успевает произойти передача энергии излучения «электронному газу» и ионам кристаллической решетки. Металл нагревается в микрообъеме как сплошная среда, и поток энергии в этом случае можно сравнить с обычным тепловым источником, отличающимся высокой концентрацией энергии.

2.1. Влияние потоков энергии на изменение состояния обрабатываемого материала

Наблюдаемые последствия взаимодействия КПЭ с обрабатываемым материалом могут быть сведены к следующим характерным вариантам.

Изменение состояния обрабатываемого материала можно представить следующим образом:

$$dQ = F(T, \sigma, K)d\tau, \quad (1)$$

где Q – энергия, определяющая состояние материала как функция температуры T , напряжений (давления) σ , концентрации, τ – время.

Положение критических температур фазовых превращений, как будет показано ниже, зависит от скорости нагрева и величины давления. Эта сложная зависимость состояния от температуры, напряжений и концентраций согласно формуле (1) может быть связана с особым характером межатомных взаимодействий в структуре металла.

Внутренняя энергия металла включает в себя несколько составляющих, но их вклад в изменение состояния под влиянием потоков энергии носит неаддитивный характер.

В первом приближении можно считать, что состояние определяется величиной поглощенной и удерживаемой в атомно-кристаллической решетке энергии, которая может расходоваться на фазовые превращения и структурные изменения, на процессы упрочнения, разупрочнения или разрушения.

Отсюда вытекает фундаментальное определение УПРАВЛЕНИЯ обработкой потоками энергии, которое может быть связано с таким изменением параметров внешних воздействий (например

при лазерном облучении), которое обеспечивает перевод системы из исходного (например неупрочненного) в требуемое конечное (упрочненное) состояние.

Движение в конечное состояние может происходить по разным траекториям. Так, упрочнение можно осуществить в процессе пластической деформации без нагрева. Разрушение возможно при наличии напряжений растяжения, но во всех случаях нагрев ослабляет межатомные связи.

2.2. Термодинамика, механизм, кинетика структурно-фазовых превращений

При обработке потоками энергии свойства поверхностного слоя изменяются.

Например, при нагреве лучом лазера кромки вырубного штампа из стали X12M, термически обработанного на твердость 58...60 HRC, твердость может снизиться до 40...45 HRC, остаться неизменной или повыситься до 65...68 HRC.

Другой пример. При обработке седла клапана ДВС из сплава АЛ2 твердость поверхности повышается.

Характерным является пример с упрочнением лезвийных инструментов из нержавеющей стали мартенситно-ферритного класса 40X13.

Обычная термообработка этой стали повышает твердость до 38...42 HRC.

Интенсивный нагрев лазером до температуры 1000...1100°C не изменяет твердости или снижает ее или несколько повышает. Повышение плотности мощности и температуры нагрева до 1300°C может дать повышение твердости до 65...70 HRC, дальнейшее повышение температуры нагрева приводит к снижению твердости, наконец, при нагреве с оплавлением и насыщением поверхности углеродом (под слоем угольного порошка) твердость может повыситься до 70.. .72 HRC.

Отмеченные факты необходимо объяснить с позиций представлений о тех структурно-фазовых превращениях и межатомных взаимодействиях, которые индуцированы потоками энергии.

Для оценки изменения состояния воспользуемся следующим подходом. Вначале рассматриваем изменения состояния в зависи-

мости от температуры и концентрации по диаграмме состояния, построенной для равновесных условий. Значения концентраций и температур в критических точках задаем в табл.1.

Используя литературные данные о влиянии скорости нагрева на положение критических температур, обозначим пунктирными линиями G`S` и S`E` смещение соответствующих линий равновесия в реальных условиях быстрого нагрева (рис. 3).

Усложним задачу и оценим влияние интенсивности нагрева: под влиянием ускоренного нагрева критическая температура смещается в область более высоких значений; а под влиянием давления температура фазового перехода из перлита в аустенит снижается.

Таблица 1

Критические точки диаграммы

Точка	Концентрация С, %	T, °C
A	0	1539
B	0,4	1492
C	4,3	1147
D	6,67	1600
E	2,0	1147
F	6,67	1147
N	0	1430
K	6,67	727
G	0	910
S	0,8	727
P	0,02	727
Q	0,006	0
H	0,1	1492
J	0,16	1492

Анализ изменения состояния материала в процессе обработки будем проводить в последовательности: термодинамика, механизм, кинетика. Используя законы термодинамики, определяем направление или тенденцию тех или иных изменений. Далее рассматриваем механизм превращений, т. е. последовательность реакций, взаи-

модействий, образование центров и рост кристаллов и т. д. Последний этап этого анализа – рассмотрение кинетики, т. е. развития процесса во времени.

По диаграмме Fe – Fe₃ C можно предсказать фазовые превращения, которые происходят в сталях и чугунах при медленном нагреве и (или) при медленном охлаждении (см. рис. 3).

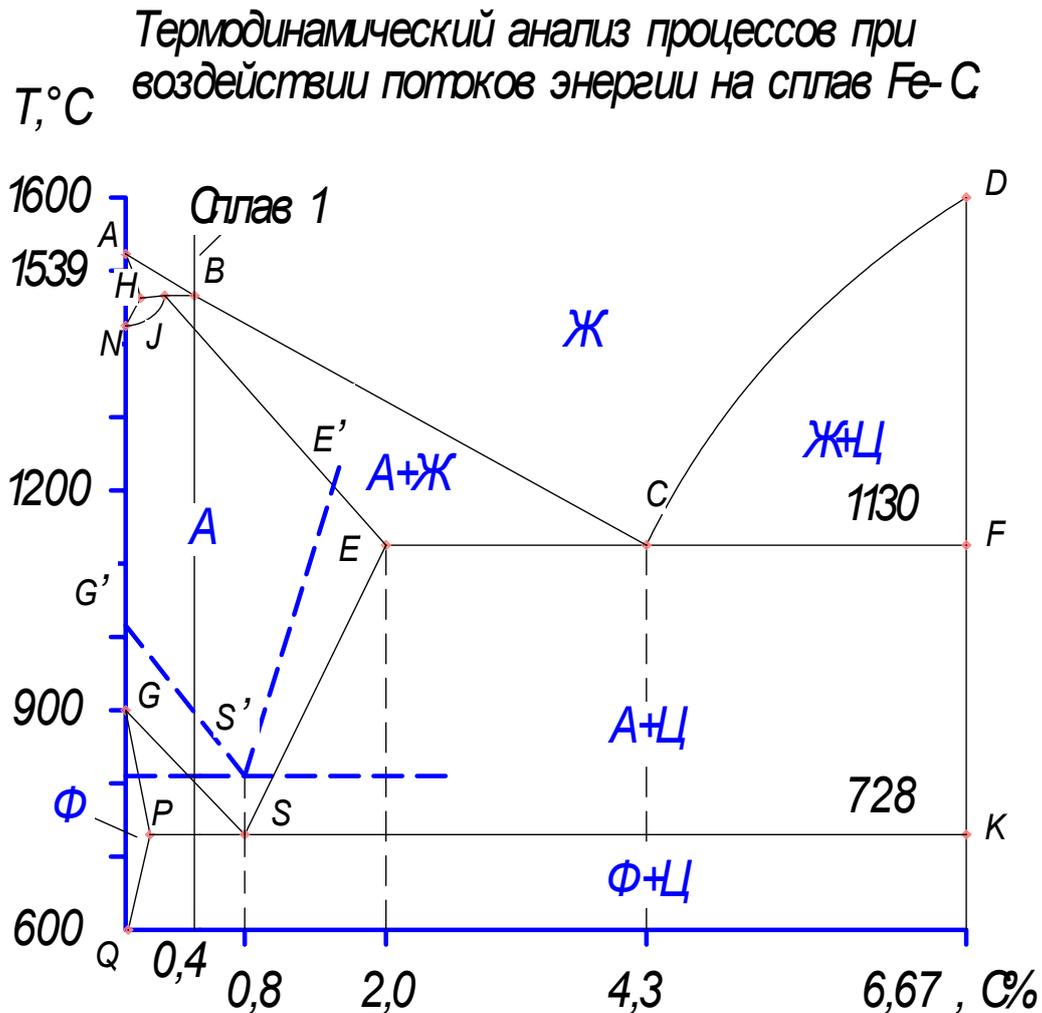


Рис. 3. Равновесная диаграмма Fe – Fe₃C: — — — — линия смещения критической температуры под влиянием интенсивного нагрева, фазы: Ж, А, Ф, Ц. А=Fe γ (C); Ф= Fe α (C); Ц=Fe₃ C Ж – однородный жидкий раствор Л – ледебурит

Рассмотрим отдельные фазы и структурные составляющие на диаграмме.

Аустенит имеет высокую пластичность, оказывает незначительное сопротивление пластической деформации. Это твердый раствор

углерода в γ -Fe. Условное обозначение $A - Fe\gamma(C)$. Кристаллическая решетка – гранецентрированный куб - ГЦК (рис.4).

Феррит. $\Phi - Fe\alpha(C)$. Твердость по Бринеллю $HB=800$ МПа – при комнатной температуре, решетка – объемноцентрированный куб (ОЦК) с предельной концентрацией углерода 0,02 % (рис. 5).

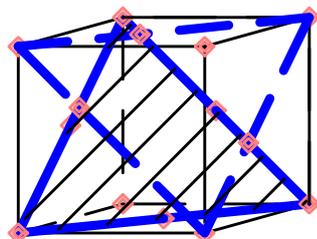


Рис. 4. Аустенит.
Кристаллическая
решетка γ -Fe(ГЦК)

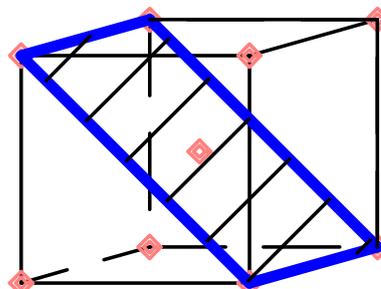


Рис. 5. Феррит.
Кристаллическая
решетка α -Fe(ОЦК)

Цементит $\Psi - Fe_3C$. Твердость 8 ГПа.

Перлит - механическая смесь $\Phi + \Psi$. Обозначение – $\Pi(\Phi + \Psi)$.

Проследим, какие фазовые превращения и структурные изменения происходят в стали 40 (сплав 1 на рис. 3) в условиях медленного охлаждения.

В результате, как видно из рис. 6, формируется структура, состоящая из зерен феррита и перлита.

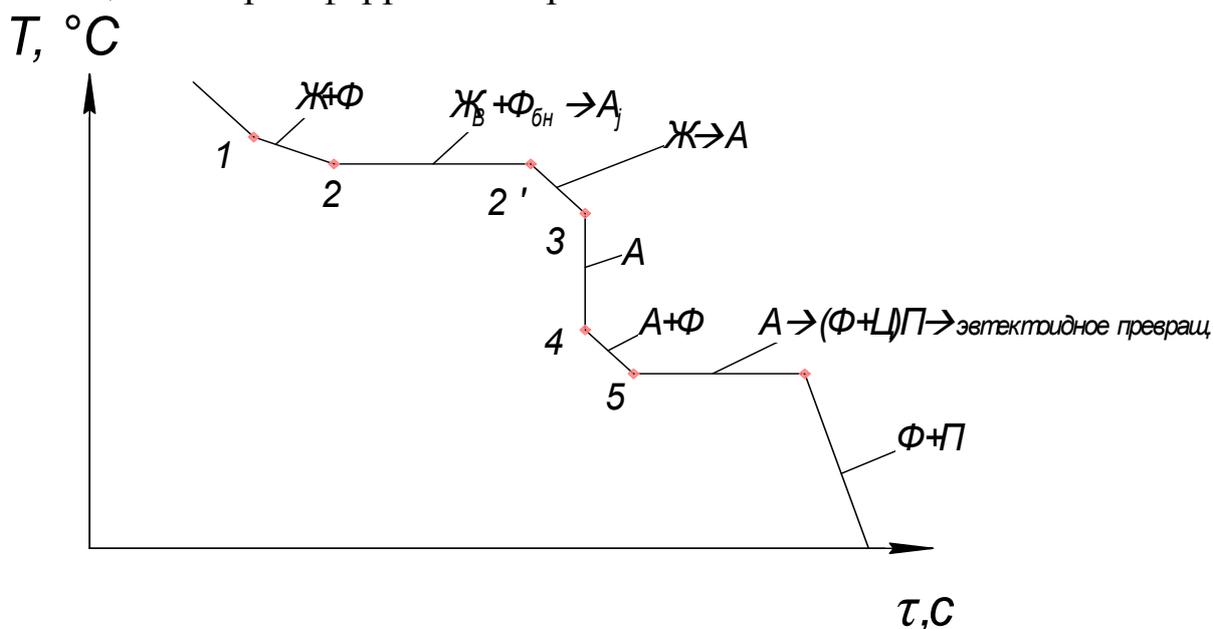


Рис. 6. Кривая охлаждения стали 40. Сплав 1

2.3. Гистерезисные явления в процессе интенсивного нагрева

Диаграмма состояния позволяет конкретизировать влияние изменения параметров обработки на изменение структуры и свойств того или иного сплава.

Так, сплав 1, содержащий $C=0,4\%$, структура которого при нулевой температуре представляет собой феррит + перлит претерпевает ряд изменений и при нагреве $>800^\circ\text{C}$ переходит в аустенит.

С термодинамической точки зрения этот переход более выгоден, так как аустенит в данных условиях имеет более низкий уровень свободной энергии.

Механизм фазового превращения можно назвать диффузионным, потому что диффузия атомов углерода разрушает «старую» структуру и строит «новую».

На первой стадии процесса происходит $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение, а С цементита Fe_3C обогащает $\gamma - Fe$ по границе их взаимного соприкосновения.

Схематически развитие этого процесса представлено на рис. 7.

На схеме видно, что концентрация С скачком изменяется по границе феррита и цементита, но при температуре выше точки на линии PSK (A_{C1}) границы размываются и распределение выравнивается.

$T < A_{C1}$ - никаких изменений.

$T > A_{C1}$ на границе Ф - Ц возникают концентрационные флуктуации.

Протекает полиморфное превращение $\alpha - Fe \rightarrow \gamma - Fe$.

Решетка объемно-центрированного куба (ОЦК) перестраивается в решетку гранецентрированного куба (ГЦК), которая и растворяет С.

Появляется граница Ф - А, которая движется в сторону феррита, а граница А - Ц движется в сторону цементита $T > A_{C1} < A_{C3}$.

Образующийся при $T = A_1$ аустенит имеет концентрацию т. S, т.е. $C=0,8\%$.

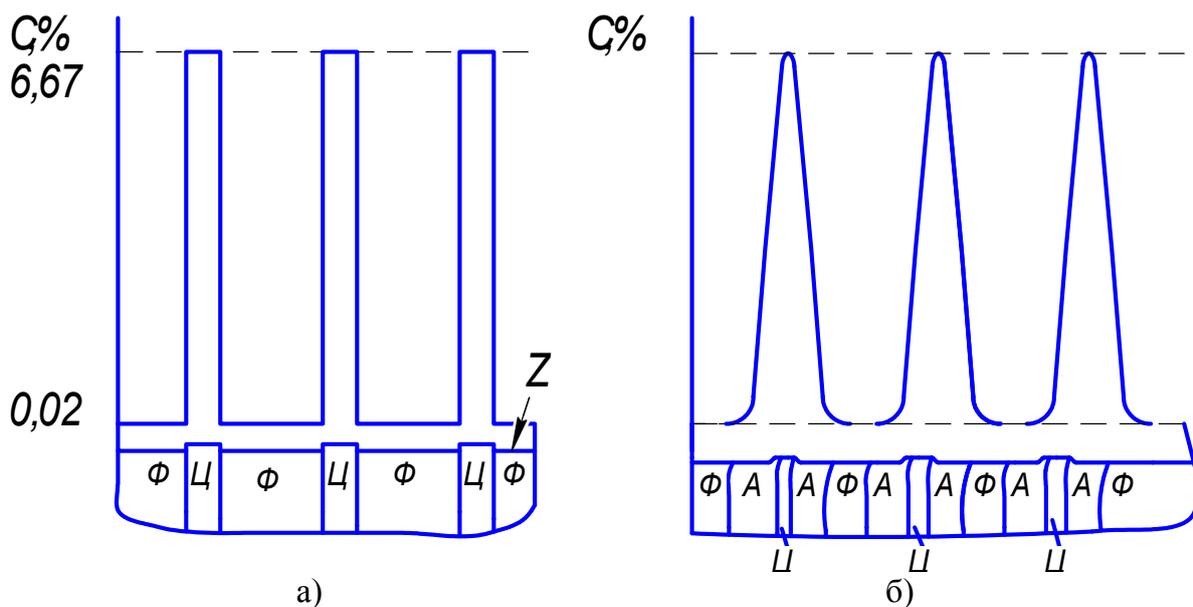


Рис. 7. Механизм фазового превращения перлита в аустенит: а – начальное состояние $T < A_{C1}$, б – промежуточное состояние $T > A_{C1}$, Z – поверхность материала (образца)

При повышении температуры в интервале $A_{C1} - A_{C3}$ концентрация C в аустените понижается по линии SG по причине того, что C диффундирует через границу $A - Ф$, на которой проходит превращение $\alpha - Fe \rightarrow \gamma - Fe$, отчего площадь, занятая аустенином, увеличивается за счет уменьшения площади, на которой остается перлит. Таким образом, механизм фазового превращения включает полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение, диффузию и перераспределение C в ГЦК - решетке. Для выравнивания концентраций C во всем объеме необходимы перемещения атомов на расстояния, значительно превышающие межатомные.

Таким образом, постепенное диффузионное перераспределение C , которое заканчивается выше A_{C3} , заканчивается образованием аустенита с концентрацией C 0,4 %.

В условиях интенсивного нагрева можно представить, что может произойти отставание превращений от роста температуры. По крайней мере, как установлено при индукционном (достаточно быстром) нагреве критические температуры A_{C1} и A_{C3} смещаются в область более высоких значений. Говоря другими словами, при интенсивном нагреве запаздывание – гистерезис проявляется в по-

вышении критических температур. На рис. 3. гистерезисные явления представлены пунктирными линиями S'G' и S'E'.

При индукционном нагреве со скоростью $1000^{\circ}\text{C}/\text{с}$. происходит смещение температуры на $150 - 200^{\circ}\text{C}$. При лазерном воздействии скорость нагрева на 2 – 3 порядка выше, поэтому вправе ожидать, что смещение температуры составит $300 - 400^{\circ}\text{C}$ и более.

На практике лазерный нагрев до температуры $1000 - 1200^{\circ}\text{C}$ приводит к образованию аустенита. При последующем быстром охлаждении отмечается повышение твердости.

На данном этапе не даем объяснение, почему аустенит образуется в такие короткие отрезки времени, нет объяснения и тому факту, что достигаемая твердость выше твердости при обычной закалке.

Большинство исследователей в области структурно-фазовых превращений при нагреве лазером связывают влияние интенсивного нагрева с гистерезисом превращений [1].

Такая точка зрения не учитывает влияния напряжений и может привести к ошибкам управления процессом.

2.4. Влияние потоков энергии на межатомные взаимодействия

Выше было сказано, что состояние зависит не только от температуры, но и от давления. При обработке материалов лазером давление в атомно-кристаллической решетке возникает вследствие нереализованного термического расширения слоя материала, прогретого вблизи поверхности (рис. 8), т. е. вследствие термических напряжений σ^T .

Распределение температуры на удалении от пятна нагрева на рис. 8 представлено кривой $T(Z)$, а кривой $\sigma^T(Z)$ изображены термические напряжения. Если предел текучести σ_s , а $\sigma^T > \sigma_s$, то в окрестностях пятна нагрева возникает пластически деформированный слой (ПДС) глубиной ΔZ .

R – глубина проникновения ПДС, в котором напряжения превышают предел текучести.

Для расчета термических напряжений обратимся к формуле

$$\sigma^T = \frac{\alpha \cdot E}{1 - \nu} \cdot \Delta t \quad (2)$$

Здесь $\alpha = 12 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K} = \text{Т К Л Р}$ – термический коэффициент линейного расширения;

$\nu = 0,5$ – коэффициент Пуассона для стали 40;

$E = 1 \cdot 10^5$ МПа – модуль упругости Юнга; $\Delta l = \alpha \cdot l_0 \cdot \Delta t$; $d_{II} = l_0 = 1$ мм;

$\Delta l = 12 \cdot 10^{-6} \cdot 1 \cdot 1200 = 0,014$ мм; $\sigma^T = \frac{12 \cdot 10^{-6} \cdot 2 \cdot 10^5}{0,5} \cdot 1200 = 5760$ МПа.;

$\sigma_s = 1000$ МПа – предел текучести.

Отсюда следует, что при лазерном нагреве появление ПДС является неизбежным. Одним из следствий интенсивного нагрева при обработке лазером является образование пластически деформированного слоя. Изменения, которые происходят в материале в процессе пластической деформации, носят необратимый характер.

Это одно из важнейших последствий, которое наряду с нагревом оставляет поток энергии.

2.5. Пространственно-временная структура термического цикла

Эффективность обработки КПЭ зависит от так называемого термического цикла (рис. 9). Пространственная структура – распределение температуры вдоль координатных осей. Временная – изменение температуры во времени.

$$S_1 = S_2 = S_3 = \int_0^{\tau} E d\tau . \quad (3)$$

В рассмотренных примерах *a*, *б*, *в* энергия одинаковая. Если принять, что во всех рассмотренных случаях $\varepsilon = E\tau = \text{const}$, то отличие одной формы от другой проявится в скорости нагрева, в продолжительности действия максимальной плотности мощности, следствием чего будут различия в функциях $T(Z)$ и $\sigma^T(Z)$ (см. рис. 8). В свою очередь, и влияние энергии на изменения свойств поверхностного слоя будет различным.

Чисто термическое воздействие выражается в изменении температуры и равновесия фаз (см. рис. 3). При относительно медленном нагреве (рис. 9, в) термические напряжения меньше по сравнению с изображенными на рис. 9, а и б.

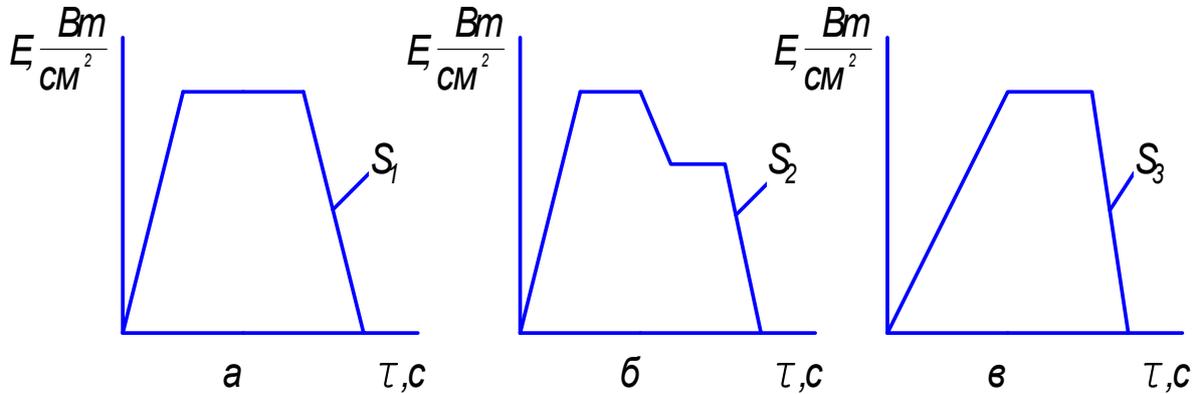


Рис. 9. Формы циклических циклов при обработке потоками энергии:
а – трапециевидная, б – ступенчатая, в – треугольная

Учитывая, что при пластическом деформировании атомы смещаются на значительное расстояние, правильное строение кристаллической решетки нарушается.

Как следствие возникают дефекты кристаллического строения, в частности, линейные дефекты – дислокации (рис. 10).

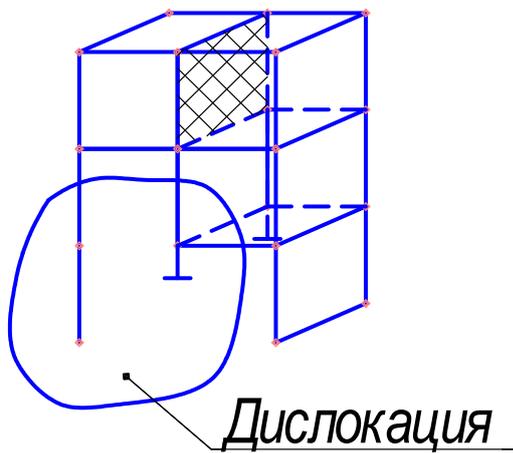


Рис. 10. Формирование дефектов кристаллической решетки

В объеме, приближенном к дислокации, в пластически деформированной области формируются упругие искажения кристаллической решетки, которые ведут себя как упруго сжатая пружина.

Эта накопленная энергия может влиять на протекание структурно-фазовых превращений, на изменение свойств обрабатываемого материала.

В частности, в поле упругих напряжений диффузия атомов быстрее, чем в их отсутствии. К тому же сами дефекты упрочняют кристаллическую решетку, увеличивают сопротивление пластической деформации.

Механическая составляющая воздействия потоков энергии проявляется в том, что в процессе пластической деформации атомы во взаимном движении перемещаются на значительные расстояния, «гистерезис» практически отсутствует, энергия сжимающих напряжений заставляет атомы двигаться со скоростью разжатой пружины. В отличие от условий медленного нагрева (равновесные условия) при интенсивном нагреве механизм фазового превращения сильно зависит от напряженно-деформированного состояния.

Снижение твёрдости по глубине (см. рис. 8) предположительно можно связать со степенью аустенизации при нагреве. Влияние этого фактора тем более заметно в тех объёмах, где проекции A_{C1} и A_{C3} с кривой $T(Z)$ пересекают ось Z (т. 1 и 2). В объёме между т. 2 и 3 провал твёрдости, вероятно, связан с процессами отпуска, которые как и все ранее рассмотренные структурно-фазовые превращения протекают интенсивно с кинетической точки зрения.

2.6. Взаимосвязь между упрочнением и разупрочнением

График распределения твёрдости $HRC(Z)$ можно рассматривать как иллюстрацию тех значительных изменений свойств, которые происходят в обрабатываемых материалах даже в течение коротких отрезков времени.

Эти изменения свойств будем рассматривать сквозь призму процессов упрочнения и разупрочнения.

Упрочнение в конструкционных материалах может быть достигнуто различными путями. Основными из них являются:

- легирование, введение в состав металла компонентов, повышающих плотность электронного газа, за счёт которого силы межатомного взаимодействия возрастают; такими элементами в стали являются Ni, Mo, Si, Mn и др;

- легирование компонентами, образующими твёрдые частицы - карбиды, нитриды, интерметаллиды; это так называемое дисперсионное упрочнение или твердение, особо эффективное, например, карбидами W, Ti, V, Cr имеющими размер частиц ~ 1 мкм, которые блокируют пластические сдвиги внутри и по границам зёрен;

- механическое упрочнение, достигаемое в процессе холодной пластической деформации, за счёт повышения плотности дислокаций и других несовершенств и искажений кристаллической решётки;

- термическое упрочнение (закалка);

- термомеханическое упрочнение, когда перед закалкой сталь деформируют в аустенитном состоянии.

Во всех случаях в основе механизма упрочнения лежит создание препятствий на пути скольжения одних атомных слоев относительно других, достигаемое за счёт более эффективного использования энергии межатомных взаимодействий.

Соответственно механизм разупрочнения предполагает ослабление, частичное или полное разрушение межатомных связей. А поскольку избыток энергии связи переводит систему в термодинамически неустойчивое состояние, последняя, стремясь к состоянию устойчивого равновесия, освобождается от указанного избытка энергии. Сам процесс перехода - кинетический. Спусковым механизмом разупрочнения служит энергия активации, способная преодолеть потенциальный барьер. Повышение температуры упрочнённого материала приводит к естественному увеличению межатомных расстояний и, следовательно, к снижению энергии активации. В частности, с повышением температуры атомы, освобождаясь от энергии упругих искажений, диффундируют и образуют фазы с более низким уровнем энергии. Мелкие частицы карбидов, нитридов, интерметаллидов сливаются в более крупные (процесс коагуляции) и их влияние на упрочнение становится неэффективным.

Упрочнение, достигнутое по пятну нагрева, имеет термический и деформационный характер. Термическая составляющая упрочнения связана с закалкой и образованием мартенсита. Механизм упрочнения особый, он связан с образованием пересыщенного твёрдого раствора, с упругими искажениями, но не по границам зёрен и субзёрен, а в самой решётке объемно-центрированного куба (рис. 11).

Мартенсит – пересыщенный твердый раствор углерода в $\alpha - Fe$, у него не кубическая, а тетрагональная решетка.

Чем больше углерода, тем выше степень тетрагональности мартенсита.

Высокая твердость мартенсита обусловлена искажениями кристаллической решетки \Rightarrow большими внутренними напряжениями, возникновением фазового наклепа вследствие увеличения объема при превращении аустенита в мартенсит.

Но упрочнение, достигаемое при закалке, обеспечивает повышение твердости до ~ 60 HRC, в то время как при обработке лазером может быть зафиксировано более сильное упрочнение на уровне 65...70 HRC. Это может быть связано с теми пластическими деформациями, которые протекают под влиянием сжимающих термических напряжений. Возникающие при этом искажения решетки аккумулируют энергию, которая в течение короткого импульса не успевает исчезнуть. Возникает синергетический эффект так называемого термомеханического упрочнения, когда мартенсит образуется из наклепанного, пластически деформированного аустенита.

Разупрочнение в объеме между т. 2 и 3 (см. рис. 8), как показывает микроструктурное исследование, связано с коагуляцией карбидов. Нетрудно представить, что и чисто механическая составляющая упрочнения так же будет снижаться, так как при температурах в интервале $A_0 - A_1$ внутренние на межзатомном уровне напряжения будут релаксировать.

Знание закономерностей сложных процессов, протекающих при обработке потоками энергии, позволит более целенаправленно и эффективно управлять свойствами обрабатываемых материалов.

Задача выбора режимов сводится к тому, чтобы упругие искажения в кристаллической решетке зафиксировать, сохранить их в процессе охлаждения, не допустить, чтобы под влиянием высоких температур возникшие упругие напряжения релаксировали.

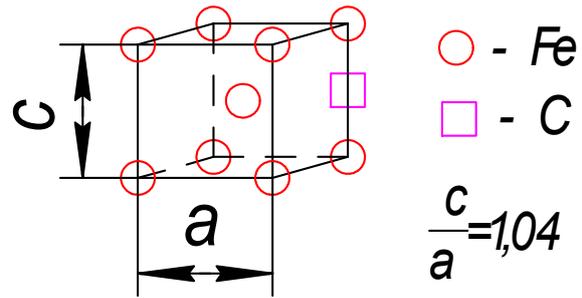


Рис. 11. Тетрагональная решетка мартенсита. Твердость мартенсита по Роквеллу 60...65 HRC

Из предложенных трёх циклов (см. рис. 9) в этом смысле максимально интересен вариант б, когда нагрев идет интенсивнее, а задержка при высокой температуре сокращена.

Итак, в момент окончания термического цикла в сечении обрабатываемого материала, как видно на рис. 8, устанавливается неравномерное распределение температур. Тепловой поток с поверхности рассчитывается по формуле Ньютона

$$q^{\text{II}} = \beta(T_{\text{пов}} - T_{\text{ср}}) \text{ Вт/см}^2, \quad (4)$$

где β - коэффициент теплоотдачи конвекцией и излучением, $T_{\text{пов}}$ - температура по пятну нагрева, $T_{\text{ср}}$ - температура окружающей среды.

В то же время внутри сечения распределение тепла происходит значительно интенсивнее

$$q = \lambda \frac{\Delta T}{\Delta Z}, \quad (5)$$

где λ - коэффициент теплопроводности, $\frac{\Delta T}{\Delta Z}$ - градиент температурного поля.

Принципиально важно сравнить удельные тепловые потоки при нагреве и охлаждении. При нагреве $q = 10^5 \text{ Вт/см}^2$, при охлаждении $q \cong 5 \cdot 10^3 \text{ Вт/см}^2$, время стока тепла при этом составит $\sim 1 \text{ с}$, т.е.

средняя скорость охлаждения $v_{\text{охл}} = \frac{1300}{1} = 1300 \text{ К/с}$, что заведомо

больше критической скорости охлаждения при закалке, которая для углеродистых сталей $V_{\text{крит}} \leq 100 \text{ К/с}$. Поэтому термин «сверхбыстрое» охлаждение достаточно точно характеризует условия обработки материала после окончания нагрева.

Охарактеризуем это состояние в последовательности: Термодинамика \Rightarrow Механизм \Rightarrow Кинетика. Обратимся к диаграмме изотермического превращения аустенита.

Так как скорость $V_{\text{охл}}^{\Phi} > V_{\text{охл}}^{\text{кр}}$, аустенит неизбежно превращается в мартенсит; однако, если реализовать термический цикл (рис. 12), то термодинамика процесса изменится и аустенит превратится в бейнит, а это уже не $Fe_{\alpha}(C)$, то есть пересыщенный твёрдый раствор C в $\alpha - Fe$, а весьма мелкодисперсная смесь ($\Phi + \text{Ц}$).

При этом твёрдость ниже, но и опасность образования закалочных трещин меньше. Говоря другими словами, управляя скоростью охлаждения в интервале температур переохлажденного аустенита ($V_{охл}^M$), можно направлять в требуемое русло течение фазовых превращений, их механизм и кинетику.

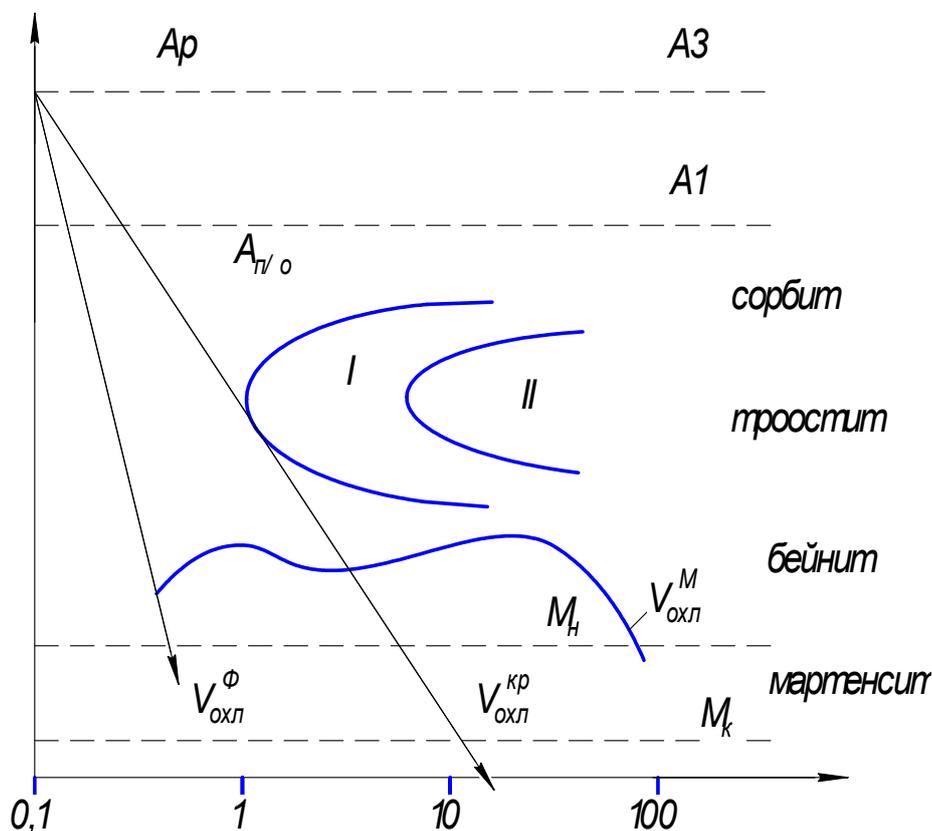


Рис. 12. Диаграмма изотермического превращения аустенита стали У8:

A_p – аустенит равновесный; $A_{n/o}$ – аустенит переохлажденный;
 I – кривая начала распада $A \rightarrow (\Phi + \Pi)$; II – кривая окончания распада;
 M_H – температура начала мартенситного превращения; M_k – то же
 окончание превращения $A \rightarrow M$; $V_{охл}^{кр}$ – критическая скорость охлаж-
 дения; $V_{охл}^{\Phi}$ – фактическая скорость охлаждения; $V_{охл}^M$ – методически
 управляемая скорость охлаждения

Практически это можно осуществить «расщеплением» лазерного луча и смещением их по фазе. Сначала проходит первый луч, со смещением по времени идёт второй луч, который, по существу, изменяет характер вектора скорости на стадии охлаждения.

При добавлении состав стали легирующих элементов, можно охлаждать медленнее и получать из аустенита мартенсит, если легирующие элементы повышают устойчивость переохлажденного аустенита.

В легированных сталях температура конца превращения находится в области отрицательных значений. Поэтому, если охлаждать до комнатной температуры, в структуре будет остаточный аустенит (превращение до конца не произойдет).

3. Технологические основы обработки потоками энергии

3.1. Изменения состояния обрабатываемого материала под влиянием потоков энергии

В зависимости от соотношения времени воздействия потока энергии и времени релаксации и от плотности мощности эффекты взаимодействия с обрабатываемым материалом могут быть разные (рис. 13).

Для осуществления обработки материал необходимо перевести в нагретое состояние с релаксацией термических напряжений или в расплавленное состояние с полной релаксацией термических напряжений. В этих состояниях можно производить размерную обработку, сварку, резку, пробивку отверстий. Для осуществления поверхностного упрочнения следует осуществлять перевод в состояние, нагретое без фазовых превращений, без релаксации напряжений (деформационное упрочнение), с фазовыми превращениями с релаксацией термических напряжений (термическое упрочнение - закалка), с фазовыми превращениями без релаксации термических напряжений (термомеханическое упрочнение).

3.2. Анализ зависимости твердости от температуры в зоне, прилегающей к фокальному пятну

Воспользуемся графиком $T(Z)$, изображенном на рис. 8, и построим зависимость твердости $HRC(Z)$ по экспериментальным данным.

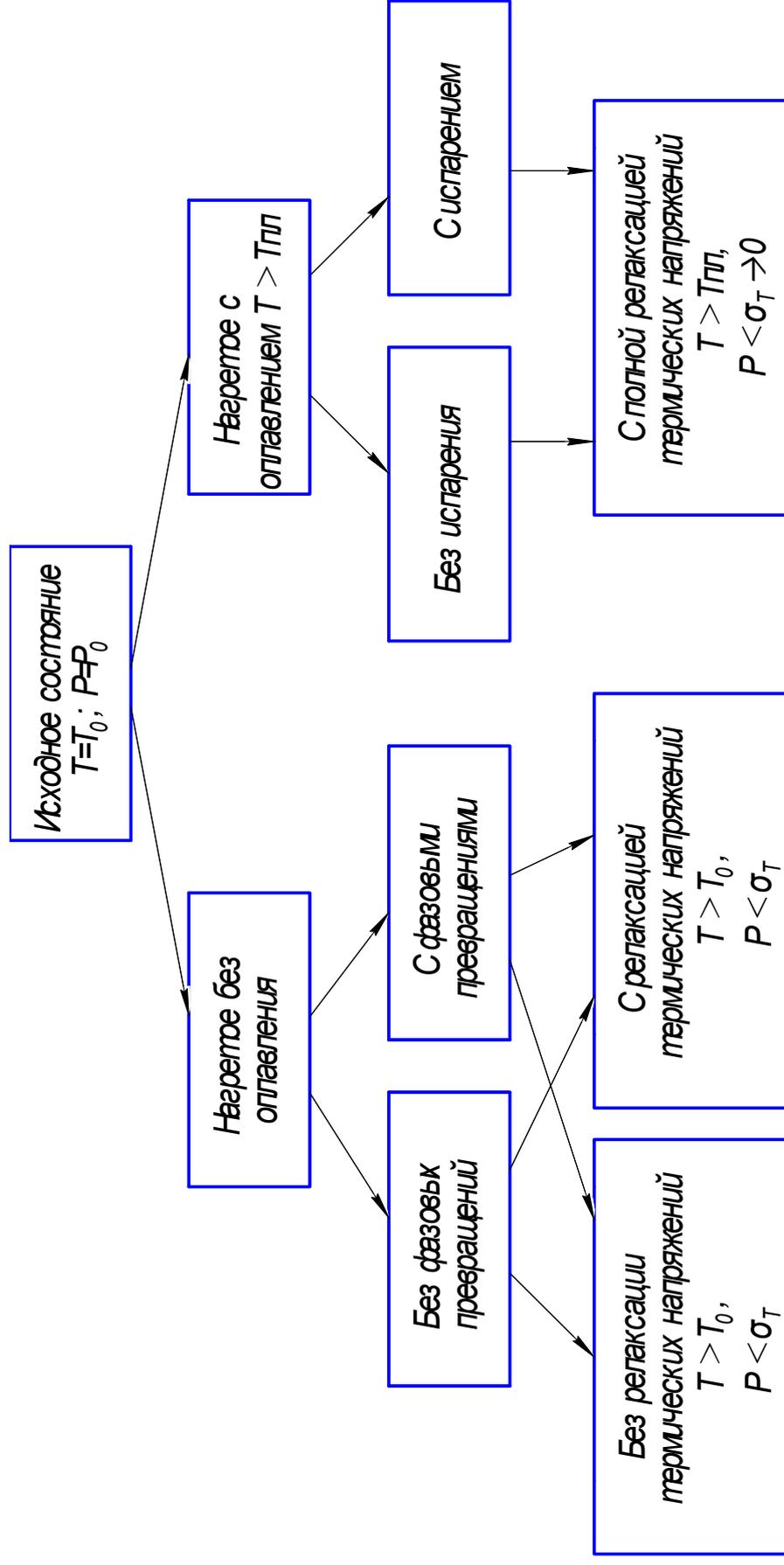


Рис. 13. Изменения состояния обрабатываемых материалов:

P – напряжения (давление), σ_T – предел текучести, T – температура

Эта зависимость имеет сложный характер, но особого внимания заслуживает тот факт, что в диапазоне температур $> A_{C3}$ твёрдость зависит от температуры, эта зависимость более отчётливо проявляется в интервале температур $A_{C1} - A_{C3}$, а в зоне, где температура $T < A_{C1}$, твёрдость снижается до 30 HRC, в то время как первоначально образец был термически обработан на твёрдость 45 HRC.

При относительно медленном нагреве (см. рис. 9, в) термические напряжения будут релаксировать в большей степени, чем при более интенсивном, как на рис. 9, б, а потому и энергия искажений атомно-кристаллической решетки, накопленная в термическом цикле б, будет больше по сравнению с циклом в.

Но, прослеживая тенденцию к упрочнению материала в процессе интенсивного нагрева, не следует терять из виду, что задержка на уровне максимального значения E (см. рис. 9, а) может привести к полной аннигиляции дислокаций и других дефектов кристаллического строения и как следствие к разупрочнению материала.

Из сказанного следует, что форма термического цикла определяет не только термическое, но и механическое воздействие на обрабатываемый материал, что напряженно-деформированное состояние существенно изменяет характер межатомных взаимодействий, предопределяет качественно иной механизм фазовых превращений. Вправе считать, что поток энергии высокой плотности переводит поверхностный слой обрабатываемого материала в сильнонеравновесное состояние, которое не может быть создано традиционными методами обработки.

Для того чтобы объяснить сложный характер распределения твердости в упрочненной зоне, рассмотрим более подробно дисперсионный механизм упрочнения. Этот механизм проявляется, когда размер твердых частиц до 10 мкм. К упрочняющим фазам относят соединения с ковалентной и химической связью между атомами. Типичным представителем является карбид железа Fe_3C . Его недостаток состоит в том, что рост его частиц происходит при сравнительно низкой температуре $\sim 200^\circ C$. Более высокой термической стабильностью обладают нитриды, бориды, а также карбиды: титана, ванадия, хрома, молибдена и вольфрама.

Если размер частиц выше 10 мк, эффект упрочнения снижается (рис. 14).

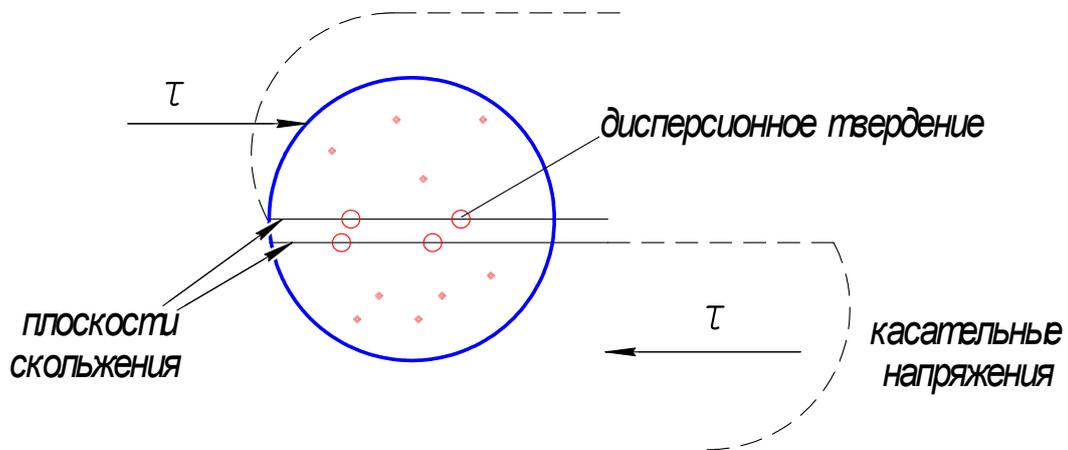


Рис. 14. Блокирование плоскостей скольжения дисперсными частицами

Заслуживает внимания и механизм термомеханического упрочнения. На рис.15. схематически представлена обработка методом пластического деформирования переохлажденного аустенита в высокотемпературной и низкотемпературной областях стали 40.

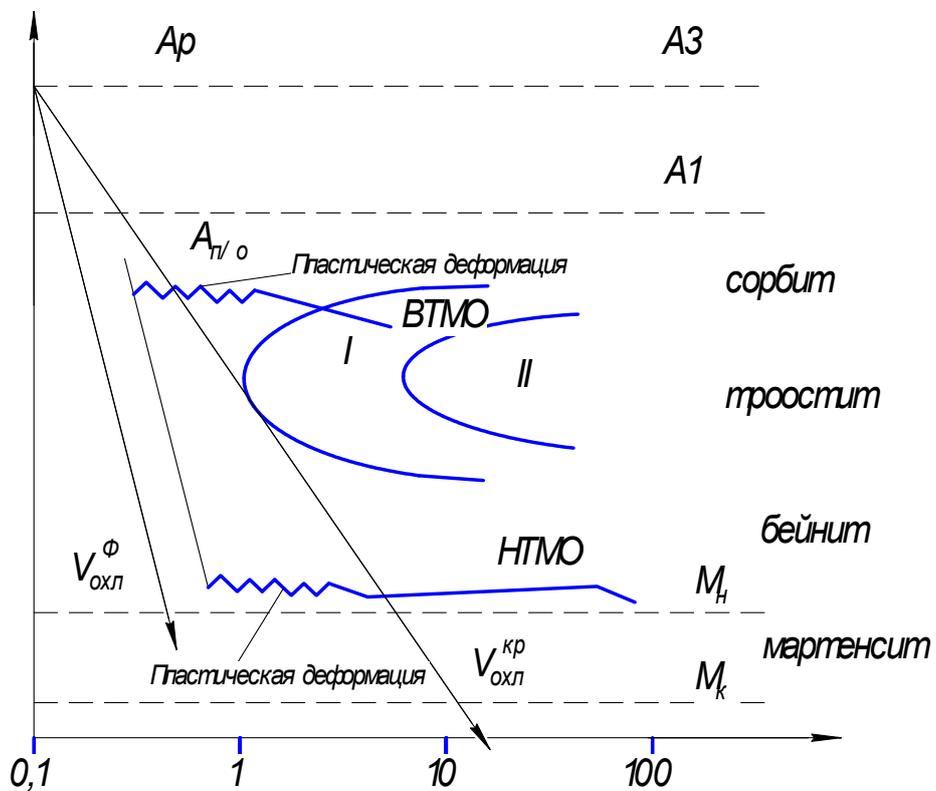


Рис. 15. Схемы высокотемпературной механической обработки (ВТМО) и низкотемпературной механической обработки (НТМО)

Рассматривая зависимость твердости от глубины прогрева Z , вправе сделать предположение, что установленный сложный характер распределения твердости связан не только с соответствующим распределением температур, но и с напряженно-деформированным состоянием материала в зоне, прилегающей к фокальному пятну.

3.3. Влияние интенсивного нагрева на твердость упрочняемой поверхности

Во время нагрева в окрестностях фокального пятна сталь переходит в аустенитное состояние, а под влиянием термических напряжений аустенит пластически деформируется. Возникшие при этом поля упругих напряжений под влиянием высоких температур частично или полностью исчезают (релаксируют). Так как процесс протекает очень быстро, а за нагревом происходит интенсивное охлаждение, существует вероятность того, что переохлажденный аустенит прежде чем превратится в мартенсит при температуре 600°C подвергнется ВТМО, т. е. высокотемпературной термомеханической обработке, а при температуре 400°C - НТМО – соответственно низкотемпературной ТМО. Достижимое при этом деформационное упрочнение сохраняется с большей вероятностью, что и приводит к более высокой твердости, чем обычная закалка.

Таким образом, при лазерной закалке будет максимальная твердость так как мартенсит получаем из наклепанного аустенита.

3.4. Тепловые и структурно-фазовые процессы на удалении от фокального пятна

В зоне между т. 1 и 3 (см. рис. 8) температура ниже A_1 , в этом диапазоне обычно протекают отпускные процессы



Отпускные процессы протекают по другой кинетике. Здесь время процесса в интервале температур $600 \div 400^{\circ}$ около $1/3$ с. Появление зоны разупрочнения можно связать с отпускными процессами (распад мартенсита при низком, среднем и высоком отпуске). Конкретно речь идет о температурах $500\text{--}700^{\circ}\text{C}$. Этот диапазон температур принято называть диапазоном подкритических температур. Проблематично здесь то, что распад мартенсита в обычных

условиях до сорбитной структуры (твердость 30 HRC) происходит в течение 10...15 мин. Ключом к разгадке причин ускорения распада может послужить та же концентрация энергии. Можно предположить, что на этапе нагрева под влиянием термических напряжений (точнее, градиента термических напряжений) происходит перераспределение элементов, входящих в состав сплава. Известно, что в процессе образования фаз требуется значительное время для диффузии углерода и роста частиц карбидов.

В процессе пластической деформации доставка атомов происходит в темпе пластической деформации. Образование более крупных частиц из упрочняющих фаз протекает как естественный процесс, когда частицы достигают более крупных размеров, твердость падает.

3.5. Влияние потоков энергии на положение критических температур

Если процессы, происходящие при обработке лазером и (или) другими источниками потоков энергии, рассматривать, ориентируясь на диаграммы состояния, то можно представить, что за время короткого импульса может произойти нагрев, расплавление и даже испарение, а вот времени на диффузионные и структурно-фазовые превращения будет явно недостаточно.

Обратимся к экспериментальным данным. Согласно результатам выполненных исследований во время непродолжительных импульсов 0,05...0,1 с плотностью мощности $\approx 10^5$ Вт/см² – в поверхностном слое глубиной до 0,2...0,3 мм в изделиях из углеродистых и легированных сталей, если нагрев происходит до температуры 1300... 1350 °С, происходит повышение твердости до 60 HRC и выше, а в микроструктуре обнаруживаются мартенсит и остаточный аустенит, характерные для закалки. Следовательно, при обработке потоками энергии процессы протекают по качественно отличной от равновесных условий кинетике. Многократное (в тысячи раз) ускорение диффузионных и структурно-фазовых превращений можно объяснить тем, что в отличие от обычной закалки нагрев ведется до более высоких температур. Этот нагрев приводит к увеличению параметра кристаллической решетки α - Fe, ко-

торая становится неустойчивой. Полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение, как и мартенситное превращение, является бездиффузионным. Поэтому и в условиях гистерезиса это превращение должно произойти с неизбежностью естественного закона. Но, как было показано в предыдущем тексте, сжимающие термические напряжения уменьшают параметр кристаллической решетки, что создает благоприятные условия для возникновения фазы с меньшим удельным объёмом. Такой фазой в железо-углеродистых сплавах и является аустенит. В экспериментах на штамповых сталях, контактный нагрев и нагружение которых проводили в достаточно жёстких режимах (скорость нагрева ≈ 1000 К/с, нагружение в интервале $200 \rightarrow 500$ МПа в течение 0,6 с), было установлено снижение критических температур на $150...200$ К. Это даёт основание предполагать, что при интенсивном нагреве гистерезисные явления в определённой степени могут быть сивелированы снижением значений этих температур. И тогда факт ускорения структурно-фазовых превращений можно с большей уверенностью отнести на то сильно-неравновесное состояние, в котором находится материал в условиях воздействия высококонцентрированных потоков энергии.

Отсюда следует важный практический вывод, что с увеличением плотности мощности при прочих одинаковых условиях перегрев выше критических температур может привести к негативным последствиям. В частности, напряжения упругих искажений в ПДС могут релаксировать, а при последующем охлаждении напряжения растяжения могут превысить предел прочности.

4. Лазерные технологические комплексы как объекты автоматического управления

4.1. Лазерное термическое упрочнение (ЛТУ)

ЛТУ вправе отнести к одному из наиболее эффективных процессов обработки материалов с использованием концентрированных потоков энергии.

В качестве примера рассмотрим упрочнение лезвийного инструмента, изготовленного из стали 4X13.

Проблема здесь состоит в том, что для повышения износостойкости в 2-3 раза твердость на кромке лезвия необходимо повысить до 65...70 HRC, в то время как обычная объемная закалка дает твердость не выше 45 HRC. Эта проблема осложняется тем, что сталь 40X13 нержавеющая ферритно-мартенситного класса, наличие в ее составе 13 % Cr обуславливает расширение области α - Fe и связанное с ним повышение температур A_{C1} и A_{C2} на ~ 100К по сравнению со сталью 40.

А так как к лезвийным инструментам предъявляются высокие требования к шероховатости поверхности, то нагрев с оплавлением исключается, т. е. интервал температур нагрева существенно сужается, а соответственно требования к точности регулирования температурных режимов обработки ужесточаются. Тем более, что для обеспечения столь высокого уровня твердости важно не допустить релаксации напряжений, что может быть достигнуто за счет ограничения максимальной температуры нагрева, с одной стороны, и сокращения термического воздействия, с другой.

Для решения поставленной задачи необходимо отработать форму термического цикла, в которой основными параметрами выступают плотность мощности излучения и время энергетического воздействия.

В свою очередь, плотность мощности зависит от мощности излучения и фокусировки излучения, а время энергетического воздействия зависит от продолжительности импульсов и (или) скорости координатных перемещений.

При создании систем автоматического управления (САУ) лазерными технологическими комплексами (ЛТК) для изменения плотности мощности, как правило, управляют скоростью координатных перемещений, реже в процессе обработки изменяют фокусировку, еще реже - мощность излучения. Управление скоростью координатных перемещений (УСКП) имеет ряд преимуществ как с точки зрения точности контроля и регулирования, так и с точки зрения устойчивости управления и надежности в работе, что подтверждается опытом ряда предприятий.

Вместе с тем поиск знаний в процессе накопления опыта - путь долгий и трудоемкий. Принципиальный вопрос при освоении новых технологий - выбор значений технологических параметров обработки.

Возможности аналитических методов при решении технологических задач весьма ограниченные ввиду проявления различных нелинейных эффектов, связанных с неконтролируемыми внешними возмущениями. Поэтому может быть предложен регрессионный анализ, методика которого подробно представлена в лабораторной работе по ЛТУ.

Регрессионный анализ позволяет осуществить предварительную оценку значений таких параметров, как плотность мощности E , диаметр фокального пятна $d_{\text{П}}$, скорость координатных перемещений (СКП) v . Важно подчеркнуть, что регрессионный анализ, основанный на многофакторном планируемом эксперименте, позволяет выявить направление и степень влияния тех или иных параметров. Необходимо также отметить, что регрессионная модель разрабатывается для конкретных условий обработки и распространять ее на другие условия, связанные с обработкой других материалов, на других установках, было бы не корректным. Так что представленная в лабораторной работе модель может быть использована только при обработке стали 40Х13 на импульсном твердотельном лазере МЛТИ - 500.

Кроме того, регрессионная модель не дает представления о важных закономерностях формирования зон упрочненного - разупрочненного состояния, что важно с точки зрения обеспечения требований по глубине упрочненной зоны (ГУЗ), по протяженности зоны термического влияния (ПЗТВ).

Для предварительного расчета ГУЗ и ПЗТВ разработаны методические указания и программа для моделирования тепловых процессов при ЛТУ.

После выполнения указанных процедур осуществляются настройка параметров лазерного излучения, разработка управляющих программ для системы с ЧПУ координатным столом и технологическим комплексом в целом.

Процесс ЛТУ может осуществляться с применением различных технологических приемов, как-то: использование покрытий для повышения коэффициента поглощения излучения, «расщепление» луча на несколько составляющих и др. Важно иметь в виду, что изменение формы термического цикла, достигаемое в процессе реализации технологических приемов, должно быть направлено на обеспечение движения системы в пространстве возможных состояний к требуемому состоянию.

Это может быть достигнуто на основе использования современных систем управления с развитым программно-алгоритмическим, информационным, аппаратным и системотехническим обеспечением.

Для отработки режимов лазерного термического упрочнения необходимо обратиться к экспериментальным данным.

4.2. Исследование влияния плотности мощности лазерного излучения на распределение твердости в окрестности фокального пятна

Рассмотрим два примера лазерного термоупрочнения. В первом случае (рис. 16) в зоне перекрытия фокальных пятен зафиксировано снижение твердости.

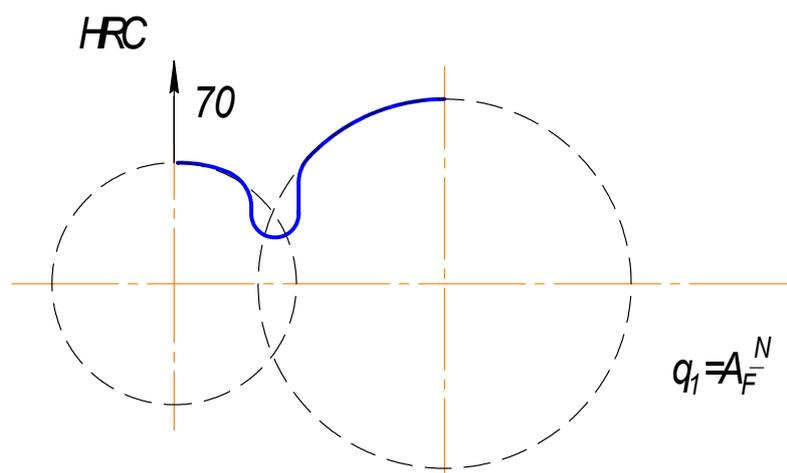


Рис. 16. Распределение твердости на участке поверхности частичного перекрытия фокальных пятен

В первом случае твердость по фокальному пятну порядка 70, а провал твердости можно объяснить тем, что в зоне перекрытия

пятен, мартенсит, который образовался при охлаждении в течение достаточно продолжительного отрезка времени, подвергнулся воздействию нагрева в области подкритических температур

$$M_{зак} \Rightarrow M_{омн}.$$

Во втором случае (рис. 17) плотность мощности ниже, поэтому по фокальному пятну температура ниже. Вероятно, при повторном нагреве $M_{зак} \Rightarrow A \Rightarrow M_{зак}$ ($HRC \approx 75$). Необходимо обратить внимание на то, что при повторном нагреве при более низкой плотности в зоне перекрытия мы уже имеем $M_{зак}$. Поэтому, превращение исходной структуры в аустенит происходит по схеме $ОЦК \rightarrow ГЦК$.

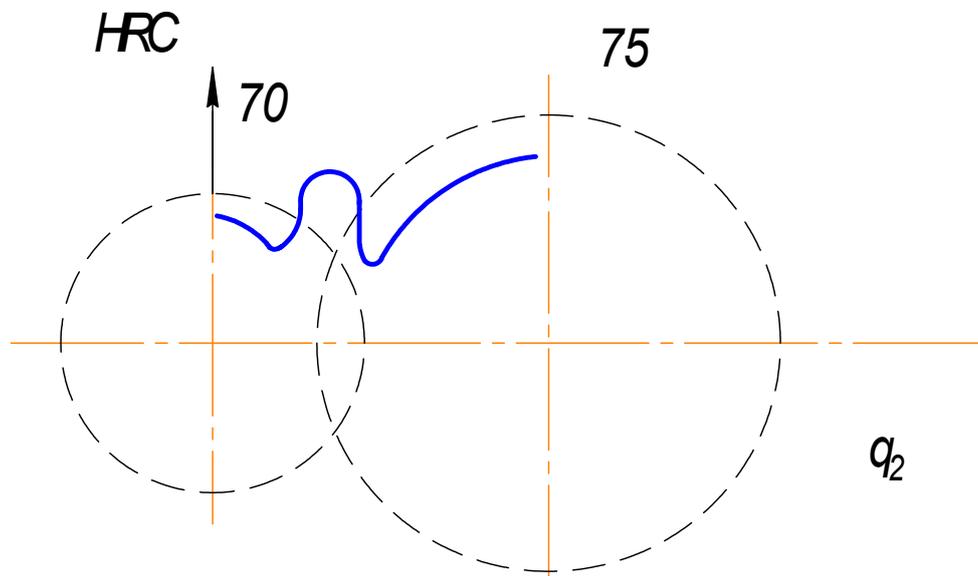


Рис. 17. Повышение твердости в зоне перекрытия фокальных пятен

При первом нагреве процесс протекает в последовательности: Перестройка решетки \rightarrow Перераспределение углерода \rightarrow Выравнивание состава.

Для этого требуется более высокая температура и большая продолжительность термического воздействия.

Будем называть превращение мартенсита по схеме $M_{зак} \Rightarrow A$ бездиффузионным превращением мартенсита в аустенит. \Rightarrow Отсюда следует, что для достижения максимальной твердости не обязательно использовать источник большой мощности с высокой

концентрацией мощности. Значительно больший эффект дает повторное термическое воздействие «накачка твердости».

4.3. Экспериментальная зависимость твердости фокального пятна от температуры нагрева

Если при прочих неизменных условиях варьировать временем лазерного нагрева, то зависимость твердости, измеренной непосредственно по фокальному пятну от температуры, может быть представлена кривой, состоящей из нескольких участков. Так, если в процессе предварительной термообработки сталь прошла закалку и отпуск на твердость 40HRC, то на первом участке отмечается снижение твердости, очевидно, связанное с отпуском (рис. 18).

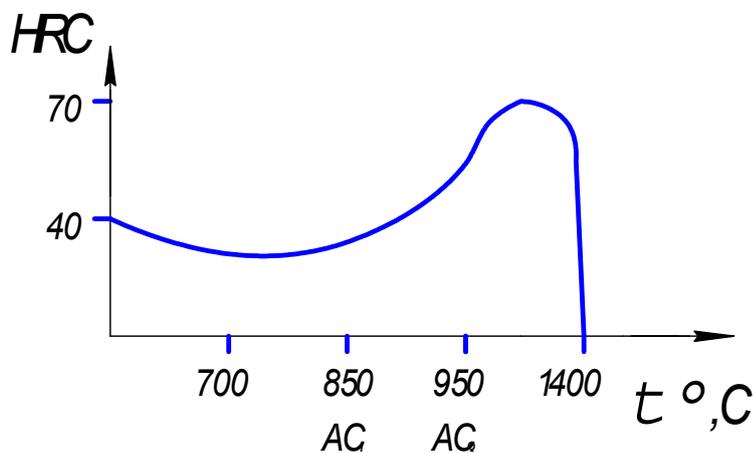


Рис. 18. Влияние температуры нагрева на твердость

Затем твердость нарастает и своего максимального значения достигает при температуре в диапазоне 1150-1200 °C, что обусловлено протеканием процессов упрочнения и разупрочнения, о которых речь шла выше. Значительное снижение твердости при дальнейшем повышении температуры объясняется усилением процессов релаксации и разупрочнения.

4.4. Кристаллогеометрическая и энергетическая гипотезы

Снижение критической температуры при лазерном нагреве может быть связано с кристаллогеометрическим соотношением («старой» и «новой фаз»). Старой – перлит, новой – аустенит.

Под влиянием сжимающих напряжений параметр решетки уменьшается и условия для образования аустенита создаются при более низких температурах.

Энергетическая гипотеза

Положение критических температур фазовых переходов зависит от уровня свободной энергии

$$H = U - TS, \quad (6)$$

где U – внутренняя энергия, S – энтропия, T – абсолютная температура.

В процессе пластической деформации происходит увеличение уровня свободной энергии, при этом точка равновесия фаз феррита и аустенита смещается по оси температур влево (рис. 19), что также подтверждает возможность снижения критических температур при лазерном нагреве.

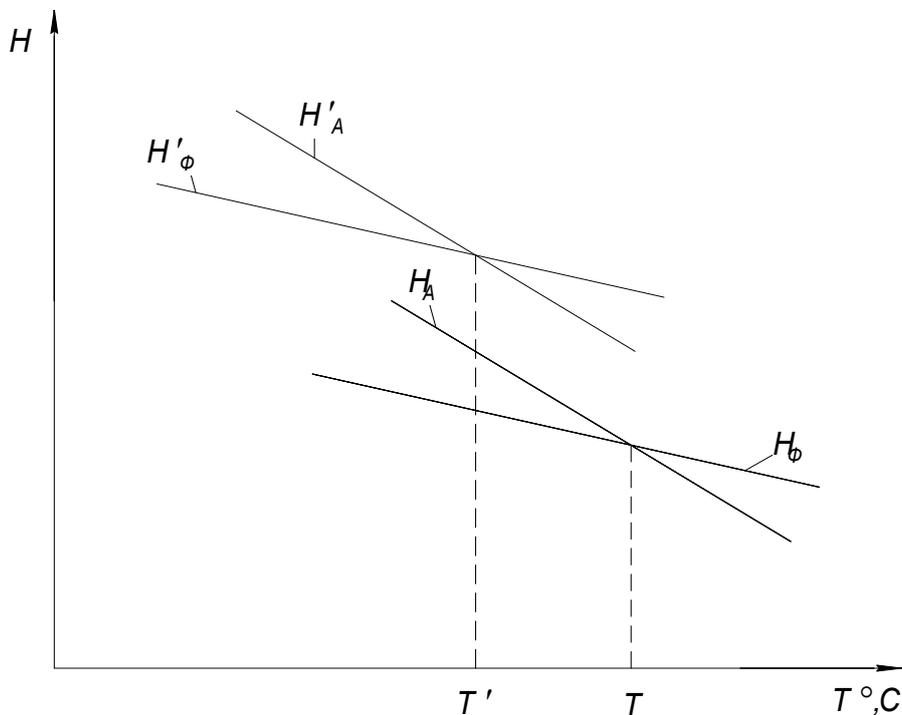


Рис. 19. Изменение равновесной температуры

Вывод: превращение феррита в аустенит в результате повышения уровня свободной энергии в состоянии после пластической деформации приводит к снижению равновесной температуры.

4.5. Снижение степени разупрочнения при лазерном термическом упрочнении

На основе вышесказанного можно заключить, что характер распределения твердости в пространстве, граничащем с фокальным пят-

ном, зависит от плотности мощности излучения и времени воздействия.

Увеличение плотности мощности обеспечивает изменение характера изменения температуры по глубине, при которой ΔZ уменьшается, но при этом уменьшается глубина упрочненной зоны – это противоречит задаче (рис. 20).

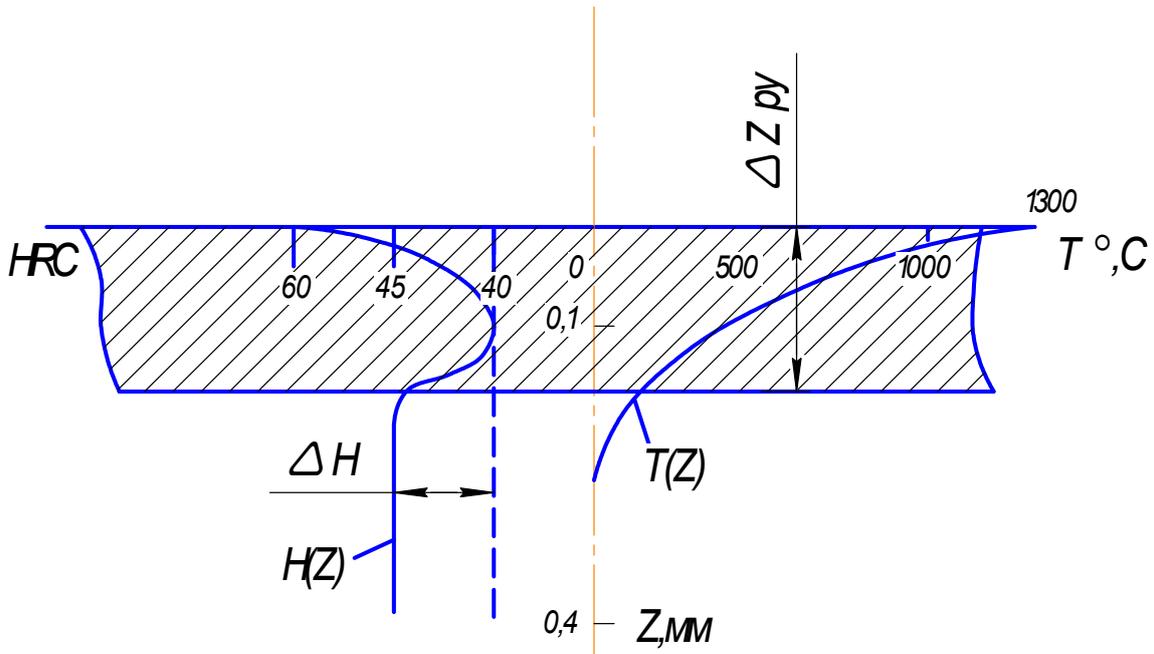


Рис. 20. Схема к определению глубины упрочненной зоны

Вывод: при уменьшении плотности мощности и нагреве до той же температуры можно получить глубокое упрочнение (более глубокий упрочненный слой).

4.6. Лазерная сварка и резка металлов

Оборудование для лазерной обработки вообще и для сварки, в частности, включает следующие основные блоки и устройства (рис. 21).

Для сварки металлов используются твердотельные и газовые лазеры. Различают технологические лазеры импульсно-периодического и непрерывного действия.

Из твердотельных лазеров для сварки применяют лазеры на рубине (в качестве активного элемента стержень из кристалла искусственного рубина). Эти лазеры генерируют импульсно-периодическое

излучение на длине волны $\lambda = 0,69$ мкм с длительностью импульсов $\tau \approx 10^{-3} \dots 10^{-9}$ с.

Более высокими значениями мощности отличаются твердотельные лазеры с активными элементами в виде стержней из стекла с примесью неодима. Эти лазеры способны генерировать энергию в десятки джоулей.

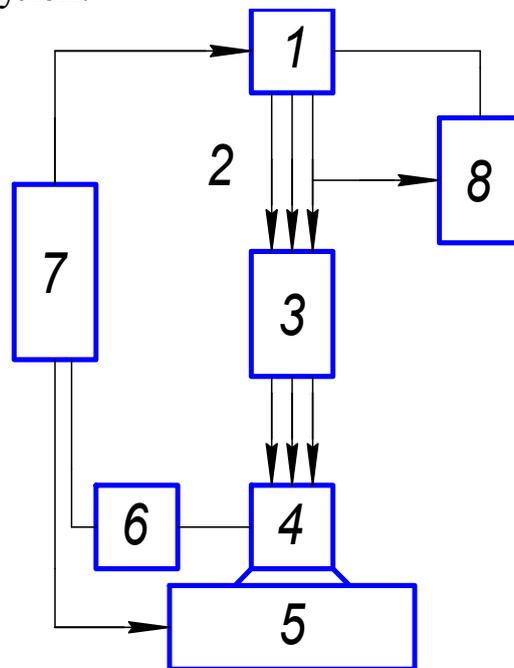


Рис. 21. Структурная схема лазерной технологической установки:
1 - технологический лазер; 2 - лазерное излучение; 3 - оптическая система;
4 - обрабатываемая деталь; 5 - рабочий стол; 6 - датчики параметров обработки; 7 - устройство числового программного управления (УЧПУ);
8 - датчики параметров излучения

Твердотельные лазеры с активным элементом из иттрий-алюминиевого граната с добавкой неодима генерируют лазерное излучение не только в импульсно-периодическом, но и в непрерывном режиме на длине волны $\lambda = 1,06$ мкм.

Большую перспективу имеют газовые CO_2 -лазеры. Эти лазеры генерируют излучения мощностью от нескольких сот ватт до десятков киловатт в непрерывном и импульсно-периодическом режимах с длиной волны 10,6 мкм. КПД CO_2 -лазеров (10...20 % и более).

По энергозатратам в единицу объема обрабатываемого материала лазерная сварка занимает промежуточное положение между ЛТО и лазерной резкой (ЛР).

При уровнях $E=10^8 \dots 10^9$ Вт/см² происходит активный локальный разогрев за счет поглощения энергии.

Существующее представление о пороговой плотности мощности $E^*=10^9 \dots 10^{11}$ Вт/см² дает представление о режиме взаимодействия КПЭ с материалом, когда начинается активное испарение металла. Сварка в столь жестком режиме невозможна.

Снижение плотности мощности до $E=10^8 \dots 10^9$ Вт/см² приводит к увеличению доли жидкой фазы в зоне обработки; происходит интенсивное проплавление, называемое «кинжальным». При перемещении лазерного луча расплавленный металл под действием давления паров и вследствие разности сил поверхностного натяжения в центральной и хвостовой частях сварочной ванны оттесняется в хвостовую часть ванны. В процессе кристаллизации расплавленного металла формируется сварной шов.

Термический КПД лазерной сварки достигает 35...40 %, в то время как при дуговой сварке он не выше 18...22 %.

Плотность мощности, необходимая для осуществления процессов сварки, находится в диапазоне $10^5 \dots 10^7$ Вт/см².

Для осуществления того или иного процесса сварки необходимо определенное сочетание плотности мощности и длительности воздействия излучения на материал.

Возможны три группы таких сочетаний.

Первая группа - $E=10^5 \dots 10^6$ Вт/см², $\tau > 10^{-2}$ с. При $E < 10^5$ Вт/см² более эффективны другие виды сварки, например, дуговая.

В указанном диапазоне плотности мощности сварка ведется с использованием непрерывного излучения с различными длинами волны. Возможна сварка практически всех конструкционных материалов различных толщин.

Вторая группа - $E=10^6 \dots 10^7$ Вт/см², $\tau < 10^{-3}$ с. Используются импульсно-периодические режимы сварки. Частота импульсов составляет десятки и сотни герц. Возможна сварка целого ряда металлов плавлением при меньших энергозатратах, чем при использовании непрерывного излучения.

Третья группа - $E=10^5 \dots 10^6$ Вт/см², $10^{-3} < \tau < 10^{-2}$. При этих режимах возможна сварка плавлением металлов малых толщин. Расплавление происходит в ограниченной области, соединение называется точечным.

Особенности лазерной резки конструкционных материалов подробно рассмотрены в соответствующей лабораторной работе.

ЧАСТЬ 2. ТЕХНОЛОГИИ, ОСНОВАННЫЕ НА ИСПОЛЬЗОВАНИИ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

1. Описание лабораторного стенда для исследования процессов литья с кристаллизацией под давлением

Программно-аппаратный комплекс предназначен для изучения, использования и исследования процесса литья с кристаллизацией под давлением.

Комплекс (рис. 22.) состоит:

- из пресса ПЛД-300 1;
- вакуумной системы 2;
- информационно-измерительной системы 3;
- управляющей ЭВМ (IBM Pentium) 4;
- устройства связи с объектом управления 5, а также специальной экспериментальной технологической оснастки.

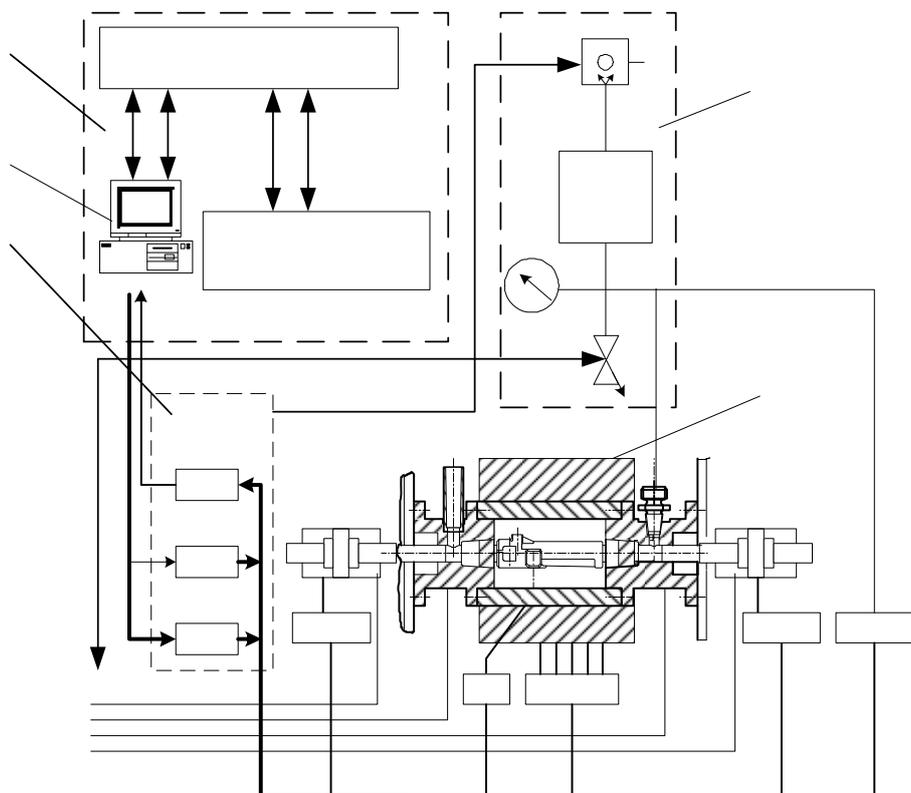


Рис. 22. Структурная схема комплекса: ДП – датчик положения; ДД – датчик давления; ДР – датчик разряжения; ТП – термопары

Пресс представляет собой гидравлическую машину для литья с кристаллизацией под давлением, с горизонтальным расположением основных силовых агрегатов. Общий вид представлен на рис. 23.

Основные характеристики прессы ПЛД-300

Максимальное усилие прессы, развиваемое подвижной плитой	3 МН (300 тс)
Ход плиты прессы на открывание формы.....	250 мм
Скорость холостого хода плиты прессы	50 мм/с
Рабочее усилие гидроцилиндра для наложения давления	0,3 МН
Число гидроцилиндров	2
Расположение гидроцилиндров	соосное
Скорость холостого хода	60 мм/с

Пресс сконструирован как силовой агрегат, состоящий:

- из двух соосных встречно-расположенных гидроцилиндров 8 и 13 (рис. 24), развивающих каждый в отдельности усилие 0,3 МН и рассчитанных на перемещение пресс-плунжеров на 150 мм для непосредственного наложения давления на кристаллизующийся металл;

- гидроцилиндра замыкания формы с мультипликатором давления и клапаном высокого давления 3, причем развиваемое гидроцилиндром 2 усилие - 3 МН, ход - 250 мм.

- гидроцилиндров 2, 4, 8 и 13 унифицированных по внутреннему диаметру, который составляет 200 мм. Ход поршня мультипликатора 2, как и ход силового штока гидроцилиндра 4 равен 250 мм, соотношение площадей поршня и штока мультипликатора 1:10, так что давление на поршень гидроцилиндра 4, удерживаемое клапаном 3, при давлении в гидросистеме, равном 10 МПа, составляет 100 МПа. Для удержания этого давления гидроцилиндр 4 запрессован в неподвижную плиту 5.

- плиты прессы 9, оснащенной усиленной направляющей в виде блока, в состав которого наряду с плитой 5 входят также промежуточная плита 7, гильзы 10.

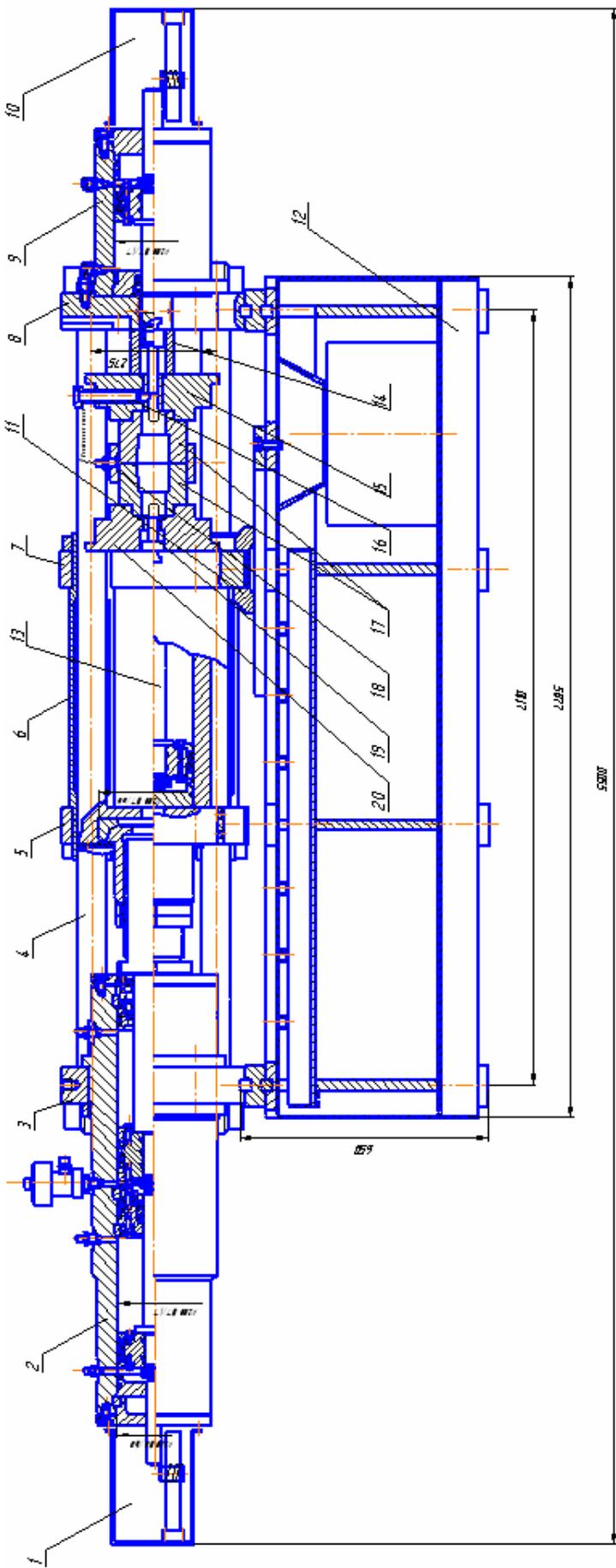


Рис. 23. Общий вид пресса ПД-300

Гильзы выполнены с высокой точностью (H7) как по поверхности контакта с колоннами 11, так и по поверхности запрессовки (h7) в плиты 5 и 7. Необходимую жесткость блоку придает встроенный гидроцилиндр 8.

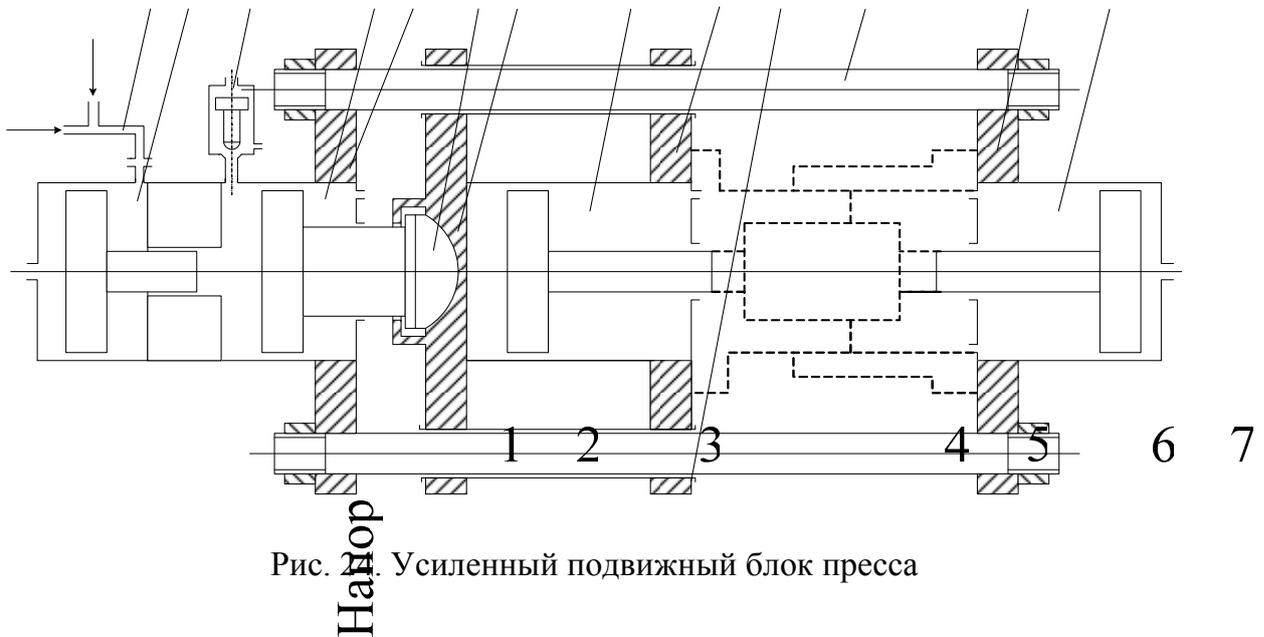


Рис. 24. Усиленный подвижный блок прессы

Рабочая жидкость в гидроцилиндры подается по стальным трубкам 1. Неподвижные плиты 5 и 12 связаны колоннами в жесткую конструкцию. Усилие 3МН, развиваемое гидроцилиндром 4 и мультипликатором 2 на подвижный блок (плита 7), передается через сферический подпятник 6.

Из кинематической схемы, приведенной на рис. 25, видно, что установка представляет собой горизонтальный гидравлический пресс с мультипликацией усилия, прикладываемого к подвижной плите, которая состоит из двух неподвижных плит 19, 25 и одной подвижной 21, стянутых колоннами 20. Основной гидроцилиндр для перемещения подвижной плиты 21 и создания на отливку технологического давления запрессован в плите 25; он имеет правую и левую рабочие полости, причем в правой установлен рабочий поршень, шток которого через сферический подпятник связан с плитой 21, а в левой смонтирован поршень со штоком 31 гидромультипликатора. Для включения в работу мультипликатора предусмотрено перекрытие гидромагистрали с помощью специального клапана высокого давления 30.

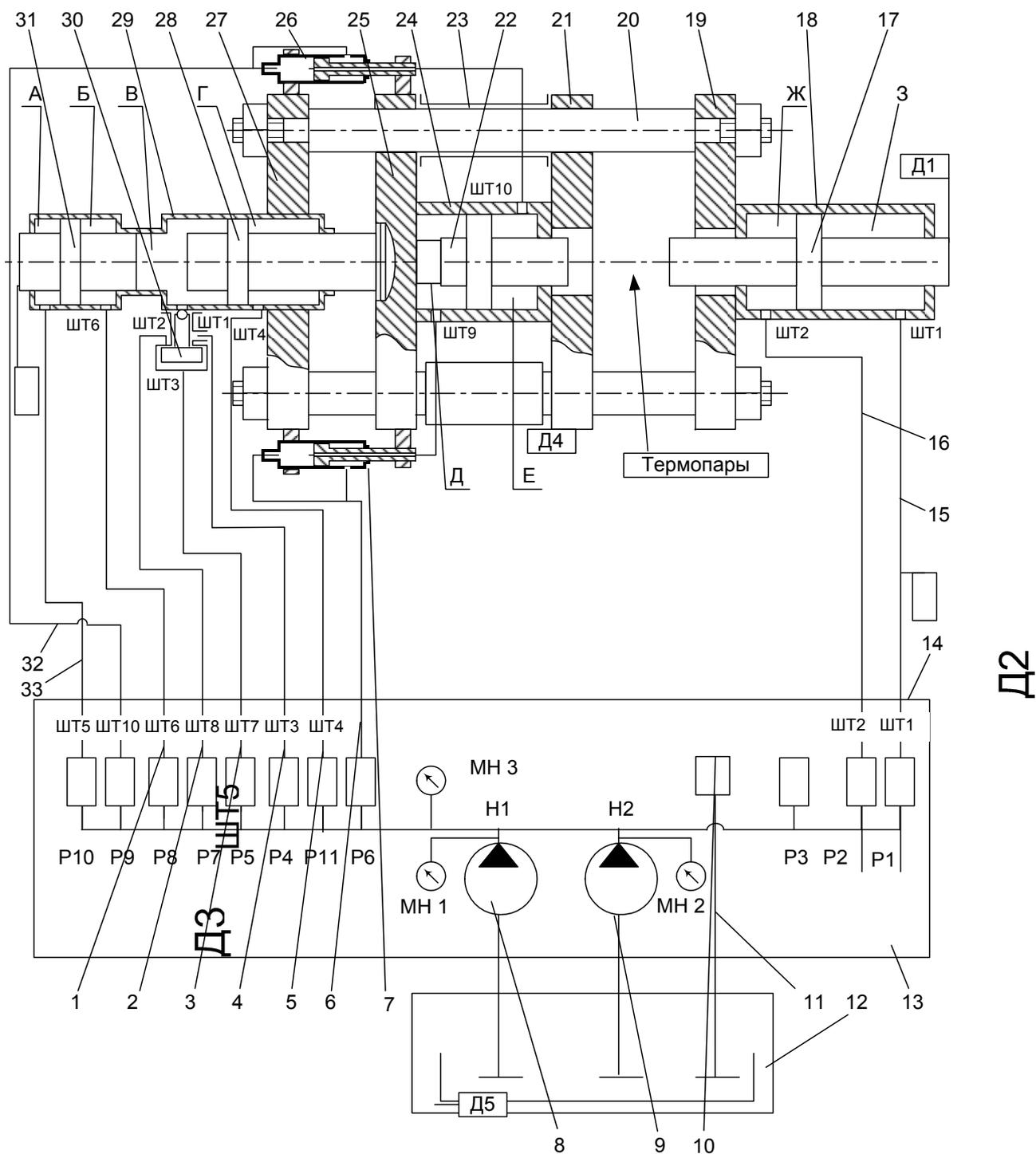


Рис. 25. Кинематическая схема прессы:

1, 2, 3, 4, 5, 6, 8, 9, 11, 15, 16, 32, 33 – трубопровод; 7- гидроцилиндр телескопический первый (ЦТ1); 10 – бак; 12 - короб средний; 13 – гидростанция; 14 – станина; 17, 22, 28 – шток; 18 - гидроцилиндр прессования; 19 - плита правая; 20 – колонна; 21 - плита подвижная; 23 - блок подвижный; 24 – цилиндр; 25 - плита опорная; 26 - гидроцилиндр телескопический второй (ЦТ2); 27- плита левая; 29 - гидроцилиндр силового замыкания, 30 – клапан высокого давления; 31 – мультипликатор

В неподвижной плите 19 установлен вспомогательный гидроцилиндр 18 (гидроцилиндр прессования), поршень и шток 17 которого связаны с одной из формообразующих частей технологической оснастки или с выталкиванием отливки.

На гидравлической схеме пресса (рис. 26) использованы следующие обозначения:

ГЦНД – гидроцилиндр наложения давления;

ГЦВ – гидроцилиндр встроенный;

ГЦСЗ – гидроцилиндр силового замыкания;

ГЦМ – гидроцилиндр мультипликатора;

ГЦТ – гидроцилиндр телескопический;

КВД – клапан высокого давления;

ШТ – присоединительная арматура;

Р – распределитель;

Н – гидронасос;

Ф – фильтр;

ДРР – дроссель регулируемый;

КО – клапан обратный;

КП – клапан перепускной;

МН – манометр;

Б – бак сливной.

Для защиты гидросистемы от гидроударов при отключении КВД в соответствующей магистрали предусмотрены КОЗ и ДРРЗ. Плавность отвода ГЦМ контролируется с помощью ДРР4.

Управление работой гидросистемы осуществляется с пульта ручного управления или в автоматическом режиме от системы управления.

Гидропривод (см. рис. 26.) включает два нереверсивных нерегулируемых насоса с постоянной производительностью (Н1, Н2), два фильтра (Ф1, Ф2), два регулируемых дросселя (ДРР1, ДРР2) с обратными клапанами, два перепускных клапана (КП1 и КП2), два обратных клапана (КО1, КО2), три манометра (МН1, МН2, МН3) и бак Б1.

Электрогидропривод состоит из десяти электрогидравлических переключателей (Р1, Р2, Р4, Р5, Р6, Р7, Р8, Р9, Р10, Р11) и одного клапана высокого давления (КВД).

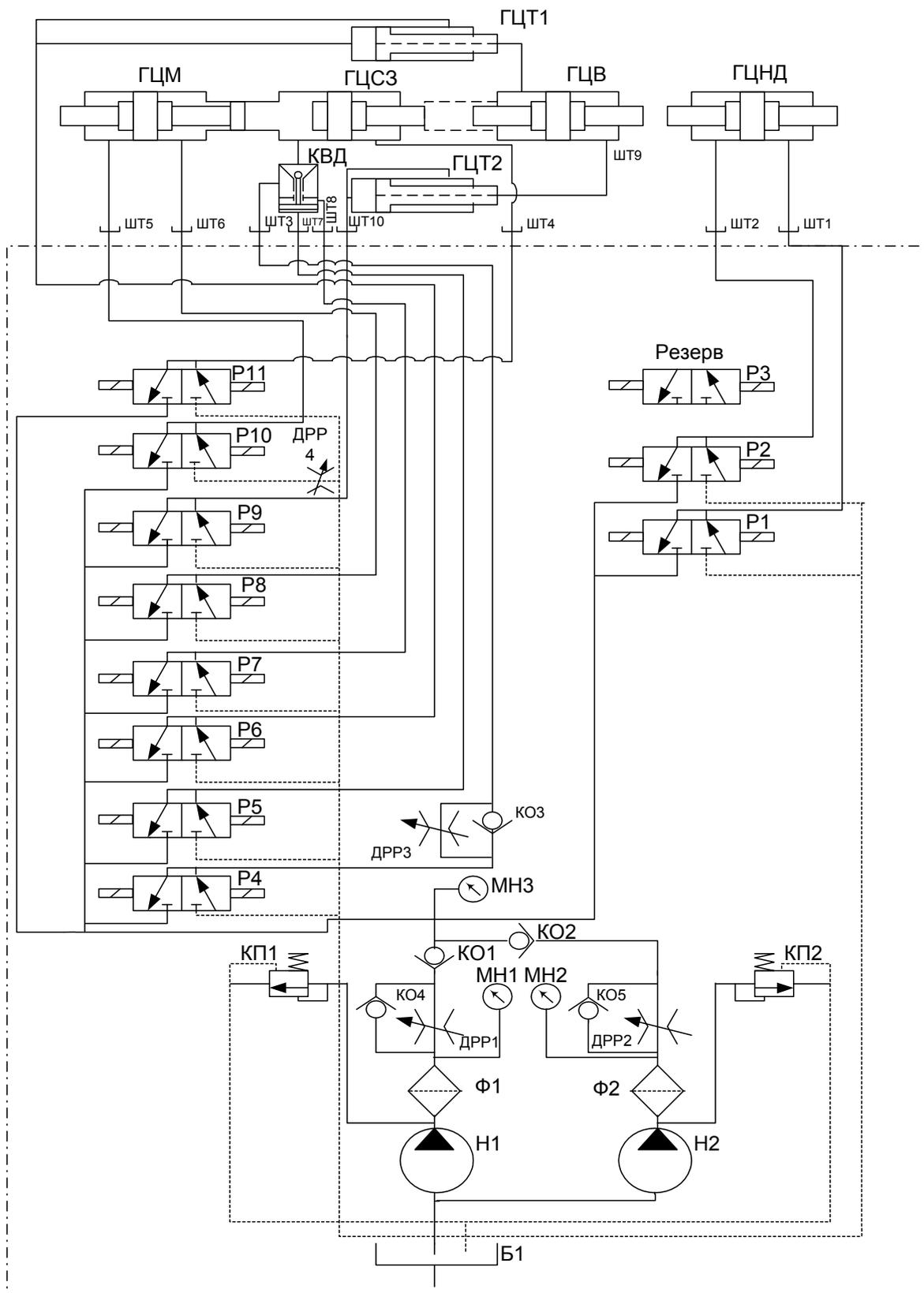


Рис. 26. Гидравлическая схема прессы

Электрогидравлический дискретный переключатель (P11) сообщается с полостью цилиндра силового замыкания при движении назад, на напорном трубопроводе стоит регулируемый дроссель (ДРРЗ).

Работа клапана высокого давления происходит следующим образом: при подаче давления с P7 клапан закрыт и жидкость, находящаяся в штоковой полости цилиндра силового замыкания, оказывается заперта, при этом осуществляется возможность включить в работу мультипликатор давления (с помощью P8 и P10); при подаче давления с P5 клапан высокого давления открывается, при этом можно двигать вперед подвижную плиту при помощи P5, а не мультипликатором (P8, P10) либо сливать рабочую жидкость через P5 и трубопровод в сливной бак.

Электрогидравлические переключатели (P1, P2, P4, P5, P6, P7, P8, P9, P10, P11) работают так: электромагнит включен, переключатель соединяет полость цилиндра со сливом; электромагнит выключен, полость цилиндра сообщается с напорной магистралью.

2. Описание программно-аппаратной системы управления прессом

Система управления прессом реализована на базе компьютера. В состав информационно-измерительной системы входят устройства сбора и первичной обработки информации (рис. 27), выполняющие следующие функции:

- контроль температуры металла и формы;
- обработка информации о перемещении, скорости и давлении;
- диагностика состояния пресса, исследование технологического процесса и поиск неисправностей.

Для измерения температуры в форме и в кристаллизующемся металле использованы термопары К-типа (хромель - алюмель), характеризующиеся практически линейной зависимостью $V=V(T)$ в интервале температур от 0 до 1000 °С. Для передачи показаний термопар на достаточно большое расстояние (5 ... 10 м) использован усилитель сигнала ХТН типа токовой петли.

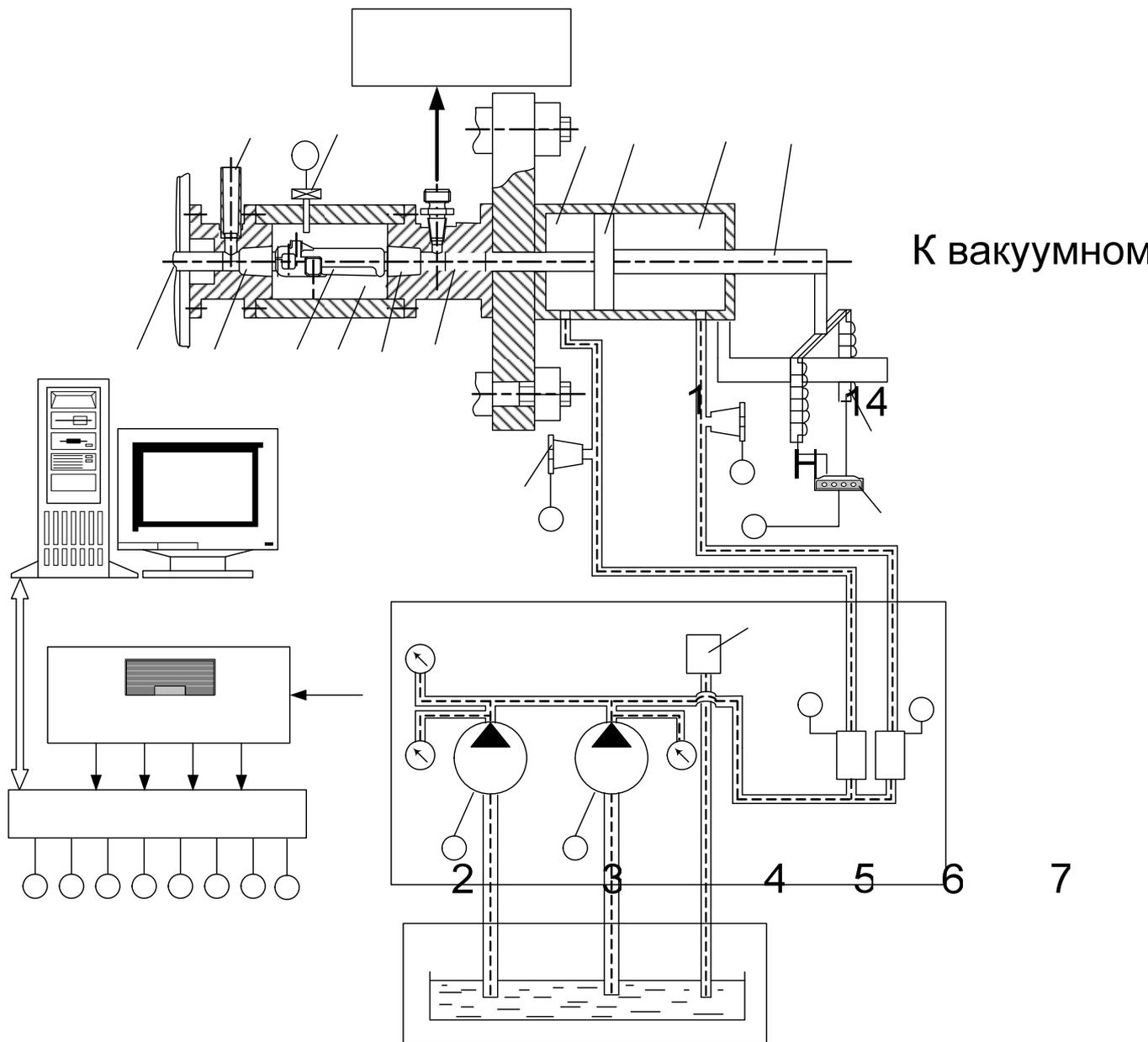


Рис. 27. Фрагмент функциональной схемы системы управления гидропривода:
 1 – заливочная чаша; 2 – плунжер левый; 3,6 – камеры опрессовки; 4 – полость формы; 5 – форма с плоскостью разъема; 7 – плунжер правый; 8 – датчик давления МД-150Т; 9 – бачок; 10 – преобразователь датчика перемещения; 11 – две катушки; 13 – поршень; 14 – датчик температуры; J, K – полость гидроцилиндра 12

Для измерения перемещения подвижного блока и плунжеров используется индуктивный датчик перемещения, представляющий собой дифференциальный индуктивный датчик (ДИП). Информация с датчика перемещений поступает в преобразователь.

Для контроля давления в гидросистеме используются тензометрические и индуктивные датчики, принцип действия которых

Источники питания
 +5V -5V +12V -12V

заключается в том, что под давлением жидкости изменяют прогиб мембраны и индуктивность зазора.

Для согласования сигналов с датчиков и персонального компьютера используется плата сбора данных L-154 фирмы L-card (Россия). Плата L-154 предназначена для преобразования аналоговых сигналов в цифровую форму для персональной ЭВМ, а также для ввода/вывода цифровых ТТЛ линий и управления одним выходным аналоговым каналом (цифро-аналоговый преобразователь).

Аналого-цифровой преобразователь (АЦП) платы имеет 16 каналов, разрядность 12 бит. На плате имеются восемь цифровых входных и восемь выходных ТТЛ линий.

Для наложения на расплавленный металл давления по некоторому заданному закону в модуле управления предусмотрена функция, реализующая импульсную модуляцию электрического сигнала на дискретный электрогидравлический клапан прессы. При застывании металла скорость роста корки зависит от целого ряда факторов: прежде всего от скорости охлаждения, от конфигурации отливки, от рода сплава и т.д. Скорость нарастания давления должна быть приведена в соответствие со скоростью роста кристаллов. Поэтому в каждом конкретном случае закон наложения давления приходится отрабатывать с использованием результатов предварительных исследований и математического моделирования. Программа позволяет генерировать импульсный модулированный сигнал по заложенным алгоритмам (рис. 28, 29), сохранять показания и представлять результаты в виде графиков.

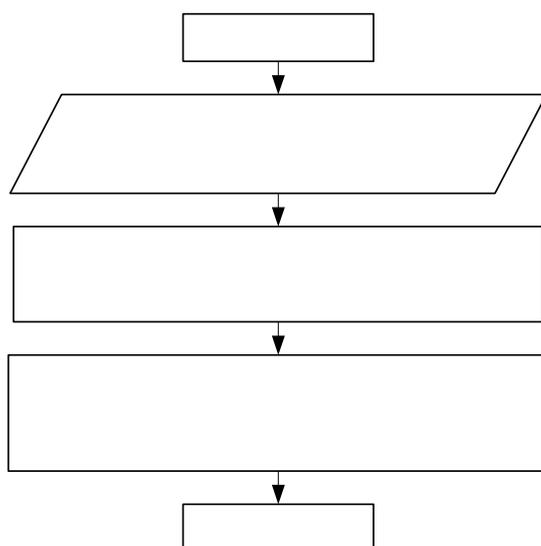
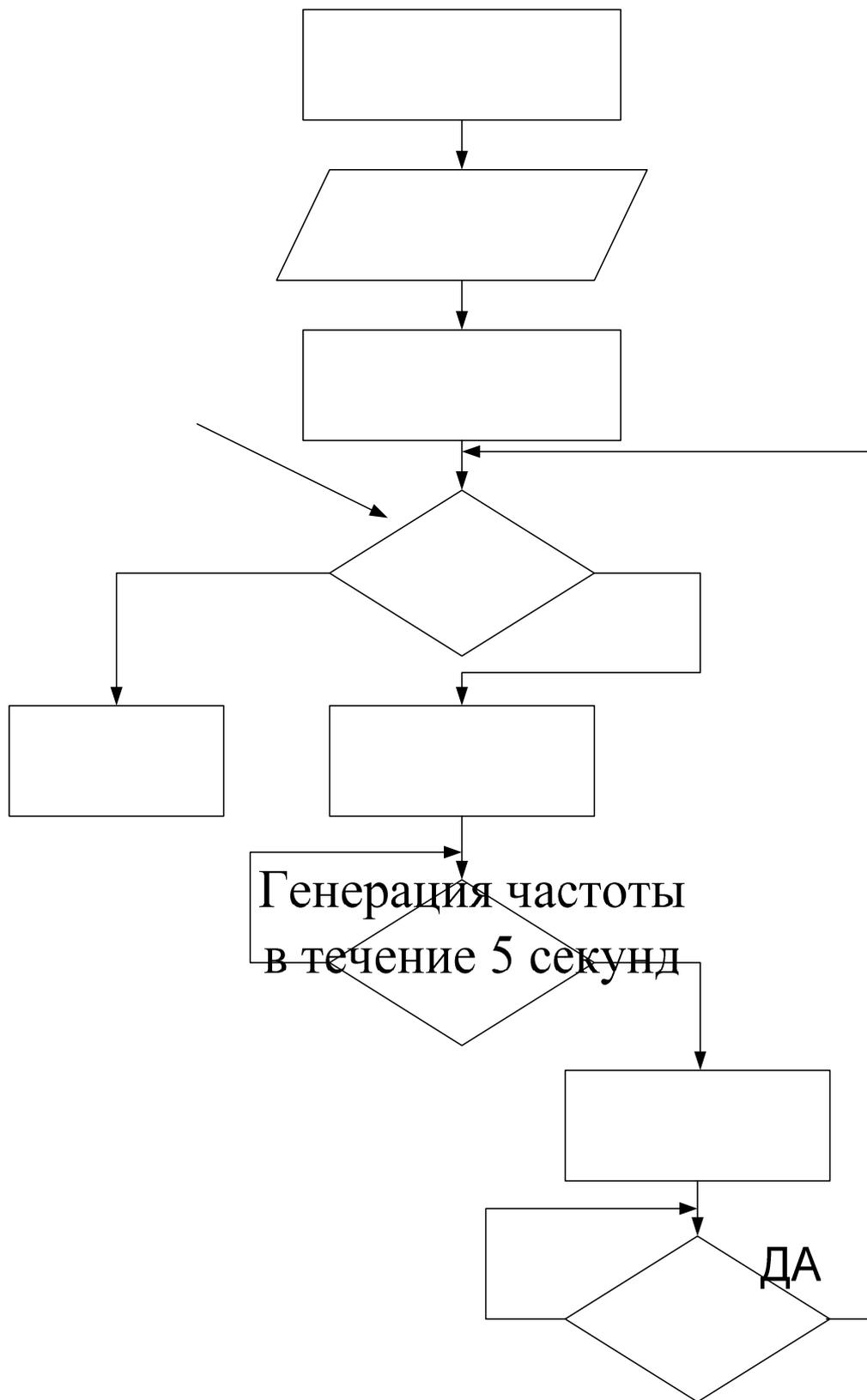


Рис. 28. Общий алгоритм наложения модулированного сигнала



Начало

Задание
ИМ

$t=1/W$ -
 $t=t-1/W$
задержка

Прошл

Рис. 29. Алгоритм выработки заданной частоты: W – частота;
 t_1 – длительность импульса; t_2 – задержка

Конец
подпрограммы

Пошла

Значение длительности импульса t_1 выбирается таким образом, чтобы клапан успел полностью открыться, а длительность задержки t_2 такой, чтобы клапан успел полностью закрыться. Импульсная модуляция сигнала представлена на рис. 30.

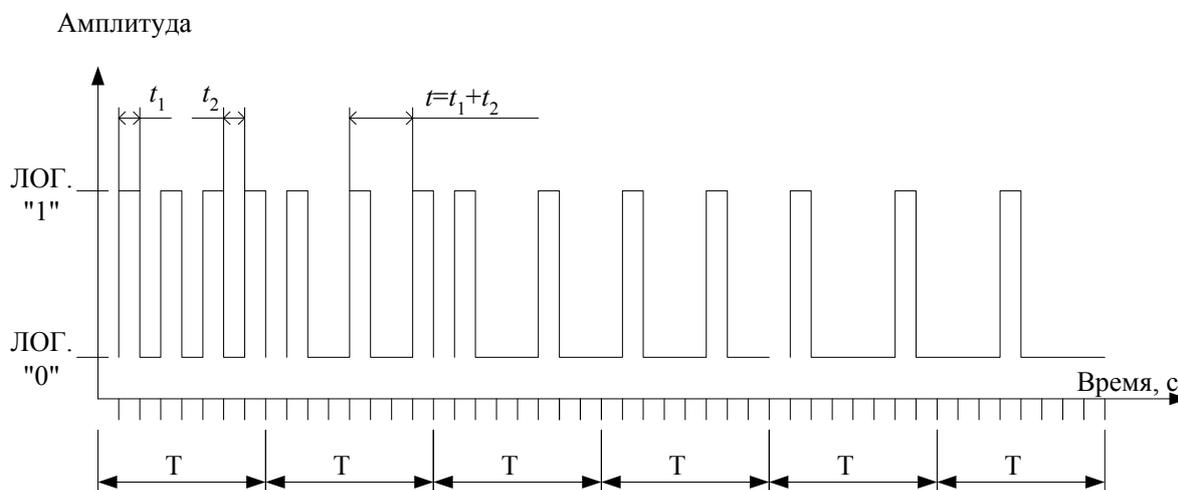


Рис. 30. Импульсная модуляция сигнала

Данный принцип регулирования обеспечивает широкие пределы регулирования как по величине давления, так и по времени его поддержания, позволяет эффективно использовать возможности программирования без включения в гидросистему дополнительного элемента (объемного или дискретного регулятора).

Законы функционирования прессы ПЛД-300 определяются прикладной программой «Пресс», работающей в среде Windows 9X/ME/2000/XP. Система управления имеет два основных режима работы:

- ручной – управление исполнительными механизмами прессы при помощи кнопок окна программы;
- автоматический – многократное воспроизведение ранее заданной программы.

В автоматическом режиме легко реализуются любые типовые режимы для автоматических систем программного управления, например: покадровый (отработка одного кадра программы), полуавтоматический (однократное воспроизведение программы) и т.д.

Система «Пресс» обеспечивает формирование различных законов программного управления наложением давления, изменение

параметров частотно-импульсной модуляции, наблюдение в реальном масштабе времени как циклограммы работы, так и показаний датчиков.

Прикладная программа «Пресс» разбита на три предметно-ориентированных модуля: модуль генерации жесткой программы, отработчик жесткой программы и модуль снятия показаний, обработки и анализа собранной информации с объекта управления. Модули связаны между собой через общий формат файла данных.

Главное окно модуля управления (рис. 31) имеет следующие основные органы управления. В поле 2 вводится имя файла с расширением *.prg и сохраняется на диске кнопкой 3. Блок формирования циклограммы 1 состоит из двух строк, длительность которых отображается в полях 4. Количество и последовательность циклов из этих строк заносится в поле 8 и записывается в файл кнопкой 7. Исполнительные механизмы имеют следующие условные обозначения: М – мультипликатор; П1,2 – плиты 1,2; ГЦ – гидроцилиндр, ГК – гидроклапан, Н1,2 – насосы 1,2. «+», «-» соответственно обозначают «включено», «выключено» или «вперед», «назад». На рис. 32 изображены исполнительные механизмы пресса и обозначены их рабочие полости в соответствии с терминами рис. 31.

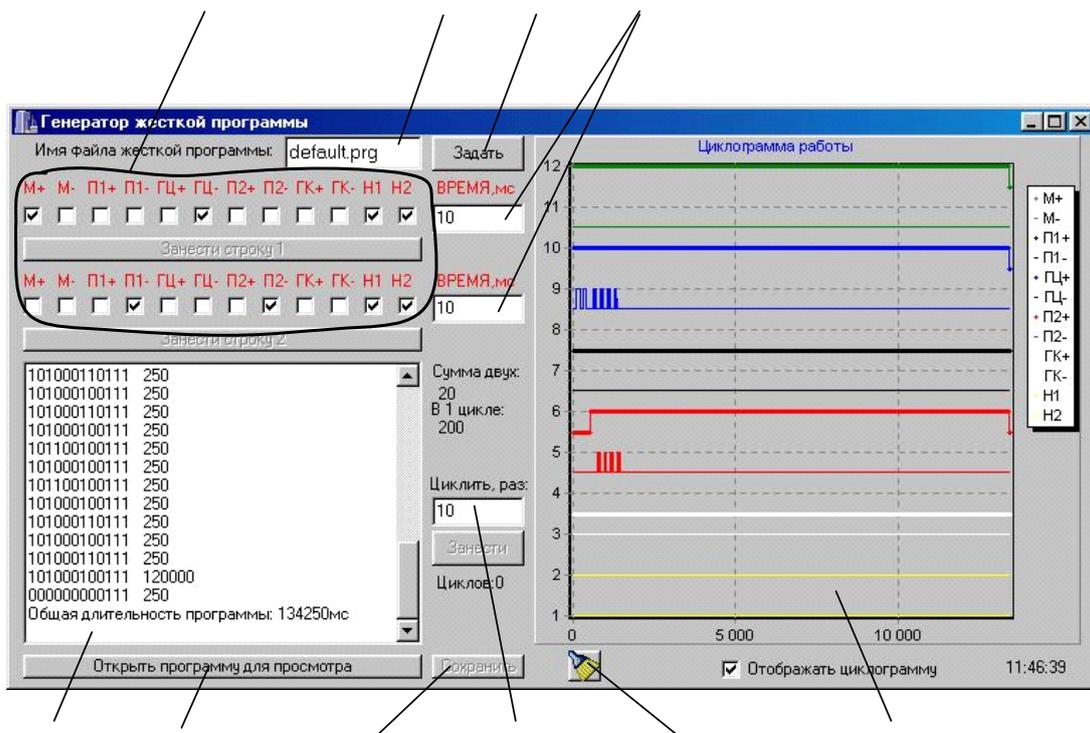


Рис. 31. Главное окно модуля генератора жесткой программы

В окне 5 отображена циклограмма работы пресса, где цифрой «1» обозначается – исполнительное устройство включено, цифрой «0» – выключено, справа – длительность одного кадра программы в миллисекундах, эта же циклограмма имеет графическое представление в окне 10. Кнопкой 9 производится очистка окна 10. Модуль снятия показаний собранной информации можно запустить кнопкой 6.

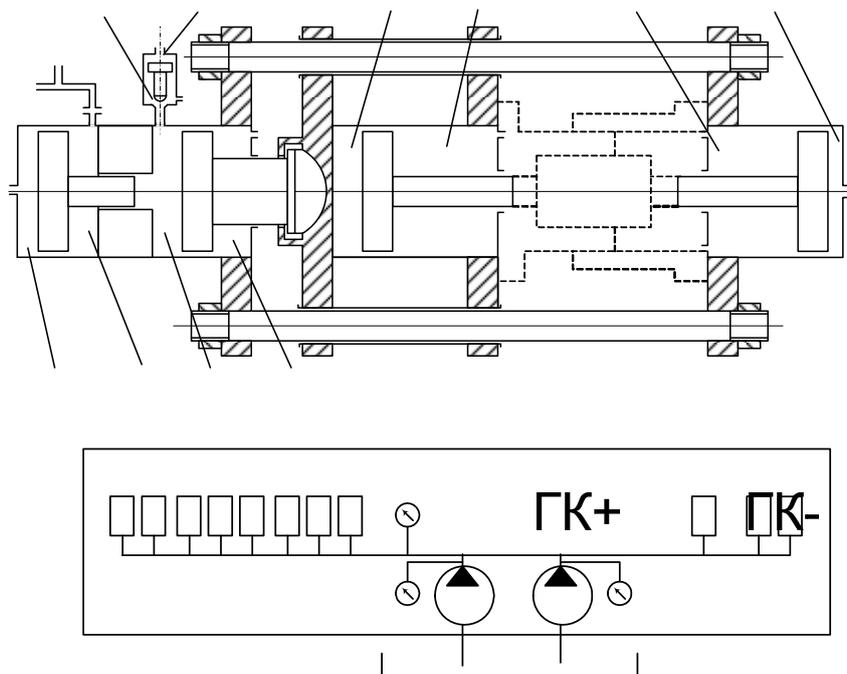


Рис. 32. Обозначения исполнительных механизмов пресса, программируемых в циклограмме работы

Утилита отработки жесткой программы (рис. 33) имеет поле отображения циклограммы 3 (аналогичное окну 5 на рис. 31), кнопку 4 для запуска исполнительных механизмов пресса и поля для ввода файла циклограммы 1 и файла с данными от объекта управления 2.

Модуль снятия показаний и анализа информации с объекта управления (рис. 34) может быть запущен из главного окна кнопкой 6 (см. рис. 31) или запуском файла HRView.exe. В окне 2 (см. рис. 34) отображается циклограмма работы и показания датчиков системы управления в реальном времени. Блок 3 имеет аналогичные функции, что и в окне 5 главного модуля управления (см. рис. 31). Кнопки 1 – для типовых операций: открытие файла, сохранение, печать и т.д.

П1+

Распре

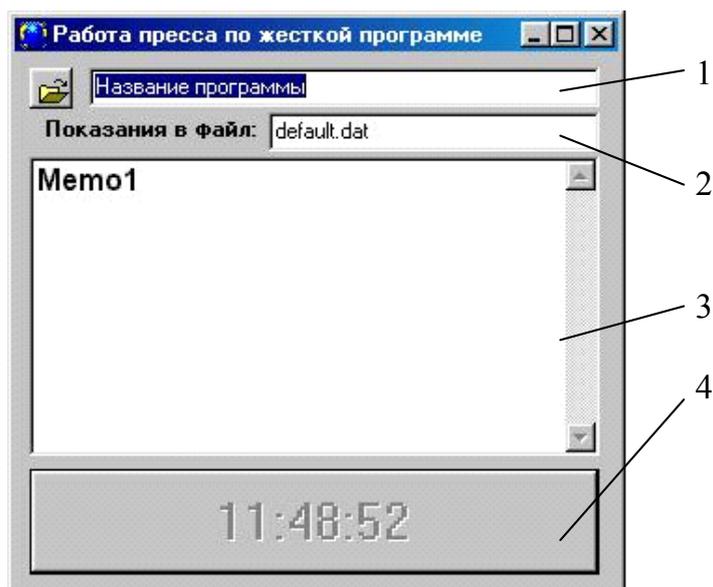


Рис. 33. Модуль обработки жесткой программы

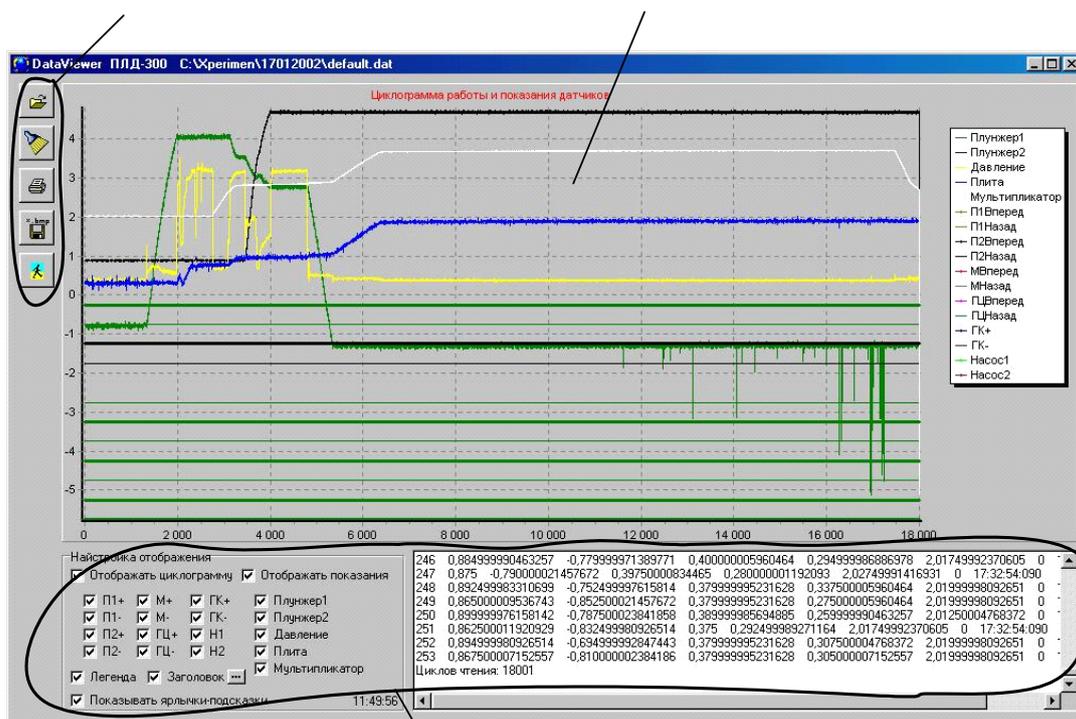


Рис. 34. Модуль снятия показаний и анализа информации с объекта управления

1

Практическая часть

На рис. 35 представлена схеме процесса

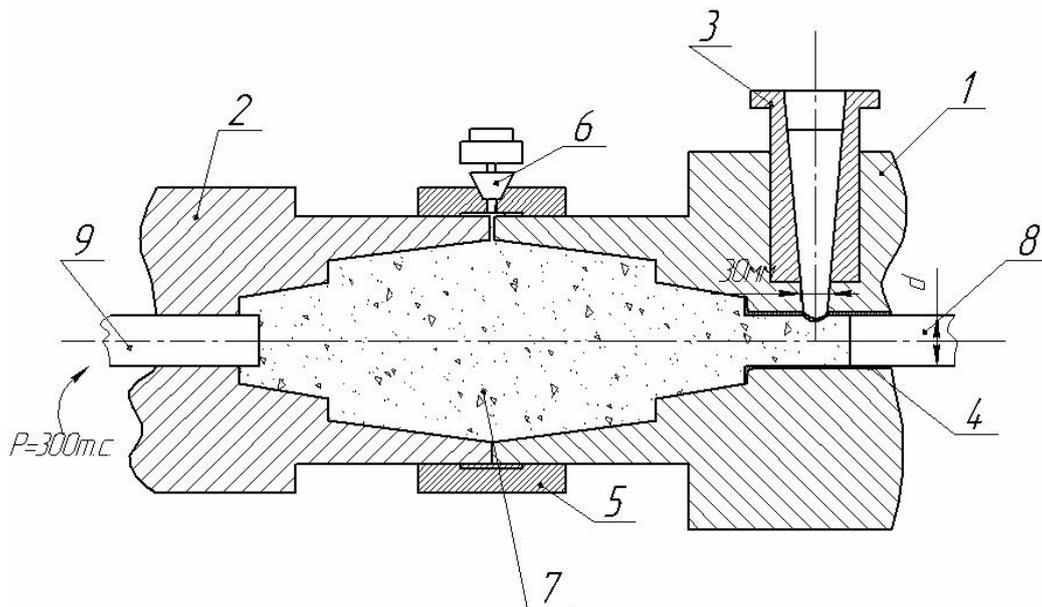


Рис. 35. Схема процесса: 1 – полуформа неподвижная; 2 – полуформа подвижная; 3 – Чаша заливная; 4 – втулка; 5 – кольцо; 6 – Штуцер воздухопровода вакуумной системы; 7 – Полость формы, заполненная жидким металлом; 8 – Плунжер правый; 9 – Плунжер левый

Перед началом работы необходимо:

- смонтировать на плите пресс-технологическую оснастку в соответствии со схемой на рисунке;
- осуществить предварительный подогрев оснастки газовым пламенем до температуры 150...180° С;
- нанести с помощью пульверизатора слой краски на рабочей поверхности плунжеров, матриц, заливочной чаши;
- проверить в режиме холостого хода работу пресса с ручным управлением с пульта и с автоматическим управлением с использованием компьютера;
- расплавить металл в индукционной печи, довести его до требуемой температуры (для сплава В95 температура заливки примерно 850° С);
- подогреть заливочный ковш (графитовый тигель) до температуры 800° С;
- привести оснастку в состояние готовности: сомкнуть половинки формы, прогреть до температуры 280..300° С;
- включить гидросистему пресса и установить необходимое усилие запирания формы;

- установить защитные экраны в местах возможных выплесков жидкого металла;
- обеспечить безопасность студентов и рабочего персонала лаборатории;
- залить через заливочную чашу жидкий металл в полость формы;
- через 2..3 с после начала заливки включить клапан, соединяющий через гибкий бронированный шланг полость формы с вакуумным бустором, обеспечить вакуумирование полости формы до давления примерно 10 кПа;
- одновременно с окончанием заливки запустить управляющую программу компьютерной системы управления;
- осуществить запись показаний датчиков на осциллограмму в течение 10..90 с;
- выдержать металл в форме в течение 5 мин;
- раскрыть форму, извлечь отливку, с помощью штангельциркуля измерить глубину проникновения прессующих плунжеров внутрь отливки.

3. Обработка результатов измерения

Характерная осциллограмма процесса наложения давления на жидкий металл представлена на рис. 36.

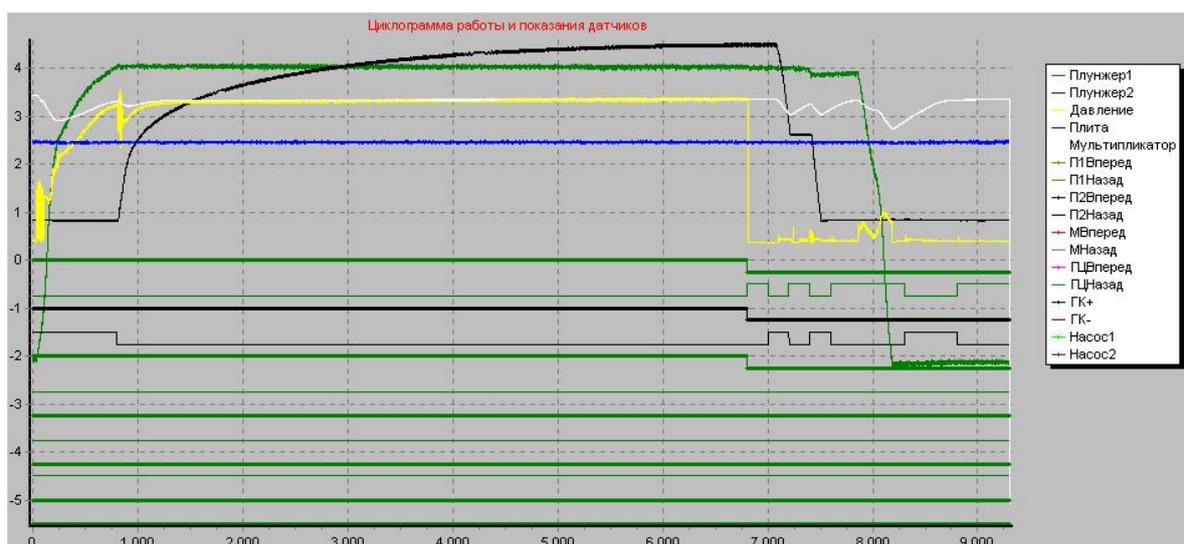


Рис. 36. Характерная осциллограмма процесса наложения давления на жидкий металл

Здесь шлейф в виде пилообразной линии от отметки -2 слева до отметки 4 дает информацию о движении плунжера 8 (см. рис. 35) справа налево. Масштаб по оси времени 0,01 с, т.е. цифре 1000 соответствует отрезок времени 10 с. Видно, что в течение примерно 8 с первый плунжер вначале очень быстро, затем с замедлением входит внутрь отливки и далее остается в неизменном положении, так как соответствующий поршень гидроцилиндра доходит до упора. Ход плунжера 8 составляет 150 мм. Через 8 с в работу включается плунжер 9 (сплошная черная линия), который вначале быстро, а затем по экспоненте во времени до примерно 72 с опрессовывает жидкий металл, его ход составляет 125 мм.

Светлой линией от отметки примерно 0,5 показано изменение давления рабочей жидкости в гидросистеме от 0 до 10 МПа. Видно, что во время включения гидропроводов плунжера протекает переходный процесс – давление падает, затем в режиме колебаний его величина постоянно нарастает.

Наконец, в левом верхнем углу светлой такой же линией показано изменение положения поршня-мультипликатора.

Во время снижения давления мультипликатор отходит назад, при этом усилие на подвижную плиту не более 0,3 МН, но когда давление в гидросистеме достигает 10 МПа, это усилие возрастает до 3 МН. Если давление на жидкий металл в момент отхода мультипликатора будет больше 40 МПа, может произойти раскрытие формы и выплеск металла по плоскости смыкания матриц. Такой режим работы недопустим, поэтому плунжеры 8 и 9 включаются в работу поочередно с интервалом 8 с. В правой части осциллограммы показано движение плунжеров и мультипликатора в исходное положение.

Важное значение имеет сравнение осциллограмм. В случае, если полученная отливка не удовлетворяет требованиям, необходимо ввести коррективы в управляющую программу, изменить температуру формы и заливаемого металла.

Когда управляющая программа окончательно откорректирована, автоматическое управление процессом наложения давления обеспечит стабильность структуры и свойств получаемых изделий.

Для построения наглядных графиков процесса необходимо определить масштаб по вертикальной оси осциллограммы, для этого необходимо рассчитать масштабный коэффициент для каждой кривой

$$k = \frac{A}{L},$$

где A – амплитудное значение параметра, L – соответствующее ему отклонение шлейфа на осциллограмме. Тогда текущая координата параметра

$$y_i = ka,$$

где a – отклонение шлейфа от начального положения в данный момент времени.

С учетом рассчитанных масштабных коэффициентов на рис. 37 представлены результаты обработки осциллограммы.

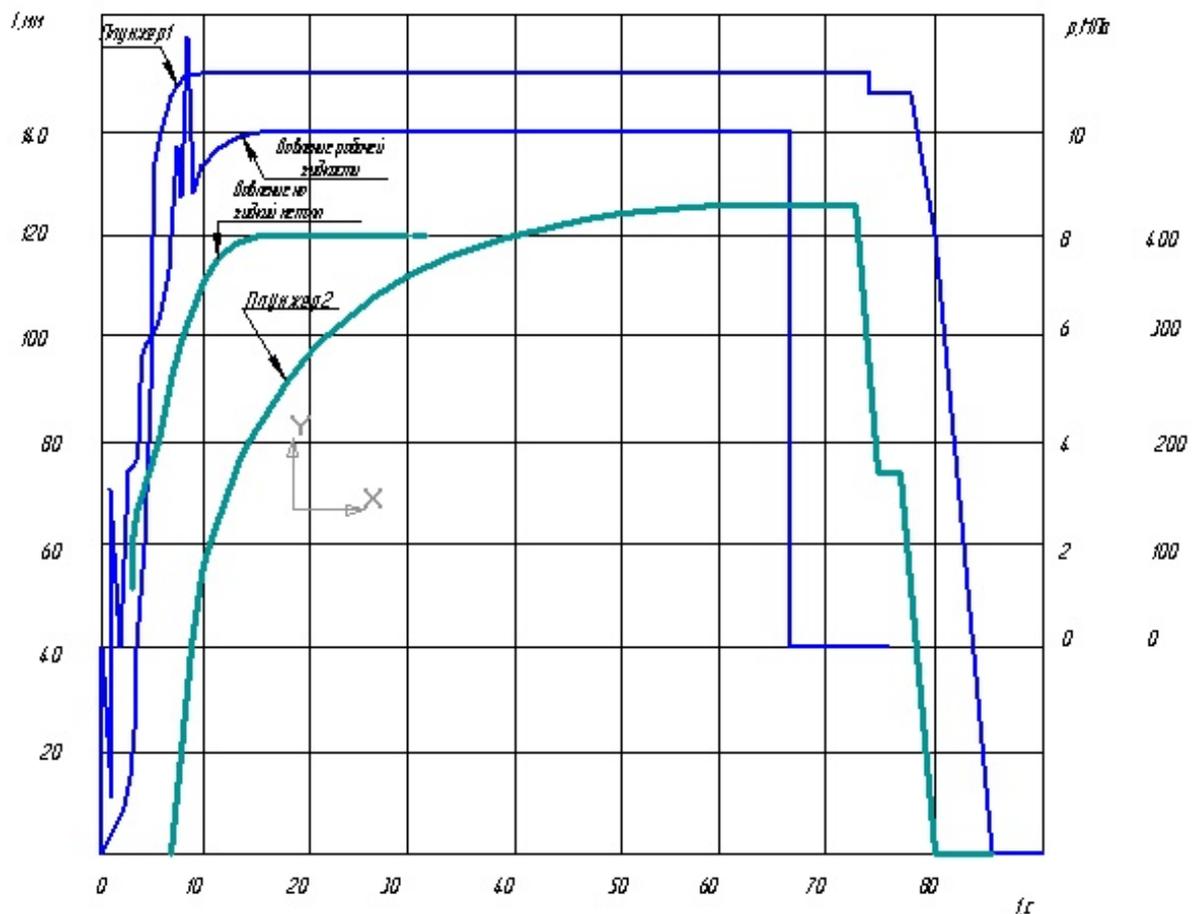


Рис. 37. Результаты обработки осциллограммы

Давление на жидкий металл рассчитано по формуле

$$P = p_{zc} F = p_{zc} \frac{\pi d^2}{4},$$

где d – диаметр плунжера, $d=30$ мм, p_{zc} – давление в гидросистеме в данный момент времени.

В отличие от исходной осциллограммы, представленной на рис. 36, кривые дают наглядное представление об изменении физических величин – перемещений, давления, времени.

В данной работе помимо изучения автоматизации технологического процесса литья с наложением давления преследуется цель исследования процесса формирования нанокристаллических структур, определяющих качественно более высокое сочетание химических и физико-механических свойств получаемых материалов.

Из термодинамики реальных процессов, а также из таких дисциплин, как материаловедение, физика металлов, физическое металловедение и др., известно, что во время охлаждения металла в нем атомы выстраиваются в определенном порядке, как говорят, выстраивается определенная структура. Параметром, от которого зависят качество и свойства металла, может служить размер отдельных зёрен. Чем мельче зерно, тем выше свойства. Не менее важным параметром является однородность состава, как в разных частях объема слитка, так и в пределах отдельных зерен.

Современные металлургические технологии практически исчерпали свои возможности, так как получаемые по этим технологиям материалы не отвечают возросшим требованиям.

Необходимы материалы, однородные по составу на уровне нанометров независимо от размеров изделия, их состава и характера легирования, независимо от влияния возмущений, неизбежно присутствующих в реальных технологических процессах.

Природа явлений и процессов, обуславливающих неравномерное распределение компонентов сплавов и формирование грубокристаллической структуры, достаточно хорошо изучена на уровне влияния двух физических параметров – температуры и времени. В то же время известно, что давление как фактор внешнего воздействия на состояние системы, механизм и кинетику структурно-фазовых превращений в современных металлургических процессах, а также в процессах заготовительного производства не исполь-

зуются или используются неэффективно. Поэтому на данном этапе большие надежды связываются с развитием наноиндустрии – нового направления в производстве материалов.

Предполагается, что требуемая структура может быть, как конструкция, собрана из отдельных наночастиц, при взаимодействии которых может быть получен новый материал, не имеющий аналогов ни в природе, ни среди промышленных аналогов.

Предложенная модель формирования наноструктурированных материалов не может быть отвергнута, так как в своей сущности она правильная. Совсем другое дело, как осуществить её в технологическом процессе.

С аналогичной проблемой человечество на протяжении истории столкнулось, когда на основе фундаментальных исследований был разработан искусственный источник энергии – лазер как поток света с фиксированной длиной волны.

Возможно, что в перспективе наноиндустрия в предложенной модели выйдет за пределы лабораторных исследований или будут найдены другие, более экономичные подходы.

В этом смысле использование давления может рассматриваться как шаг в направлении поиска альтернативных решений.

Известно, что в расплавленном состоянии при температурах, на 200...300 К превышающих температуру начала кристаллизации, атомы в пространстве распределены статически равномерно, поэтому, если наложением внешнего давления осуществить сближение атомов, их опрессовку, при которой такие процессы, как разделительная диффузия, изменение концентрации реагирующих фаз, образование границ раздела фаз и др. будут частично или полностью подавлены, то эффектов равномерного распределения и эффективного межатомного взаимодействия можно добиться более простым путем.

Данная модель также непротиворечива в своей сущности, однако, как и во всяком другом случае для разработки технологического процесса, для создания автоматизированной системы управления необходимы новые знания.

В данном случае знания о поведении жидкого металла под давлением предлагается генерировать путем построения зависимо-

сти коэффициента сжимаемости жидкого металла на разных этапах формирования структур.

Коэффициент сжимаемости характеризует изменение объема металла при наложении давления. Он рассчитывается по формуле

$$K = \frac{\Delta V}{V_0},$$

где ΔV - объем металла, запрессованного внутрь отливки в данный момент времени; V_0 – объем полости формы, в которую залит металл.

Для определения коэффициента K данные с рис. 30 перенесем в табл. 2, в которой приведем положение плунжеров в фиксированный момент времени, давление в гидросистеме и в жидком металле, а также ΔV и K с учетом того, что $V_0=1800 \text{ см}^3$.

Таблица 2

Данные для расчета коэффициента сжимаемости жидкого металла

№ п/п	Время, с	Ход плунжеров, мм		Давление, МПа		Объем запрессованного металла, см^3	Коэффициент сжимаемости, %
		1	2	рабочей жидкости	в жидком металле		
1	1	3	0	-	-	2.4	0.13
2	2	9	0	-	-	7.3	0.40
3	3	20	0	3	50	16.2	0.90
4	4	50	0	4	150	40.5	2.25
5	5	80	0	6	200	64.8	3.55
6	6	140	0	6.5	250	113.4	6.25
7	7	150	0	9	300	120.15	6.60
8	8	150	0	9.5	320	120.15	6.60
9	9	150	40	9	340	152.5	8.40
10	10	150	55	9.3	350	164.6	9.10
11	12	150	65	9.6	370	172.7	9.50
12	15	150	85	10	400	188.9	10.40
13	20	150	95	10	400	197.0	10.90
14	25	150	106	10	400	206	11.2
15	30	150	112	10	400	211	11.7
16	35	150	115	10	400	213	11.8
17	40	150	120	10	400	218	12.1
18	50	150	122	10	400	220	12.3
19	60	150	124	10	400	222	12.4
20	70	150	125	10	400	223	12.4

По данным табл. 2 построим график (рис. 38), характеризующий сжимаемость жидкого металла, которая в данном эксперименте достигает 12,4 %. На графике буквой *R* обозначена, точка перегиба как характерный пункт изменения первой производной по времени, т.е. $d\varepsilon/dt$.

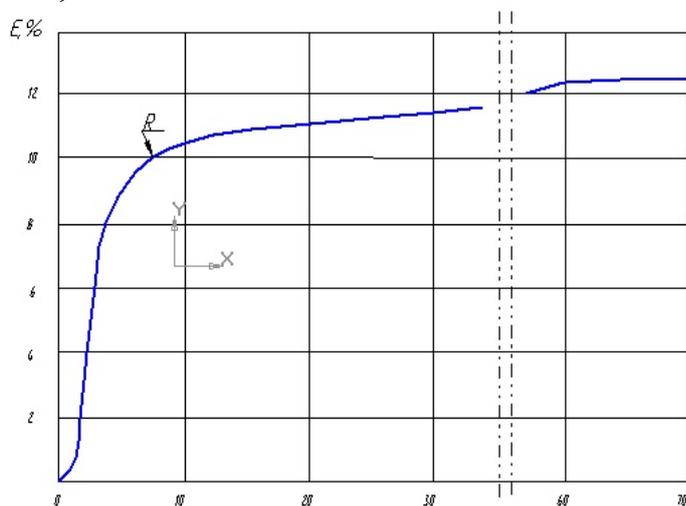


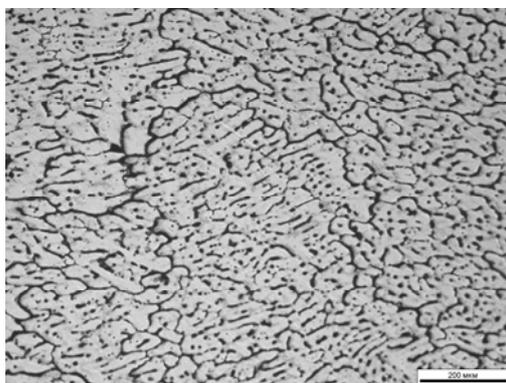
Рис. 38. Изменение коэффициента сжимаемости по ходу процесса

ем скрытой теплоты кристаллизации, когда, преодолевая сопротивление атомов, можно запрессовать дополнительный объем на уплотнение металла, на формирование дополнительных межатомных связей.

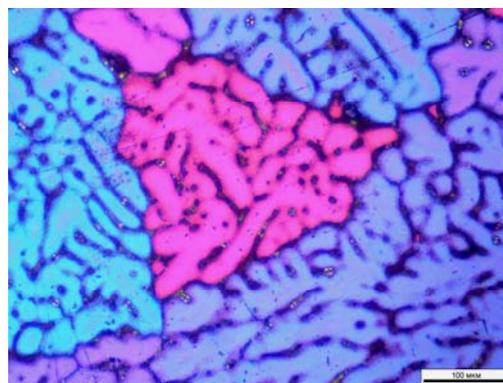
Студентам предлагается самим дать объяснение полученных результатов, используя соответствующие научные публикации.

Знания закона изменения сжимаемости того или иного металла позволяет с большой точностью построить систему управления процессом. Фотографии микроструктуры отливки приведены на рис. 39.

Можно предположить, что до этой точки происходит сравнительно легкое сближение атомов на расстояние, соизмеримое с амплитудой колебания атомов относительно исходного положения. Дальнейшее уменьшение объема металла, вероятно, связано с переходом атомов из жидкого состояния в твердое, сопровождаемое выделением



а)



б)

Рис. 39. Фотография микроструктуры отливки: а - с разрешением 200 мкм; б - 100 мкм

В отличие от литой структуры, существенным признаком которой является наличие дендритов, ориентированных вдоль направления отвода теплоты, здесь видны мелкие равноосные кристаллы. Такая структура характеризуется более высоким уровнем физико-механических свойств.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Необходимо отметить, что процессы лазерной обработки и литья с использованием давления в данном учебном пособии взяты не случайно. При всем различии их сходство между собой состоит в том, что энергия направляется на изменение свойств обрабатываемого материала, и это достигается за счет изменения структуры, а еще точнее, за счет изменения взаимного расположения атомов и характера межатомных взаимодействий. По аналогии с рассмотренными можно проводить анализ других процессов, находить технологические приемы и проектировать системы управления процессами, обеспечивающими достижение высоких результатов производственной деятельности на основе более эффективного использования фундаментальных физических законов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорьянц, А. Г. Технологические процессы лазерной обработки / А. Г. Григорьянц и др. – Изд-во: МГТУ им. Баумана, 2-е изд., стереотип. – М. : 2008. – 664 с. – ISBN 978-5-7038-2701-7.

2. Коростелев, В. Ф. Технология литья с программным наложением давления / В.Ф. Коростелев. – М. : Машиностроение, 2000. – 204 с. – ISBN 5-89368-544-X.

3. Коростелев, В. Ф. Теория, технология и автоматизация литья с наложением давления / В.Ф. Коростелев. – М. : Новые технологии, 2004. – 224 с. – ISBN 5-94694-016-3.

4. Коростелев, В. Ф. Технология и управление формированием нанокристаллического строения изделий и прецизионных сплавов / В.Ф. Коростелев // Нано- и микросистемная техника. – 2007. – № 10(87). – С. 14-17.

5. Коростелев, В. Ф. Алгоритмическое и программное обеспечение системы управления процессом литья с наложением давления / В.Ф. Коростелев, А.Н. Рассказчиков, И.Е. Мартынов // Мехатроника, автоматизация, управление. – 2008. – № 1. – С. 35-42.

6. Коростелев, В. Ф. Управление давлением в производстве наноструктурированных материалов / В.Ф. Коростелев // Мехатроника, автоматизация, управление : материалы V науч.-техн. конф. – Спб. : ЦНИИ «Электроприбор», 2008. – С. 229-233.

Учебное издание

Коростелев Владимир Федорович

ФИЗИКА ВЫСОКИХ ТЕХНОЛОГИЙ

Учебное пособие

Подписано в печать 27.01.10.

Формат 60x84/16. Усл. печ. л. 3,95. Тираж 100 экз.

Заказ

Издательство

Владимирского государственного университета.

600000, Владимир, ул. Горького, 87.