

И. Н. Степанкин, В. М. Кенько

**СТОЙКОСТЬ ХОЛОДНОВЫСАДОЧНОЙ
ОСНАСТКИ И МЕТОДЫ
ЕЕ ПОВЫШЕНИЯ**

**Гомель
ГГТУ им. П. О. Сухого
2014**

УДК 621.785:621.7.075

Степанкин, И. Н. Стойкость холодновысадочной оснастки и методы ее повышения / И. Н. Степанкин, В. М. Кенько. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2014. – 197 с. : ил. – ISBN 978-985-535-194-9.

Представлены результаты анализа причин отказа холодновысадочной оснастки и способов, обеспечивающих повышение ее стойкости. Приведены результаты численной и экспериментальной оценки локального напряженно-деформированного состояния в окрестности структурных составляющих инструментальных сталей ледебуритного класса. Учтено влияние свойств карбидных и карбонитридных слоев на механизм разрушения стали Р6М5 при плоском напряженном состоянии и характер изнашивания при действии на поверхность материала пульсирующих контактных напряжений. Полученные зависимости между режимами направленного структурообразования поверхностно упрочненных слоев и интенсивностью их контактного изнашивания использованы для разработки технологических рекомендаций по упрочнению холодновысадочного инструмента, оснастки для чеканки государственных наград, а также холодного выдавливания.

Для научных работников, работников предприятий и государственных органов управления, студентов вузов.

Табл. 17, ил. 150, список лит. – 182 назв.

Рецензенты: первый проректор Белорусского национального технического университета доктор технических наук, профессор, член-корреспондент НАН Беларуси, заслуженный деятель науки Республики Беларусь *Ф. И. Пантелеенко*;
заведующий кафедрой «Металлургия и литейное производство» Гомельского государственного технического университета имени П. О. Сухого кандидат технических наук, доцент *Ю. Л. Бобарикин*

*Рекомендовано к изданию Советом ГГТУ им. П. О. Сухого
(протокол № 5 от 21.01.2014 г.)*

ISBN 978-985-535-194-9

© Степанкин И. Н., Кенько В. М., 2014
© Оформление. Учреждение образования
«Гомельский государственный технический
университет имени П. О. Сухого», 2014

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие.....	5
Глава 1. Анализ причин отказа холодновысадочной оснастки и методов повышения ее стойкости.....	7
1.1. Факторы, влияющие на стойкость инструмента.....	8
1.2. Напряжения, возникающие в процессе холодной высадки в инструменте, и методы их определения.....	12
1.3. Методы повышения стойкости матриц и пуансонов холодновысадочной оснастки.....	13
Глава 2. Объекты исследований и методики испытаний.....	27
2.1. Объекты исследований.....	28
2.2. Материалы и режимы их термической обработки.....	29
2.3. Методики испытаний и испытательное оборудование.....	30
Глава 3. Исследование механизма разрушения холодновысадочного инструмента.....	35
3.1. Температурные условия работы инструмента.....	36
3.2. Форма, размеры, ориентация и свойства карбидных включений сталей ледебуритного класса.....	40
3.3. Напряженно-деформированное состояние в окрестности карбидных включений.....	43
3.3.1. Численное моделирование напряженного состояния в окрестности единичного эллипсообразного остrokонечного включения.....	43
3.3.2. Исследование влияния формы и расположения включений на характер разрушения и напряженное состояние поверхностных слоев материала.....	50
3.3.3. Напряженно-деформированное состояние в окрестности совокупности включений.....	55
3.3.4. Влияние ориентации карбидных включений на прочность поверхностных слоев быстрорежущей стали Р6М5.....	63
Глава 4. Свойства диффузионно-упрочненных слоев быстрорежущей стали Р6М5.....	69
4.1. Карбидные слои.....	70
4.1.1. Структура и фазовый состав карбидных слоев....	70
4.1.2. Влияние ориентации карбидных включений на прочность науглероженных слоев.....	79
4.1.3. Влияние криогенной обработки на структуру и свойства науглероженных слоев.....	82
4.2. Карбонитридные слои.....	86

4.2.1. Структура и фазовый состав карбонитридных слоев	86
4.2.2. Влияние криогенной обработки на структуру и свойства карбонитридных слоев	90
4.3. Упругие характеристики карбидных и карбонитридных слоев.....	92
Глава 5. Разрушение ледебуритных сталей в условиях воздействия контактных нагрузок	99
5.1. Напряженно-деформированное состояние в окрестности совокупности карбидных включений при действии на материал контактной нагрузки.....	100
5.2. Контактная выносливость сталей ледебуритного класса	113
5.2.1. Контактная выносливость полутеплостойкой стали X12M.....	113
5.2.2. Контактная выносливость быстрорежущей стали P6M5	119
Глава 6. Влияние диффузионного упрочнения на контактную выносливость сталей ледебуритного класса.....	125
6.1. Влияние карбонитридного упрочнения на контактное изнашивание быстрорежущей стали P6M5.....	126
6.2. Влияние карбидного упрочнения на контактное изнашивание быстрорежущей стали P6M5.....	128
Глава 7. Технологические и конструктивные методы повышения стойкости штамповой оснастки.....	130
7.1. Оптимизация структуры металла.....	131
7.2. Снижение напряжений в местах их наибольшей концентрации за счет изменений конструкции штампа	132
7.3. Выбор оптимального натяга при запрессовке матрицы в бандаж штампа.....	139
7.4. Создание градиента свойств по сечению матрицы	151
Глава 8. Промышленная реализация результатов исследований.....	162
8.1. Холодновысадочные матрицы и обсечные пуансоны.....	163
8.2. Пуансоны обратного выдавливания	170
8.3. Чеканочный инструмент.....	174
8.4. Ножи для рубки анкерной фибры	175
Литература	183

ПРЕДИСЛОВИЕ

Процессы холодной объемной штамповки, в частности холодной высадки, находят широкое применение в машиностроении. Многочисленный класс деталей, изготавливаемых этим методом, составляют крепежные изделия. Технологическая оснастка, применяемая для их изготовления, работает в тяжелых условиях и ее стойкость во многом определяет экономическую эффективность производства металлических изделий.

Наиболее ответственные детали оснастки (матрицы и пуансоны) зачастую изготавливают из быстрорежущих сталей. Высокое содержание легирующих элементов в этих сталях обуславливает необходимость учета микроструктуры при изготовлении конкретного вида инструмента. Требуется обеспечить оптимальную структуру металла в готовом изделии наиболее доступным и менее затратным путем.

В большинстве случаев отказы штампового инструмента происходят по причине износа рабочих поверхностей и их усталостного разрушения. Высокий уровень растягивающих и контактных напряжений, одновременно возникающих в наиболее нагруженных зонах холодновысадочного инструмента, обуславливает преобладание усталостных процессов в механизме их разрушения. Повышение усталостной долговечности технологической оснастки может быть достигнуто посредством оптимизации ее напряженного состояния, а также за счет создания градиента свойств по сечению инструмента.

Основная роль в формообразовании заготовок при холодной высадке принадлежит матрицам, рабочая поверхность которых подвергается значительным нагрузкам, концентрирующимся на отдельных участках гравюры. Одновременное воздействие трения и знакопеременных напряжений приводит к возникновению очагов интенсивного изнашивания и сопровождается растрескиванием металла инструмента. Использование для изготовления инструмента высоколегированных штамповых и быстрорежущих сталей диктуется необходимостью обеспечения заданной износостойкости и выносливости оснастки. Выбор столь дорогостоящих материалов требует особого подхода при проектировании каждой номенклатурной единицы инструмента. Наиболее важными задачами в этом случае являются: анализ напряженного состояния инструмента со сложной формообразующей поверхностью и разработка технологии, обеспечивающей заданную микроструктуру материала по сечению инструмента в соответствии с условиями его эксплуатации.

Высокое содержание карбидообразующих легирующих элементов в этих сталях обуславливает необходимость учета микроструктуры при изготовлении конкретного вида инструмента. Упрочнение поверхностного рабочего слоя оснастки требует индивидуальной технологии для каждого вида инструмента с целью направленного структурообразования в поверхностном слое оснастки. Достижение указанной цели может быть реализовано комплексным подходом к технологическому совершенствованию всех операций изготовления холодновысадочного инструмента. В данной работе обобщены результаты исследований, проведенных авторами в Гомельском государственном техническом университете имени П. О. Сухого, направленных на решение ряда вопросов о комплексном подходе к повышению стойкости матриц со сложнопрофильной рабочей поверхностью, пуансонов прямого и обратного выдавливания, ножей для рубки фибры. Всестороннее изучение факторов, ограничивающих ресурсах работы, и путей его повышения позволяет распространить принципы структурного совершенствования на другие виды оснастки для холодной объемной штамповки.

Авторы благодарны соавторам совместных публикаций, сотрудникам кафедры «Материаловедение в машиностроении», специалистам промышленных предприятий ОАО «Гомельский завод литья и нормалей ПО «Гомсельмаш», ОАО «Белорусский металлургический завод» управляющая компания холдинга БМК», ОАО «Гомельское ПО «Кристалл» управляющая компания холдинга «Кристалл-холдинг», на которых проводились промышленные испытания и апробация разработок, за их помощь в осуществлении данных исследований.

ГЛАВА 1

**Анализ причин отказа
холодновысадочной оснастки
и методов повышения
ее стойкости**

1.1. ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА СТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТА

Стойкость инструмента, применяемого для холодной объемной штамповки, зависит от большого числа факторов, которые можно разбить на четыре группы: металлургические, конструктивные, технологические, эксплуатационные.

К *металлургическим* факторам относятся: химический состав применяемых для инструмента сталей, способ их выплавки и разлива.

Конструктивными факторами, оказывающими влияние на стойкость инструмента, являются: форма и размеры ручья рабочей поверхности штампа, а также величина натяга, создаваемого при запрессовке матриц в корпус-бандаж.

К *технологическим* факторам можно отнести: способ и технологию получения заготовки штампа, способ предварительного изготовления гравюры штампа, технологию доводки гравюры, технологию объемного и поверхностного упрочнения рабочей поверхности штампа.

К *эксплуатационным* факторам относятся: кинематические и динамические особенности штамповочного оборудования, кинетика изменения размеров гравюры штампа при эксплуатации, тепловой режим работы штампа, смазка рабочей поверхности, возможность восстановления геометрических размеров ручьев штампа.

Основными причинами отказов штампового инструмента для холодного деформирования являются: схватывание металла на отдельных участках поверхности инструмента и заготовки, пластическая деформация формообразующих поверхностей холодновысадочной оснастки, абразивный износ штампа, усталостное разрушение материала оснастки [1]–[20].

Схватывание – проявляется в местном соединении двух твердых тел, происходящем при трении, вследствие действия межатомных сил и высоких контактных давлений, достигающих значений близких к временному сопротивлению материала штампа [5], [18]. В результате этого вспышки температуры в микрообъемах могут превышать температуру плавления материала, что приводит к появлению микроскопических очагов сваривания поверхностей штампа и заготовки. Прочность таких соединений выше, чем прочность металла поковки, что приводит к образованию наростов, которые в последующих циклах работы оснастки являются концентраторами напряжений. След-

ствие этого при извлечении заготовки из штампа разделение двух тел происходит не по границе контакта «инструмент – заготовка», а по поверхностному слою взаимодействующих тел, что приводит к вырыванию частиц металла из рабочих поверхностей штампа [9], [20]. Отмечают два вида разрушения очагов схватывания: разрушение пленок, покрывающих поверхности трущихся тел, и глубинное вырывание материала одного из трущихся тел.

Помимо высокого уровня нормального давления, действующего на рабочую поверхность оснастки, причинами схватывания могут быть следы от финишной обработки поверхностей и микро- и макродефекты металлургического характера [6].

Основными причинами *пластической деформации* рабочей поверхности матриц являются: высокие контактные напряжения, неравномерно распределенные по рабочей поверхности штампа, дефектность кристаллической решетки металла и ее неблагоприятная ориентация по отношению к направлению максимальных напряжений [1], [6].

Результатом микропластического деформирования металла является повышение рельефности рабочей поверхности, что приводит к перераспределению контактных напряжений, увеличению нагрузки на выступающих участках. Напряжения в таких зонах могут повышаться до предельных, что приводит к появлению микротрещин.

Пластическая деформация закаленных инструментальных сталей вызывает изменение микроструктуры и накопление повреждений. Происходит распад остаточного аустенита с образованием мартенсита. Одновременно выделяется углерод из мартенсита, уменьшая его тетрагональность. В случае высокоуглеродистых сталей пластическая деформация вызывает выделение карбидов по границам зерен [14]. Даже небольшая пластическая деформация вызывает дробление крупных первичных карбидов, а в отдельных случаях трещины переходят в металл матрицы. Кроме того, микротрещины могут образовываться на пересечении мартенситных образований между собой. Заметное изменение микроструктуры происходит уже после первых циклов работы инструмента. В этот момент появляются первые поверхностные микротрещины, которые в дальнейшем начинают расти в направлении, характеризующемся максимальным уровнем пульсирующих растягивающих напряжений.

Изнашивание происходит вследствие трения, возникающего между инструментом и заготовкой в процессе деформирования и последующего извлечения поковки из оснастки, а также наличия твердых мелкодисперсных частиц, выполняющих функции абразива [1], [9], [21]–[23].

Механизм абразивного износа может быть описан следующим образом: вначале происходит упругое оттеснение микровыступом од-

ной поверхности материала другой, затем пластическое оттеснение (при более глубоком поверхностном вдавливании) и далее микрорезание при относительном перемещении поверхностей. В качестве абразивных частиц могут служить: оксиды металлов, твердые частицы или отдельные карбиды, выкрошившиеся из рабочей поверхности, частицы металла рабочей поверхности, упрочненные в результате наклепа и отделившиеся с нее в результате проявления контактной усталости поверхности штампа, различного рода частицы, находящиеся в окружающей среде [6], [9], [10], [20]. Следствием абразивного износа являются локальные очаги разрушения рабочей поверхности (истирания) в месте попадания абразивных частиц или в зонах неудачной конструкции штампа, где имеет место преимущественное течение металла на ограниченном участке гравюры [3], [6].

Ф. П. Боуден и Д. Тейбор отмечают, что сопротивление материалов абразивному износу пропорционально их модулю упругости. Уменьшить износ от воздействия изложенных факторов можно с помощью применения специальных смазок, а также путем повышения твердости рабочих поверхностей [20], [24].

Усталостное разрушение материала оснастки проявляется в виде микротрещин, возникающих в результате воздействия длительных знакопеременных динамических нагрузок. Концентрация напряжений в вершинах микротрещин способствует их росту и при достижении критического размера разрушению инструмента [2], [11], [13], [16].

При воздействии на исследуемый объект высоких скоростей деформирования в условиях сложного напряженного состояния разрушение может носить квазихрупкий характер. В этом случае разрушению присущи черты хрупкого и вязкого разрушения. Материал находится как бы в переходной зоне – от вязкого разрушения к хрупкому – и при зарождении трещины возможно возникновение значительных пластических деформаций. Длина трещины может достигать десятков миллиметров. Распространение трещины до ее критического значения происходит с небольшой скоростью, не исключается и остановка трещины [13].

Усталостные явления при работе штампов холодного деформирования проявляются в виде усталости собственно металла инструмента и контактной усталости. При усталости металла матрицы «магистральная трещина» зарождается и растет в зоне действия наибольших по амплитуде знакопеременных нагрузок. При контактной усталости зародышевые трещины располагаются в основном под углом 45° к рабочей поверхности. Трещина в дальнейшем растет параллельно поверхности, вызывая образование питтинга [13], [19].

Причинами возникновения трещин могут быть: металлургические, технологические и конструктивные дефекты, а также знакопеременные циклические нагрузки. Первые три источника приводят к возникновению трещин уже после небольшого количества циклов работы инструмента. Существует много методов снижения их негативного воздействия. В то же время избавиться от знакопеременных циклических нагрузок при штамповке невозможно, можно лишь снизить амплитуду растягивающих напряжений, которые оказывают решающее значение на распространение усталостных трещин [1], [2], [6], [11], [16], например, с помощью запрессовки матрицы в бандаж [1], [25].

Зарождению усталостных трещин, дополнительно к дефектам металлургического производства, способствуют дефекты в поверхностном слое, возникающие в процессе приработки формирующих поверхностей, а также необратимые изменения расположения дислокаций [7], [14], [19]. При возникновении трещины напряжения концентрируются в области ее вершины и, следовательно, в данном микрообъеме меняется характер напряженного состояния детали. Поле напряжений у вершины трещины оценивается *коэффициентом интенсивности напряжений* (КИН) [14], который отражает совместное влияние на напряженное состояние у вершины трещины приложенных нагрузок и длины трещины.

Принято различать три вида «локальной деформации поверхностей трещины»:

- *отрыв* – положение трещины, когда растягивающие напряжения действуют перпендикулярно плоскости распространения трещины;
- *поперечный сдвиг* – касательные напряжения действуют перпендикулярно фронту трещины и направлены внутрь или наружу по отношению к телу инструмента;
- *продольный сдвиг* – касательные напряжения действуют параллельно фронту трещины.

Каждому виду «локальной деформации» соответствует свой коэффициент интенсивности напряжений:

- K_1 – КИН, соответствующий отрыву;
- K_2 – КИН, соответствующий поперечному сдвигу;
- K_3 – КИН, соответствующий продольному сдвигу.

В момент достижения критического значения трещины и разрушения материала указанные коэффициенты принимают критические значения и обозначаются K_{1c} , K_{2c} , K_{3c} , соответственно.

Принято считать, что в штамповом инструменте к распространению трещин приводит состояние отрыва [5], [7], [9], [13], [29].

1.2. НАПРЯЖЕНИЯ, ВОЗНИКАЮЩИЕ В ПРОЦЕССЕ ХОЛОДНОЙ ВЫСАДКИ В ИНСТРУМЕНТЕ, И МЕТОДЫ ИХ ОПРЕДЕЛЕНИЯ

В процессе холодной объемной штамповки основную нагрузку испытывает деформирующий инструмент: матрицы, пуансоны, выталкиватели. Наиболее нагруженными при этом являются матрицы [2], [26]–[29], контактные давления на рабочих поверхностях которых зачастую превышают 2000 МПа [26], [27]. Распределение напряжений по рабочей поверхности матриц неравномерно и зависит от геометрической формы ручья [30].

Стойкость штампового инструмента, т. е. наработка до его замены в связи с отказом, зависит от специфики работы матриц, уровня напряжений, возникающих в них в процессе эксплуатации, материала матриц и технологии их изготовления.

Выше приводились факторы, влияющие на работу инструмента холодного деформирования: металлургические, конструктивные, технологические и эксплуатационные. Перечисленные факторы обуславливают как механические свойства штампов, так и напряжения, возникающие в них в процессе работы. Соотношение прочностных характеристик штампа с величиной напряжений, возникающих в нем, в итоге обеспечивают соответствующую стойкость штампа.

Таким образом, важной задачей в процессе прогнозирования стойкости штампов является определение величины напряжений, возникающих в инструменте в процессе высадки, и характера их распределения по сечению инструмента. Наибольшее распространение среди расчетных методов получили методы, основанные на аналитических зависимостях Ляме [1], [9]. При численных исследованиях напряженно-деформированного состояния широко применяется метод конечных элементов. Повышенная трудоемкость последнего компенсируется мощным развитием вычислительной техники, что позволяет достаточно быстро и точно решать задачи по исследованию напряженно-деформированного состояния самых различных конструкций [31]. В то же время использование аналитических зависимостей Ляме позволяет получить строгое решение для инструмента, имеющего рабочую полость правильной геометрической формы. Усложнение гравюры штампа сопровождается упрощением расчетной модели, что снижает достоверность получаемых результатов [9], [21].

В случае простых схем нагружения, например, при свободной осадке, возможно получение достаточно строгого решения, описывающего напряженно-деформированное состояние матрицы [32]. Если форма матрицы не является правильной геометрической фигурой,

то описать распределение напряжений на рабочей поверхности с помощью аналитических математических зависимостей не представляется возможным. В таком случае напряженное состояние наиболее рационально исследовать методом конечных элементов [7], [8], [25], [33]–[36].

В качестве экспериментальных методов определения напряжений наибольшее распространение получили тензометрирование и поляризационно-оптический метод. Авторы работ [37], [38] отмечают возможность оценки характера распределения напряжений по сечению оснастки с помощью поляризационно-оптического метода. Достоинство данного метода перед другими, такими как метод муаровых полос [21], метод линий скольжения [39], [40], метод координатных делительных сеток [21], заключается в том, что поляризационно-оптический метод позволяет определить характер распределения напряжений в теле инструмента, используя упругую деформацию модели, что характерно и для работы холодновысадочного инструмента [13], [14].

Для определения контактных, сжимающих и растягивающих напряжений, возникающих в оснастке, применяют тензометрирование [37]. Предложена методика определения контактных напряжений по деформации выступов, нанесенных на заготовку в определенном порядке [30]. Заготовка с выступами подвергается обработке давлением по стандартной схеме в исследуемой оснастке. В зависимости от величины возникающих при этом контактных напряжений выступы деформируются в большей или меньшей степени. Определить уровень нагрузки по деформации выступа можно путем предварительного испытания при определенных нагрузках заготовки, покрытой выступами. Следует отметить, что подобная методика вполне приемлема для простых по геометрической форме поверхностей. Ее применение для оценки напряженного состояния сложнопрофильного высадочного инструмента представляется сомнительным.

1.3. МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ МАТРИЦ И ПУАНСОНОВ ХОЛОДНОВЫСАДОЧНОЙ ОСНАСТКИ

Действующие в процессе холодной объемной штамповки высокие нагрузки требуют применения в качестве материала для холодновысадочного инструмента сталей, отличающихся высоким сопротивлением пластической деформации, износостойкостью и прочностью [3]–[5], [9], [41], [42].

Этим требованиям отвечают полутеплостойкие (X12, X12M и др.) и быстрорежущие (P6M5 и др.) стали [5], [9], [32], [43], [44]. Быстрорежущие стали отличаются повышенным сопротивлением пластической деформации вследствие дисперсионного упрочнения вто-

ричными карбидами [18]. Высокая стоимость быстрорежущих сталей стимулирует разработку более дешевых сталей-заменителей, свойства которых должны быть близки к свойствам быстрорежущих сталей. Наиболее удачными разработками в этой области можно назвать стали ДИ-55(64ХМ2ФС) и ЭП761(8Х4В2С2МФ), обладающие повышенными механическими свойствами при циклических нагрузках [32]. В то же время их способность противостоять пластической деформации ниже, чем у быстрорежущих сталей, что заставляет отдавать предпочтение последним [3]–[5], [9], [41]–[44], особенно в случае изготовления тяжелонагруженной оснастки.

Повышение стойкости матриц достигается при запрессовке матриц в корпус-бандаж с натягом, в результате чего в них создаются напряжения сжатия. Уровень растягивающих напряжений, возникающих при работе оснастки, снижается при этом в результате их частичной компенсации реакцией со стороны бандажа [45]. Однако создание предварительных напряжений сжатия сопровождается повышением эквивалентных напряжений на рабочей поверхности матриц, что приводит к ее повышенному износу [1]. Таким образом, решение проблемы повышения стойкости матриц требует создания конструкции матрицы с оптимальным уровнем сжимающих напряжений.

Одной из основных причин, снижающих стойкость инструмента для холодного объемного деформирования, является высокий балл карбидной неоднородности инструментальных сталей [3], [46]. Твердость карбидных включений инструментальных сталей выше, чем у окружающего их металла [43]. Характеристики упругости сложных по химическому составу включений высоколегированных сталей, по видимому, также высоки. В этом случае форма частиц и их модуль упругости оказывают значительное влияние на концентрацию напряжений в окрестности включения [47]. Оценка влияния ориентации карбидных частиц относительно линии приложения нагрузки для параллельного и перпендикулярного расположения показала различия в прочности металла [45]. В случае поперечного расположения прочность сталей Х12М и Р6М5 снижается на 40...50 %. В то же время угол между осью продолговатого включения и формообразующей поверхностью инструмента может иметь произвольное значение в диапазоне от 0 до 90 градусов. Данные о влиянии расположения включений различной формы и их свойств на локальное напряженное состояние в окрестности частиц отсутствуют.

Основными способами снижения карбидной неоднородности являются термическая (отжиг) и термомеханическая (переков) обработки материала на заготовительной стадии производства инструмента [43], [48].

Наиболее равномерное распределение карбидных частиц достигается при порошковом переделе инструментальной стали [43]. Размеры карбидов в стали Р6М5, получаемой порошковым переделом, составляют до 2...3 мкм (вместо 8...20 мкм в сталях, получаемых обычными металлургическими методами или электрошлаковым переплавом). Прочность и вязкость стали, полученной из порошка, в 2 и 2,5 раза, соответственно, выше, чем эти же показатели у обычной стали, при этом на 20...30 % повышается износостойкость. Главным недостатком подобного материала является его высокая стоимость.

Имеются сведения о влиянии условий проведения мартенситного старения на карбидную неоднородность. В работе [49] указывается, что проведение первого отпуска в вакууме для таких сталей, как Х12 и Р6М5 приводит к изменению кинетики образования карбидов во время второго обычного отпуска и их измельчению. Однако данный механизм характерен для мелкодисперсных вторичных карбидов, в то время как избыточные первичные карбиды не претерпевают существенных изменений в процессе отпуска.

Для достижения высокой стойкости холодновысадочного инструмента важно правильно выбрать режимы его термообработки. Снижению количества остаточного аустенита в металле готового изделия способствует обработка холодом [14], [50], а также ступенчатая закалка [48]. Большое влияние на прочность инструментальных сталей оказывает размер действительного зерна аустенита. С его уменьшением повышаются временное сопротивление при разрыве и вязкость стали [14], [42], [51], [52]–[55].

Существенное повышение стойкости инструмента за счет снижения «структурно-фазовой строчечности структуры» возможно при использовании термоциклической обработки [1], [56]. Распространенным способом измельчения зерна является термомеханическая обработка, когда деформированию подвергается металл в аустенитном состоянии [57]. При термомеханической обработке аустенизированной стали У10 при температурах 500...700 °С наблюдается образование субструктуры внутри зерна по типу полигонизации при последующей закалке [55], что приводит к повышению прочностных свойств. Аналогичный эффект описан для стали Х12 [14], изделия из которой после деформации при температуре 1020 °С подвергали отпуску при температуре 750 °С и окончательной обработке. Затем проводили закалку с температуры 1020 °С и три отпуска. При высокотемпературной термомеханической обработке инструментальных сталей происходит значительное измельчение карбидных частиц и расположение их параллельно рабочей поверхности, что приводит к значительному повышению прочностных свойств материалов.

В качестве метода измельчения зерна наибольшее распространение в последнее время получает низкотемпературная термомеханическая обработка инструментальных сталей при температуре ниже линии A_{C1} [52]–[54], [58]. Имеются сведения о проведении холодной пластической деформации при комнатной температуре и обработке давлением предварительно аустенизированных сталей при температурах мартенситного превращения.

В первом случае [58] инструментальные стали P18, P6M5, 6X7B7ФМ и X12M подвергали холодной пластической деформации в закаленном состоянии при комнатной температуре. Высокая твердость указанных сталей в закаленном состоянии не позволила получить высокой степени деформации исследуемых образцов. Причем отмечено, что стали 6X7B7ФМ и X12M при степени деформации до 0,4 % значительно улучшают свои механические свойства, что вызвано частичным распадом аустенита и мартенсита, увеличением плотности дислокаций, изменением характера расположения и дисперсности карбидов. Быстрорежущие стали P18 и P6M5 в закаленном состоянии проявляют некоторую склонность к упрочнению при деформации до 0,05 %, а при деформации выше 0,1 % происходит их разупрочнение.

Низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО) инструментальных сталей после аустенизации основана на явлении «сверхпластичности», обусловленном повышением пластичности стали в момент мартенситного превращения [52]–[54]. Зерна металла после НТМО оказываются вытянутыми в направлении течения металла, их размеры не зависят от степени деформации. Наиболее четко это явление прослеживается на мартенситно-стареющих сталях. Однако данные об особенностях проведения процесса НТМО противоречивы. После проведения деформации со степенью не менее 50...60 % происходит измельчение зерна стали, повышение твердости, красностойкости, прочности и ударной вязкости.

Стойкость инструмента определяется структурой и свойствами поверхностных слоев, которые претерпевают наиболее существенные изменения в процессе эксплуатации. Большое влияние на износостойкость матриц оказывает твердость рабочей поверхности инструмента. Повышение твердости по всему сечению инструмента приводит к снижению его вязкости. Одним из способов повышения износостойкости рабочей поверхности матриц с сохранением высокой вязкости сердцевины является струйная закалка [28], заключающаяся в охлаждении внутренней полости матриц струей воды, а наружной поверхности воздухом. В результате твердость рабочей поверхности составляет

56...58 HRC₃, а более мягкая наружная часть матриц с твердостью 40...50 HRC₃ обладает повышенной вязкостью, что позволяет увеличить стойкость матриц в 1,5...1,8 раза. Данный способ применим для низколегированных сталей низкой прокаливаемости и углеродистых инструментальных сталей класса У8А, используемых в случае высадки с высокими контактными нагрузками на поверхности инструмента [59].

Высокие контактные нагрузки в штамповой оснастке диктуют применение высокопрочных сталей, дополнительное повышение износостойкости и усталостной долговечности которых достигается путем *модифицирования* – изменения химического состава и свойств поверхностных слоев инструмента. Толщина модифицированного слоя может составлять от нескольких микрометров до 1...2 мм. Сердцевина инструмента чаще всего имеет стабильные исходные свойства, что делает процесс повышения стойкости инструмента наиболее эффективным с точки зрения создания комплекса свойств, позволяющих сочетать высокую износостойкость с хорошей ударной вязкостью, прочностью и контактной усталостью инструмента.

Виды упрочнения поверхностных слоев можно классифицировать следующим образом:

- изменение физико-механических свойств поверхности посредством термообработки и наклепа;
- нанесение упрочняющих недиффузионных покрытий;
- диффузионное насыщение рабочих поверхностей.

Применение наклепа для упрочнения матриц холодной объемной штамповки из сталей Р6М5 и Х12Ф исследовано в работе [20]. Наклеп осуществлялся в качестве финишной отделочной операции. В результате обработки первоначальный разброс шероховатости поверхности (Ra) в пределах 0,1...0,32 мкм сузился до 0,24...0,28 мкм для стали Р6М5 и 0,19...0,25 мкм для Х12Ф, что позволило увеличить стойкость матриц высадки сухаря автомобильного клапана в 3,8...4 раза. Основными причинами увеличения стойкости являются повышение твердости рабочей поверхности и наличие остаточных сжимающих напряжений в упрочненном слое. При этом отмечено, что высокая твердость указанных сталей (59...63 HRC₃) значительно затрудняет проведение наклепа металла.

Большое распространение среди способов повышения износостойкости нашло применение покрытий путем осаждения на рабочие поверхности карбидов, нитридов, боридов, оксидов и других соединений таких элементов, как Ti, Zr, Cr, Al, V, Si, Hf, W и др.

При изготовлении оснастки, особенно из быстрорежущих сталей, наибольшее распространение получили покрытия на основе карбонитрида титана [18], [60], [61]. Высокая поверхностная микротвердость (до 20...32 ГПа)

и удовлетворительная адгезия покрытия с подложкой позволяют значительно снизить образование задиров, износ рабочей поверхности, а также устранить налипание на нее частиц металла заготовки. Разработано технологическое оборудование для нанесения покрытия на основе TiN, позволяющее наносить многослойные покрытия [60].

Одним из известнейших способов повышения износостойкости формующего инструмента является нанесение на рабочие поверхности слоя хрома гальваническим путем, при котором твердость поверхности достигает 65...70 HRC, и износостойкость повышается в 2...3 раза [5], [28].

Однако следует отметить, что все известные покрытия создают резкий перепад свойств от поверхности к подложке, что обуславливает необходимость снижения толщины покрытия до величины 0,2...20 мкм [18], при которой прочностные свойства покрытия не влияют на прочность материала. Прочность подложки в этом случае приходится повышать дополнительными технологическими операциями.

Возможна модификация поверхности с помощью электроискрового легирования, которое сопровождается сохранением исходного фазового состава в материале основы. При этом происходит химическое взаимодействие материала электрода с основой.

Перспективно упрочнение посредством синтеза интерметаллидов типа Ni₃(AlTi), (FeCo)₇W₆, (Fe₃Co₂)W и карбидами типа WC [62]. Широко используют в качестве материала электрода твердые сплавы T15K6 и T30K4, а также графит. Толщина упрочненного слоя может достигать до 0,25 мм [5], требуется финишная обработка из-за невысокого класса чистоты поверхности после упрочнения (не выше Ra = 2,5 мкм) [39]. Основным достоинством модифицированного слоя является его высокая твердость (более 1600...1800 HV), что позволяет повысить износостойкость инструмента в 1,5...5 раз [5], [12]. Однако пористость покрытий, небольшая толщина упрочненного слоя в готовом изделии, низкая производительность процесса нанесения, остаточные напряжения растяжения, возникающие в поверхностном слое, препятствуют широкому их внедрению [18].

Отдельно следует отметить упрочнение с использованием графитового электрода, при котором процесс приобретает характер диффузионного насыщения с плавным изменением твердости от поверхности к подложке, не ухудшая шероховатости поверхности. Толщина упрочненного слоя после указанной технологии упрочнения не превышает 0,06 мм.

Значительные возможности повышения износостойкости поверхности появились вместе с разработкой промышленных лазеров. Благодаря высокой плотности энергии, переносимой лучом лазера (до 10⁹ Вт/см²) [18], возможен быстрый разогрев металла вплоть до

температуры плавления и столь же быстрое охлаждение его за счет отвода теплоты внутрь детали. При лазерной обработке мелкие карбиды цементитного типа успевают практически полностью раствориться, в то время как легированные карбиды типа M_6C , $M_{23}C_6$ полностью не растворяются, создавая тем самым резкий градиент распределения углерода и легирующих элементов по металлической матрице, что приводит к снижению локальной прочности металла [63]. Таким образом, чем дисперснее карбидная фаза, тем более стабильными свойствами отличается упрочненный слой, имеющий мартенсит с высокой насыщенностью легирующими элементами.

Оптимальными исходными структурами перед лазерной обработкой являются трооститно-бейнитные промежуточные структуры или структуры типа мартенсит отпуска с дисперсионно выделенными карбидами, характерные для быстрорежущих и полутеплостойких сталей. В результате лазерной обработки на поверхности формируется упрочненная зона с микротвердостью до 11...13 ГПа.

Согласно данным работы [64] в случае предварительной магнитно-импульсной обработки толщина слоя, упрочненного лазерной обработкой, увеличивается до 180 мкм, его твердость при этом снижается на 0,5 ГПа. При этом обеспечивается плавное изменение свойств металла от поверхности к сердцевине. Кроме того, с помощью лазерной обработки можно легировать поверхностный слой, нанося на него перед обработкой состав, содержащий легирующие элементы, либо распыляя порошок с легирующим элементом непосредственно в луче лазера [18]. Основными недостатками лазерного упрочнения являются высокая стоимость оборудования и необходимость его высококвалифицированного обслуживания.

Создание многокомпонентного модифицированного слоя возможно с помощью комплексного диффузионного насыщения металлами и неметаллами. Оно проводится путем помещения детали в многокомпонентную смесь, содержащую Cr, V, Mo, Al, Si, B, C и др. Указанные элементы могут содержаться в смеси как в чистом виде [65], так и в виде различных соединений [59], [64]. После упрочнения структура диффузионного слоя характеризуется наличием большого числа мелкодисперсных карбидов, количество которых равномерно убывает от поверхности к сердцевине. Толщина слоя зависит от количества легирующих элементов, содержащихся в упрочняемом материале, и резко уменьшается при использовании высоколегированных сталей. Подобная обработка способствует повышению усталостной долговечности и износостойкости упрочненных материалов. При на-

сыщении ванадием, молибденом и углеродом сталей Р6М5, Х12 и ЭП761 [59] толщина упрочненного слоя составляет 0,4...0,5 мм, твердость до 66...69 НРС₃, что позволяет увеличить усталостную прочность испытуемых образцов на 25...30 % и повысить стойкость высадочного инструмента в 1,5...2 раза. Недостатком описанного метода является его высокая стоимость и сложность технологии упрочнения.

Упрочнение штамповых сталей 5ХНМ, 4ХМФС, Х12М, 4Х5В2ФС, 3Х3В8Ф посредством многокомпонентного диффузионного насыщения хромом, ванадием, алюминием, кремнием, бором описано в работе [65]. Для всех сталей толщина насыщаемого слоя не превышала 30 мкм при его микротвердости 19,2...21 ГПа (в зависимости от марки стали). Диффузионная зона состоит из трех слоев – внешнего, толщиной 1...2 мкм, содержащего карбобориды Cr(CB) и карбида типа M₂₃C₆, промежуточного, содержащего карбида типа M₇C₃, и внутреннего, характеризующегося присутствием α-твердого раствора совместно с этими же карбидами. Внешний и промежуточный слои содержат преимущественно хром, ванадий и железо, в то время как внутренний слой характеризуется повышенным содержанием никеля, алюминия и кремния, насыщающих α-твердый раствор в концентрациях не более 2, 1 и 1,1 %, соответственно. Авторы отмечают повышение износостойкости и «окалиностойкости», уменьшение скорости окисления сталей 5ХНМ и 4Х5В2ФС в 10 раз, что объясняется образованием оксидной пленки типа «шпинели» M₂O₃. Тем самым указанные свойства модифицированного слоя позволяют значительно повысить высокотемпературную износостойкость рассматриваемых сталей.

К недостаткам указанного способа следует отнести невозможность доводки упрочненной поверхности шлифованием, вследствие суммирования остаточных напряжений сжатия от шлифования с высоким значением остаточных напряжений сжатия в насыщенном слое (до 50 ГПа) и, как следствие, отслаивания достаточно тонкого упрочненного слоя. Кроме того, максимальное повышение указанных свойств характерно для создания модифицированных слоев на низколегированных сталях типа 5ХНМ и 4ХМФС, используемых для изготовления инструмента холодной и горячей высадки, вырубки и чеканки при невысоких нагрузках на рабочую поверхность.

Одним из наиболее распространенных и изученных способов повышения износостойкости и выносливости является цементация. Традиционно «цементуемыми» материалами считаются низкоуглеродистые стали с небольшим содержанием легирующих элементов. В частности для изготовления отделочных пуансонов при высадке некоторых видов болтов и шурупов применяется сталь 35ХГСА [66]. По-

сле цементации твердость рабочей поверхности превышает 60 HRC₃. Толщина слоя зависит от времени науглероживания и может достигать до 1,6 мм. Твердость сердцевины составляет 48...52 HRC₃, что обеспечивает повышенную прочность инструмента при высокой износостойкости поверхности. Использование упрочненных деталей оснастки допускается в случае невысоких контактных напряжений. В противном случае жесткость сердцевины оказывается недостаточной и ее пластическое деформирование под воздействием повышенных нагрузок приводит к растрескиванию упрочненного слоя.

Известен способ цементации низкоуглеродистых сталей с высоким содержанием хрома (12 %), который позволяет повысить твердость рабочего слоя до 63...65 HRC₃ [67]. Недостатком данного способа является «пятнистость» упрочнения в результате образования на поверхности стойкой пассивной пленки, затрудняющей диффузию углерода, что диктует необходимость дифференцированного по времени применения специальных присадок к науглероживающей атмосфере. Для указанного способа отсутствуют данные о твердости и, соответственно, жесткости сердцевины, без которых невозможно прогнозировать поведение инструмента при заданном уровне контактных напряжений. Дополнительное неудобство описанного способа скрывается в значительных концентрациях углерода в поверхностном слое, достигаемое при цементации. В этом случае наличие большого количества хрома приводит к образованию карбидной фазы $M_{23}C_6$, которая имеет повышенную склонность к выделению по границам зерен в виде крупных угловатых частиц [41], [68], что значительно снижает локальную прочность металла.

В работе [69] приведен пример формирования упрочненного слоя в виде специальных карбидов с «пластинчато-стержневой» формой, что позволяет повысить износостойкость и усталостную долговечность инструмента. Предварительное обезуглероживание и окисление поверхности инструмента приводит к интенсификации процесса насыщения и увеличению толщины упрочненного слоя [70]. Однако при повышении толщины упрочненного слоя (1 мм и более) его прочностные свойства в значительной степени сказываются на стойкости инструмента, обуславливая растрескивание рабочей поверхности из-за ее повышенной хрупкости в условиях динамических нагрузок, характерных для холодной высадки.

Применительно к инструменту для холодного объемного деформирования разработан способ цементации быстрорежущей стали P6M5 [62]. Пуансоны для холодного обратного выдавливания после 15-часового науглероживания в среде природного газа при температуре 950 °C

подвергаются закалке в масле с температуры насыщения и последующему однократному отпуску при температуре 200 °С. В результате получают упрочненный слой твердостью 62...64 HRC₃ толщиной до 1,5 мм при твердости сердцевины 52...54 HRC₃.

Высокая износостойкость поверхности достигается за счет наличия в насыщенном слое большого количества «округлых» карбидов. Вязкая сердцевина обеспечивает удовлетворительную прочность детали, что позволяет более чем в 2 раза повысить стойкость отдельных видов пуансонов для обратного выдавливания. Однако данную обработку не удастся широко применять для упрочнения инструмента из быстрорежущих сталей, так как оптимальное сочетание свойств, обеспечивающих высокую прочность, жесткость и износостойкость инструмента, достигается лишь для отдельных единиц оснастки, характеризующихся определенным сочетанием толщины упрочненного слоя и рабочего сечения детали. В противном случае хрупкий упрочненный слой, располагающийся на сердцевине твердостью 52...54 HRC₃, не способной в должной степени противостоять пластической деформации, растрескивается. Главным недостатком данного способа является пониженная твердость сердцевины, обусловленная тем, что в описанном режиме не задействован механизм дисперсионного твердения, основанный на максимальном растворении карбидных частиц в аустените при нагреве под закалку на 10...12 балл зерна и последующем дисперсионном твердении при температуре отпуска 550...560 °С.

Одним из перспективных способов повышения износостойкости инструмента для холодной объемной штамповки является борирование. Диффузия бора в поверхностный слой приводит к образованию в нем боридов железа или карбидов бора. Известен широкий спектр технологических приемов, позволяющих насыщать рабочую поверхность инструмента бором [4], [71]–[77]. Глубина упрочнения может достигать до 0,3 мм, но высокая хрупкость слоя ограничивает ее в пределах 0,1 мм в низколегированных сталях и 0,05 мм при упрочнении высоколегированных сталей [71]. Упрочненный слой характеризуется наличием боридов FeB на поверхности и Fe₂B в глубине слоя [77]. Микротвердость модифицированного слоя достигает 15 ГПа [75]. Температура насыщения в зависимости от способа борирования выбирается в интервале 860...1100 °С [71]. При этом в большинстве случаев закалку инструмента проводят с температур насыщения. Эта особенность усложняет процесс проведения упрочнения в случае применения сталей, закалочные температуры которых лежат выше указанного интервала температур. Попытка совместить насыщение с окончательным нагревом под закалку приводит к резкому снижению прочности слоя [71].

Сравнительная простота создания боридного слоя обеспечивает широкое применение данного метода упрочнения для деталей, рабочая поверхность которых эксплуатируется в условиях абразивного или контактного трения при повышенных температурах. В условиях воздействия ударных нагрузок начинает сказываться повышенная хрупкость модифицированного слоя, для снижения которой требуется усложнение технологии создания упрочненного слоя. Данного недостатка лишен способ бороазотирования [74], обеспечивающий получение двух зон: наружной боридно-нитридной зоны и внутренней, характеризующейся равномерным распределением мелкодисперсных нитридов в твердом растворе, легированном азотом.

После такой обработки наружный слой имеет микротвердость 17,5...22 ГПа и толщину 0,12...0,15 мм у низколегированных сталей и 0,03...0,08 мм у высоколегированных сталей. Внутренний слой обладает хорошей пластичностью, его твердость не превышает 2,5 ГПа при толщине 0,25...0,5 мм, что позволяет рассеивать упругую энергию хрупких поверхностных трещин микропластической деформацией подслоя. Сочетание описанных свойств позволяет повысить усталостную долговечность в 1,2...1,3 раза, износостойкость в 1,2...1,5 раз, сопротивление хрупкому разрушению в 1,5...2 раза.

Создание модифицированных слоев с изменяющимися по сечению свойствами возможно также с помощью создания нитридных и карбонитридных слоев. Все существующие методы азотирования основаны на диффузионном насыщении поверхности металла атомарным азотом, который образует устойчивые нитриды и карбонитриды железа и легирующих элементов – хрома, вольфрама, молибдена, бора и др. Повышение концентрации легирующих элементов в металле приводит к снижению толщины насыщенного слоя и созданию резкого градиента свойств по сечению материала.

Структура азотированного слоя состоит из поверхностной нитридной зоны и диффузионного подслоя. Нитридная зона характеризуется карбонитридной ϵ -фазой, состоящей из двух изоструктурных форм, соответствующих $(FeM)_3NC$ и $(FeM)_2NC$ [62]. Диффузионный подслоя, так называемая зона «внутреннего азотирования», состоит из α -фазы с включениями чрезвычайно дисперсных нитридов легирующих элементов. Общая толщина азотированного слоя составляет 0,08...0,25 мм в зависимости от способа насыщения и имеет микротвердость 10,5...12 ГПа для высоколегированных сталей [59], [62]. Особенностью газового азотирования является ухудшение исходной шероховатости поверхности инструмента с $Ra = 1,25...0,5$ до $Ra = 2,5...1,25$ [71].

Выделяющиеся при азотировании нитриды обладают более высокой чем железо теплоемкостью, что создает благоприятные условия для предотвращения температурных всплесков на поверхности и позволяет сохранять высокую твердость азотированного слоя до температур 670...680 °С для штамповых сталей и 700 °С для быстрорежущих [62], [71]. Остаточные напряжения сжатия и высокая твердость, характерные для инструмента, упрочненного с помощью азотирования, обеспечивают возрастание усталостной долговечности и износостойкости, что приводит к повышению стойкости инструмента, работающего при умеренных динамических нагрузках, в 1,5...2,5 раза. Однако стойкость инструмента, испытывающего высокие ударные нагрузки, понижается на 20...30 % вследствие повышенной хрупкости азотированного слоя, что подтверждается снижением ударной вязкости в 2...3 раза при азотировании на глубину 0,08 мм [59].

Создание карбонитридных слоев путем цианирования, нитроцементации или карбонитрирования признаются наиболее оптимальными способами упрочнения рабочей поверхности инструмента для холодной высадки [12], [28], [50], [59], [71], [78], [79]. Толщина насыщенного слоя может варьироваться в широких пределах от 0,2 до 2 мм. Различают высокотемпературный процесс, при котором температура достигает около 980 °С [62, 71, 76, 80], и низкотемпературный процесс, проводимый в интервале 500...600 °С [12], [71], [78]. Технологическая схема упрочнения зависит от свойств упрочняемого материала. В случае модификации быстрорежущих и полутеплостойких сталей применяется низкотемпературная обработка в интервале 540...560 °С [78], которая осуществляется после закалки и дисперсионного твердения. При указанной температуре сталь преимущественно насыщается азотом. На поверхности образуется твердый хрупкий карбонитридный слой толщиной 5...15 мкм, далее следует твердый раствор азота в α -железе. Его фазовый состав определяется наличием карбидов Fe_3C и нитридов Fe_3N и Fe_4N . Снижению его хрупкости способствует отсутствие нитрида Fe_2N , отличающегося повышенной хрупкостью. При толщине карбонитридного слоя 7...10 мкм он не проявляет хрупкости и обладает удовлетворительной прочностью и износостойкостью [78]. Повышенная концентрация легирующих элементов в быстрорежущих и полутеплостойких штамповых сталях обуславливает снижение толщины карбонитридного слоя до 2...3 мкм, что приводит к его быстрому изнашиванию в условиях высоких контактных нагрузок, характерных для применения указанных сталей [71]. В этом случае основной эффект упрочнения принадлежит диффузионному подслою, который в

высоколегированных сталях состоит из смеси мартенсита, карбидных, нитридных и карбонитридных фаз. Микротвердость упрочненного слоя достигается до 12...14 ГПа [59], [71] и плавно изменяется от поверхности к сердцевине. Остаточные напряжения сжатия в поверхностном слое наряду с приданием высокой твердости поверхности повышают износостойкость и выносливость высокопрочных металлов, упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации.

Толщина насыщенного слоя влияет на величину усталостной прочности, максимальное значение которой [79], [81] достигается при упрочнении на глубину 0,2 мм. В работах [82], [83] определение оптимальной толщины упрочненного слоя проводится на основе суперпозиции эпюр распределения эксплуатационных и остаточных сжимающих напряжений по сечению исследуемой детали. Зона внутреннего диффузионного насыщения обладает повышенной пластичностью, не подвергается шелушению, скалыванию. Она улучшает прирабатываемость, повышает задиростойкость, коррозионную стойкость, хорошо гасит ударную нагрузку. Наличие специальных нитридов приводит к повышению термостойкости. Увеличение стойкости холодновысадочного и чеканочного инструмента, работающего в тяжелых условиях, обработанного по данной технологии, по сравнению с инструментом со стандартной термообработкой составляет 2...3 и 1,5...3 раза, соответственно [12], [59], [71].

Анализ изученных литературных источников показал, что особое внимание уделено исследованию изнашивания рабочей поверхности холодновысадочного инструмента и усталостного разрушения материала оснастки. В зависимости от преобладающего фактора оптимизация технологии изготовления и конструкции инструмента проводится по критериям предельного изнашивания рабочих поверхностей, либо по критерию выносливости материала инструмента.

Данные о характере контактного изнашивания поверхности инструмента в условиях действия высоких по величине пульсирующих давлений разрозненны и не могут быть систематизированы. Данные о количественном влиянии упрочняющих технологий на контактную выносливость высокопрочных инструментальных сталей отсутствуют.

Напряжения, возникающие на гравюре штампа, зависят от массы и сложности высаживаемых изделий. Их учет и выбор соответствующего инструментального материала позволяют значительно улучшить эксплуатационные характеристики штампов для холодной объемной штамповки. Большинство методов оценки напряженного состояния основано на аналитических решениях Ляме для расчета напряжений,

возникающих в цилиндре, нагруженном изнутри. Применение этого метода для расчета сложных формообразующих поверхностей некорректно. Наиболее эффективным расчетным методом, позволяющим оценить напряженное состояние сложных рабочих полостей, является метод конечных элементов, применение которого в настоящее время упрощается благодаря наличию готовых программных продуктов, требующих, однако, мощных вычислительных комплексов.

Немаловажное значение имеет структура материала инструмента. В случае применения высоколегированных сталей следует учитывать такие параметры структуры, как балл действительного зерна аустенита и балл карбидной неоднородности. Данные о взаимном влиянии формы, размеров, ориентации и свойств неметаллических включений не систематизированы и носят противоречивый характер, что не позволяет производить строгую оценку локальной прочности металлических материалов с включениями.

Одним из путей повышения стойкости холодновысадочного инструмента является создание градиента свойств по сечению металла. Наиболее перспективным направлением признано диффузионное упрочнение, обеспечивающее комплексное повышение износоустойчивых характеристик инструмента. Однако рекомендуемые режимы обработки для широкого класса изделий не всегда приводят к ожидаемым результатам, так как при этом не учитываются особенности изменения структуры и свойств диффузионного слоя в процессе эксплуатации инструмента. Результаты влияния остаточных напряжений на эксплуатационные характеристики холодновысадочного инструмента в научных публикациях обобщены единым выводом о позитивном влиянии остаточных напряжений сжатия без учета возможного суммирования фазовых напряжений в поверхностном слое материала с эксплуатационными нагрузками. Не однозначно оценивается влияние остаточного аустенита на механизм разрушения инструмента и не всегда учитываются особенности широкого спектра технологий и свойств получаемых слоев.



ГЛАВА 2

**Объекты исследований
и методики испытаний**

2.1. ОБЪЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Объектом исследований является штамповая оснастка из высоколегированных сталей ледебуритного класса, предметом исследования – структура металла и ее влияние на стойкость инструмента и технологические процессы направленного структурообразования в поверхностных слоях указанных сталей.

Практическая апробация результатов исследований проводилась на тяжело нагруженном штамповом инструменте – холодновысадочной оснастке для изготовления болтов железнодорожного крепежа M22 × 70, M22 × 140, M22 × 50 ГОСТ 16016–79, обечных пуансонах, пуансонах обратного выдавливания, чеканочных штампах для изготовления государственных наград Республики Беларусь и ножах для рубки анкерной фибры.

Наиболее сложной формой отличается инструмент для производства болтов железнодорожного крепежа, а также чеканочные штампы для изготовления государственных наград Республики Беларусь.

Большой объем заготовок, деформируемых в полости матриц для изготовления болтов железнодорожного крепежа, обуславливает наиболее низкую стойкость данного инструмента. Головки высаживаемых болтов имеют относительно большой объем (степень деформации h_0 / d_0 превышает 2,65) и сложную геометрическую форму. Высадка осуществляется в три перехода на прессе-автомате BV-6 фирмы «NEDSCHROEF» (Бельгия). Наиболее низкой стойкостью отличаются матрицы третьего перехода, окончательно формирующие головки болтов (рис. 2.1).

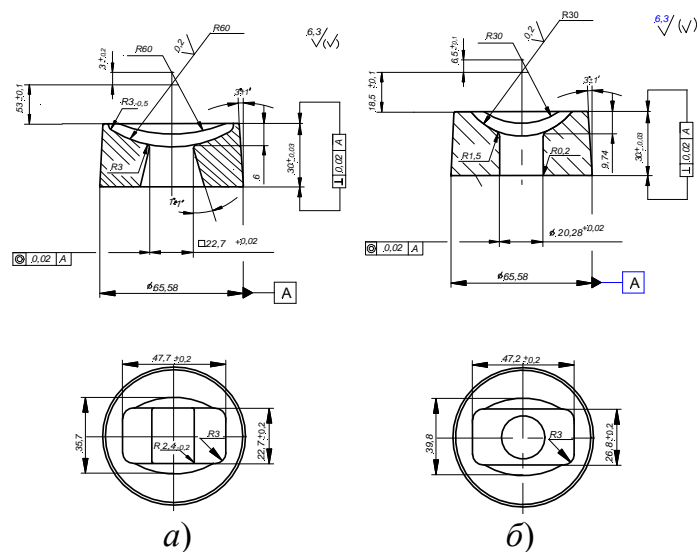


Рис. 2.1. Холодновысадочные матрицы третьего перехода для высадки болтов железнодорожного крепежа: а – M22 × 70; б – M22 × 140

Гравюра ручья матрицы, представляющая собой сопряжение усеченной сферы с отверстием под стержень болта, изготавливалась методом электроэрозионной обработки с последующей термообработкой, шлифованием и полированием рабочей поверхности.

2.2. МАТЕРИАЛЫ И РЕЖИМЫ ИХ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Для изготовления матриц использовали штамповую сталь X12M и быстрорежущую сталь P6M5. Химический состав этих сталей приведен в табл. 2.1. Структура сталей в состоянии поставки представляла зернистый перлит 3 балла (ГОСТ 5639–82), твердость не более 217 НВ. С учетом диаметра заготовок стали P6M5 и X12M имели 5 (ГОСТ 19265–73) и 6 (ГОСТ 5950–73) балл карбидной неоднородности, соответственно.

Термическую обработку сталей проводили по режимам, приведенным в табл. 2.2. Первый подогрев сталей осуществляли в камерной печи, второй подогрев (для стали P6M5) и нагрев под закалку – в соляной ванне. Для отпуска стали P6M5 использовали ванну с расплавом селитры, стали X12M – шахтную печь. Время нагрева и выдержки под закалку рассчитывали по известным рекомендациям [43], [84].

Таблица 2.1

Химический состав исследуемых сталей, %

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	W	V	Mo	Co	Ni	Cu	S	P
								не более				
P6M5 ГОСТ 19265–73	0,82... 0,90	0,20... 0,50	0,20... 0,50	3,80... 4,40	5,50... 6,50	1,70... 2,10	4,80... 5,30	0,50	0,60	0,25	0,025	0,030
X12M ГОСТ 5950–73	1,45... 1,65	0,10... 0,40	0,15... 0,45	11,0... 12,50	–	0,15... 0,30	0,40... 0,60	–	0,35	0,30	0,015	0,030

Таблица 2.2

Режимы термической обработки оснастки

Марка стали	Температура, °C				Твердость HRC _c
	1 подогрева	2 подогрева	закалки	отпуска	
P6M5	425	850	1200	560 (3р.)	60...62
X12M	700	–	1040	200	57...59

Химико-термическую обработку осуществляли в шахтной печи. Низкотемпературную нитроцементацию проводили в продуктах диссоциации триэтанолamina при температуре 560 °C в течение 6...7 ч

после термообработки и полирования гравюры матриц. Газовую цементацию поверхностного слоя матриц из стали Р6М5 проводили в течение 6...8 ч. Операцию совмещали со вторым подогревом при температурах 900...1000 °С. Длительная выдержка при указанных температурах обеспечивает аустенитизацию стали, при этом в ее структуре происходят процессы аналогичные таковым при отжиге, в частности растворение избыточных карбидов, что позволяет снизить температуру окончательного нагрева под закалку.

2.3. МЕТОДИКИ ИСПЫТАНИЙ И ИСПЫТАТЕЛЬНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

Микроструктурные исследования проводили с помощью металлографических микроскопов ММР-4 и Метам РВ22, фрактографию, а также определение элементного состава осуществляли с использованием растровых электронных микроскопов Jeol-50 и Vega II LMN Tescan.

Изучение топографии рабочих поверхностей, а также сравнительную оценку упругих свойств компонентов в исследуемых материалах осуществляли с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ). Использовали экспериментально-вычислительные комплексы «Нанотоп-203» и «Нанотоп-206» (рис. 2.2) на базе атомно-силовых микроскопов. Изображение исследуемой поверхности и оценку фазового состава испытуемого материала получали в результате сканирования поверхности образца в горизонтальной плоскости при помощи вольфрамовой иглы с радиусом кривизны около 50...100 нм. Игла является частью зонда-кантиллера, представляющего собой консольную балку известной жесткости, укрепленную на колеблющемся основании. При зондировании измеряли отклонение (сдвиг резонансной частоты колебаний) кантиллера при взаимодействии между иглой и поверхностью, регистрация которого позволяет осуществить картографирование поверхности. Системы детектирования и перемещения рабочих органов микроскопа обеспечивали чувствительность измерений по оси Z – 0,1...0,2 нм и разрешение в плоскости XOY до 24 мкм. Для изучения фазового строения материалов использовали режим работы микроскопа с одновременной записью изображения топографии и фазы колебаний зонда. Изменение фазы колебаний происходит при изменении упругих свойств исследуемой поверхности и, в частности, модуля упругости.

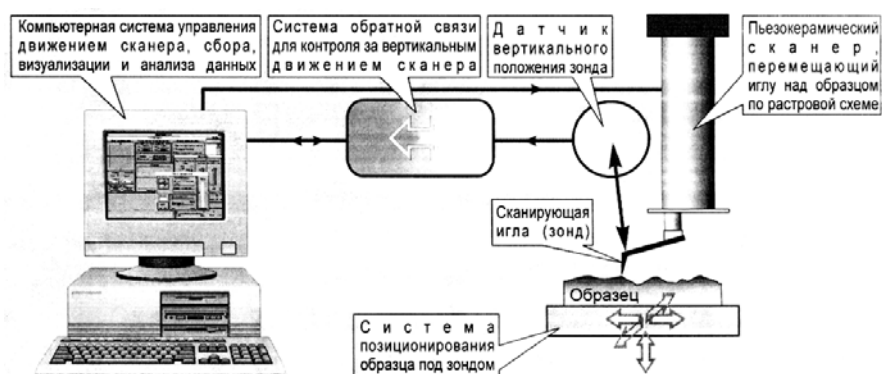


Рис. 2.2. Структурная схема экспериментально-вычислительного комплекса «Нанотоп-203»

В результате исследований получены АСМ-изображения, обработку которых проводили с использованием оригинальных программ, реализующих процедуры визуализации в многооконном режиме системы WINDOWS, фильтрации изображений, статистического и ориентационного анализа параметров топографии и фазового состава материала. Визуализацию результатов осуществляли в виде полутонных фотографий. При расшифровке морфологии поверхности светлые оттенки соответствуют возвышающимся участкам топографии, а при оценке фазового состава зонам с повышенной твердостью и модулем упругости. Методика исследований и оборудование разработаны и изготовлены в ИММС НАН Беларуси.

Фазовый анализ осуществляли на рентгеновском дифракторе ДРОН-7 с использованием рентгеновской трубки 2,0БСВ27-Со при напряжении 40 кВ, силе тока 30 мкА.

Исследования влияния режимов термической и химико-термической обработки на структуру и фазовый состав инструментальных сталей проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 с использованием рентгеновской трубки 2,0БСВ27-Со при напряжении 40 кВ, силе тока 30 мкА.

Определение механических свойств. Твердость измеряли на приборах Бринелля по ГОСТ 9012–59, Роквелла по ГОСТ 24622–91, а микротвердость – на приборе ПМТ-3 при нагрузках 1...2 Н. Усталостные испытания проводили на установке УРС 20/600 по схеме «растяжение – сжатие» на гантелеобразных образцах, изготовленных по ГОСТ 25.504–82. Нагружение осуществляли по асимметричному циклу при напряжениях, аналогичных действующим в процессе эксплуатации штамповой оснастки в зонах распространения усталостных трещин. Коэффициент асимметрии цикла изменяли в диапазоне $-0,1 \dots -1$ согласно сочетанию максимального и минимального напряжений цикла, возникающих в материале матриц в процессе высадки в зависимости от величины радиального натяга.

Распределение остаточных напряжений в диффузионно-упрочненных слоях определяли путем замера стрелы прогиба пластинчатого образца после электрохимического растворения слоя металла с одной из сторон образца. Исследовали образцы толщиной 2...10 мм из стали Р6М5. Диффузионное насыщение проводили одновременно для группы образцов различной толщины измерения. Толщины образцов определяли прямым измерением с точностью $\pm 0,01$ мм. База измерения прогиба образца обеспечивалась конструкцией индикаторной планки и составляла 100 мм.

Экспериментальные исследования по оценке механизма разрушения сталей ледебуритного класса при различной ориентации карбидных включений, а также с различным поверхностным упрочнением в условиях плоского напряженного состояния проводили путем нагружения призматического образца с отверстием по схеме трехточечного изгиба. Исследование модуля упругости поверхностно упрочненных слоев осуществляли по стандартной методике путем одноосного растяжения упрочненной пластины толщиной 0,5 мм, а также микроиндентирования в поверхностный слой пирамиды Виккерса с построением кривых в осях «усилие – перемещение» на стадии нагружения экспериментального образца и его разгрузки. Указанные исследования осуществляли на испытательном стенде «Instron 5000».

Испытания на контактную выносливость сталей ледебуритного класса проводили на оригинальной установке. Экспериментальные образцы с рабочей поверхностью в виде лопатки, закрепленные в планшайбе, совершали круговое движение, в процессе которого отесняли дисковое контртело, свободно вращающееся на подпружиненном штоке. Сила упругой реакции пружины в момент отеснения образцом дискового контртела обеспечивала заданное контактное напряжение на рабочей поверхности образца без проскальзывания относительно поверхности контртела. Боковые поверхности рабочей части образца полировали для проведения мониторинга структурных изменений в процессе накопления повреждений усталостной природы. Количественную оценку контактного износа осуществляли путем измерения глубины лунки, формирующейся в месте контакта, индикатором часового типа с точностью $\pm 0,01$ мм.

Исследование напряженного состояния оснастки. Экспериментальное исследование влияния величины натяга, возникающего при запрессовке матрицы в корпус-бандаж, на ее напряженное состояние проводили с использованием метода тензометрирования. Тензодатчики размещали на передней поверхности матриц перпендикулярно плоскости прохождения трещин. При запрессовке матриц в обойму с различными натягами определяли величину сжимающих напряжений, возникающих в

указанной зоне. Численные исследования напряженно-деформированного состояния матриц проводились с использованием компьютерной программы ANSYS, реализующей метод конечных элементов.

Для моделирования напряженного состояния в окрестности неметаллических включений применяли четырехугольный трапециевидальный тип элемента (рис. 2.3). Для построения конечно-элементной модели матрицы использовался тетраэдральный тип элемента (рис. 2.4). Так как конструкция матриц и условия нагружения симметричны, то для упрощения расчета рассматривались сегменты, представляющие четвертую часть матрицы, что является характерным при исследовании симметричных деталей [8], [16].

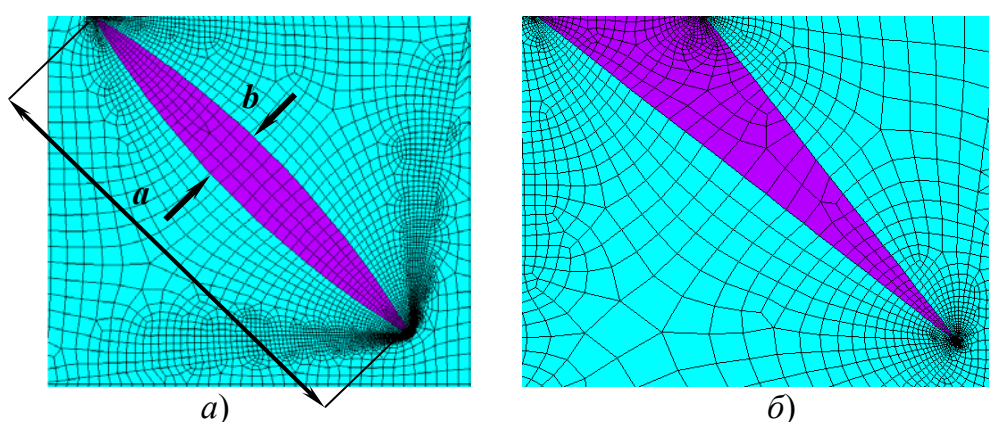


Рис. 2.3. Конечноэлементные модели остроконечных эллипсообразных включений при их расположении под поверхностью (а) и технологическом усечении (б)

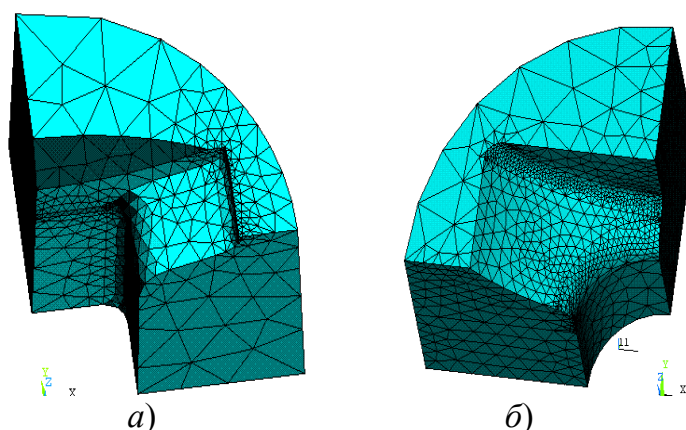


Рис. 2.4. Конечноэлементные модели матриц для высадки болтов:
а – М22 × 140; б – М22 × 70

Рабочее давление на формообразующую поверхность матриц прикладывалось через головку болта. Результаты расчета визуализировались

в виде распределения полей напряжений по сечению инструмента. Определяли главные нормальные, касательные, а также эквивалентные напряжения, расчет которых осуществляли по критерию Мизеса [85].

Оценку растягивающих напряжений в зонах распространения усталостных трещин проводили посредством перемещения локальной системы координат в соответствующую зону модели инструмента. При этом одна из осей располагалась перпендикулярно плоскости распространения трещины.

Исследование температурных условий работы инструмента. Распределение температурных полей по сечению матриц определяли путем измерения установившегося значения температуры в точках, находящихся на различном удалении от рабочей поверхности матрицы. Использовали хромель-капельные термопары, спай которых зачеканивали в отверстия на передней поверхности матрицы. Оценку тепловыделения на границе «инструмент – заготовка» производили путем замера мгновенного значения температуры при однократном цикле деформации заготовки термопарой, головка которой располагалась непосредственно на рабочей поверхности матрицы.

Исследование пластической деформации заготовки. Для анализа деформации заготовки на третьем переходе высадки использовали заготовки, высаженные на втором переходе. Заготовки болтов состояли из двух симметричных половинок. После шлифования и полирования на плоскость разъема наносили координатную сетку с размерами ячейки 1×1 мм и глубиной линии 0,1 мм. Сложенные из двух половинок заготовки закрепляли в захватах механизма переноса и деформировали в режиме единичных ударов. По смещению сетки в зоне контакта оценивали характер взаимодействия на границе металла заготовки и матрицы.

Испытания оснастки на стойкость осуществляли непосредственно в условиях серийного производства на штатном оборудовании предприятий Гомельской области.

Статистическую обработку результатов экспериментальных исследований проводили путем интервальной оценки математического ожидания искомой характеристики с помощью критерия Стьюдента при доверительной вероятности 0,95 и симметричном распределении. Для обработки данных усталостных испытаний использовали функцию распределения вероятностей типа $\arcsin(P)^{1/2}$ для вероятности разрушения 5 %.

ГЛАВА 3

Исследование механизма разрушения холодновысадочного инструмента

3.1. ТЕМПЕРАТУРНЫЕ УСЛОВИЯ РАБОТЫ ИНСТРУМЕНТА

Температурные условия работы холодновысадочного инструмента определяются характером взаимодействия на границе между материалом заготовки и инструментом. Основной вклад в разогрев поверхности оснастки вносит энергия, которая выделяется при пластической деформации заготовки [29], [86], [87].

Доля трансформации механической энергии в тепловую в условиях холодной высадки и выдавливания при изготовлении изделий из низкоуглеродистых сталей составляет около 90 % [86]. Выделяющаяся тепловая энергия локализуется в замкнутом пространстве, ограниченном рабочими поверхностями пуансона и матрицы.

Исследование температурных условий работы штамповой оснастки проведены на матрицах для высадки крупногабаритных метизов – болтов железнодорожного крепежа М24 × 140. Основной объем пластически деформируемой заготовки находится внутри рабочей полости матрицы. Температура формообразующей поверхности изменяется циклически, достигая своего максимума в момент наибольшего сближения пуансона и матрицы. Максимальные скачки температуры возникают на участках гравюры, контактирующих с объемами заготовки, которые претерпевают максимальные деформации. Очевидно, что наибольшее количество тепловой энергии будет аккумулироваться в теле матрицы.

Для оценки температуры нагрева гравюры инструмента на рабочую поверхность матрицы была выведена головка термодпары. При единичном цикле высадки поковки заготовка контактирует с рабочей поверхностью инструмента в течение малого промежутка времени, при этом часть теплоты заготовки передается инструменту. Максимальная температура в зоне контакта «инструмент – заготовка» в момент, соответствующий завершению деформации заготовки, достигает 140 °С. Источник выделения теплоты устраняется при выталкивании заготовки из штампа. Теплопередача полученной поверхностным слоем энергии осуществляется как в тело инструмента, так и в окружающую среду. Ритмичная работа холодновысадочного автомата приводит к аккумуляции теплоты в объеме оснастки. Оценка распределения температурных полей по сечению инструмента проводили путем размещения на рабочем торце матриц термодпар на различном удалении от рабочей поверхности.

Как видно из рис. 3.1, после 13...15 тыс. рабочих циклов распределение температуры по сечению инструмента стабилизируется. Аппроксимация экспериментальных значений распределения температурных полей по сечению холодновысадочных матриц показала, что применение экспоненциальной и полиномиальной аппроксимирующих зависимостей позволяет получить близкие результаты, которые показывают, что температура рабочей поверхности инструмента составляет 190...220 °С (рис. 3.2). Численное моделирование распределения температурных полей по сечению инструмента показало, что слой металла, разогреваемый до температуры около 200 °С, имеет максимальную толщину около 2...3 мм (рис. 3.3) [88].

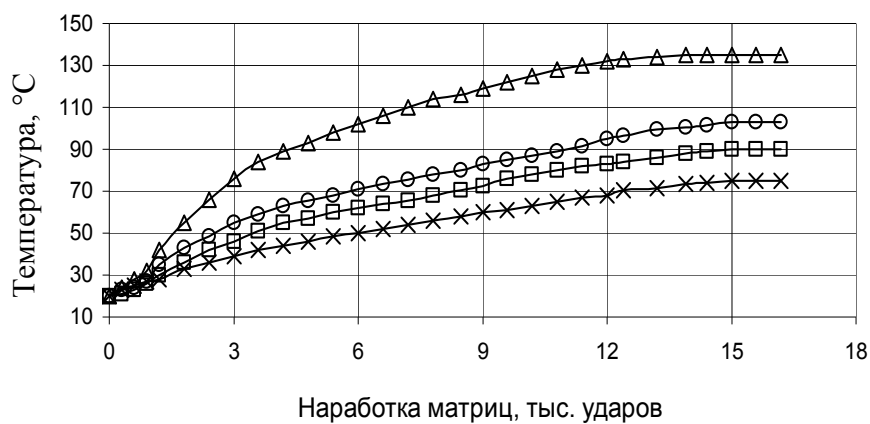


Рис. 3.1. Зависимость температуры матриц от количества рабочих циклов в различных зонах, удаленных от рабочей поверхности на расстояния:
 Δ – 2 мм; \circ – 3,2 мм; \square – 3,8 мм; \times – 5,2 мм

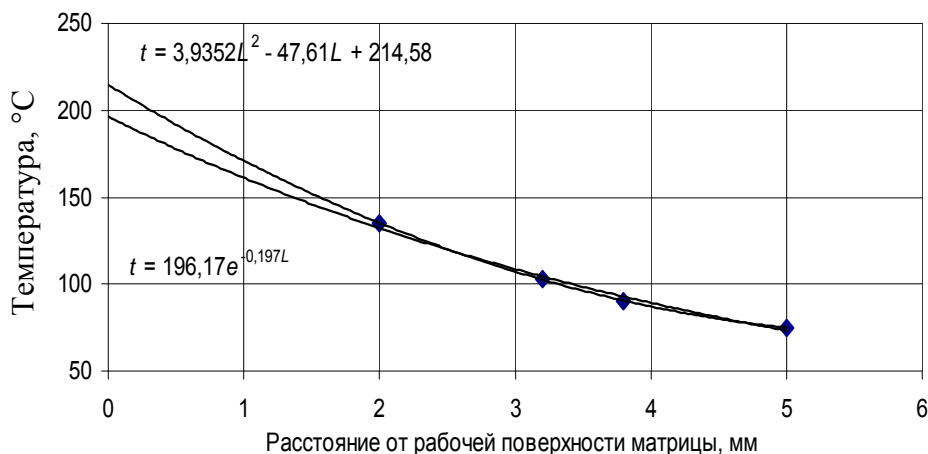


Рис. 3.2. Распределение температуры по сечению матрицы

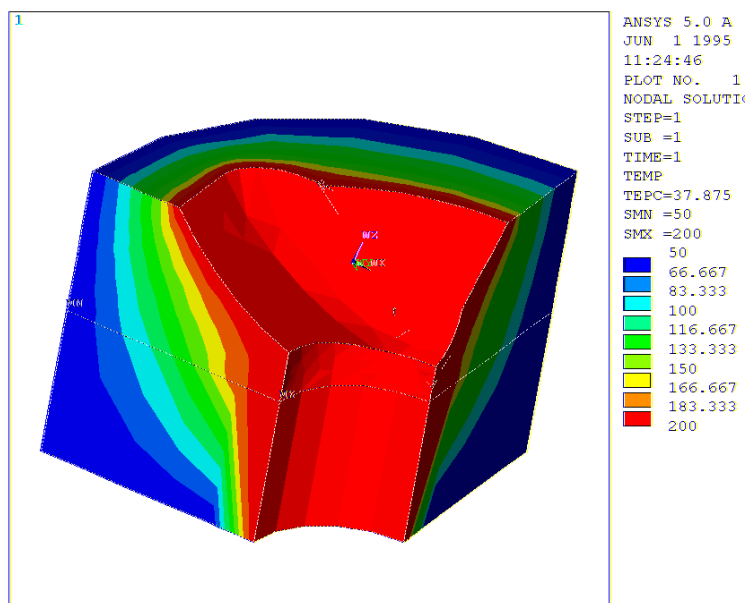


Рис. 3.3. Распределение температурных полей по сечению холодновысадочной матрицы

Полученные аналогичным образом значения температур для пуансонов показывают, что их рабочая поверхность испытывает значительно меньшее термическое воздействие. Температура разогрева рабочей поверхности в установившемся режиме работы пуансонов не превышала $50\text{ }^{\circ}\text{C}$. Столь низкую температуру нагрева пуансона можно объяснить меньшей площадью его контакта с заготовкой, по сравнению с матрицей, так как основная работа по формированию профиля будущей поковки осуществляется в полости матрицы. Кроме того, рабочая поверхность пуансонов интенсивно обдувается потоком воздуха.

Применение принудительного обдува оснастки в рабочей зоне холодновысадочных автоматов обусловлено технологической необходимостью охлаждения режущих кромок пуансонов, которые завершают формообразование головки изделия. Давление воздуха, который используется для обдува, на выходе из сопла составляет $0,4\dots 0,5\text{ МПа}$. Конструктивное расположение сопла обеспечивает интенсивное воздушное охлаждение не только обсечных пуансонов, но и пуансонов, осуществляющих высадку на предварительных переходах. Режущие кромки обсечных пуансонов подвергаются существенному разогреву, который, тем не менее, не приводит к появлению цветов побежалости на рабочих поверхностях инструмента, что свидетельствует о нагреве режущих кромок до температуры не выше $300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Полученные результаты согласуются с представлениями об условиях работы холодновысадочного инструмента, регламентирующими выбор материала для оснастки [29].

Нагрев рабочих поверхностей матриц до температуры около 200 °С, при их длительной эксплуатации, сказывается на микроструктуре и свойствах матриц, изготовленных из стали X12M и ее аналогов (X12, X12МФ, X12Ф1), так как эта температура соизмерима с температурой их отпуска. При закалке стали X12M от температуры 1070 °С и однократном отпуске при 200 °С ее твердость составляет 58...60 HRC₃ [84], [89]. Для повышения твердости до величины 60...62 HRC₃ температуру закалки снижают до 1000...1030 °С, а отпуск проводят при 170...200 °С [90], [91]. В первом случае количество остаточного аустенита составляет около 25 %, во втором достигает 30 %. Снизить долю остаточного аустенита до 10 % позволяет обработка холодом, проводимая сразу после закалки [43]. Температура отпуска в этом случае для достижения твердости около 57...60 HRC₃ составляет 200 °С. Таким образом, все существующие способы термообработки стали X12M на твердость около 57...62 HRC₃ обеспечивают присутствие в структуре металла остаточного аустенита. В этой ситуации создаются условия для динамического деформационного старения стали. Дислокации, инициируемые пластической деформацией, закрепляются атомами углерода [92]–[94]. Изменение температуры инструмента ускоряет этот процесс, поскольку с ее повышением подвижность атомов углерода увеличивается. В результате повышается вероятность образования внутрикристаллических дефектов. Плотность их распределения наибольшая в зонах концентрации остаточного аустенита, располагающихся в окрестности крупных первичных карбидов. Карбиды, содержащиеся в структуре стали, являются источниками углерода и легирующих элементов, в первую очередь хрома, при аустенитизации стали. Это способствует достижению наиболее высокой степени легирования γ -фазы при нагреве под закалку именно в окрестностях крупных карбидов, которая после закалки и отпуска не претерпевает мартенситного превращения. Остаточный аустенит обладает повышенной пластичностью. Его превращение в мартенсит вблизи крупных включений усугубляет условия протекания совместного деформирования включения и металлической матрицы, облегчая возникновение трещины между ними.

В то же время указанные выше температуры не оказывают существенного влияния на свойства стали Р6М5, так как температура ее мартенситного старения 560 °С. Трехкратный отпуск при данной температуре обеспечивает практически полное превращение аустенита в мартенсит [43] и устраняет условия возникновения микрокристаллических деформаций по причине повышенной пластичности остаточного аустенита.

3.2. ФОРМА, РАЗМЕРЫ, ОРИЕНТАЦИЯ И СВОЙСТВА КАРБИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ СТАЛЕЙ ЛЕДЕБУРИТНОГО КЛАССА

Высокое содержание легирующих элементов в инструментальных сталях обуславливает наличие в их структуре большого количества избыточных первичных карбидов. Согласно литературным источникам [47], [95] включения могут иметь различную форму. Исследования микроструктуры сложнопрофильного штампового инструмента – холодновысадочных матриц, изготовленных из высоколегированных сталей Р6М5 и Х12М [96], [97], показали, что на их рабочую поверхность выходит большое количество крупных продолговатых карбидов (рис. 3.4). Карбиды стали Р6М5 имеют преимущественно эллипсообразную форму, унаследованную от заготовки после ее прокатки. Форма карбидов стали Х12М близка к угловатой. Кроме этого в заготовках большого диаметра, полученных прокаткой, наблюдается строчечное расположение карбидов, которое в большей степени проявляется в области оси заготовки. Поэтому в поверхностном слое инструмента, изготовленного в большинстве случаев электроэрозионным способом, присутствуют первичные карбидные частицы, расположение которых характеризуется различной ориентацией относительно поверхности инструмента.

Исследования, проведенные в работе [46], показали, что ориентация карбидных цепочек по отношению к линии приложения нагрузки оказывает существенное влияние на прочность сталей ледебуритного класса, традиционно применяемых для изготовления холодновысадочного инструмента (рис. 3.5).

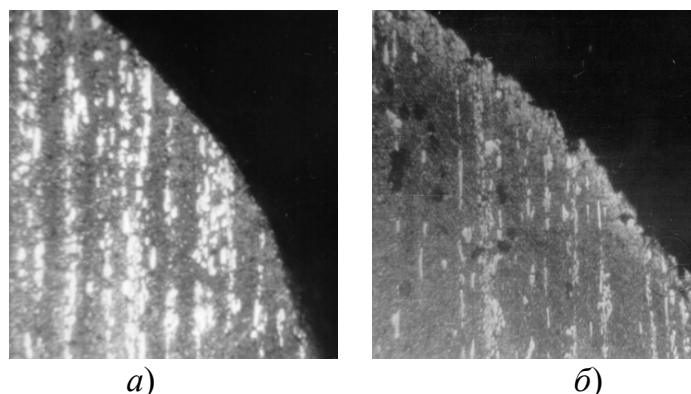


Рис. 3.4. Микроструктура поверхностного слоя холодновысадочных матриц ($\times 50$), формообразующая поверхность которых получена электроэрозионным способом из сталей: *a* – Х12М; *б* – Р6М5

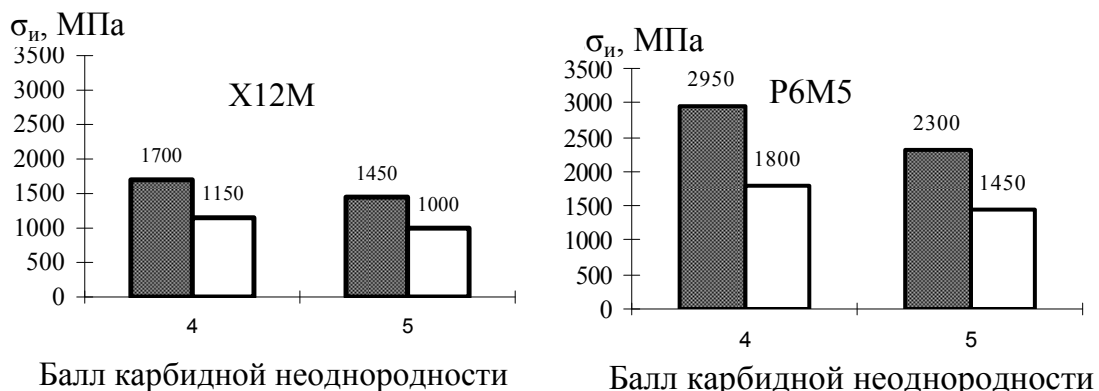


Рис. 3.5. Влияние балла карбидной неоднородности на предел прочности высоколегированных сталей при изгибе ($\sigma_{н}$):

- – продольное расположение волокон;
- – поперечное расположение волокон

Плотность распределения включений и их размеры зависят от диаметра заготовки, из которой изготавливается инструмент. Согласно ГОСТ 19265–73 и ГОСТ 5950–73, регламентирующих балл карбидной неоднородности наиболее применяемых сталей ледебуритного класса P6M5 и X12M соответственно, изготовление штампового инструмента из заготовок диаметром более 40 мм приводит к сохранению в структуре инструмента крупных карбидных частиц. Их длина составляет до 20 мкм, а размер в поперечнике до 2...3 мкм. Расположение карбидных частиц в непосредственной близости от рабочей поверхности инструмента, а также выход на нее приводят к возникновению в процессе эксплуатации трещин на границе «включение – матрица» (рис. 3.6). Наряду с размерами существенное влияние на механические свойства материала оказывают упругие свойства карбидов и матрицы.

Известно, что монокарбиды, образуемые легирующими элементами высокопрочных сталей (WC , W_2C , Mo_2C , Cr_3C_2 , VC), обладают высокими твердостью и модулем упругости [99], [100].

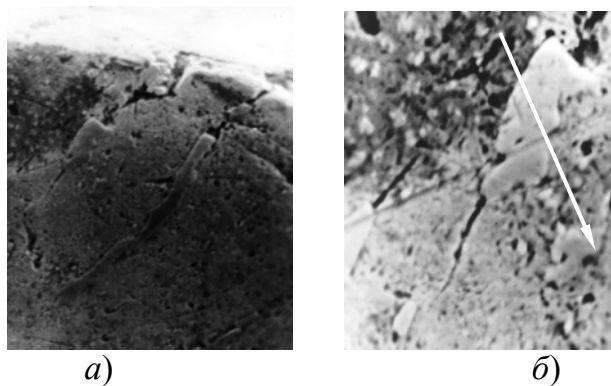


Рис. 3.6. Микроструктура стали P6M5 после начального периода работы инструмента: а – $\times 150$; б – $\times 500$

Результаты анализа свойств карбидных частиц на атомно-силовом микроскопе показывают, что сложные по химическому составу включения $(\text{Fe,Cr,V})_7\text{C}_3$, $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$, $(\text{Fe,Cr,V})_{21}\text{W}_2\text{C}_3$ [101], $\text{Fe}_4\text{Mo}_2\text{C}$ [43] сталей Р6М5 и Х12М, так же как и их простые соединения имеют более высокие, чем у металлической матрицы твердость и модуль упругости. Изменение фазы колебаний зонда при сканировании карбидной частицы стали Х12М и ее окрестности составило 50...60 единиц (рис. 3.7), а для стали Р6М5 25...30 единиц (рис. 3.8). Сканирование осуществляли на двухслойном образце на одной и той же опорной частоте.

Величина скачка фазы колебаний пропорциональна упругим свойствам включения [102]. Учитывая, что модуль упругости металлической матрицы составляет около 2×10^{11} Па можно сделать вывод, что карбидные частицы стали Х12М имеют большую твердость и модуль упругости, чем избыточные карбидные частицы стали Р6М5. Различие упругих свойств, включения и металлической матрицы обуславливает неравномерность деформаций частицы и окружающего металла. Следовательно, на линии их соприкосновения будут возрастать касательные напряжения, что способствует накоплению внутрикристаллических дефектов [47], [93], [94], [122], [125]. Очевидно, что в окрестности более жестких карбидных включений стали Х12М зарождение и распространение микротрещин будет происходить интенсивнее, чем в стали Р6М5. Подобное обстоятельство во многом объясняет более низкую прочность стали Х12М.

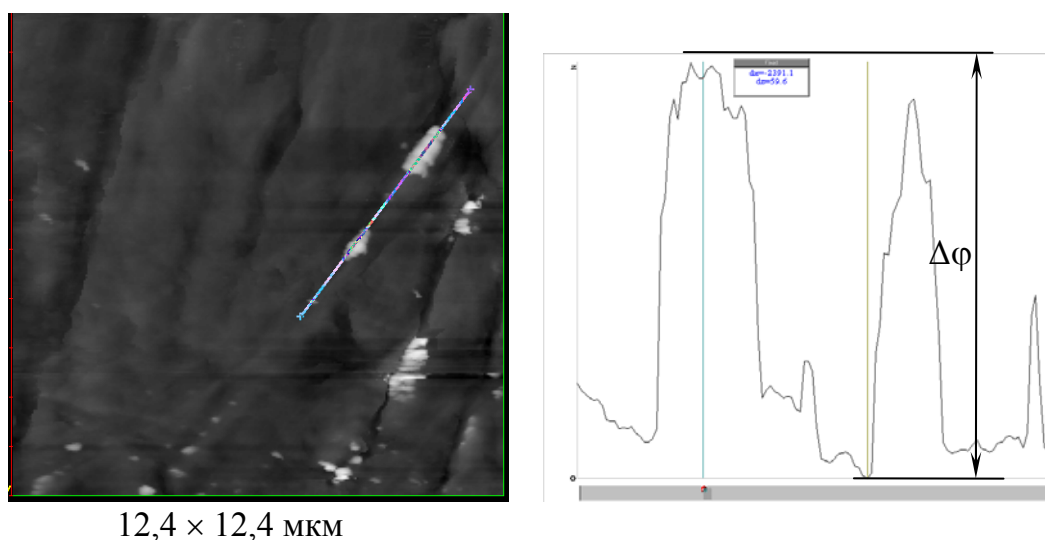


Рис. 3.7. Изменение фазы колебания зонда $\Delta\phi$ при зондировании на атомно-силовом микроскопе карбидных включений и их окрестностей стали Х12М

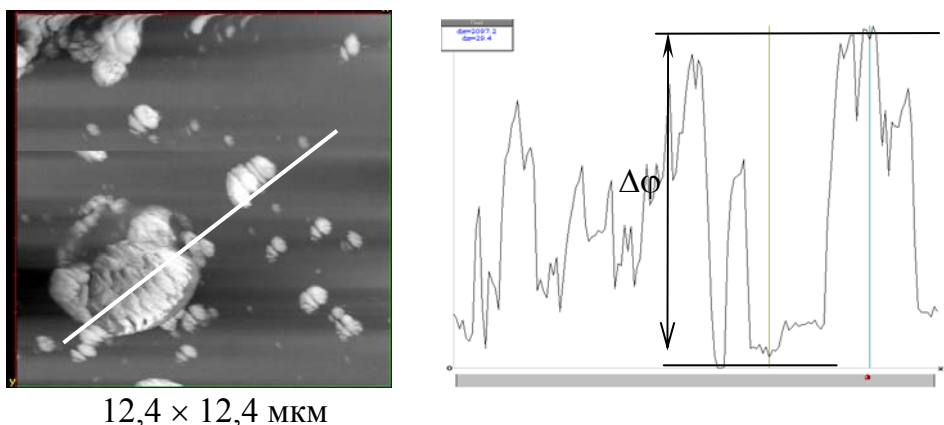


Рис. 3.8. Изменение фазы колебания зонда $\Delta\phi$ при зондировании на атомно-силовом микроскопе карбидных включений и их окрестностей стали P6M5

3.3. НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В ОКРЕСТНОСТИ КАРБИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ

3.3.1. Численное моделирование напряженного состояния в окрестности единичного эллипсообразного остроконечного включения

Для исследования концентрации напряжений в зоне острия трещиноподобного дефекта в инструментальных материалах в условиях плоского напряженного состояния использовали компьютерную модель в виде плоской полубесконечной пластины [47]. В качестве переменных параметров принимали величину углубления частицы (l) и угол (α) между осью включения и линией приложения растягивающей нагрузки P_x [103]. Случай технологического усечения эллипсообразной остроконечной частицы рассмотрен на примере включения треугольной формы (рис. 3.9).

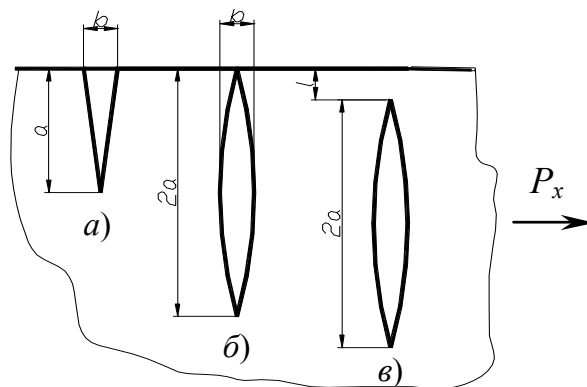


Рис. 3.9. Модель эллипсообразного остроконечного включения технологически усеченного (а), расположенного у поверхности (б) и углубленного (в)

Поперечный размер включений приняли равным 3 мкм, длину частиц 24 мкм, что соответствует результатам фрактографических исследований [104], [105]. Радиусы закругления в вершине включений принимали соответствующими минимально возможному радиусу заострения трещины в металлических материалах. Анализ имеющихся сведений показывает, что в настоящее время существует две точки зрения о величине остроты начальной трещины. Первая основана на гипотезе возникновения трещин в порах кристаллической решетки. В этом случае за остроту трещины принимается величина, равная около 110 % от параметра решетки [106], [107]. Однако данное значение у металлических материалов характеризует остроту вторичной трещины, возникающей в зоне пластического течения у острия основной трещины в момент максимального дислокационного упрочнения металла перед стартом хрупкой магистральной трещины [108], [109].

Второй подход учитывает интенсивность дислокационного течения в зоне острия трещины в металлических материалах. Считается, что упругая энергия, накопленная трещиной, рассеивается в результате пластического течения у ее острия. В этом случае реальная острота трещины докритической длины в металлических материалах не превышает величины около 0,1...0,01 мкм [110]. При исследовании напряженного состояния в окрестности карбидного включения в качестве параметра заострения трещиноподобного дефекта принимали величину, равную 0,01 мкм. Данное значение наиболее точно соответствует состоянию материала, имеющему первичную трещину, зародившуюся на границе «включение – металлическая матрица». В этом случае до начала хрупкого разрушения часть упругой энергии трещины должна быть затрачена на ее распространение внутри зерна и преодоление границ между зернами [107]. Нагружение модели проводили растягивающим усилием, создающим напряжения 600 МПа, что соизмеримо с пределом выносливости быстрорежущей стали Р6М5 [111]. Модуль упругости частиц принимался в два раза выше, чем у матрицы, что соответствует различию между упругими свойствами монокарбида WC и металлической матрицы. Исходя из этих же соображений, коэффициенты Пуассона включения и металлической матрицы приняты 0,17 и 0,26, соответственно [87], [99], [100].

Одним из наиболее благоприятных случаев для зарождения и распространения трещины является расположение твердого включения с выходом на поверхность материала. Расположение включения перпендикулярно прикладываемой нагрузке создает значительную концентрацию растягивающих напряжений во включении и его окрестности, локализующихся в точке выхода частицы на поверхность (рис. 3.10, а). В окрестности нижней вершины включения наблюдается разгрузка матрицы.

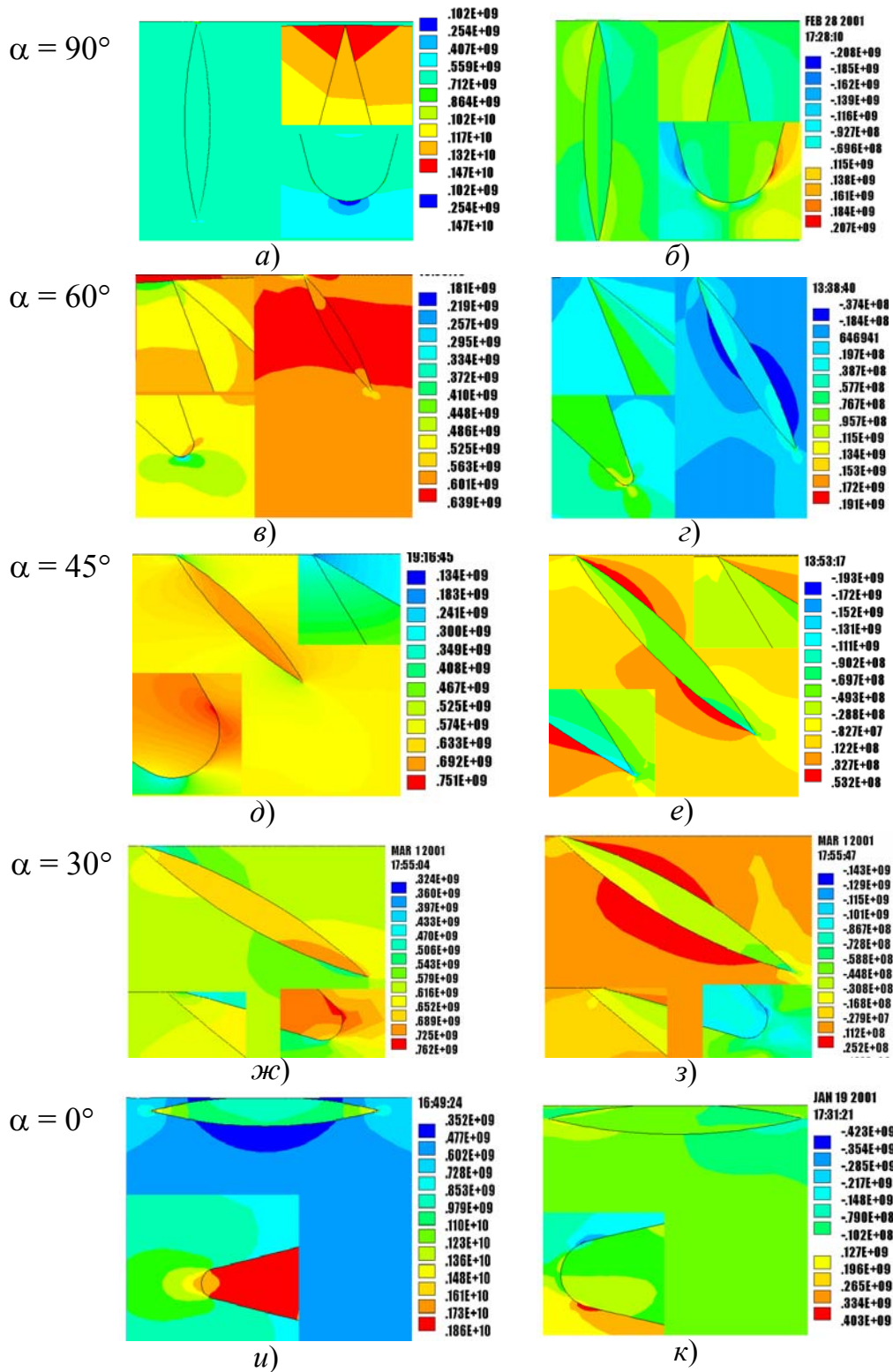


Рис. 3.10. Влияние ориентации эллипсообразного включения по отношению к линии приложения растягивающей нагрузки на уровень растягивающих (а, в, д, ж, и) и касательных (б, г, е, з, к) напряжений, Па, в его окрестности

Изменение ориентации частицы относительно поверхности, а соответственно и линии приложения растягивающего усилия, приводит к перераспределению напряжений. В случае расположения включения под углом 60° к поверхности происходит значительная разгрузка частицы и ее окрестности (рис. 3.10, *в*). С уменьшением угла между включением и поверхностью пластины все больше начинает сказываться армирующая роль частицы, обладающей более упругими свойствами, чем матрица (рис. 3.10, *д, ж, и*). Наиболее высокие напряжения в теле включения возникают при расположении частицы параллельно поверхности пластины (рис. 3.10, *и*). Коэффициент концентрации растягивающих напряжений в зоне радиуса закругления у вершины включения соответствует более чем трехкратному увеличению относительно приложенного напряжения. В окрестности боковых сторон растягивающие напряжения снижаются и составляют около 50...60 % номинального. Таким образом, параллельное расположение включения у поверхности пластины является наиболее опасным с точки зрения локальной прочности материала.

Повышенная концентрация, а также значительная разница между величиной касательных напряжений на границе «включение – матрица» приводят к возникновению различных по величине пограничных деформаций. Наибольшая разница касательных напряжений наблюдается на границе «включение – матрица» при расположении частицы параллельно поверхности. Пограничная зона между частицей и металлической матрицей является участком первоочередного зарождения и распространения дефекта. Рост трещины за пределы окрестности включения происходит уже в однородной по свойствам металлической матрице. Наиболее благоприятные условия для дальнейшего роста трещины создаются в случае изменения направления ее распространения под углом, близким к 90° к направлению приложения нагрузки.

Создаются условия для двух вариантов распространения трещины. Первый – углубление трещины внутрь материала, второй – выход наружу.

С точки зрения развития процессов контактной усталости металлических материалов, характерных для деформирующего инструмента [113], наиболее вероятен второй вариант. При этом упругая энергия трещины рассеивается вследствие локального разрушения включения и вероятность распространения трещины во внутренние слои материала снижается.

Из всех рассмотренных случаев наиболее благоприятным для роста трещины является поперечное расположение включения, характеризующееся высокими растягивающими и касательными напряжениями в окрестности частицы (рис. 3.11). Ориентация зародышевой трещины перпендикулярно линии приложения нагрузки обеспечивает ее распространение во внутренние слои материала.

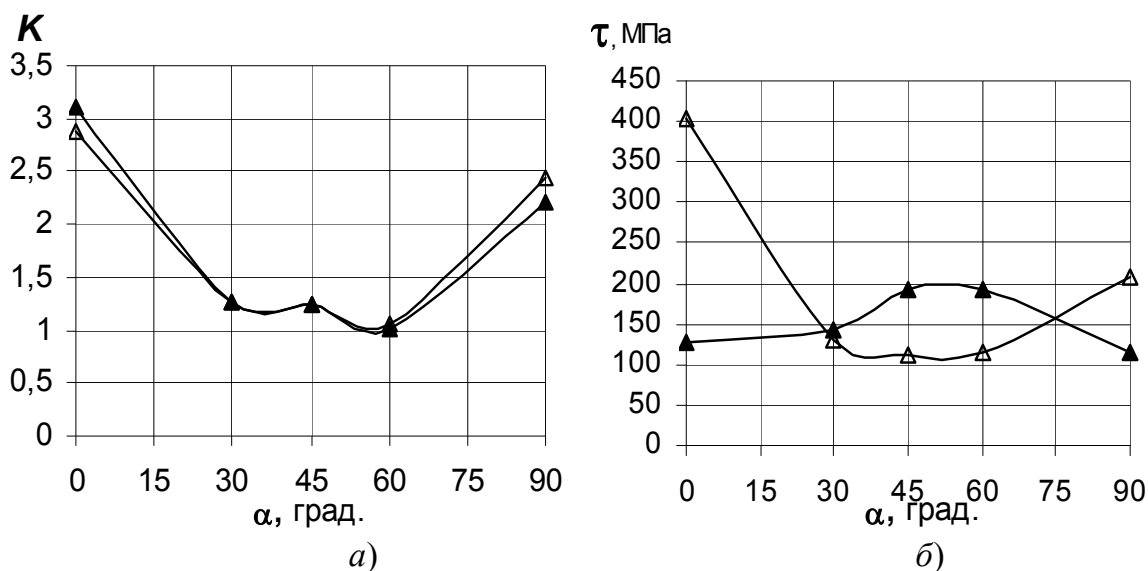


Рис. 3.11. Влияние угла между осью включения и поверхностью пластины α на коэффициент концентрации растягивающих напряжений K и величину касательных напряжений τ во включении (▲) и его окрестности (Δ)

При краевом расположении включения повышенная концентрация напряжений возникает как в зоне острия, так и в месте выхода включения на поверхность (рис. 3.12).

Наиболее благоприятные условия для зарождения микротрещин возникают в случае, когда угол между осью частицы и поверхностью пластины не превышает $20...25^\circ$. Различие по величине растягивающих и касательных напряжений на границе «включение – матрица» создает условия для пограничного скольжения, что приводит к отслаиванию частицы без распространения трещины вглубь матрицы. Этому способствует высокая концентрация растягивающих и касательных напряжений (рис. 3.13). Любая другая ориентация частицы приводит к углублению дефекта.

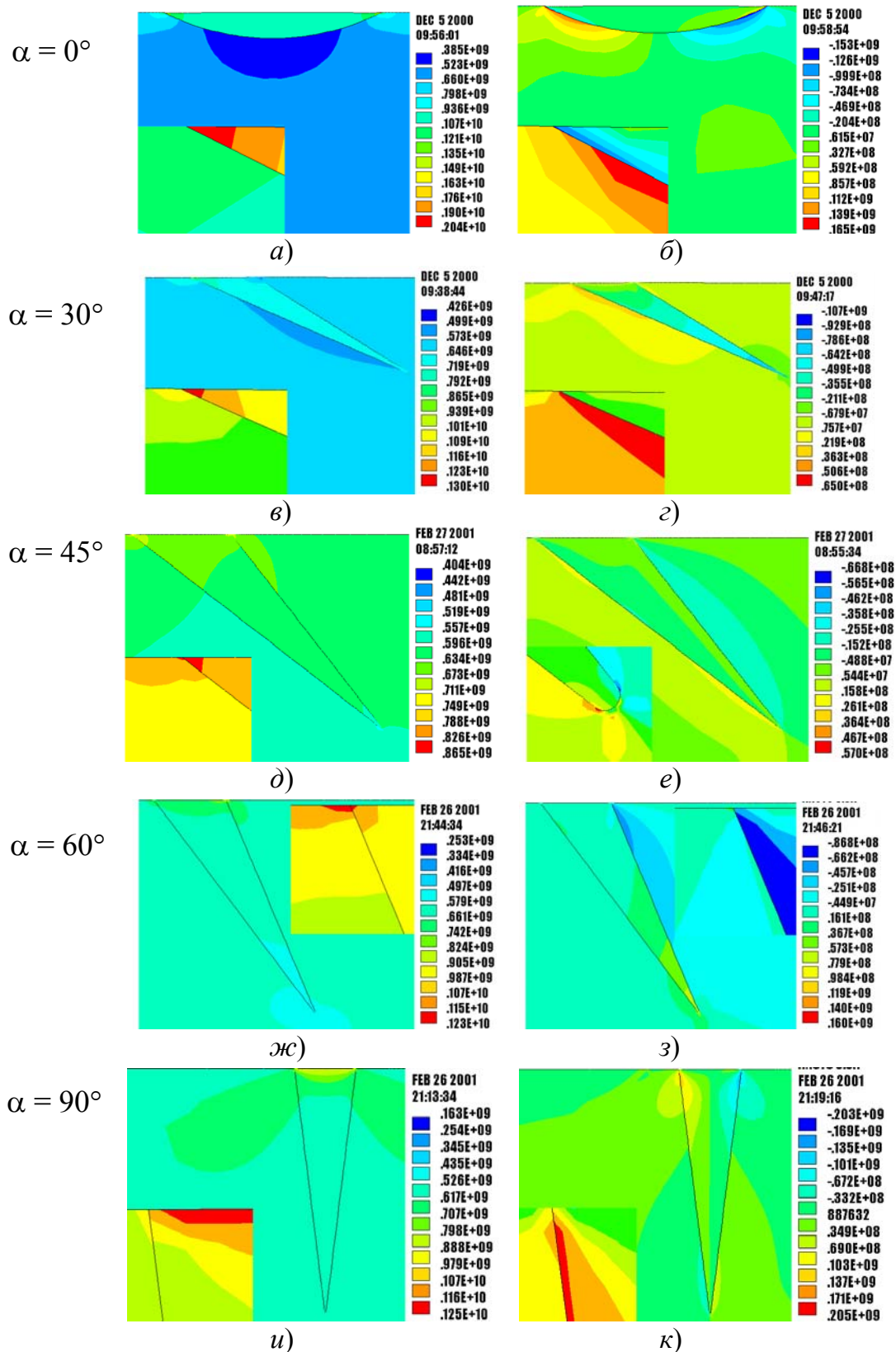


Рис. 3.12. Влияние ориентации усеченного выходящего на поверхность включения относительно линии действия нагрузки на уровень растягивающих (а, в, д, ж, и) и касательных (б, г, е, з, к) напряжений, Па, в его окрестности

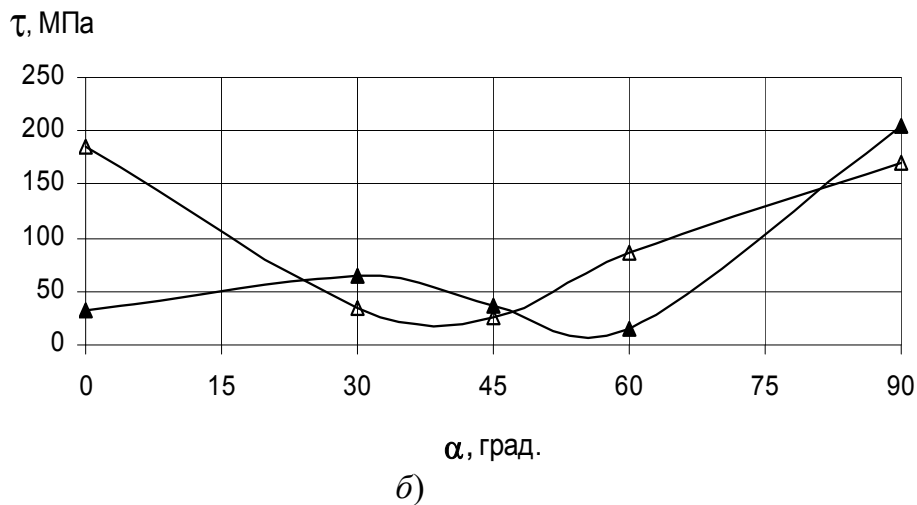
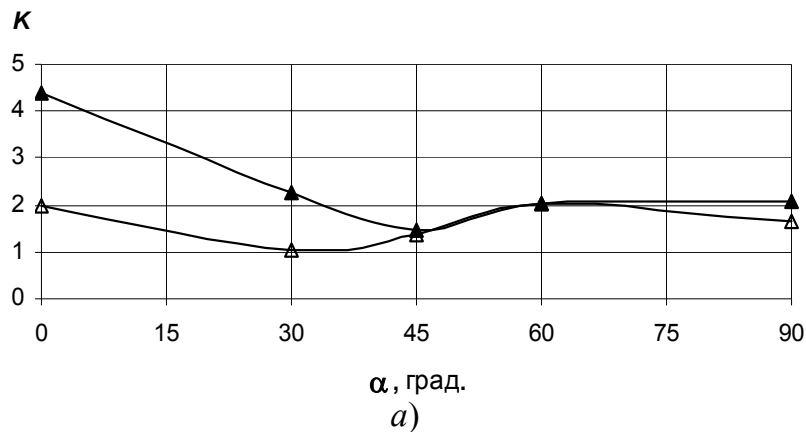


Рис. 3.13. Влияние угла между осью включения и поверхностью пластины α на коэффициент концентрации растягивающих напряжений K и величину касательных напряжений τ в усеченном эллиптическом включении (▲) и его окрестности (Δ)

Одним из основных факторов, определяющих величину локальной перегрузки материала с включениями, является форма последних. Наиболее нагруженной частью рассмотренных сообразных эллипсообразных включений является зона острия частицы, что особенно заметно проявляется при ее расположении параллельно поверхности. В этом случае более высокие упругие свойства включения не позволяют частице деформироваться столь же интенсивно, как и окружающему ее металлу. Армирующая роль включения приводит к возникновению максимальной концентрации растягивающих напряжений в зоне острия включения.

3.3.2. Исследование влияния формы и расположения включений на характер разрушения и напряженное состояние поверхностных слоев материала

Изменение формы и размеров карбидных включений может быть достигнуто путем трех-, пятикратного перекова заготовки матрицы. В результате обеспечивается значительное измельчение карбидных частиц, форма становится глобулярной, размеры частиц в поперечнике не превышают 3...5 мкм, однако строчечность их расположения сохраняется. Скопления включений, располагающиеся по границам зерен металла (рис. 3.14), приводят к возникновению межкристаллитных трещин [114], увеличение которых до критического размера происходит по усталостному механизму. Стойкость матриц, изготовленных из перекованных заготовок, повышается в 1,5...2 раза. Основной причиной выхода из строя такой оснастки является усталостное разрушение.

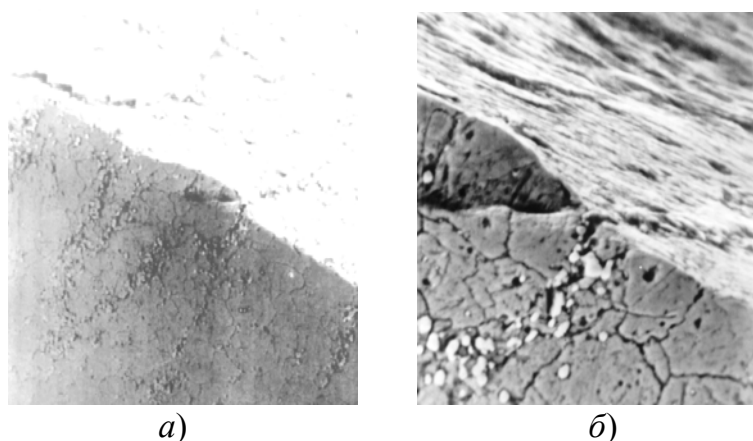


Рис. 3.14. Микроструктура материала матриц из стали Р6М5 после трехкратного перекова: *a* – $\times 50$; *б* – $\times 500$

Изменение ориентации включений в теле матрицы достигается с помощью горячего выдавливания рабочих поверхностей. При этом неметаллические включения, располагаются параллельно рабочей поверхности, не выходя на нее (рис. 3.15). Происходит измельчение крупных карбидов, их размеры достигают 10...18 мкм в длину и 2...3 мкм в поперечнике, форма включений близка к овальной [115], [116], что приводит к повышению локальной прочности металлической матрицы. Исключается выход карбидов на формирующие поверхности перпендикулярно им, что приводит к уменьшению дефектности

поверхности, снижению количества концентраторов напряжения – источников зарождения микротрещин, следствием чего является увеличение износостойкости оснастки в 5...6 раз.

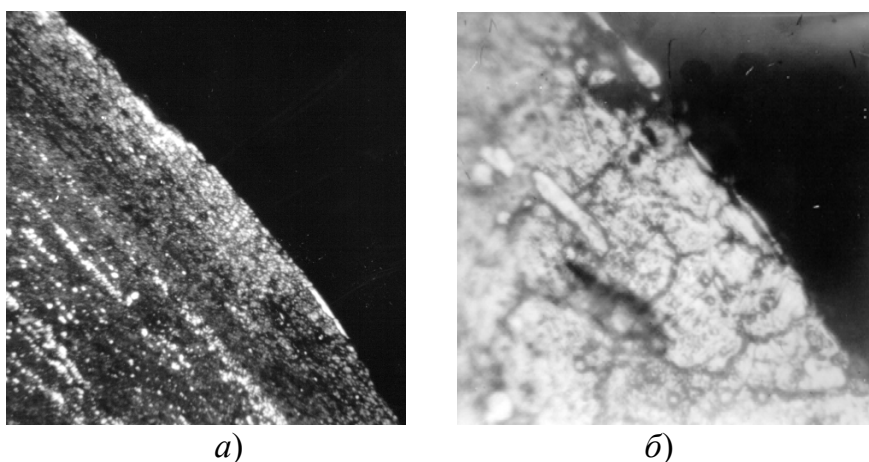


Рис. 3.15. Микроструктура материала матриц из стали P6M5 после горячего выдавливания рабочей полости: а – $\times 50$; б – $\times 500$

Численные исследования показали, что наибольшая вероятность разрушения включения возникает при технологическом усечении включения, расположенного параллельно поверхности (рис. 3.16). Различие в упругих характеристиках металлической матрицы и включения приводит к выкрашиванию последнего. Разрушение овальной частицы не приводит к возникновению высокой концентрации напряжений в материале матрицы, так как образующаяся в данной зоне лунка имеет достаточно обтекаемую форму. Величина растягивающихся напряжений в ней возрастает не более чем на 15 %.

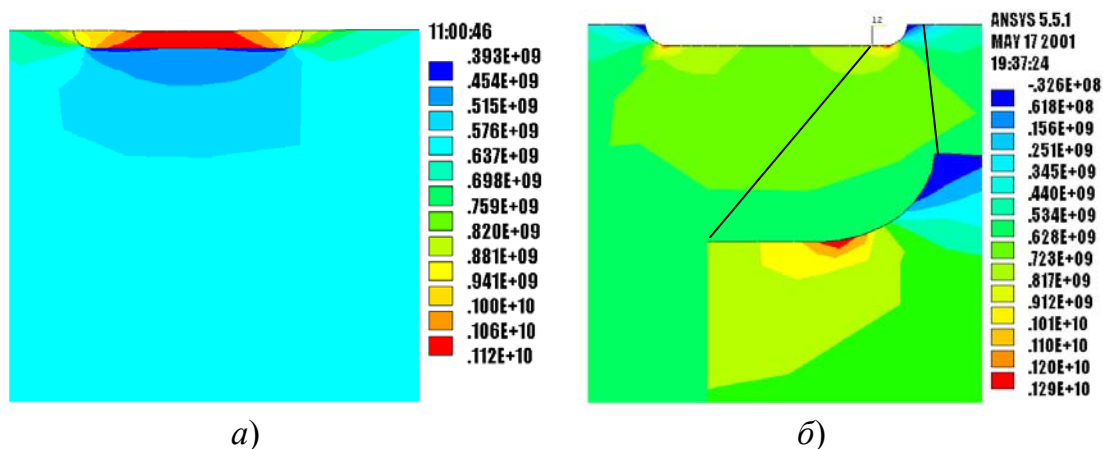


Рис. 3.16. Распределение растягивающих напряжений, Па, в окрестности овального включения, располагающегося на поверхности пластины (а), и в случае отделения включения (б)

Расположение овального включения под поверхностью пластины не изменяет характера распределения напряжений в частице и ее окрестности. При этом непосредственно над включением наблюдается зона пониженных напряжений в металлической матрице (рис. 3.17). Вследствие более высоких упругих свойств частица выполняет армирующую роль. Благодаря достаточно большому радиусу закругления частиц основная концентрация растягивающих напряжений наблюдается в центральной части включения.

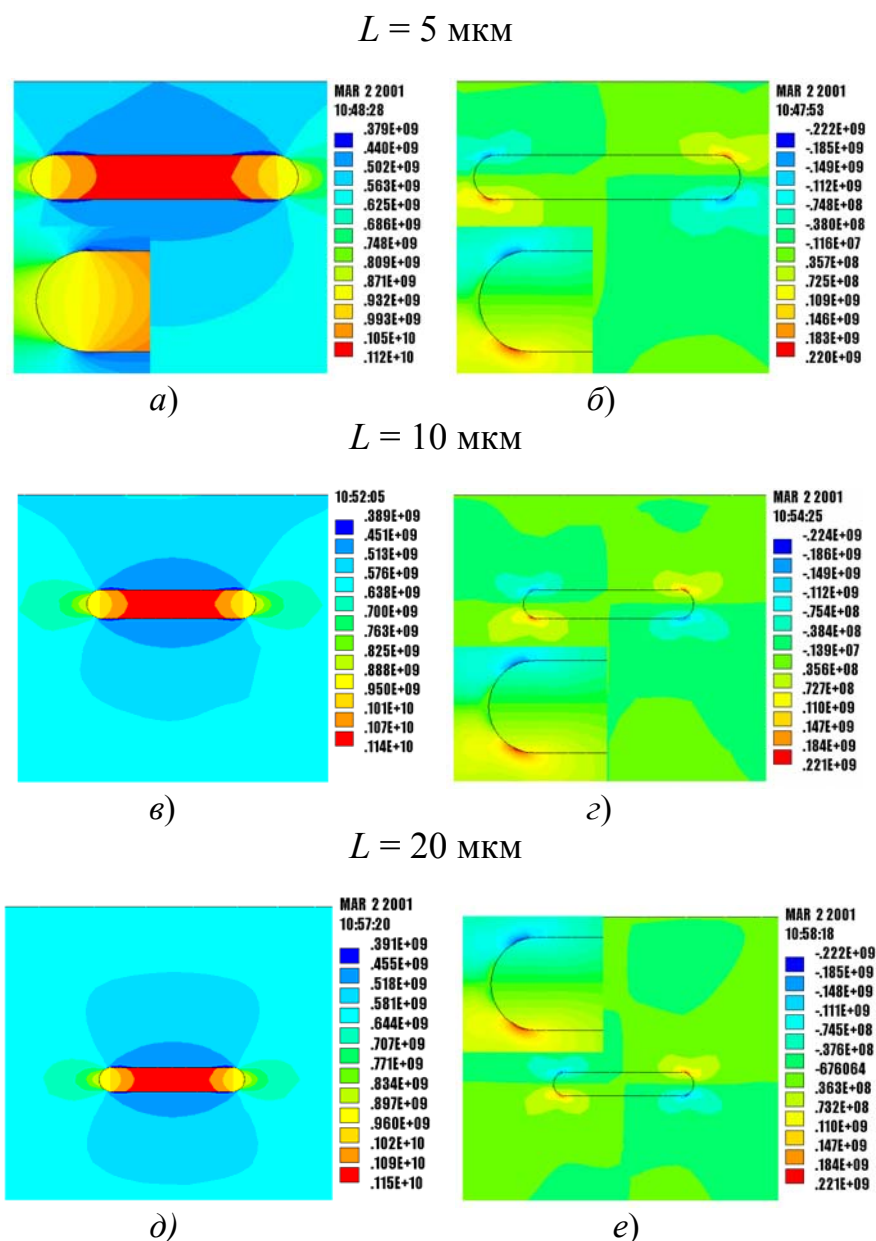


Рис. 3.17. Влияние глубины L расположения овального включения по отношению к поверхности пластины на уровень растягивающих ($a, в, д$) и касательных ($б, г, е$) напряжений, Па

Основной причиной перераспределения напряжений между металлической матрицей и частицей является более высокий модуль упругости

последней. Возрастание модуля упругости включения обеспечивает расширение зоны разгрузки окружающего частицу материала матрицы. При этом растягивающие напряжения в теле включения возрастают (рис. 3.18, *a*). Углубление включения вызывает разгрузку поверхности пластины над частицей, причем армирующая роль последней возрастает с увеличением ее упругих свойств (рис. 3.18, *б*). После углубления включения на расстояние более 15...20 мкм разгружающее действие частицы проявляется только в окрестности включения, не затрагивая поверхность.

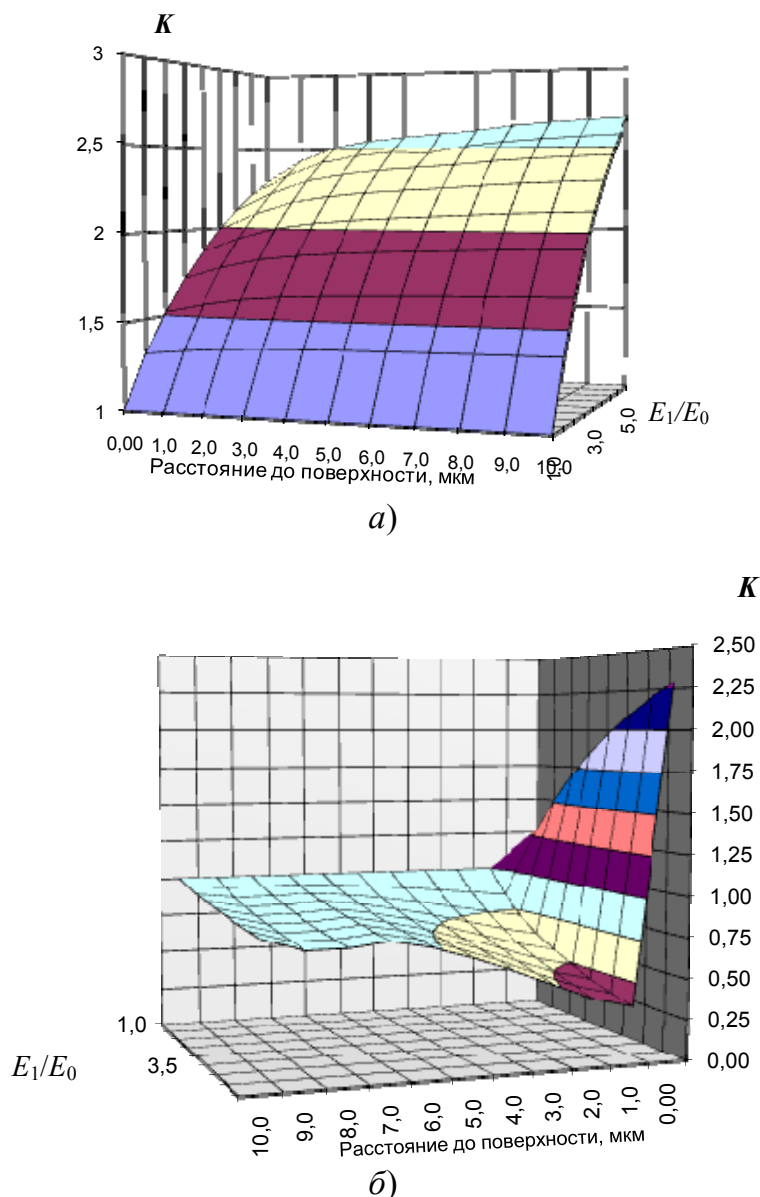


Рис. 3.18. Влияние свойств овального включения на коэффициент концентрации растягивающих напряжений K при различном углублении частицы: *a* – напряженное состояние во включении; *б* – концентрация напряжений у поверхности пластины над включением; E_1 – модуль упругости включения; E_0 – модуль упругости матрицы

На величину и характер распределения напряжений во включении и в матрице влияют не только их упругие свойства, но также форма и размеры частиц.

Наименьшая концентрация напряжений возникает в окрестности включений сферической формы. Распределения растягивающих напряжений в окрестностях упругого включения и сферической поры существенно отличаются (рис. 3.19). При этом растягивающие напряжения в окрестности включения, модуль упругости которого в 2,5 раза превышает данный показатель матрицы, возрастают всего в 1,2 раза, в то время как в окрестности круглого отверстия отмечается их трехкратное увеличение [117], [118]. Коэффициент концентрации напряжений в направлении действия внешнего растягивающего усилия в 3 раза выше, чем в перпендикулярном направлении, но на расстоянии от включения более двух радиусов частицы он практически нивелируется (рис. 3.20). Отмеченная особенность свидетельствует в пользу технологий, обеспечивающих измельчения карбидных включений путем многократного перекова или порошкового передела. Однако, как было показано на рис. 3.14, трех-, пятикратный переков не устраняет расположения включений строчкой, что провоцирует зарождение поверхностных трещин. Применение же порошкового передела существенно увеличивает стоимость сплава и делает нерентабельным изготовление из него массивного инструмента, в объеме которого лишь рабочий слой гравюры испытывает предельные нагрузки.

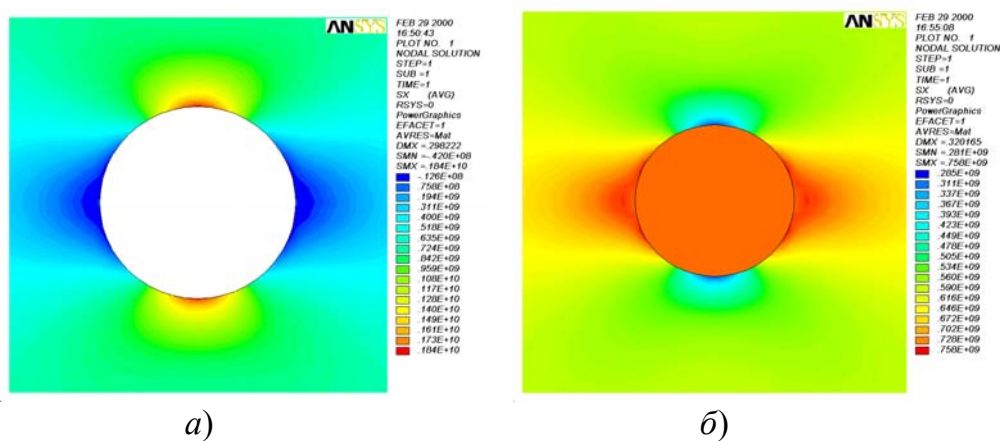


Рис. 3.19. Распределение растягивающих напряжений, Па, в окрестности круглого дефекта с различными упругими свойствами: а – $E_K / E_M = 0$; б – $E_K / E_M = 2,5$

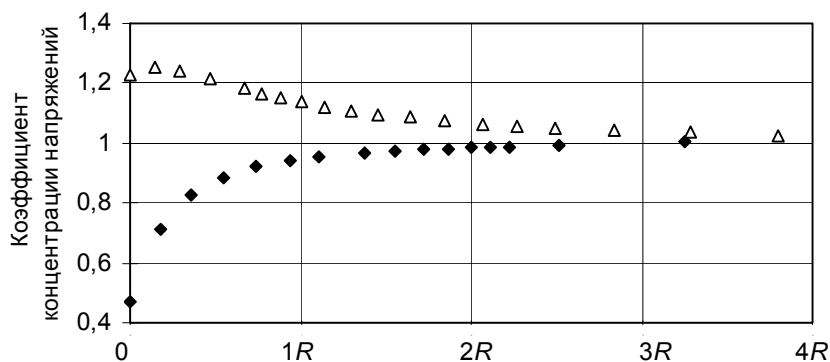


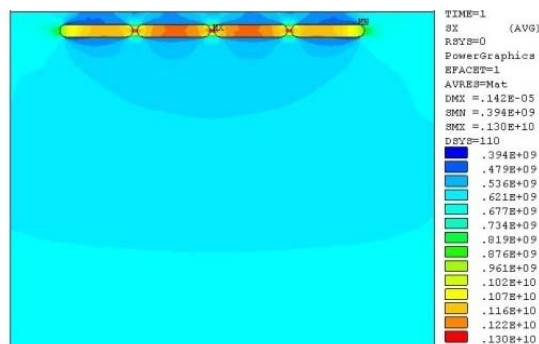
Рис. 3.20. Зависимость коэффициента концентрации напряжений от удаления от края частицы в направлении, перпендикулярном внешней нагрузке (\blacklozenge) и вдоль нее (\blacktriangle)

3.3.3. Напряженно-деформированное состояние в окрестности совокупности включений

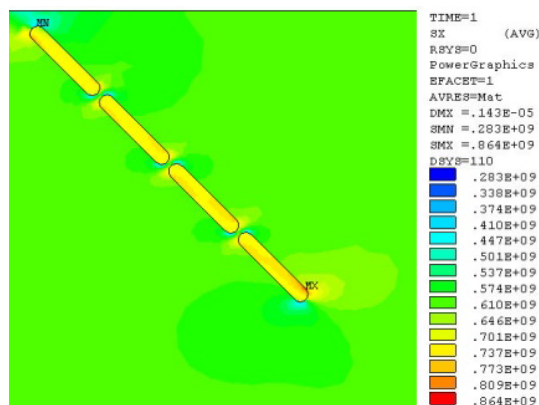
Для сталей ледебуритного класса характерно неоднородное распределение первичных карбидных частиц, являющихся структурными концентраторами напряжений. Наиболее часто в результате технологических переделов расположение карбидных частиц приобретает строчечный характер, что оказывает существенное влияние на прочностные свойства и усталостные характеристики материала.

При моделировании напряженно-деформированного состояния в окрестности совокупности включений рассматривали карбиды размером 18 мкм в длину и 3 мкм в поперечнике, что соответствует наиболее крупным карбидам, получаемым при изготовлении холодновысодочного инструмента. Так как модули упругости матрицы и карбидов типа $(\text{Fe,Cr,V})_7\text{C}_3$, $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$, $(\text{Fe,Cr,V})_{21}\text{W}_2\text{C}_3$ [98], $\text{Fe}_4\text{Mo}_2\text{C}$ [43], WC , W_2C , Mo_2C , Cr_3C_2 , VC [99], [100], характерных для рассматриваемых сталей, значительно отличаются, численный анализ напряженно-деформированного состояния в окрестности совокупности включений проводили при отношениях модулей упругости частиц и металлической матрицы: 1,5; 2,0; 2,5.

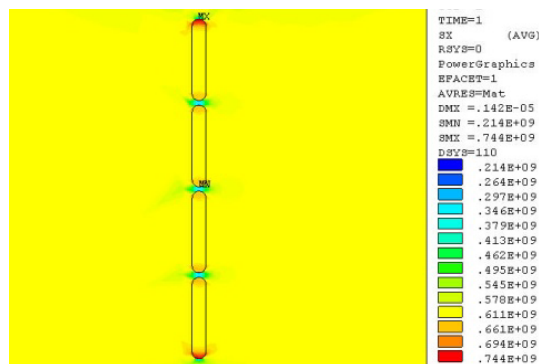
Влияние ориентации совокупности включений на напряженно-деформированное состояние материала оценивали на моделях с расположением строчек под углами к линии приложения внешнего растягивающего усилия: 0° , 45° и 90° (рис. 3.21). Для выявления особенностей НДС в окрестности совокупности карбидных включений при знакопеременных нагрузках рассматривали влияние как растягивающих, так и сжимающих напряжений величиной 600 МПа, соответствующих пределу выносливости стали Р6М5 [111].



a)



b)



в)

Рис. 3.21. Компьютерные модели совокупности включений, расположенных строчкой и ориентированных по отношению к линии приложения внешнего растягивающего усилия под углами: а – 0°; б – 45°; в – 90°

Результаты исследований напряженного состояния в окрестности совокупности включений, находящихся непосредственно у поверхности пластины, показали, что увеличение модуля упругости частиц приводит к возрастанию растягивающих напряжений как в теле включений, так и в их окрестностях (рис. 3.22).

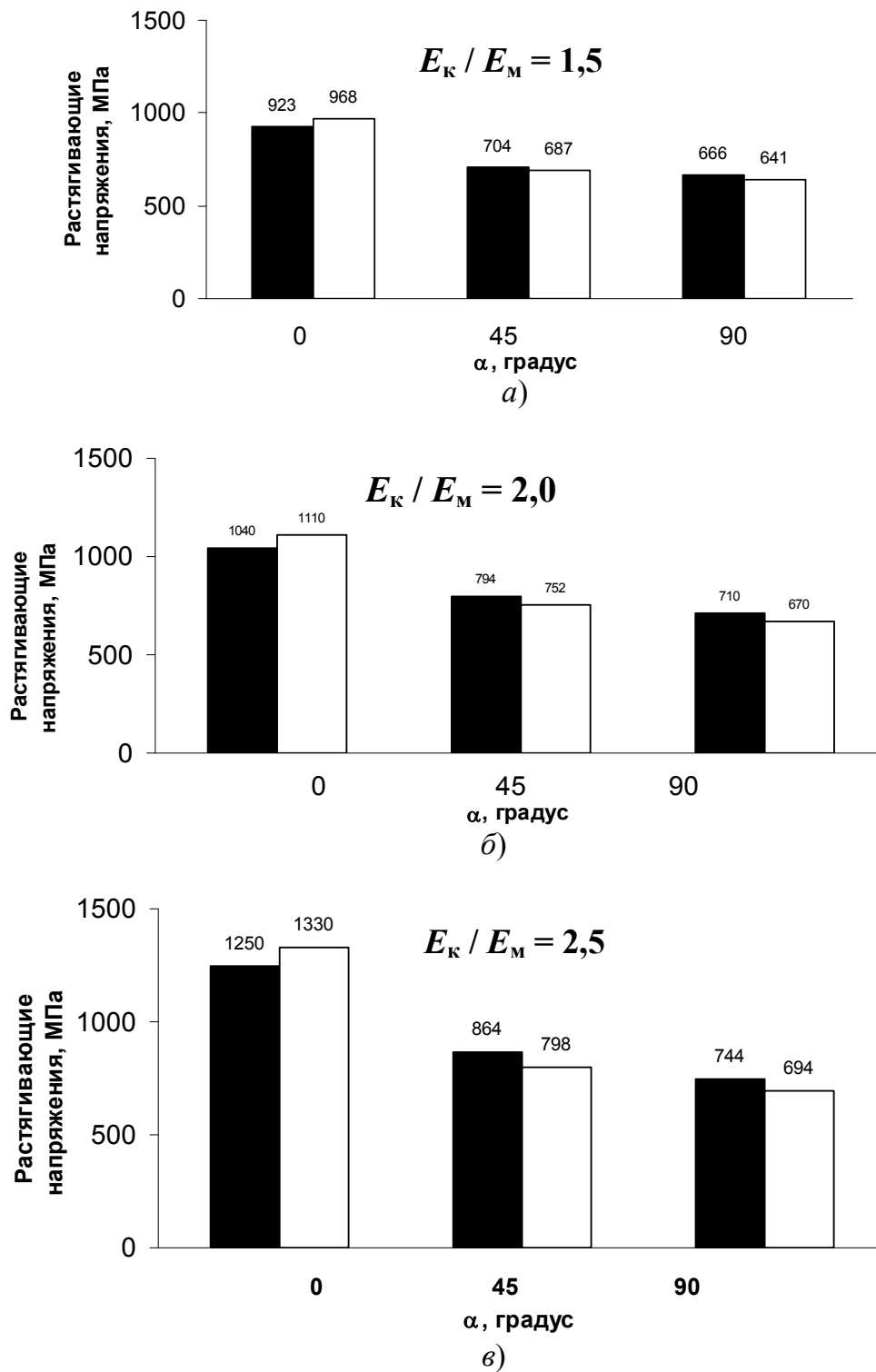


Рис. 3.22. Влияние ориентации совокупности карбидных частиц на растягивающие напряжения в теле включений (■) и их окрестности (□) при различных соотношениях модулей упругости карбидов и матрицы

Максимальные растягивающие напряжения возникают в случае расположения совокупности включений параллельно поверхности пластины, аналогично НДС единичного включения. Напряженное состояние в окрестности включений, имеющих иную ориентацию, характеризуется снижением величины растягивающих напряжений как в теле включения, так и в его окрестности. При этом более высокие по величине напряжения возникают уже в теле включения, а не в материале матрицы.

Анализ деформированного состояния (рис. 3.23) показал, что для наиболее податливых включений, модуль упругости которых незначительно отличается от данной характеристики матрицы ($E_k / E_m = 1,5$), величина продольных деформаций во включениях, расположенных параллельно линии приложения внешнего усилия, достигает своего максимального значения, равного 0,25 %, а в матрице 0,38 %. По мере роста модуля упругости частиц их податливость снижается, что характеризуется уменьшением продольных деформаций, а в матрице увеличением до 0,6 % при $E_k / E_m = 2,5$. Не только при продольном, но и при поперечном расположении включений наблюдается существенное различие деформаций на границе между отдельными фазами материала. Наиболее неблагоприятной зоной материала матрицы является прослойка между включениями, расположенными параллельно линии приложения внешнего усилия (рис. 3.24). Величина деформации именно в этой зоне достигает своего максимума 0,6 %, что превышает уровень деформаций (0,5 %) закаленных инструментальных сталей ледебуритного класса, способствующий упрочнению металла наклепом. По данным работы [58] деформация быстрорежущих и полутеплостойких сталей до 0,5 % сопровождается некоторым увеличением их твердости, а превышение указанной величины вызывает разупрочнение металла.

Области в окрестности радиуса закругления включений, расположенных перпендикулярно линии приложения внешнего растягивающего усилия, также испытывают высокие продольные деформации, но величина их практически в два раза меньше, чем в окрестности включений, расположенных параллельно.

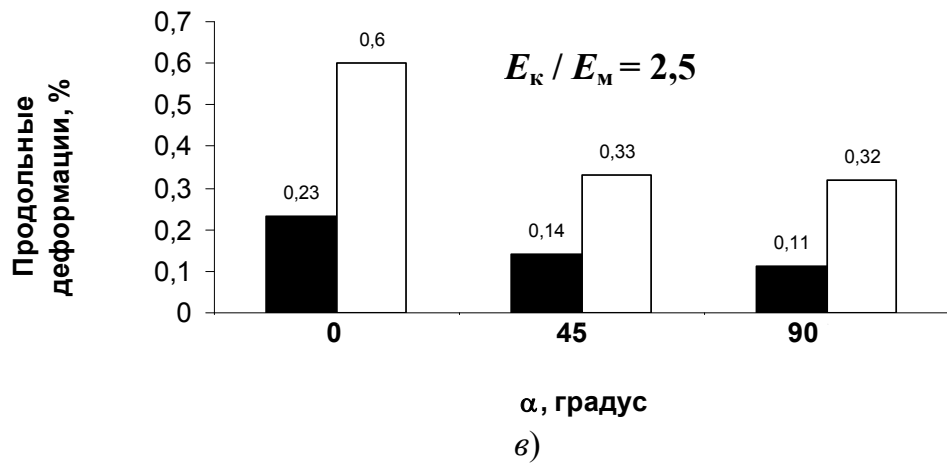
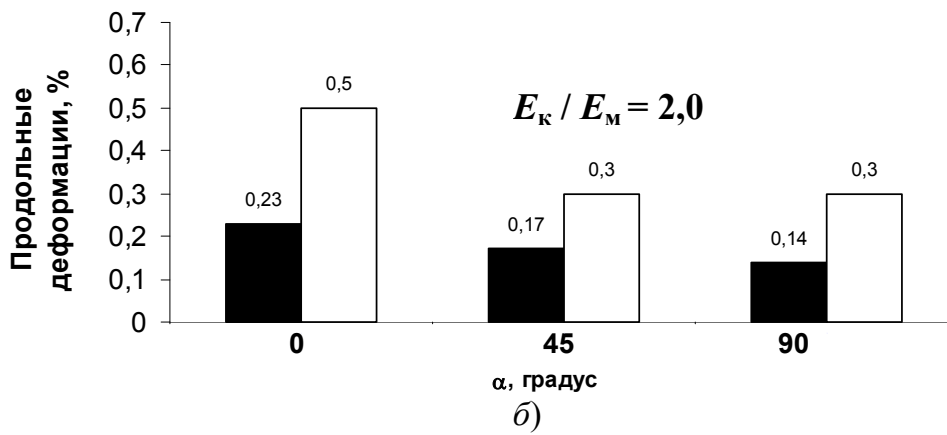
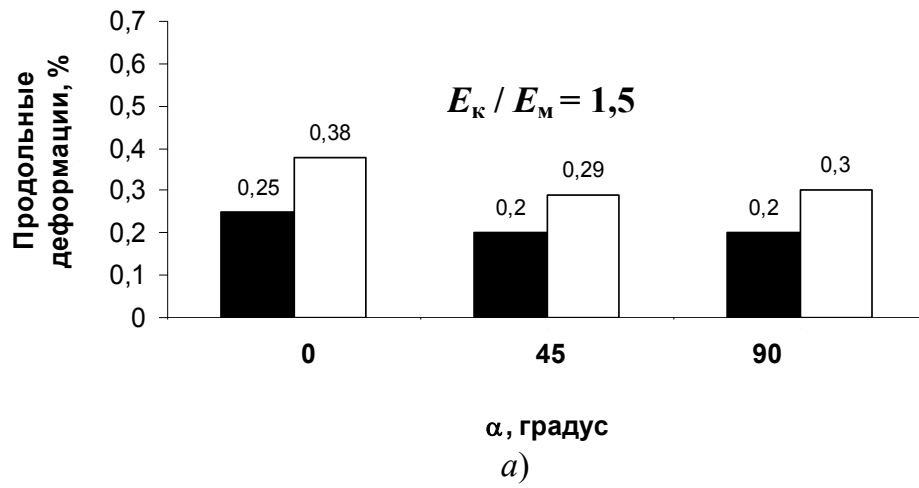


Рис. 3.23. Влияние ориентации карбидных частиц на продольные деформации в теле включения (■) и его окрестности (□)

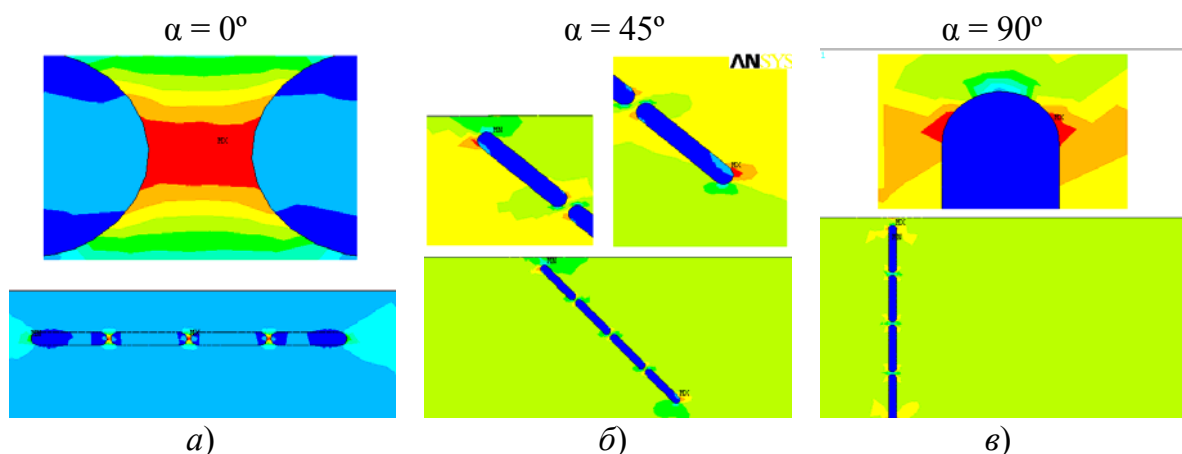


Рис. 3.24. Характер распределения продольных деформаций в окрестности совокупности овальных включений, имеющих различную ориентацию в поверхностном слое (максимальные по величине продольные деформации отмечены красным цветом, минимальные – синим)

Аналогичное влияние жесткости включения на его НДС наблюдается в распределении касательных напряжений и сдвиговых деформаций. Наиболее высокие касательные напряжения (до 223 МПа) возникают в окрестности максимально жестких включений, расположенных параллельно линии приложения нагрузки. Их величина превышает таковые для поперечного расположения частиц почти в 2 раза (120 МПа).

Анализ распределения очагов концентрации касательных напряжений в окрестности включения показывает, что они находятся в зоне радиуса закругления частиц (рис. 3.25). Наиболее близкое расположение противоположных по знаку касательных напряжений наблюдается в зоне радиуса закругления включений, находящихся перпендикулярно линии действия внешнего растягивающего напряжения. Расстояние между зонами противоположных по знаку касательных напряжений составляет не более 20 % от толщины включения, что составляет около 600 нм. Близкое расположение зон металла, охваченных противоположными по знаку напряжениями, на границе с карбидами создает условия для образования микропоры, которая достаточно легко может превратиться в микротрещину при отсутствии препятствий для ее продвижения по границе между двумя фазами материала.

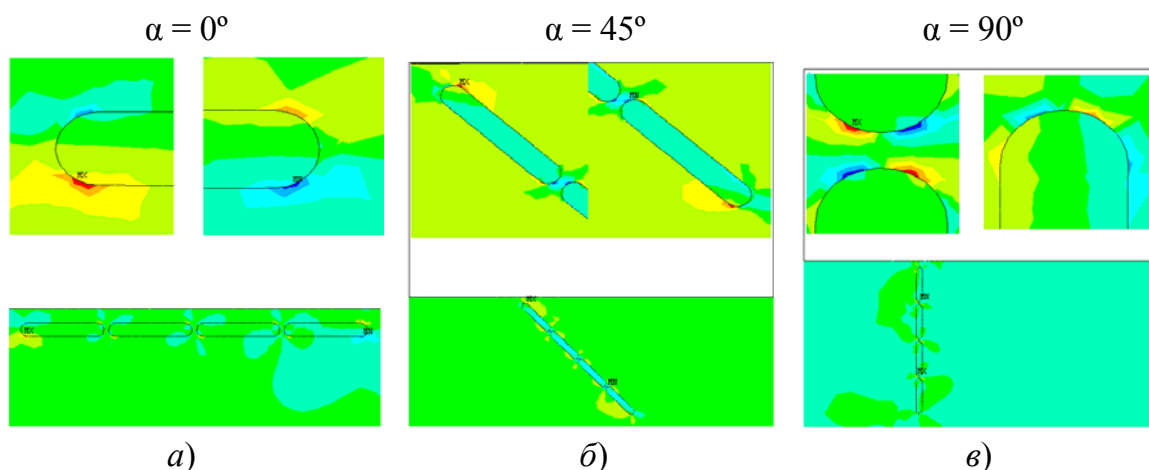


Рис. 3.25. Характер распределения касательных напряжений в окрестности совокупности овальных включений, имеющих различную ориентацию в поверхностном слое

Аналогичная зависимость наблюдается и для сдвиговых деформаций в окрестности совокупности карбидных включений. С возрастанием отношения модулей упругости включения и матрицы величина сдвиговых деформаций в окрестности включения увеличивается с 0,12 до 0,26 %.

Анализ напряженного состояния совокупности включений, располагающихся в поле действия сжимающего напряжения, показывает, что наиболее высокие по величине сжимающие напряжения возникают в теле и окрестности включений, располагающихся параллельно линии приложения внешнего сжимающего усилия. В случае превышения модуля упругости частицы по отношению к модулю упругости матрицы в 2,5 раза напряжения в теле включения достигают 1280 МПа, а в материале матрицы 1330 МПа.

Зоной концентрации максимальных сжимающих напряжений при параллельном расположении совокупности частиц является тонкая прослойка материала матрицы между карбидами (рис. 3.26, $\alpha = 0^\circ$). В окрестности продольной оси частиц наблюдается зона пониженных напряжений. При иных расположениях включений армирующая роль более жестких частиц сказывается в меньшей степени. В случае расположения совокупности частиц перпендикулярно к направлению внешнего усилия сжимающие напряжения достигают своего максимального значения в теле частицы.

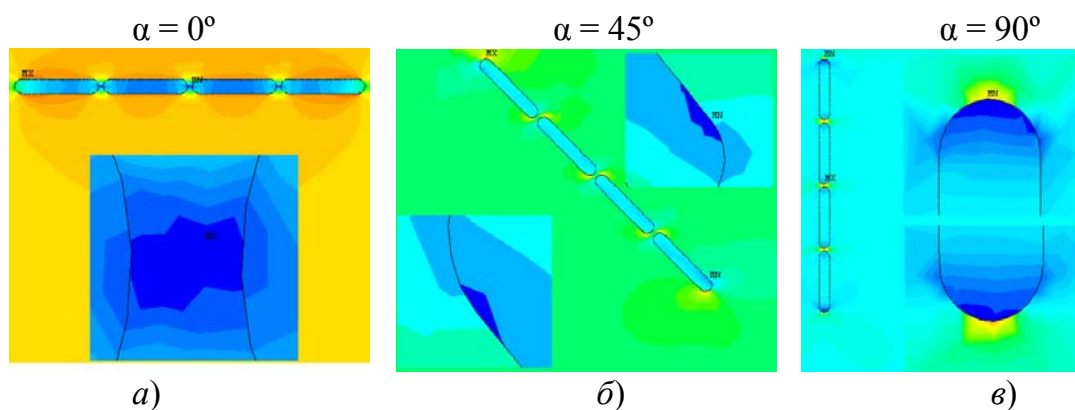


Рис. 3.26. Распределение сжимающих напряжений в поверхностном слое стали в окрестности совокупности овальных включений, имеющих различную ориентацию (максимальные по величине сжимающие напряжения – синий цвет, минимальные – красный)

Распределение касательных напряжений в окрестности совокупности включений при действии на материал сжимающего внешнего напряжения аналогично распределению, возникающему при действии внешнего растягивающего напряжения (рис. 3.27). При продольном расположении строчки карбидных включений объемы материала матрицы, охваченные максимальными по величине касательными напряжениями, сосредоточены в окрестности внешних границ крайних частиц. Зоны локализации противоположных по знаку касательных напряжений располагаются на расстояниях, соответствующих толщине частицы (рис. 3.27, $\alpha = 0^\circ$). При иных расположениях совокупности включений концентрация максимальных по величине касательных напряжений наблюдается между внутренними частицами.

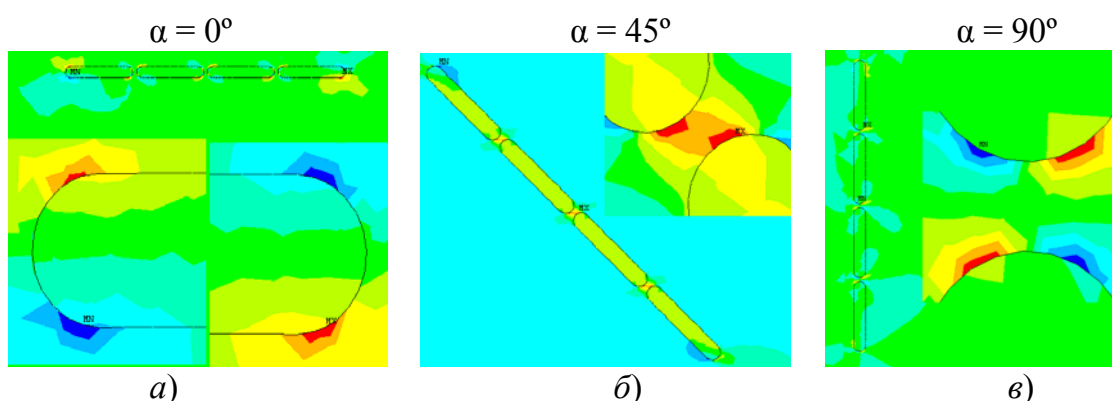


Рис. 3.27. Распределение касательных напряжений, Па, в окрестности совокупности овальных включений, имеющих различную ориентацию, при действии сжимающего внешнего усилия

3.3.4. Влияние ориентации карбидных включений на прочность поверхностных слоев быстрорежущей стали Р6М5

Общепринятые методы оценки прочностных характеристик высоколегированных инструментальных сталей, обладающих высокой твердостью, основаны на проведении испытаний на изгиб. Переменная эпюра нагрузок по сечению изгибаемого образца существенно отличается от распределения напряжений при испытании осевым растяжением, создающим плоское напряженное состояние. В то же время разрушение сталей, обладающих высокой твердостью, принято рассматривать с позиций линейной механики разрушения [121], в которой поле внешних нагрузок формирует именно плоское напряженное состояние.

Исследование влияния ориентации карбидных строчек на прочность сталей при плоском напряженном состоянии проводили на образцах призматической формы сечением 5×5 мм с отверстием в центре диаметром 4 мм, изготовленных из катаного сортамента диаметром 70 мм, имеющего карбидную неоднородность, соответствующую пятому баллу. Максимальные размеры карбидных включений составляли около 20 мкм в длину и 2...3 мкм в поперечнике. Испытания проводили на образцах с ориентацией карбидных строчек по отношению к нагружаемой поверхности 0° , 45° и 90° . Отверстие в центральной части образца выполнено для создания концентрации напряжений в тонких прослойках между внутренней поверхностью отверстия и наружной поверхностью образца.

Нагружение образцов проводили на испытательном стенде «Instron 5000» по схеме, приведенной на рис. 3.28. В качестве опор использовали цилиндрические подкладки из стали Р6М5 диаметром 2 мм. Твердость опор составляла 63 HRC₃. Нижние опоры закрепляли на поверхности образцов на одинаковых расстояниях от центра отверстия. Приложение нагрузки осуществляли над центром отверстия. Для устранения возможности неконтролируемого смещения подкладок их фиксировали с помощью клея. В результате изгиба образца при приложении внешней нагрузки на его нижней поверхности возникает практически плоское напряженное состояние (рис. 3.29). С целью проведения исследований характера разрушения на поверхности одного из образцов в каждой партии после полирования наносили координатную сетку с шагом 100 мкм. На остальных образцах размещали тензодатчики, измерительная база которых располагалась параллельно длинным сторонам образца.

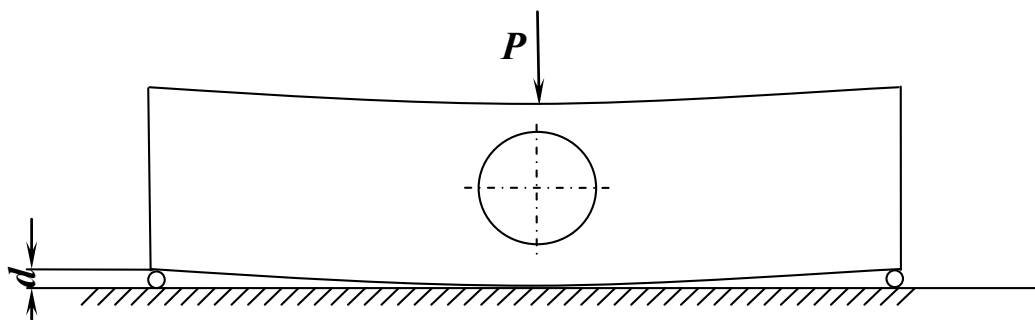


Рис. 3.28. Схема деформирования экспериментального образца

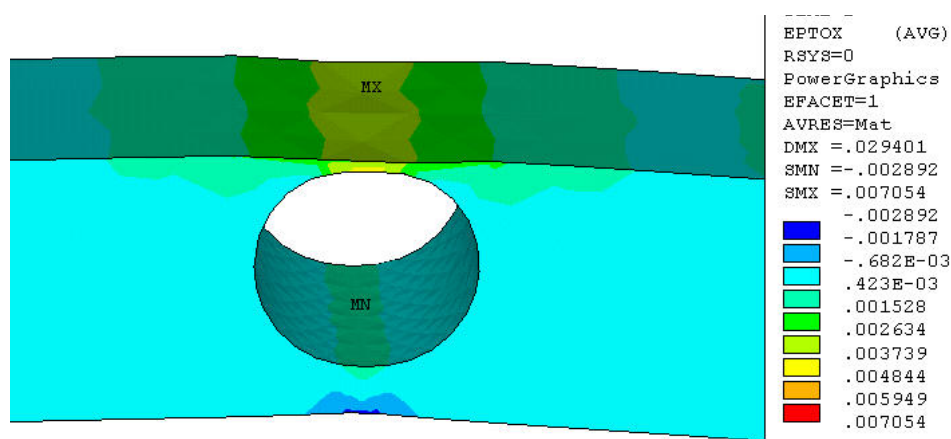


Рис. 3.29. Распределение линейных деформаций на исследуемой поверхности экспериментального образца (численное моделирование)

Результаты оценки прочности стали Р6М5 с различной ориентацией текстурных образований (рис. 3.30) показали, что наиболее высокую прочность 1660 МПа имели образцы с продольной ориентацией карбидных строчек. Величина разрушающего напряжения при плоском напряженном состоянии существенно отличается от приведенного в работе [46], полученного при испытании на изгиб, составляющего 2300 МПа. Разрушающее напряжение образцов с поперечным расположением карбидных строчек составило порядка 1380 МПа, что незначительно отличается от предела прочности, определенного при изгибе, равного 1450 МПа. Напряжение разрушения сплава с ориентацией карбидных строчек под углом 45° к горизонтальной поверхности образцов составило около 1420 МПа.

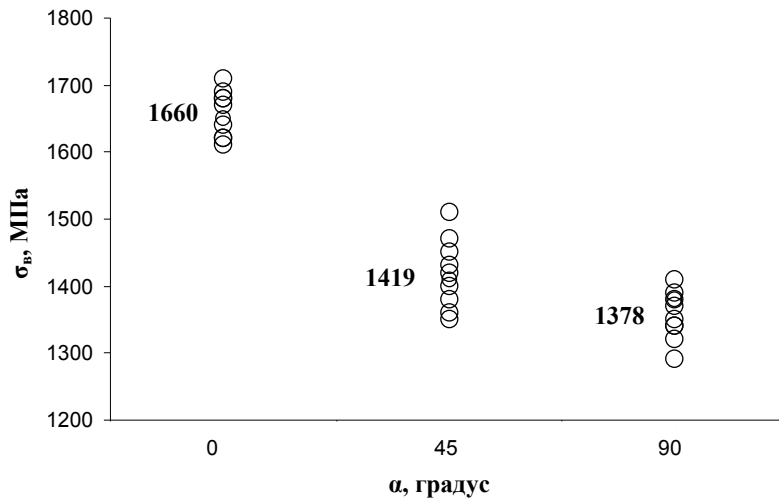


Рис. 3.30. Зависимость разрушающего напряжения $\sigma_{\text{в}}$ от ориентации карбидных строчек по отношению горизонтальной поверхности испытуемого образца (α – угол между продольной осью включений и горизонтальной поверхностью образца)

Микроструктурный анализ поверхности разрушенных образцов показал, что изменение ориентации карбидных строчек оказывает существенное влияние на взаимодействие карбидной фазы и металлической матрицы сплава. При поперечном расположении текстурных строчек карбидной фазы в процессе разрушения практически не наблюдается внутрикристаллической пластической деформации в стали. Разрушение материала (рис. 3.31, *а*) происходит в результате распространения незначительно ветвящейся в процессе роста трещины (рис. 3.31, *б*, *в*), что характерно для разрушения отрывом. Трещина проходит по границе скопления карбидных частиц (рис. 3.31, *г*).

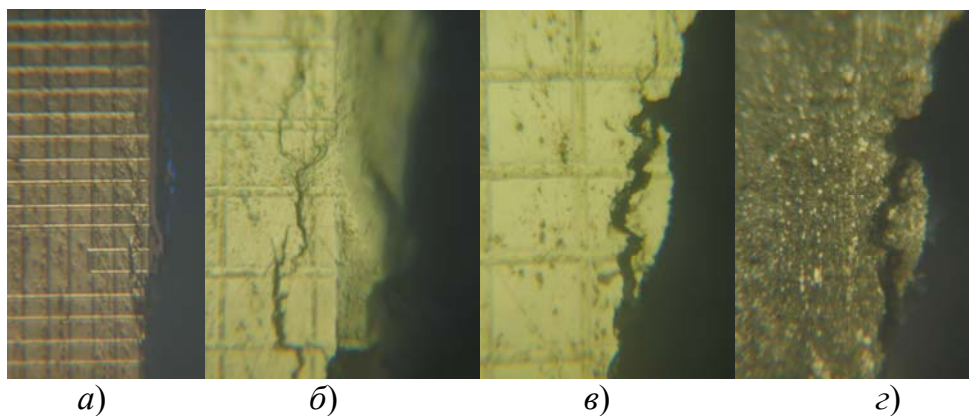


Рис. 3.31. Характер разрушения образцов стали Р6М5 с поперечным расположением карбидных строчек относительно горизонтальной поверхности

Полученные результаты совпадают с ранее описанным механизмом разрушения штампового инструмента, работающего в условиях знакопеременных нагрузок.

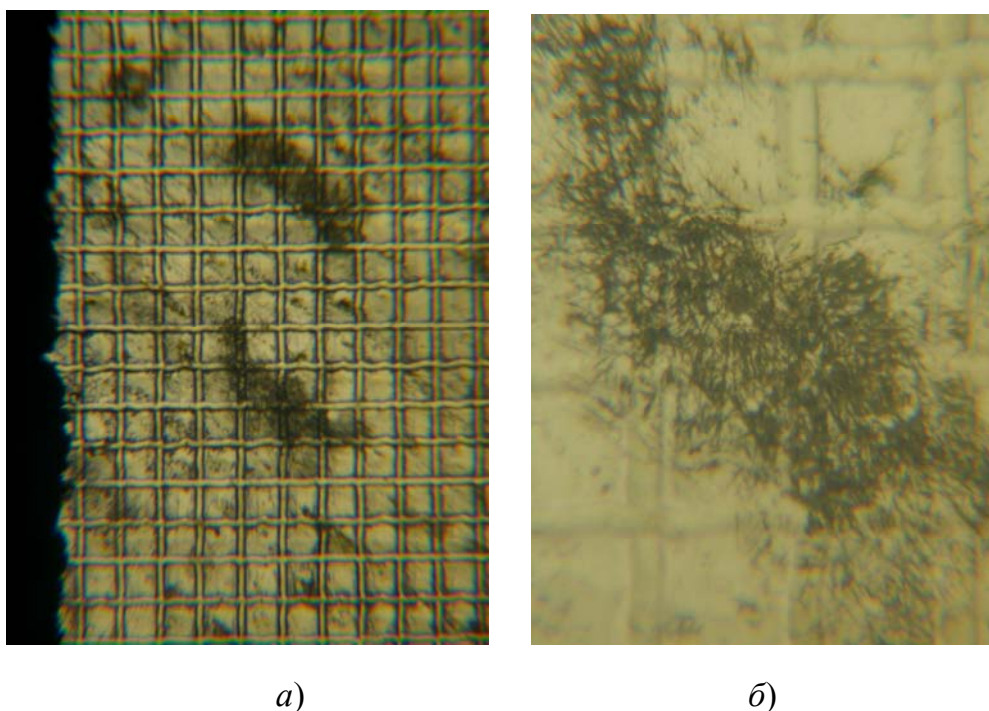


Рис. 3.32. Скопление линий скольжения в окрестности карбидных включений, расположенных под углом 45° к линии приложения внешней растягивающей нагрузки

При ином расположении карбидных строчек обнаружено, что процессу зарождения трещины предшествует интенсивное образование линий скольжения. Как видно из рис. 3.32, *a*, на полированной поверхности металла с нанесенной координатной сеткой видны многочисленные их следы, продольная ось которых располагается под углом 45° к линии внешней границы образца, что в данном случае совпадает с ориентацией карбидных строчек в сплаве. Исследования с помощью атомно-силового микроскопа показали, что в окрестности скопления карбидных включений протекали процессы внутрикристаллического скольжения по сдвиговому механизму с образованием большого количества линий скольжения. Как видно из рис. 3.33, ступеньки линий скольжения в очагах своего слияния образуют внутрикристаллические поры, глубина которых превышает глубину единичных линий. Карбидные включения, являясь более жесткой фазой, провоцируют скопление в своей окрестности наиболее глубоких полостей.

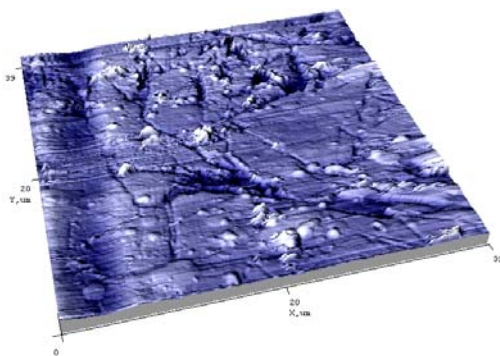


Рис. 3.33. АСМ топография поверхности микрошлифа стали Р6М5 в зоне скопления линий скольжения, сформированных при разрушении (39 × 39 мкм)

Сравнение полученных значений прочности образцов с карбидными строчками, ориентированными перпендикулярно к внешней поверхности образца и под углом 45° к ней, показывает, что изменение ориентации включений незначительно сказывается на прочности стали, определенной в условиях плоского напряженного состояния. Однако разрушение сплава с карбидами, ориентированными в направлении распространения трещины, не сопровождалось явно выраженной внутрикристаллической деформацией матрицы. Поверхность разрушения была перпендикулярна линии приложения внешнего растягивающего напряжения. В случае ориентации включений под углом 45° к линии приложения внешнего растягивающего напряжения наблюдаются ветвления трещины в направлении строчек карбидных включений (рис. 3.34).

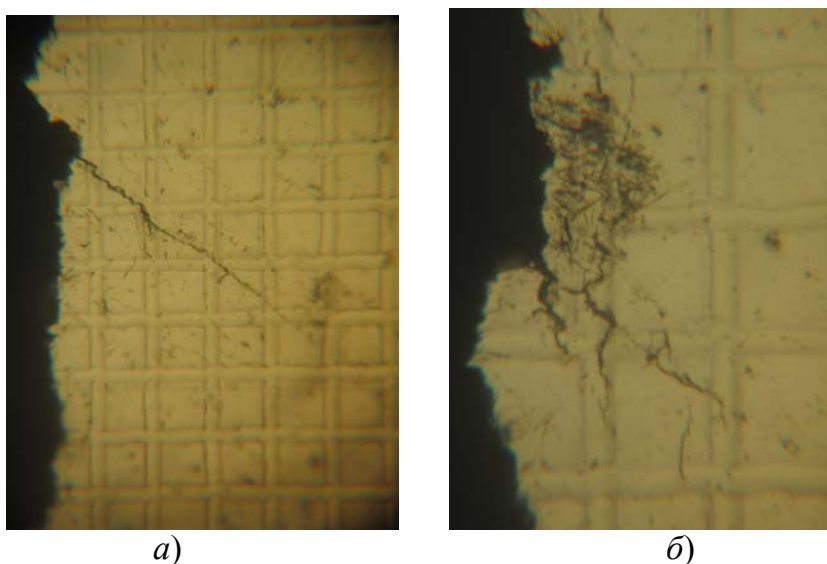


Рис. 3.34. Магистральная трещина разрушения образца стали Р6М5 с карбидными строчками, расположенными под углом 45° к линии приложения внешнего растягивающего напряжения

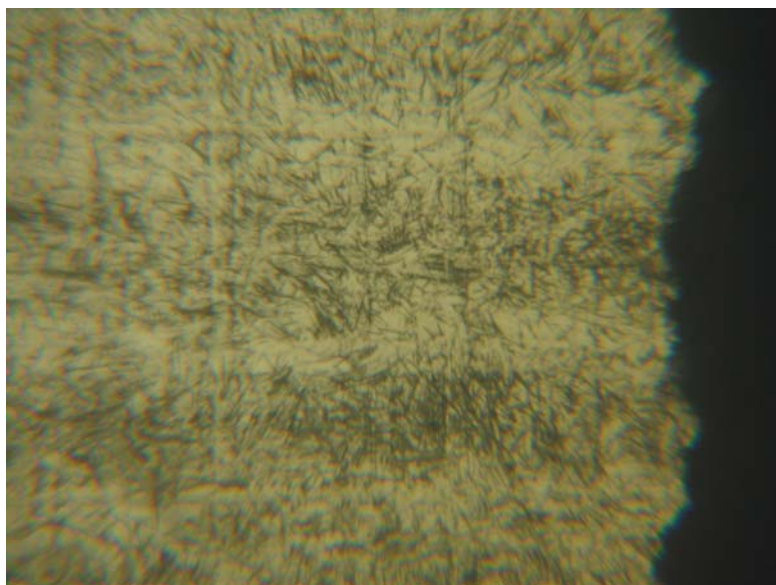


Рис. 3.35. Линии скольжения на поверхности образца стали Р6М5 в окрестности излома

Разрушение образцов с карбидными строчками, расположенными параллельно внешней границе материала, также происходит отрывом. Как видно из рис. 3.35, многочисленные линии скольжения, плотность которых увеличивается по мере приближения к краю магистральной трещины, заполняют все пространство материала матрицы между зонами скопления карбидных включений. Распределение локальных деформаций материала гораздо более однородно, чем в рассмотренных выше случаях. Эта особенность подчеркивает способность всех структурных составляющих материала реализовать большую сопротивляемость внешней растягивающей нагрузке, что обеспечивает увеличение локальной прочности до 1660 МПа. Данное значение существенно уступает пределу прочности, приведенному в работе [46], что связано с различием в методиках определения прочностных характеристик.

ГЛАВА 4

Свойства диффузионно-
упрочненных слоев
быстрорежущей стали Р6М5

4.1. КАРБИДНЫЕ СЛОИ

4.1.1. Структура и фазовый состав карбидных слоев

Разработка технологических режимов упрочнения штампового инструмента неразрывно связана с процессом создания заданной структуры в поверхностных слоях формообразующих элементов оснастки. Для всех сталей ледебуритного класса широко используются рекомендации по снижению балла карбидной неоднородности, измельчению размеров карбидов и изменению их состава путем длительного отжига и перекова. Градиент свойств по сечению металла в высокопрочных сталях может создаваться путем изменения химического состава поверхностного слоя, в первую очередь путем диффузионного насыщения. Большое количество исследований, проведенных в этом направлении, позволило выделить способы, основанные на имплантации азота и углерода, в отдельную группу технологий, которые обеспечивают наиболее приемлемые эксплуатационные характеристики для инструмента, подвергающегося ударным нагрузкам и изнашиванию [58], [59], [65], [80]. Режимы химико-термической обработки, обеспечивающие азотирование и цементацию, а также совмещение этих процессов, как правило, наиболее продуктивны в случае нагрева заготовок выше температуры 500 °С. Это делает невозможным упрочнение всего класса полутеплостойких сталей типа X12 на финишной стадии изготовления инструмента. Низкотемпературные процессы – азотирование и нитроцементация, проводимые при 540...560 °С, приводят к снижению твердости этих сталей. Цементация с последующей закалкой и отпуском для данных сталей нецелесообразна по причине изначально высокого содержания углерода в них, что способствует повышению удельной доли крупных карбидов по всему сечению металла.

Быстрорежущие стали вследствие своей высокой теплостойкости являются наиболее удобными материалами для упрочнения низкотемпературными технологиями. Использование высокотемпературных процессов упрочнения, например, науглероживания также привлекательно за счет зависимости свойств этих сталей от степени дисперсионного твердения.

Как видно из рис. 4.1 и табл. 4.1, элементный состав науглероженного слоя, определенный на электронном микроскопе TESCAN VEGA

путем сканирования площадок размерами 300×300 мкм и более, в целом соответствует стандартному химическому составу стали Р6М5, за исключением количества углерода. При длительности химико-термической обработки не менее 8 ч концентрация углерода достигает 1,6...2 % и практически не зависит от вида карбюризатора [62], [71], [76], [80].

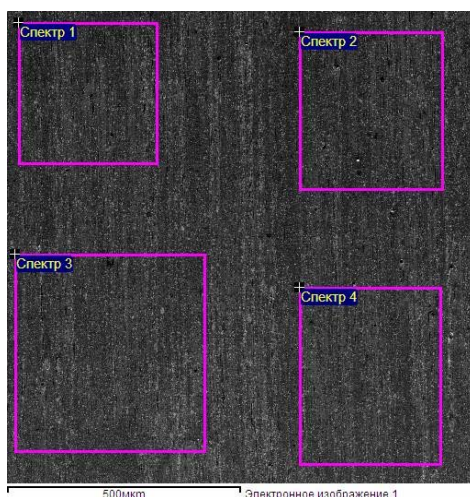


Рис. 4.1. Схема расположения зон сканирования

Таблица 4.1

Химический состав науглероженных слоев стали Р6М5

Зоны сканирования	Химический состав, % (мас. доли)					
	С	V	Cr	Fe	Mo	W
	Весовые %					
Спектр 1	1,81	1,97	4,56	79,76	4,36	7,54
Спектр 2	2,10	2,03	4,31	80,01	5,05	6,50
Спектр 3	1,84	2,11	4,45	79,07	5,35	7,18
Спектр 4	1,97	1,87	4,32	79,90	4,21	7,73
Максимальное значение	2,10	2,11	4,56	80,01	5,35	7,73
Минимальное значение	1,81	1,87	4,31	79,07	4,21	6,50

Эффективная толщина цементованного слоя составляла не менее 0,4 мм (рис. 4.2, б), а микротвердость поверхности превышала 10 ГПа. Микротвердость сердцевины металла при закалке на 10 балл действительного зерна аустенита составляла около 8 ГПа. Изменение режимов окончательной термообработки позволяет изменять размеры зерна, а одновременно и твердость сердцевины. Твердость сердцевины зависит от степени легирования материала матрицы перед закалкой и определяет эффективность последующего дисперсионного твердения металла (табл. 4.2).

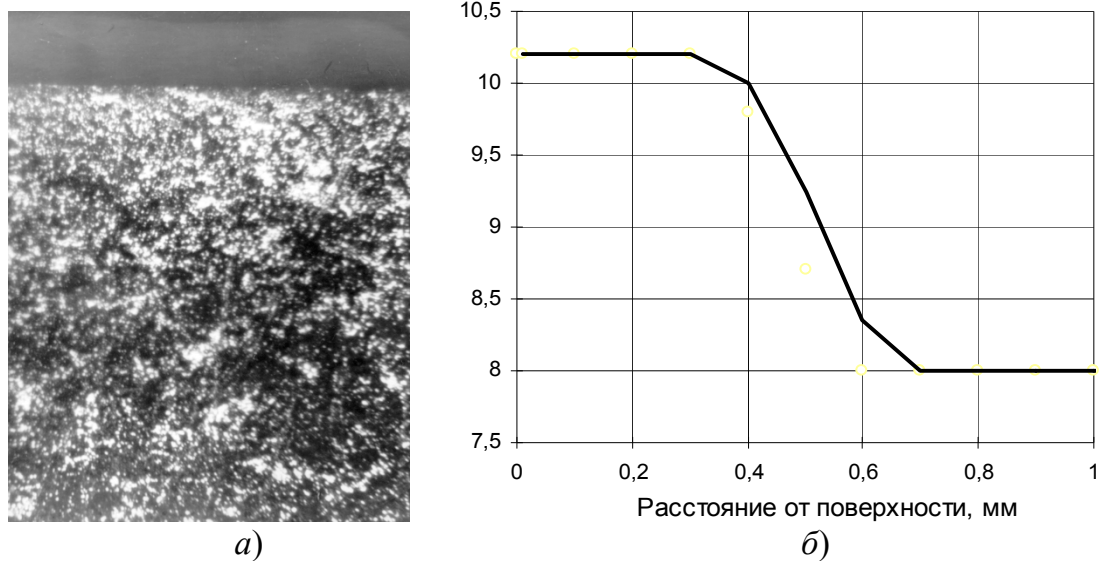


Рис. 4.2. Структура (а) и микротвердость (б) карбидного слоя быстрорежущей стали P6M5

Таблица 4.2

Структура и свойства поверхностных слоев стали P6M5

Способ обработки	Номер партии	Температура аустенитизации, °С	Балл зерна, получаемый окончательным нагревом под закалку	Толщина упрочненного слоя в готовом изделии, мм	Твердость HRC ₃	
					поверхности	сердцевины
Объемная закалка	1	840...850	10	–	62...63	62...63
Науглероживание с мартенситным старением	2	950	10	0,4...0,6	65...66	62...63
	3	950	11	0,4...0,6	65...66	60...61
	4	950	12	0,4...0,6	65...66	55...57

Повышение температуры закалки до определенной величины приводит к возрастанию предела прочности при изгибе, предела выносливости и теплостойкости, так как увеличивается степень легирования α -фазы вследствие растворения карбидов $M_{23}C_6$ и частично M_6C [43]. Однако при более высоких температурах из-за роста размеров зерна прочность и вязкость резко убывают.

В повышении твердости стали P6M5 при термообработке существенную роль играет дисперсионное твердение, которое определяется степенью легирования аустенита и мартенсита, типом образующихся

при отпуске карбидов и их количеством. Как видно из табл. 4.3, с увеличением степени насыщения аустенита углеродом уменьшается растворимость в нем других легирующих элементов, а соответственно, и их количество в мартенсите, которые затем участвуют в дисперсионном твердении и формируют стойкие к коагуляции вторичные карбиды, что влияет на красностойкость стали.

Таблица 4.3

Влияние количества углерода на состав мартенсита стали Р6М5 [43]

Количество углерода в стали, %	Количество растворенных компонентов в мартенсите, %				
	С	W	Mo	V	Cr
0,7	0,4	4,3	3,2	1,2	3,9
1,03	0,6	4,1	2,6	1,2	3,7
1,5	0,9	3,1	2,4	0,9	3,6
2,1	1,2	3,0	2,3	0,7	3,2

Закалку быстрорежущей стали Р6М5 рекомендуется проводить с температуры 1220 °С [43]. Нагрев до такой высокой температуры необходим для растворения карбидов типа $M_{23}C_6$, M_6C и частично MC , с целью увеличения степени насыщения аустенита углеродом, вольфрамом, молибденом, ванадием. При этом наблюдается рост аустенитного зерна до 9...10 балла и при закалке формируется крупноигольчатый мартенсит 3...2 балла. Применение диффузионного науглероживания поверхности позволяет получить высокоуглеродистый мартенсит в слое при закалке с пониженных температур, сохранив при этом мелкое зерно. Увеличение содержания углерода обеспечивает повышение удельного объема карбидной фазы в нем и твердости поверхностного слоя. Возможно также возникновение остаточных напряжений сжатия в поверхностных слоях инструмента.

Количество карбидов и их тип в легированных сталях зависят от вида легирующих элементов, их количества и концентрации углерода в стали. В табл. 4.4 приведены данные по основным легирующим элементам, входящим в быстрорежущую сталь Р6М5 [43].

Карбидные фазы быстрорежущей стали Р6М5

Легирующий элемент	Тип карбида	Количество углерода, %, связанное с 1 % легирующего элемента
Cr	M_7C_3	0,090
	$M_{23}C_6$	0,057
Mo	M_2C	0,059
	M_6C	0,020
W	M_2C	0,033
	M_6C	0,010
V	MC	0,190

Для образования карбидов различного типа требуется разное количество углерода. Чем выше в карбиде соотношение M/C, тем больше карбидов образуется при данном количестве углерода. Однако при этом снижается степень легирования твердого раствора в результате замещения легирующих элементов углеродом (табл. 4.3). Это служит причиной понижения точки окончания мартенситных превращений при закале науглероженной стали и увеличения доли остаточного аустенита. Описанные изменения могут привести к снижению теплостойкости поверхностных слоев металла.

Таким образом, изменяя количество углерода в поверхностном слое быстрорежущей стали можно управлять карбидным составом диффузионно-упрочненного слоя и получать заданные физико-механические свойства рабочих поверхностей деталей.

Наибольшей твердостью из присутствующих в стали Р6М5 карбидов обладают карбиды VC (~ HV 2800), имеющие ГЦК решетку и очень плохо растворяющиеся в аустените. Карбиды типа $M_{23}C_6$, также имеющие ГЦК решетку, обладают твердостью HV 1000...1100, а карбиды типа M_7C_3 с ГПУ решеткой имеют твердость HV 1400...1800. Карбиды $M_{23}C_6$ хорошо растворимы в аустените при температурах 950...1100 °С, что позволяет повысить степень легирования аустенита, а соответственно и мартенсита, при закалке от этих температур. Карбиды типа MC, M_2C обычно образуются в процессе отпуска при температуре выше 500 °С. Карбиды W_2C и MoC практически не растворяются в аустените. Твердость их составляет HV 1500...2000.

Кроме того, в быстрорежущих сталях содержатся двойные карбиды типа M_6C , например, (Fe_3W_3C , Fe_3Mo_3C и др.) с кубической пространственной решеткой, имеющие твердость HV 1000...1100. Они также растворяются в аустените при температурах выше 950 °С, но в

меньшей степени, чем $M_{23}C_6$. Степень их растворимости существенно возрастает с увеличением температуры выше $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Как видно из табл. 4.2, твердость стали Р6М5 без науглероживания поверхности составляет $62\dots 63\text{ HRC}_3$. Для получения такой твердости окончательный нагрев под закалку осуществляют при температуре $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, формируя в сплаве 10 балл действительного зерна аустенита. Науглероживание, совмещенное с процессом аустенитизации сплава при температуре $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение $8\dots 10\text{ ч}$, обеспечивает постепенное растворение карбидной фазы в аустените. Для получения в сердцевине 10 балла действительного зерна аустенита окончательный нагрев под закалку достаточно проводить при температуре $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, при этом твердость сердцевины достигает $62\dots 63\text{ HRC}_3$. Получение зерна 11 балла обеспечивается путем окончательного нагрева стали под закалку до температуры $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$. Закалка, проведенная непосредственно после диффузионного насыщения, позволяет сформировать в стали зерно 12 балла и меньше.

С увеличением количества углерода в поверхностном слое стали Р6М5 при цементации увеличивается количество карбидов типа $M_{23}C_6$. Максимальное количество этого карбида – 8% возникает уже при содержании углерода 1% . Изменение содержания углерода по сечению цементованного слоя варьирует карбидный состав и свойства по его глубине [43]. При этом интегральная твердость упрочненного слоя независимо от режима термической обработки науглероженной стали не изменяется и составляет $65\dots 66\text{ HRC}_3$. Уменьшение твердости сердцевины при снижении температуры закалки связано со слабым насыщением аустенита углеродом и легирующими элементами за счет растворения меньшего количества карбидов, в первую очередь карбидов $M_{23}C_6$ (рис. 4.3 и 4.4).

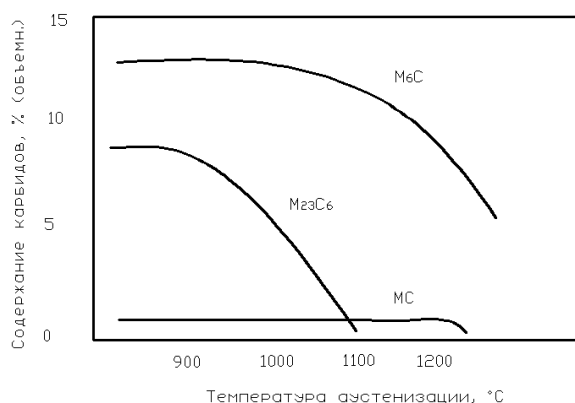


Рис. 4.3. Влияние температуры аустенитизации на карбидный состав стали Р6М5 [43]

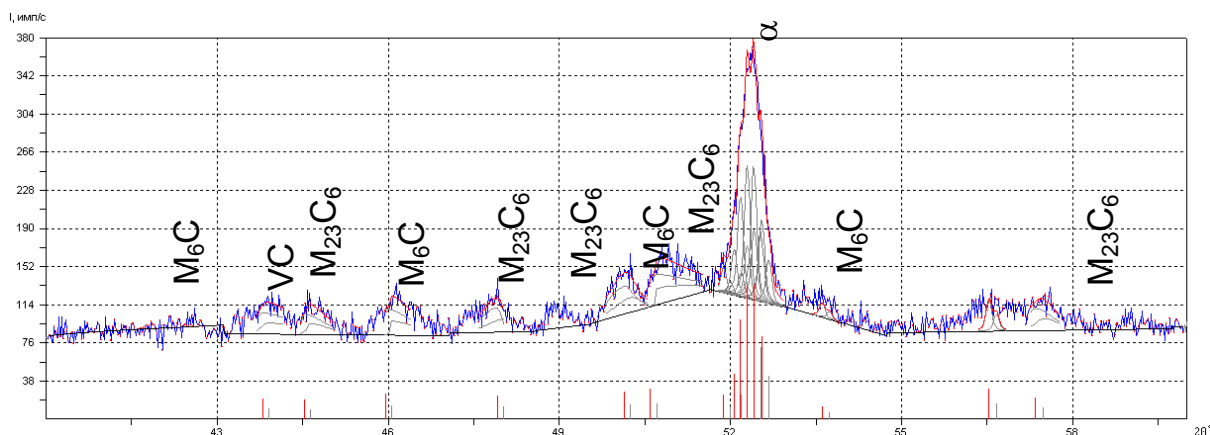


Рис. 4.4. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы (CoK α) от поверхностных слоев стали Р6М5 после цементации и закалки с температуры 950 °С

Образующаяся в сердцевине образцов α -фаза при закалке с температуры 950 °С имеет меньшую твердость, но большую пластичность, замедляет рост микротрещин при циклических нагрузках, обеспечивая более высокий предел выносливости и износостойкость стали. При этом доля карбидной фазы в структуре составляет около 70 %.

Нагрев под закалку до температуры 1050 °С увеличивает растворимость карбидов $M_{23}C_6$, повышая степень насыщения аустенита углеродом и легирующими элементами Mo, W, V, что приводит к увеличению твердости мартенсита после закалки и трех отпусков до 60...61 HRC₃. Увеличение температуры закалки до 1150 °С способствует растворению практически всех карбидов $M_{23}C_6$ и частично карбидов M_6C (рис. 4.4 и 4.5), благодаря чему достигается высокая степень насыщения углеродом и легирующими элементами аустенита, а соответственно, и мартенсита. Твердость сердцевины возрастает до величины 62...63 HRC₃, т. е. достигаемой при закалке стали Р6М5 по стандартной технологии с 1200 °С.

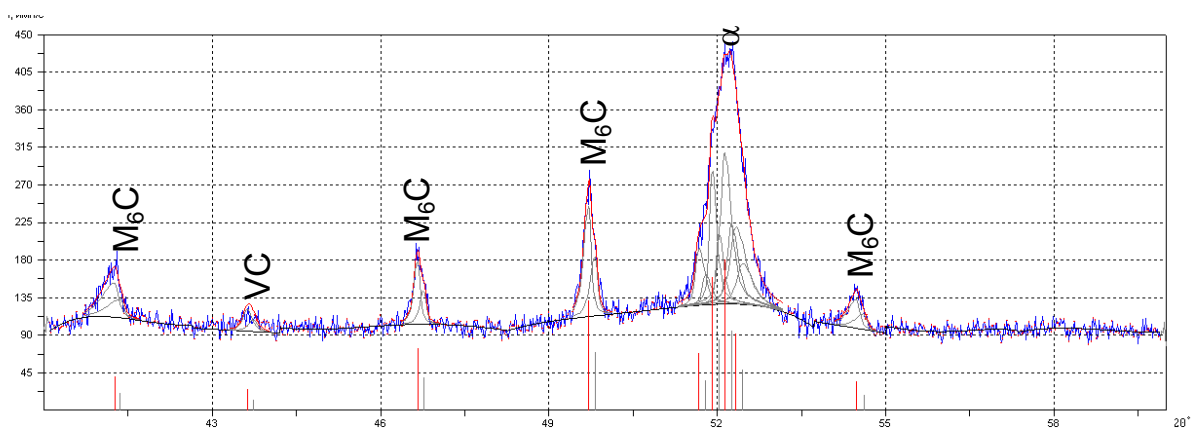


Рис. 4.5. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы (CoK α) от поверхностных слоев стали Р6М5 после цементации и закалки с температуры 1150 °С

Доля карбидной фазы после закалки с 1050 °С не превышает 50 %. Увеличение температуры закалки с 9500 до 11500 °С приводит к тому, что по карбидному составу упрочненный слой приближается к стали Р6М5, закаленной с температуры 1200 °С без науглероживания поверхности (рис. 4.6). За счет более высокой концентрации углерода после науглероживания при температуре 950 °С формируется ярко выраженная карбидная фаза (рис. 4.7, б), а закалка приводит к росту тетрагональности решетки α -фазы. Об этом свидетельствует смещение пика α -фазы на дифрактограммах в область более низких углов 2θ (рис. 4.4–4.6), а также возникновение высоких по величине напряжений сжатия в науглероженном слое сплава (рис. 4.8). Возникновение и рост остаточных напряжений сжатия обусловлены тем, что диффузионное насыщение поверхности стали Р6М5 углеродом при цементации приводит к понижению точки начала мартенситных превращений M_n в поверхностном слое. Поэтому при закалке сначала мартенситные превращения осуществляются в глубинных объемах, а затем в поверхностном слое. Это, в свою очередь, приводит к повышению сопротивления усталостному разрушению.

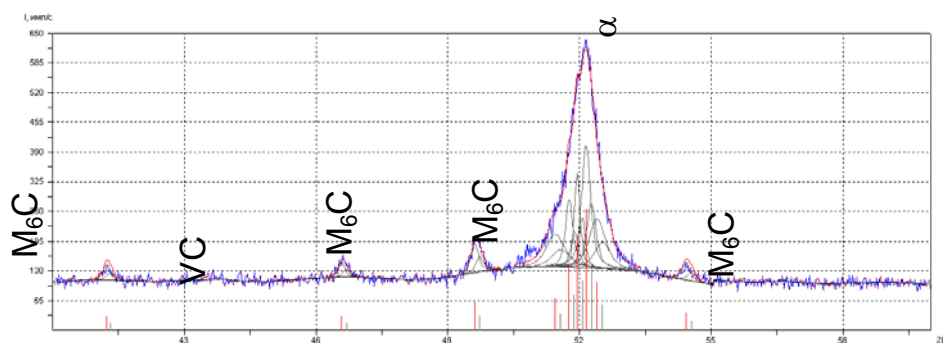


Рис. 4.6. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы (CoK α) от поверхностных слоев стали Р6М5, закаленной с температуры 1220 °С

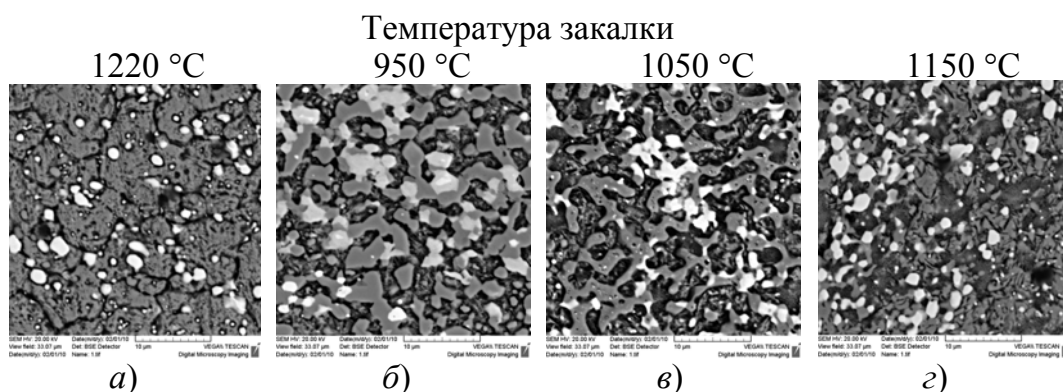


Рис. 4.7. Микроструктура поверхностного слоя быстрорежущей стали Р6М5 после закалки и трехкратного отпуска (560 °С): а – без науглероживания; б–г – с предварительным науглероживанием при температуре 950 °С

Образующаяся в сердцевине образцов α -фаза при закалке с температуры 950 °С имеет меньшую твердость, но большую пластичность, замедляет рост микротрещин при циклических нагрузках, обеспечивая более высокий предел выносливости и износостойкость стали. С увеличением температуры закалки уменьшается объем карбидной фазы, что обеспечивает большую степень легирования твердого раствора. Закалка науглероженных образцов с температуры выше 1150 °С не приводит к существенным изменениям в структуре стали Р6М5, но вызывает рост остаточных напряжений сжатия, что приводит к самопроизвольному отделению упрочненного слоя.

Увеличение количества углерода в поверхностном слое при цементации способствует возрастанию объема карбидной фазы за счет дополнительного формирования в нем карбидов типа $M_{23}C_6$. В результате усиливается возможность дисперсионного твердения при отпуске. Твердость поверхности возрастает до 65...66 HRC₃. Процесс выделения вторичных карбидов изменяет параметры кристаллической решетки матрицы, вносит дополнительный вклад в процесс возрастания остаточных напряжений сжатия и приводит к снижению вязкости поверхностного слоя стали. Как видно из рис. 4.3 и 4.8, эффект формирования высоких по величине остаточных напряжений обусловлен не только практически полным растворением карбидов типа $M_{23}C_6$, но и вовлечением в процесс легирования твердого раствора карбидов M_6C . Одновременно с этим высокое содержание углерода способствует повышению уровня остаточного аустенита в стали, который не исчезает даже после трехкратного отпуска при температуре 560 °С.



Рис. 4.8. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое после науглероживания и последующей термообработки (цифрами у кривых обозначена температура нагрева под закалку)

4.1.2. Влияние ориентации карбидных включений на прочность науглероженных слоев

Оценку прочности карбидных слоев быстрорежущей стали Р6М5 с различной ориентацией включений проводили на призматических образцах с отверстиями, обеспечивающими плоское деформированное состояние в зоне разрушения металла (см. § 3.3.4). Образцы, изготовленные с расположением карбидов под углом 0° , 45° и 90° к поверхности, подвергали химико-термической и последующей термической обработке в соответствии с режимами, обеспечивающими возникновение максимальных по величине остаточных напряжений сжатия (табл. 4.2, партия 4).

После химико-термической и термической обработок одну из сторон образца, располагающуюся параллельно оси отверстия, шлифовали до формирования заданной толщины перемычки, обеспечивающей однородное распределение напряжений. Для устранения термического влияния, возникающего в результате обработки, шлифование проводили с минимальными припусками и обильным охлаждением смазочно-охлаждающей жидкостью. Финишная обработка данной поверхности заключалась в ее полировании для изучения микроструктуры.

Результаты испытаний показали, что в процессе разрушения образцов с поперечным расположением карбидных строчек трещина распространяется практически перпендикулярно исследуемой поверхности образца и линии приложения внешней растягивающей нагрузки. Разрушение происходит отрывом (рис. 4.9).

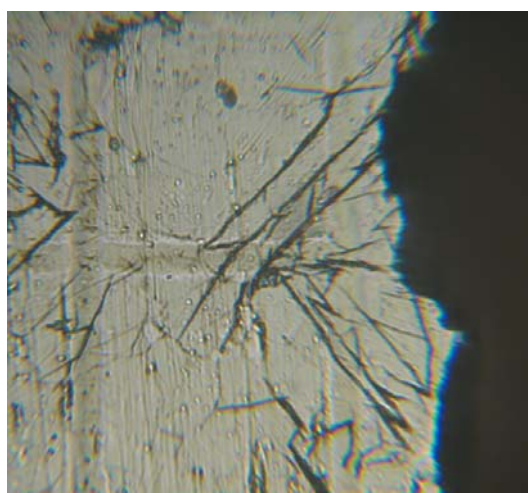


Рис. 4.9. Зарождение трещин в карбидном упрочненном слое при перпендикулярном расположении карбидных строчек по отношению к линии действия внешнего усилия ($\times 800$)

Вдоль поверхности трещины наблюдаются линии скольжения протяженностью до 50 и более мкм, что свидетельствует о возникновении достаточно развитой зоны пластического течения материала в области разрушения диффузионного слоя и отличает механизм разрушения упрочненного материала с поперечным расположением карбидных строчек от разрушения неупрочненного (см. рис. 3.31). Карбидные частицы, располагающиеся перпендикулярно линиям скольжения, блокируют распространение линий скольжения вглубь материала, вызывая появление полосы отклика [133], которая в итоге замыкается на берега трещины. Напряжения, возникающие в карбидном слое в момент его разрушения, составляют около 800 МПа (рис. 4.10). Таким образом, прочность карбидного слоя стали Р6М5 с поперечной ориентацией волокон существенно отличается от прочности стали Р6М5 без упрочнения, которая для аналогичного расположения текстурных образований составляет около 1380 МПа.

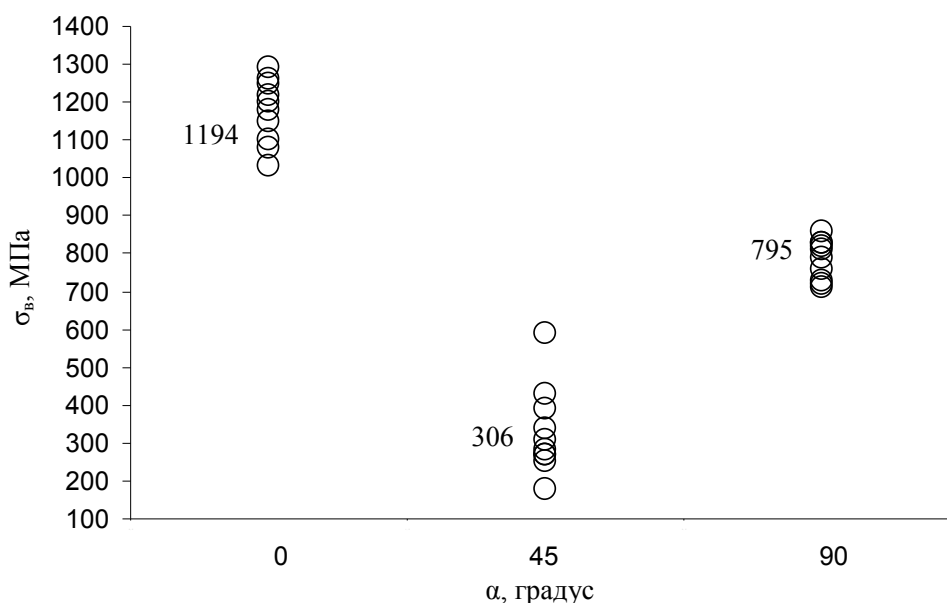


Рис. 4.10. Зависимость разрушающего напряжения σ_b от ориентации карбидных строчек по отношению горизонтальной поверхности испытуемого образца (α — угол между продольной осью включений и горизонтальной поверхностью образца)

При разрушении упрочненного слоя с параллельным расположением карбидных строчек к линии приложения внешней растягивающей нагрузки, напряжение разрушения сплава составляет около 1200 МПа. Как и в рассмотренном выше случае, карбидный слой с продольным расположением волокон обладает меньшей прочностью, чем его аналог, не подвергнутый упрочнению. Разрушению сплава предшествует интенсивная пластическая деформация, многочислен-

ные линии скольжения, ориентированные преимущественно под углом, близким 45° к линии приложения растягивающего напряжения, блокируются карбидными включениями (рис. 4.11).

Особенность механизма накопления внутрикристаллических повреждений в данном случае заключается в том, что основным очагом внутрикристаллических деформаций, в котором отмечается высокая плотность появления линий скольжения, является объем металла, непосредственно охватывающий зону концентрации крупных первичных карбидов. Растворение карбидов в процессе аустенитизации науглероженного сплава обеспечивает повышенную концентрацию легирующих элементов и углерода в аустените в окрестности карбидных строчек. Это повышает уровень концентрации остаточного аустенита в указанных зонах, что и объясняет появление признаков локальной пластической деформации именно в области карбидных строчек. В то же время разрушение образца, не подвергнутого упрочнению, сопровождается равномерным распределением очагов локализации внутрикристаллической пластической деформации между областями сосредоточения карбидной фазы (см. рис. 3.35).

Наиболее низкой прочностью характеризуется карбидный слой, в котором строчки включений располагаются под углом 45° к линии приложения внешней нагрузки. При деформировании немногочисленные линии скольжения локализуются в области карбидной ликвации сплава (рис. 4.12), длина отдельных из них составляет менее 50 мкм. Число линий скольжения и их длина в случае расположения включений под углом 45° значительно меньше, а ширина и глубина больше. Совпадение ориентации границ включений с направлением возникновения максимального касательного напряжения в сплаве приводит к зарождению макротрещин в результате появления небольшого количества коротких, но глубоких линий скольжения.

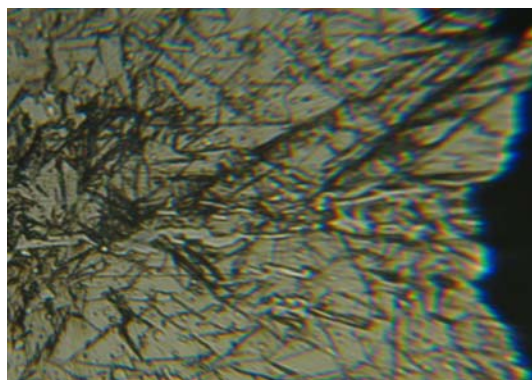


Рис. 4.11. Зарождение трещин в упрочненном слое в случае параллельного расположения карбидных строчек по отношению к линии действия внешнего растягивающего усилия ($\times 900$)

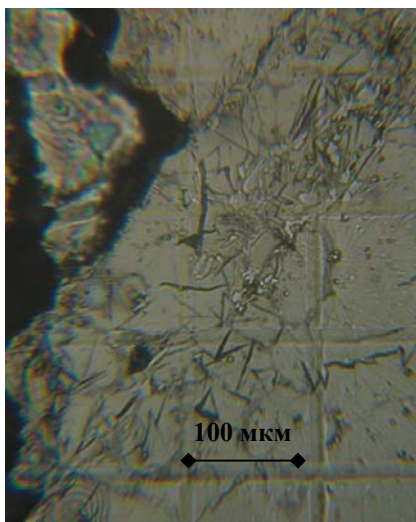


Рис. 4.12. Зарождение трещин в упрочненном слое при расположении карбидных строчек под углом 45° к линии действия внешнего усилия

4.1.3. Влияние криогенной обработки на структуру и свойства науглероженных слоев

После закалки быстрорежущей стали Р6М5 в структуре сохраняется до 25 % остаточного аустенита, для устранения которого применяется трехкратный отпуск или обработка холодом [84], [134]. Во втором случае достаточно осуществить однократный отпуск при температуре 560°C после закалки с охлаждением ниже точки окончания мартенситных превращений.

Исследования влияния обработки холодом на механические свойства проведены на экспериментальных образцах, подвергнутых науглероживанию при температуре 920°C в твердом карбюризаторе. Длительность насыщения составляла 8 ч. Нагрев под закалку проводили непосредственно после науглероживания, не охлаждая образцы. Температурой нагрева под закалку (табл. 4.5) регулировали степень легирования твердого раствора. Охлаждение образцов при закалке осуществляли воздушной струей. Криогенную обработку проводили в жидком азоте в качестве завершающего этапа закалки не позднее чем через 10 мин после завершения охлаждения образцов принудительным обдувом воздушной струей. Длительность криогенной обработки выбирали в соответствии с окончанием кипения жидкого азота. Общая продолжительность охлаждения составляла 3...4 мин. Отпуск после нагрева образцов до комнатной температуры проводили при 560°C в течение 1 ч. Распределение микротвердости по сечению экспериментальных образцов приведено на рис. 4.13.

**Режимы термической и химико-термической обработки
науглероженных образцов из стали Р6М5,
подвергнутых криогенной обработке**

Номер партии образцов	Температура аустенитизации (цементации), °С	Длительность цементации, час	Температура нагрева под закалку, °С	Закалочная среда	Температура отпуска, °С
1	920	8	1000	Воздух, жидкий азот -196 °С	560
2			1050		
3			1100		
4			1150		
5			1200		

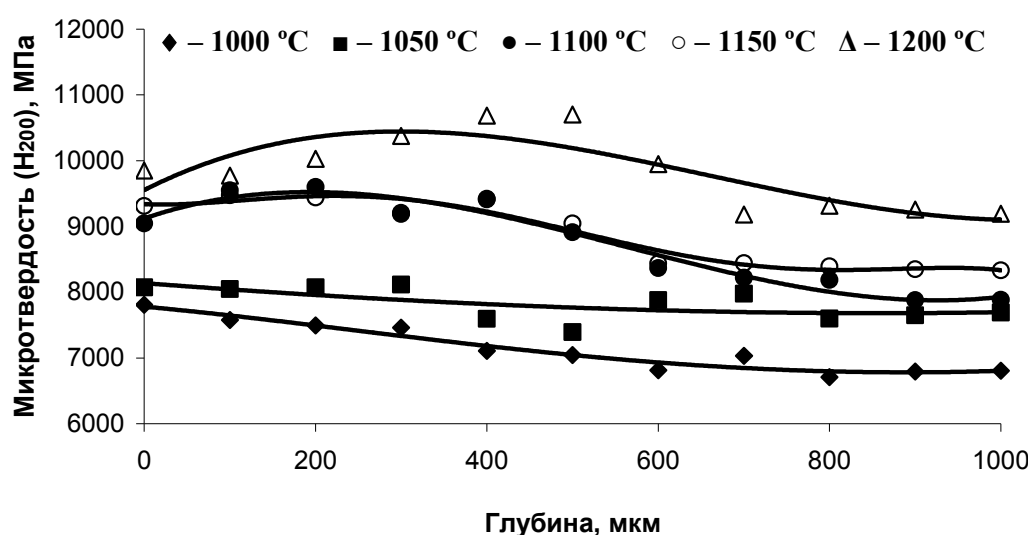


Рис. 4.13. Распределение микротвердости по сечению карбидных упрочненных слоев стали Р6М5, подвергнутых обработке холодом после закалки с указанных температур

Закалка с температур выше 1100 °С обеспечила получение достаточно высокой твердости поверхностного слоя и сердцевины образцов. Микротвердость в диапазоне 9...10,5 ГПа характерна для сплава, закаленного с температуры 1200 °С. Несмотря на проведение криогенной обработки в структуре упрочненного слоя наблюдается присутствие остаточного аустенита. Как видно из рис. 4.14, нагрев до температуры закалки привел к образованию скелетообразной ледебуритной фазы по границам зерен. Высокая степень легирования твердого раствора способствовала образованию структуры с признаками литой стали, что отражает вероятность частичного оплавления поверхностного слоя. Объемы остаточного аустенита локализуются внутри этих зерен (рис. 4.15).

Применение криогенной обработки в совокупности с формированием в науглероженном слое перегретой структуры позволило повысить микротвердость сердцевины сплава до отмеченных значений.

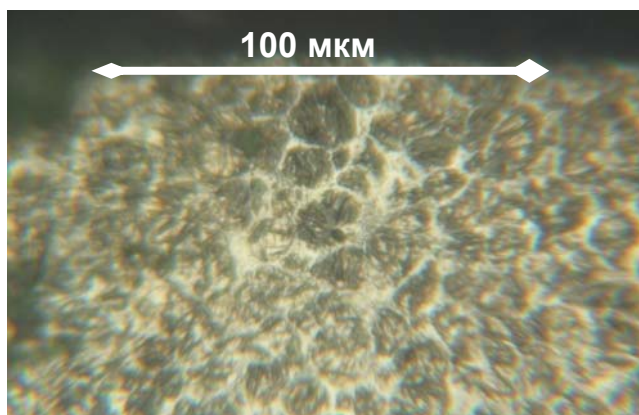


Рис. 4.14. Микроструктура упроченного слоя науглероженных образцов, подвергнутых закалке с температуры 1200 °С и последующей криогенной обработке (партия 5)

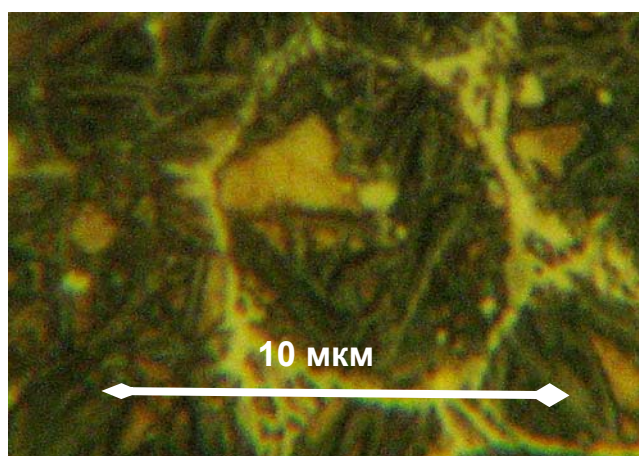


Рис. 4.15. Остаточный аустенит, располагающийся внутри зерна в упроченном слое образцов, подвергнутых закалке с температуры 1200 °С и последующей криогенной обработке (партия 5)

Образцы, закаленные с температуры 1150 °С, отличаются повышенной микротвердостью сердцевины. Микротвердость упроченного слоя составляет около 9,5 ГПа, в то время как сердцевины – 8,5 ГПа (рис. 4.13). Структура карбидного слоя после закалки с температуры 1150 °С содержит большое количество остаточного аустенита. Однако в поверхностном слое не отмечается присутствия ледебуритной эвтектики по границам зерен твердого раствора (рис. 4.16). Мартенсит и остаточный аустенит распределены довольно равномерно по всему объему материала.

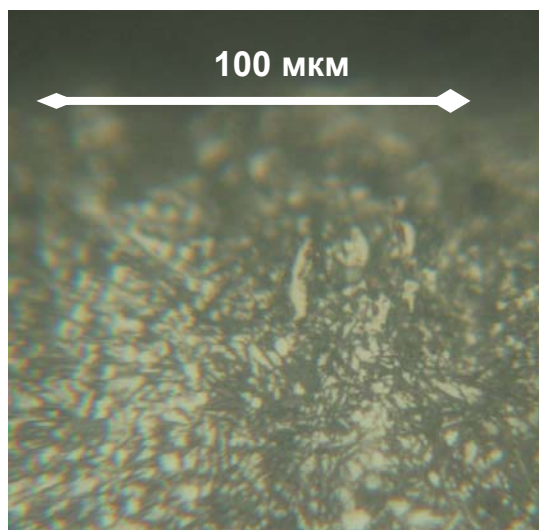


Рис. 4.16. Микроструктура упроченного слоя науглероженных образцов, подвергнутых закалке с температуры 1150 °С и последующей криогенной обработке (партия 4)

Структура образцов, закаленных с температур 1000...1100 °С, отличается отсутствием остаточного аустенита. Наряду с достаточно крупными карбидными частицами в упроченном слое присутствуют мелкие округлые включения (рис. 4.17). Понижение температуры закалки до 1050 и 1000 °С приводит к уменьшению твердости поверхности и сердцевины (рис. 4.13).

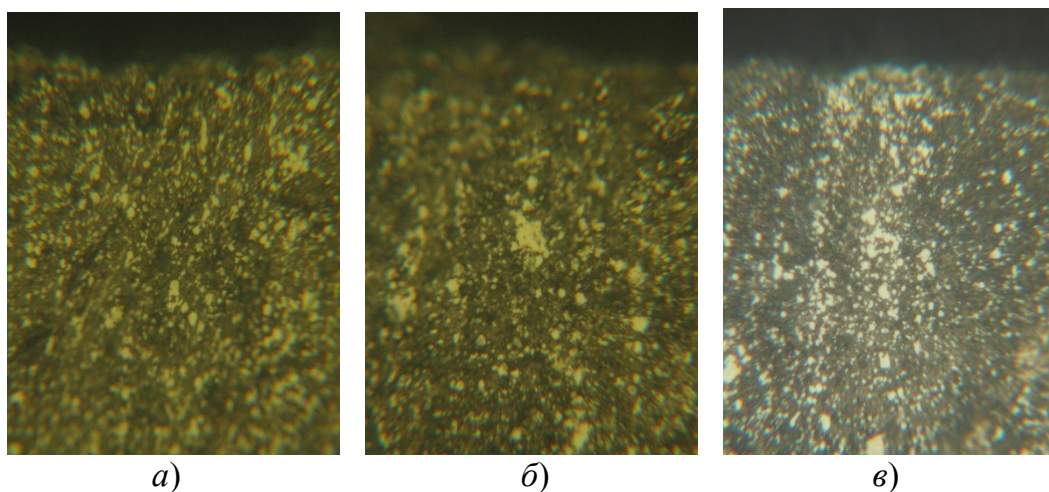


Рис. 4.17. Структура упроченных слоев науглероженных образцов, подвергнутых закалке с температур 1000 °С (а), 1050 °С (б), 1100 °С (в) и последующей криогенной обработке $\times 25$ (партии 1, 2 и 3)

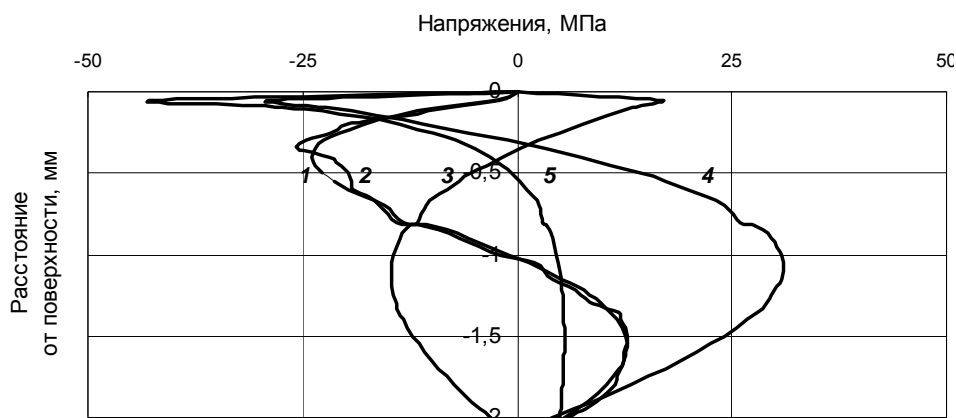


Рис. 4.18. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое после науглероживания и закалки с криогенной гомогенизацией мартенсита. Цифрами у кривых обозначены номера партий экспериментальных образцов

Исследование распределения остаточных напряжений по сечению упрочненного материала показало, что для всех апробированных режимов величина напряжений не превышает 50 МПа. Как видно из рис. 4.18, наиболее высокие значения отмечены в образцах, закаленных с температуры 1150 и 1200 °С, а в образцах первой партии, закаленных с 1000 °С, они практически отсутствуют.

4.2. КАРБОНИТРИДНЫЕ СЛОИ

4.2.1. Структура и фазовый состав карбонитридных слоев

Упрочнение быстрорежущих сталей посредством низкотемпературной нитроцементации является широко используемым способом повышения эксплуатационных характеристик штампового и иного инструмента [59], [62], [71], [80], [135]. Высокая красностойкость сталей Р6М5 позволяет применять низкотемпературный процесс, который по кинетике имплантирования активных элементов – азота и углерода – мало чем отличается от азотирования [4], [62], [80], [81], [135]–[144], поскольку при температурах 540...560 °С доминирует насыщение поверхности азотом. Важной технологической особенностью процесса является возможность проведения упрочнения в качестве финишной операции обработки инструмента из быстрорежущих сталей без изменения структуры и свойств сердцевины металла. С учетом многообразия применяемых в настоящее время способов азотирования и нитроцементации, не требующих применения аммиака и расплавов цианистых солей, данные процессы успешно конкурируют с цементацией [136]–[144].

Исследование структуры поверхностных карбонитридных слоев быстрорежущей стали Р6М5 и их механических свойств осуществляли на образцах, подвергнутых низкотемпературной нитроцементации в среде продуктов диссоциации триэтанолamina. Насыщение проводили в течение 8 ч при температуре 550...560 °С после закалки и трехкратного отпуска. Толщина упрочненного слоя составляла 0,4...0,6 мм.

Фрактографические исследования упрочненных поверхностей при различных увеличениях показали, что структура стали Р6М5 в результате ХТО не претерпевает значительных изменений. Наиболее характерными структурными элементами для сталей ледебуритного класса являются карбидные частицы. Форма частиц первичных карбидов, сформированных в результате предварительных перековок заготовки, была близка округлой (рис. 4.19). Вторичные карбидные частицы размером до 2 мкм имели преимущественно шаровидную форму. На дифрактограммах образцов, подвергнутых нитроцементации, наблюдается смещение максимального пика α -фазы в область меньших углов ($2\theta = 51,9159^\circ$) и увеличение параметра решетки d до $2,0435 \text{ \AA}$, что свидетельствует о растворении в аустените углерода и азота, так как при образовании твердых растворов внедрения происходит деформирование кристаллической решетки. Возрастает и полуширина пика, что возможно связано с фрагментацией структуры. Остальные пики на дифрактограмме соответствуют аналогичным после закалки цементованной стали Р6М5 с температуры закалки 1150 °С и соответствуют карбидам типа M_6C и VC (рис. 4.20).

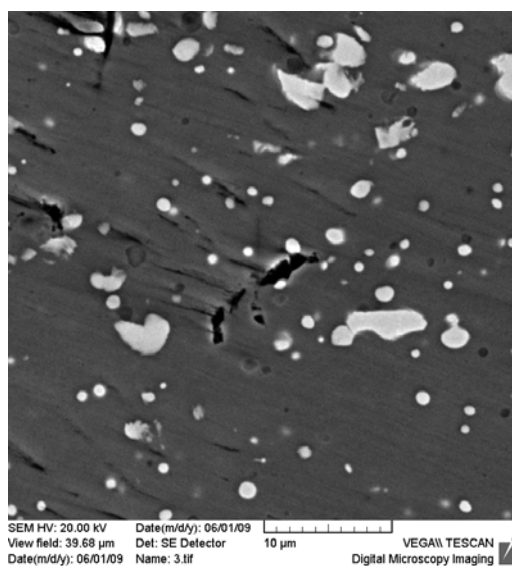


Рис. 4.19. Морфология карбидных частиц стали Р6М5 в образцах, упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации

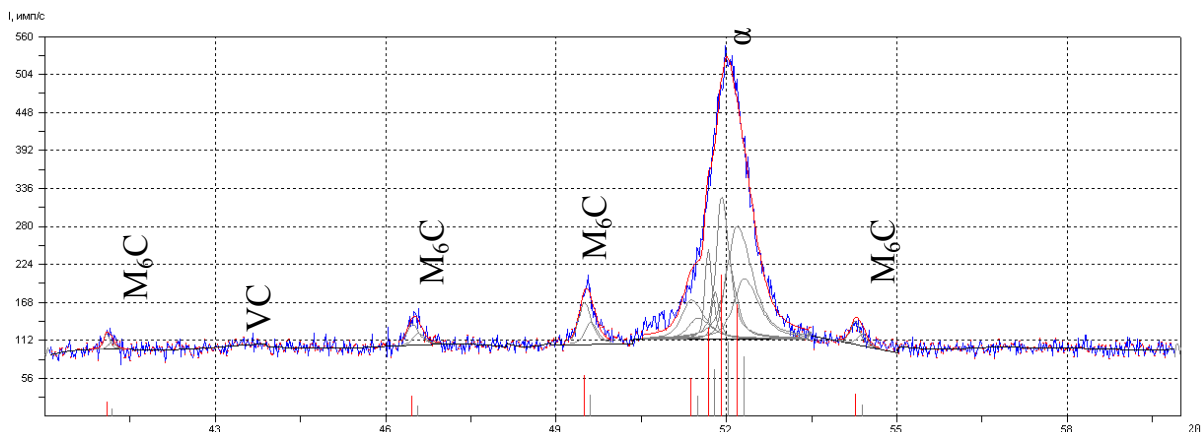


Рис. 4.20. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы (CoK α) от поверхностных нитроцементованных слоев стали Р6М5

В результате нитроцементации в поверхностном слое материала формируется поле остаточных напряжений сжатия (рис. 4.21). Общая глубина проникновения, в первую очередь азота, при нитроцементации составляет не менее 0,4 мм, что видно из распределения микротвердости по сечению упрочненного слоя (рис. 4.22).

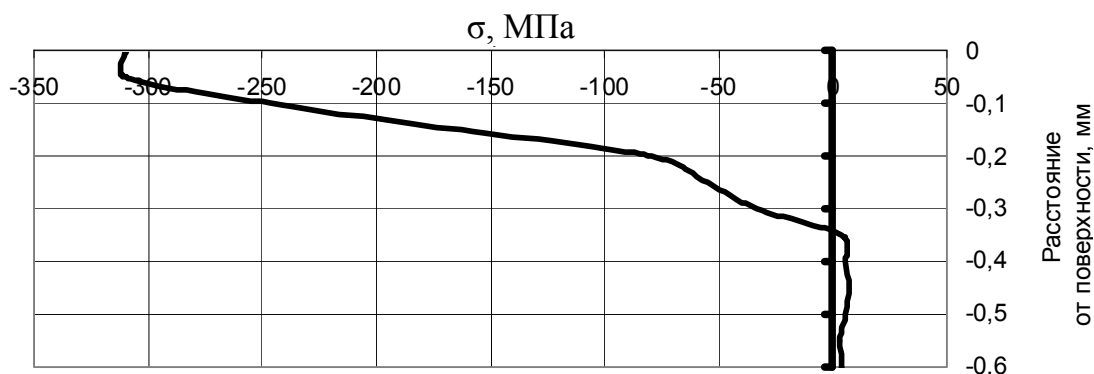


Рис. 4.21. Распределение остаточных напряжений в образцах, упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации

Одно из преимуществ низкотемпературных способов упрочнения нитроцементацией и азотированием заключается в возможности проведения процесса после формирования необходимой внутренней структуры быстрорежущих сталей и получения заданной, практически одинаковой микротвердости на поверхности сплава, независимо от структуры и свойств сердцевины (рис. 4.22). Это свидетельствует о том, что свойства упрочненных слоев, сформированных преимущественно за счет имплантации азота, обусловлены в первую очередь изменением параметров кристаллической решетки матрицы вследствие образования азотистой α -фазы и внедрения в нее мелкодисперсных нитридов, близ-

ких по размерам параметрам решетки [80], [135], [137]. Твердость сердцевины стали Р6М5 зависит от ее микроструктуры (табл. 4.6).

Таблица 4.6

Влияние микроструктуры сердцевины на ее твердость

Микроструктура металла	Твердость сердцевины HRC _с
Мартенсит 2...3 балл + карбиды	60...61
Бейнит + карбиды	54...55
Мартенсит + бейнит + карбиды	59...61

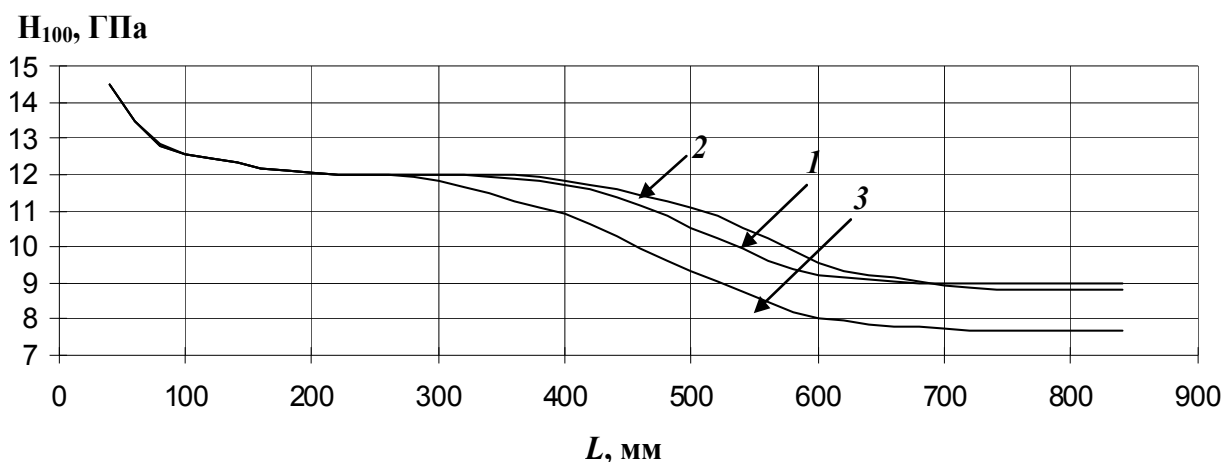


Рис. 4.22. Распределение микротвердости (H_{100}) по сечению карбонитридного слоя в образцах со структурой сердцевины: 1 – мартенсит; 2 – мартенсит + бейнит + карбиды; 3 – бейнит + карбиды; L – расстояние от поверхности

Структура сердцевины регулировалась режимами термообработки перед формированием карбонитридного слоя. В первом случае структура основного металла формировалась закалкой с нагревом до температур, соответствующих формированию 11 балла зерна аустенита, и последующим получением структуры мартенсит + карбиды. Во втором и третьем случаях режим термообработки корректировали в пользу формирования бейнитной матрицы. В одном случае бейнитная структура сформирована посредством пониженной температуры окончательного нагрева под закалку на 10...15 °С ниже, чем на 12 балл действительного зерна аустенита, и последующей изотермической закалкой в соляной ванне при температуре 560 °С, в другом получена в результате диффузионного превращения остаточного аустенита при повышении температуры первого отпуска до 620 ± 5 °С [43].

Преимуществом модификации поверхности посредством низкотемпературной нитроцементации является создание остаточных напряжений сжатия в поверхностных слоях, которые повышают усталостную долговечность сталей. Исследования, проведенные в работе [147], показали, что в результате упрочнения стали Р6М5 низкотемпературной нитроцементацией предел выносливости ее возрастает до 650 МПа по сравнению с 570 МПа для неупрочненного сплава [111], [147], [148].

4.2.2. Влияние криогенной обработки на структуру и свойства карбонитридных слоев

Длительная низкотемпературная нитроцементация, проводимая при температуре 550 ± 50 °С, способствует превращению аустенита, оставшегося в стали после закалки, в бейнит [43]. Высокое содержание остаточного аустенита в закаленной быстрорежущей стали (25...34 %) полностью устраняется также трехкратным отпуском или обработкой холодом [84]. Таким образом, упрочнение быстрорежущей стали посредством низкотемпературной нитроцементации с получением металлической матрицы без присутствия бейнита требует затраты большого количества времени, включающего длительности общепринятой термической и упрочняющей химико-термической обработок. С целью сокращения длительности синтеза карбонитридных слоев были разработаны экспериментальные режимы упрочнения, в которых превращение остаточного аустенита осуществлялось в основном за счет обработки холодом. Как видно из табл. 4.7, были учтены все возможные варианты сочетания вышеописанных переходов термической и химико-термической обработок, влияющие на результирующую структуру сплава. Распределение микротвердости по сечению поверхностного слоя всех партий образцов не имеет существенных отличий (рис. 4.23). Это, по-видимому, обусловлено одинаковой степенью легирования аустенита в процессе его нагрева под закалку, а также влиянием низкотемпературной нитроцементации, проведенной в течение 8 ч при температуре 550 °С в качестве финишной обработки. Во всех исследованных случаях глубина упрочненного слоя составляет около 0,4...0,6 мм.

**Режимы синтеза карбонитридных слоев
на поверхности экспериментальных образцов из стали Р6М5**

Номер партии образцов	Температура закали, °С	Температура отпуска, °С			Стадия применения криогенной обработки	Вид ХТО
		I отпуск	II отпуск	III отпуск		
21	1200	200	–	–	непосредственно после закали	Низкотемпературная нитроцементация в качестве финишной обработки
22		560	–	–		
23		560	560	–		
24		560	560	560		
25	1200	560	–	–	после первого отпуска	
26		560	560	–	после второго отпуска	

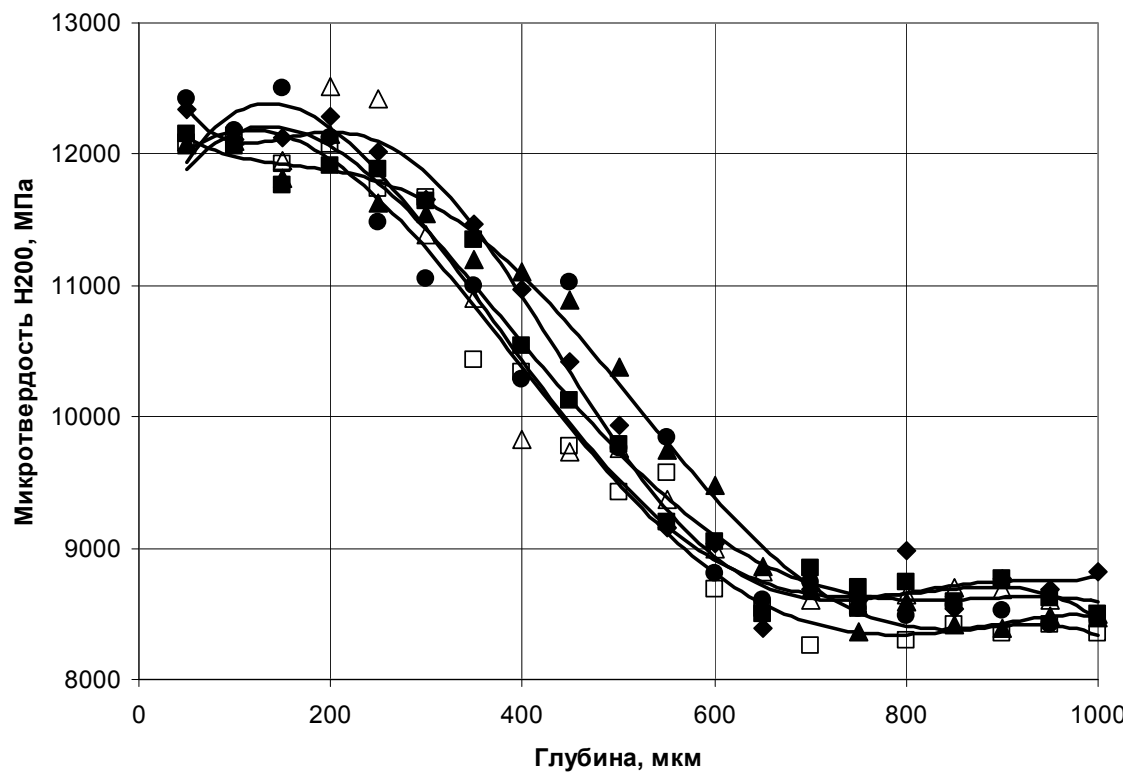


Рис. 4.23. Распределение микротвердости по сечению образцов, упроченных низкотемпературной нитроцементацией:
 ◆ – партия № 21; ■ – партия № 22; ▲ – партия № 23;
 ● – партия № 24; □ – партия № 25; △ – партия № 26

4.3. УПРУГИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КАРБИДНЫХ И КАРБОНИТРИДНЫХ СЛОЕВ

Трудность определения модуля упругости отдельной фазы или тонкого слоя материала обусловлена сложностью создания образца для испытания на растяжение. Для определения модуля упругости ограниченного объема материала, находящегося в неразрывной связи с другим материалом, используют методы вдавливания индентора [152]–[154] или методы измерения времени контакта между образцом и индентором в процессе их ударного взаимодействия [155]. Наиболее широкое применение в последнее время находит методика, основанная на вдавливании индентора.

В основе методов определения модуля упругости посредством индентирования лежит решение задачи Герца об упругом вдавливании шара в полупространство. Изменение формы индентора требует измерения упругого сближения либо площади поверхности контакта между индентором и испытуемым образцом. При этом считается, что при изменении формы индентора характер распределения давления не оказывает существенного влияния на упругую деформацию, а точнее, на упругую реакцию испытуемого материала [155]. В этом случае упругое сближение двух контактирующих тел определяется зависимостью (4.1):

$$w = \frac{mP}{d_u} \left(\frac{1-\nu^2}{E} + \frac{1-\nu_u^2}{E_u} \right), \quad (4.1)$$

где $m = 1 \dots 2$ – показатель распределения давления по площади контакта; d_u – диаметр площади упругого контакта, м; E и E_u – модули упругости, Па; ν , ν_u – коэффициенты Пуассона двух контактирующих материалов; P – нагрузка, Н.

В данной методике не учитывается пластическая деформация испытуемого материала, характеризуемая шириной петли гистерезиса, получаемой при повторных нагружениях. В результате экспериментальной проверки метода определения модуля упругости, изложенного в работе [156], авторы работы [152] пришли к выводу, что определяемая величина может искажаться на 10...20 % по отношению к своему истинному значению.

В работах [152]–[154] предложено определять модуль упругости по углу наклона θ ветви разгрузки диаграммы в соответствии с рис. 4.24.

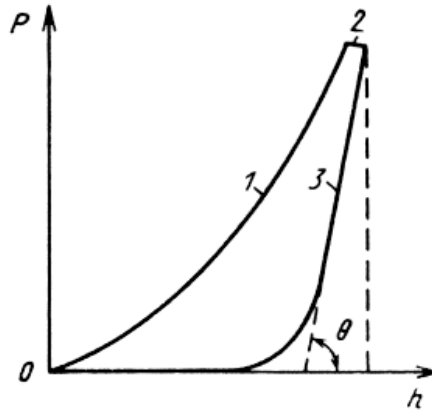


Рис. 4.24. Диаграмма вдавливания: 1 – нагружение; 2 – выдержка; 3 – разгрузка; h – глубина вдавливания; P – сила вдавливания

Авторами установлено, что начальный участок ветви разгрузки пластического отпечатка линейный и угол наклона θ , образуемый с горизонтальной осью координат, не зависит от характера распределения давления по площади пластического отпечатка. Кроме того, линейный характер указанной части кривой свидетельствует об упругом взаимодействии испытуемого материала и индентора. Для расчета модуля упругости используется следующая зависимость:

$$E = (1 - \nu^2) \left[\frac{2}{\sqrt{\pi}} \sqrt{A_p} \left(\frac{dw}{dP} - \frac{dh_n}{dP} \right) - \frac{1 - \nu_u^2}{E_u} \right]^{-1}, \quad (4.2)$$

где $\sqrt{A_p}$ – площадь проекции упругого контакта, зависящая от контактной глубины h_n , формирующейся при внедрении, и пластической деформации испытуемого материала.

Суммарная поправка на податливость, состоящая из податливости измерительного прибора $\left(\frac{dh_u}{dP}\right)$ и податливости системы «индентор – державка» $\left(\frac{dh_d}{dP}\right)$, рассчитывается по следующей формуле:

$$\frac{dh_n}{dP} = \frac{dh_u}{dP} + \frac{dh_d}{dP}. \quad (4.3)$$

Для построения диаграмм в осях «нагрузка – внедрение» возможно использование любой приборной аппаратуры, обеспечивающей одновременную регистрацию нагрузки, приложенной к индентору, и его перемещения. На ранних стадиях апробирования метода использовали прибор для измерения микротвердости ПМТ-3, осна-

щенный узлом для непрерывной регистрации процесса вдавливания индентора [152]. В более поздних работах упоминается современное оборудование (микро- и наноинденторы, атомно-силовые микроскопы), позволяющие регистрировать перемещение индентора с нанометровым разрешением.

Типичная диаграмма вдавливания, полученная на таких приборах (рис. 4.24), имеет три характерных участка, соответствующих трем этапам испытания: 1 – нагружение, 2 – выдержка под нагрузкой, 3 – разгрузка (θ – угол наклона ветви разгрузки к оси абсцисс). Совершенствование приборов данного типа связано с уменьшением влияния погрешностей [157], [158], а также с уменьшением толщины и размеров измеряемых объектов [154], [158]–[160].

При расчете модуля упругости по зависимости (4.2) для алмазного индентора принимали постоянными следующие величины: коэффициент Пуассона $\nu = 0,07$ и модуль упругости $E = 1141$ ГПа. Используемая в качестве индентора алмазная пирамида образует с державкой линейный размер площади контакта $F^{1/2} = 2,3$ мм, а величина, выражающая податливость системы «индентор – державка», составляет $\frac{dh_n}{dP} = 2,2$ нм/Н [155].

Податливость прибора ($\frac{dh_u}{dP}$) является конструктивной характеристикой и во многих случаях определяется путем тестовых испытаний. Податливость прибора ПМТ-3 составляет около 2,6 нм/Н. То есть суммарная поправка на податливость при испытаниях на данном приборе составляет величину, близкую к 5 нм/Н.

Следует отметить, что получение кривых в осях «нагрузка – перемещение» с регистрацией фазы возрастания нагрузки и разгрузки на приборе ПМТ-3 является достаточно трудоемкой задачей и сопряжено с необходимостью оснащения прибора дополнительными регистрирующими устройствами. Их установка не предусмотрена конструкцией рассматриваемого прибора, в результате чего повторяемость результатов, полученных на оборудовании, не прошедшем соответствующую сертификацию, может оказаться низкой. Это требует проведения большого количества экспериментов в течение длительного промежутка времени для получения достоверных данных.

Применение атомно-силового микроскопа (например, отечественного производства – НАНОТОП) или наноинденторов-ультратвердомеров (DUH-W201S или Nano Indentor ТМІ зарубежного производства) обеспечивает нагружение испытуемого материала нагрузками порядка единиц мН. Указанные приборы обеспечивают раз-

решение по силе 0,2 мкН и по перемещению 0,001 мкм. Получаемые при этом отпечатки весьма малы. Контактная площадь отпечатков значительно меньше отдельных структурных составляющих многофазных материалов, что обеспечивает возможность получения информации о свойствах структурных компонентов, составляющих композиционный материал. В современных условиях апробирована и широко применяется методика индентирования с применением атомно-силового микроскопа [161], [162] и наноиндентора Nano Indentor ТМII [163]. В большинстве случаев используется трехгранный алмазный индентор Е. С. Берковича.

Структурно материал диффузионно-упрочненного слоя представляет собой композит на основе α -твердого раствора, в котором роль наполнителя выполняют сложные по химическому составу карбиды и карбонитриды. Следовательно, характеристика упрочненного слоя является интегральной величиной, значение которой обусловлено структурой материала.

Размеры отдельных структурных составляющих рассматриваемого упрочненного слоя могут составлять до 20 и более мкм [164]. Так, размеры зерна быстрорежущей стали Р6М5 после стандартной термообработки (заковки с 1200 °С и трехкратного отпуска при 560 °С) соответствуют 10 баллу действительного зерна аустенита по ГОСТ 5639–82, величина которого составляет порядка 11 мкм [110]. Учитывая, что эксплуатационные характеристики рассматриваемого упрочненного слоя зависят от всех перечисленных структурных составляющих, при испытании следует воспользоваться рекомендациями, изложенными в работе [152], и обеспечить такие режимы индентирования, при которых площадь отпечатка будет в несколько раз превышать размеры структурных составляющих материала. Трехкратное превышение площади отпечатка, по отношению к площади зерна, при внедрении четырехгранной алмазной пирамиды с углом при вершине 136°, используемой на приборе ПМТ-3, обеспечивается при внедрении на глубину более 3,4 мкм.

Для испытания методом индентирования с получением достаточно глубоких отпечатков можно использовать приборы нового поколения, такие как «Compten» и «Instron». В этом случае поправка на измерение и расчет модуля упругости, представленная выражением (4.3) и рассчитанная для прибора ПМТ-3, требует корректировки.

Авторами для испытаний использовался стенд «Instron», с чувствительностью при регистрации нагрузки 10^{-4} Н. Нагружающий узел прибора изготовлен из достаточно жестких элементов, так как максимальная нагрузка, развиваемая этим прибором, составляет 30000 Н.

Поэтому при нагрузках около 100...200 Н, которые необходимы для внедрения индентора на указанную выше глубину, конструктивные элементы стенда обладают минимальной податливостью и в первом приближении ее можно считать равной нулю. Для проведения исследований применяли четырехгранную алмазную пирамиду, используемую в качестве индентора микротвердомера ПМТ-3. Установка пирамиды на испытательном стенде «Instron» осуществлена с помощью оправки для крепления индентора на балке нагружающего устройства стенда.

Для исследования свойств диффузионно-упрочненных слоев быстрорежущей стали Р6М5 индентированием использовали образцы, изготовленные в виде пластин, рабочая часть которых имела толщину 0,6 мм. Для устранения коробления, обеспечения адсорбции азота и углерода с обеих сторон пластины, а также заданного теплообмена их закрепляли в пакет с зазором 1...2 мм. Формирование карбонитридного слоя после стандартной термообработки образцов производили посредством низкотемпературной нитроцементации в среде продуктов диссоциации триэтанолamina при температуре 555 ± 5 °С в течение 8 ч. Науглероживание проводили в соответствии с рекомендациями, изложенными в работе [150]. После химико-термической обработки исследуемые поверхности образцов полировали.

Так как толщина экспериментальных образцов составляла 0,6 мм и диффузионное упрочнение происходило с обеих сторон пластины, в первом приближении считали, что химический состав образцов по сечению соответствует химическому составу упрочненного слоя. Микротвердость образцов-свидетелей (пластины размерами $5 \times 33 \times 200$), упрочненных при аналогичных режимах, определенная на косом шлифе, высокая у поверхности и плавно уменьшается до твердости сердцевины на глубине более 0,5 мм (рис. 4.2, 4.13, 4.22). Соответственно считали, что свойства подготовленных образцов близки свойствам идентичных им упрочненных слоев и равномерно распределенных по сечению образца. Линейные размеры образцов в плоскости индентирования значительно превышали величину, равную десяти поперечным размерам отпечатка индентора, что является граничным условием для получения корректных данных при определении свойств материала [168].

Индентирование путем многократного нагружения образцов позволило получить сходные кривые для всех приложенных нагрузок. Выдержка длительностью 10 с между каждым последующим приложением нагрузки к индентору обеспечивала протекание процессов релаксации в испытуемом материале. Это подтверждается одинаковым наклоном ветви нагружения и разгрузки при всех уровнях приложенной к индентору силы (рис. 4.25). Нагрузка в 200 Н и более,

прикладываемая к индентору, обеспечила получение отпечатка, площадь которого многократно превышает размеры отдельных фаз исследуемого композиционного материала (рис. 4.26), и позволяет получить интегральную характеристику.

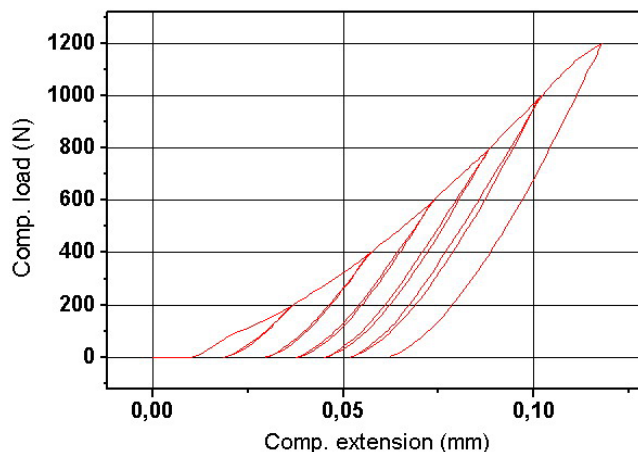


Рис. 4.25. Кривые упруго-пластического взаимодействия при индентировании карбидного слоя быстрорежущей стали Р6М5

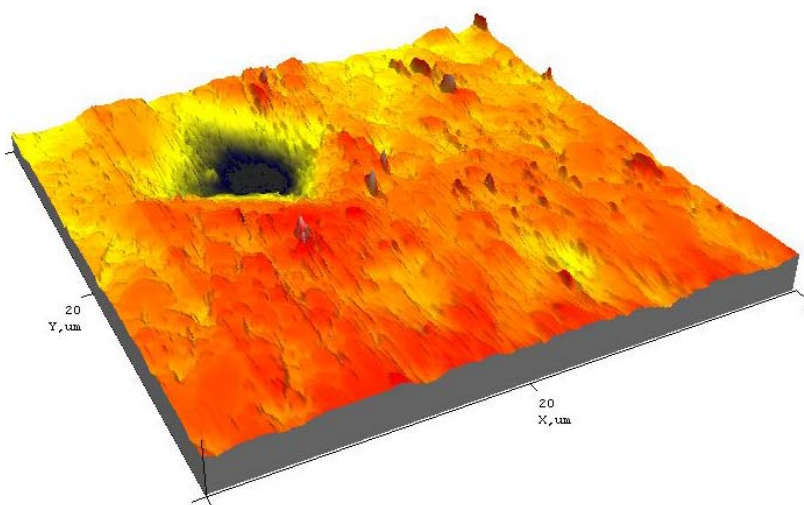


Рис. 4.26. Микрорельеф (20×20 мкм) стали Р6М5 после контакта с индентором Виккерса, полученный сканированием на атомно-силовом микроскопе

Расчет модулей упругости, проведенный по результатам индентирования, показал, что величина модуля упругости карбонитридного и карбидного слоев составляет $2,22 \times 10^{11}$ Па и $2,28 \times 10^{11}$ Па, соответственно, т. е. близка к модулю упругости основного материала [149].

Для оценки адекватности полученных результатов в отношении исследованных индентированием пластинчатых образцов провели стандартное испытание растяжением на стенде «Instron 5000».

В качестве образцов использовали лопатки с толщиной рабочей части 0,5 мм при ширине 10 мм. Как видно из рис. 4.27, графики в осях «сила – деформация» для карбонитридного и карбидного слоев практически идентичны. При этом упругая реакция всех образцов, представляющих собой карбонитридный слой (рис. 4.27, а), была практически одинакова. В то же время деформация образцов, упрочненных науглероживанием, в области, предшествующей их разрушению, незначительно отличалась (рис. 4.27, б). Указанные отклонения наиболее сильно проявлялись при растяжении образцов, закалка которых с температуры 1150 °С способствовала получению наибольшего количества остаточного аустенита. При этом расчетные значения модулей упругости, полученных по углу наклона представленных кривых, практически не отличаются от величин, определенных индентированием.

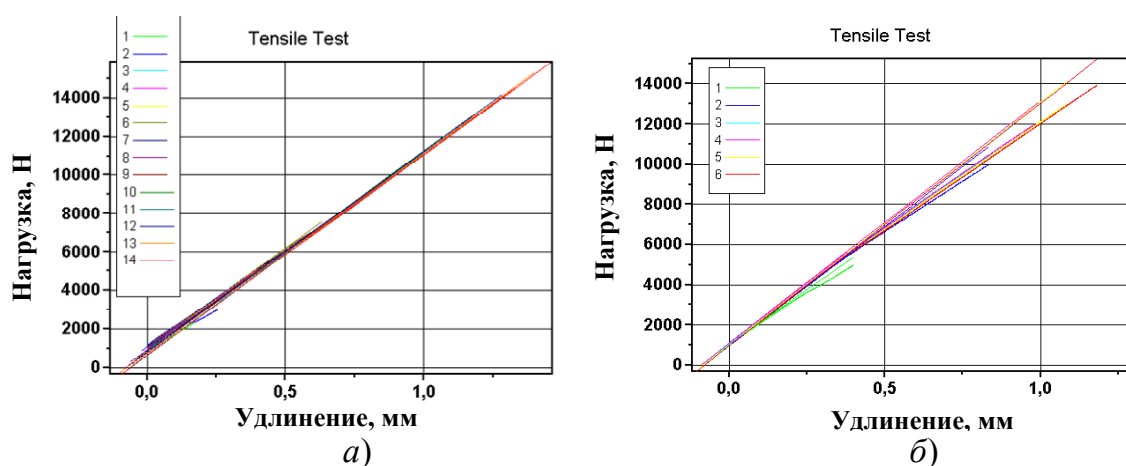


Рис. 4.27. Кривые растяжения образцов карбонитридного (а) и карбидного (б) слоев быстрорежущей стали Р6М5

ГЛАВА 5

**Разрушение ледебуритных
сталей в условиях воздействия
контактных нагрузок**

5.1. НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В ОКРЕСТНОСТИ СОВОКУПНОСТИ КАРБИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ ДЕЙСТВИИ НА МАТЕРИАЛ КОНТАКТНОЙ НАГРУЗКИ

Контактное нагружение материала, как правило, сопровождается большим градиентом напряжений по сечению детали, при котором высока доля касательных напряжений, что существенно повышает пластичность материала. Различия в упругих свойствах фаз многофазного материала, в частности карбидных частиц и металлической матрицы, увеличивают концентрацию напряжений в окрестности более жестких включений, усиливая эффект повышения пластичности даже для материалов, обладающих высокой твердостью [165]. При этом возможно измельчение крупных карбидных частиц, что сопровождается изменением микроструктуры материала. Исследования локального напряженно-деформированного состояния материала и механизма структурных превращений проводили с применением компьютерной модели со строчечным расположением овальных включений (рис. 5.1). Соотношения между упругими характеристиками фаз, а также размеры включений и варианты их ориентации относительно внешней поверхности материала соответствовали ранее установленным граничным условиям (гл. 3). Величина внешнего контактного напряжения, приложенного к модели материала, принималась равной 1000, 1500 и 2000 МПа, что соответствует спектру эксплуатационных нагрузок штампового инструмента, осуществляющего холодную объемную деформацию стальных заготовок [29]. Создание условий плоского напряженного состояния, соответствующего требованиям линейной механики разрушения твердых тел, обеспечивали построением компьютерной модели в виде тонкой двухмерной пластины.

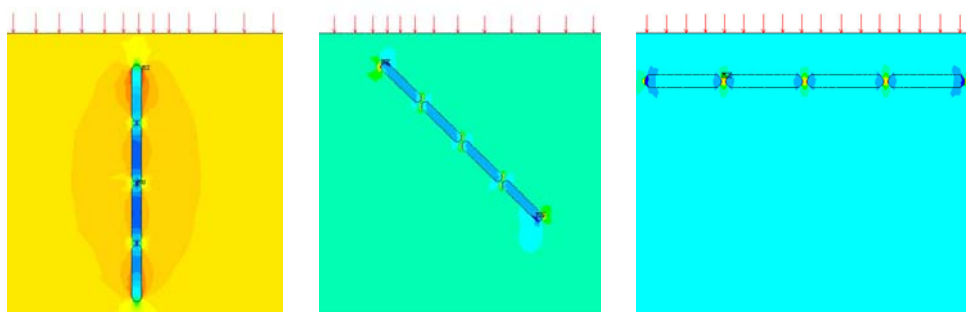


Рис. 5.1. Компьютерные модели совокупности включений для анализа напряженно-деформированного состояния при действии контактной нагрузки

Анализ напряженного состояния в окрестности совокупности включений, расположенных перпендикулярно контактной поверхности, показывает, что соотношение модулей упругости включений и матрицы оказывает существенное влияние на локальную перегрузку включений и их окрестностей. Наиболее нагруженными участками материала являются тонкие прослойки матрицы между соседними включениями. Сжимающие напряжения в материале матрицы при контактном напряжении 1000 МПа достигают 1460 МПа и возрастают более чем в 1,5 раза при увеличении отношения модулей упругости включения относительно матрицы с 1,5 до 2,5 раза. В окрестности боковых сторон включения наблюдается разгрузка материала, выражающаяся в возникновении зоны с пониженными сжимающими напряжениями в сравнении с контактной нагрузкой, прикладываемой к материалу. Для наименее жестких из рассмотренных включений ($E_K / E_M = 1,5$) напряжения в окрестности продольных сторон частиц снижаются до уровня 840 МПа при величине напряжения, приложенного к материалу, 1000 МПа. С увеличением жесткости включений эффект, обусловленный армирующей ролью включений, возрастает (рис. 5.2).

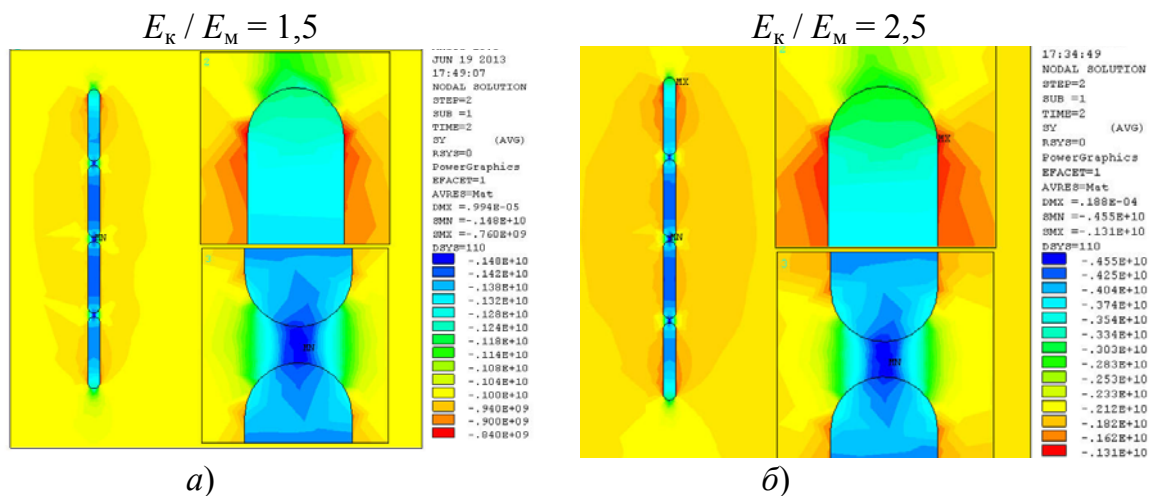


Рис. 5.2. Характер распределения сжимающих напряжений, Па, в окрестности совокупности включений: а – 1000 МПа; б – 2000 МПа

Анализ деформированного состояния показывает, что различие в упругих характеристиках включения и матрицы является наиболее существенным фактором, определяющим перепад сжимающих деформаций на границе двух рассматриваемых фаз. Различия между продольными деформациями в материале матрицы и теле включения увеличиваются с 1,5 до 2,5 раз при соответствующем увеличении модуля упругости включения (рис. 5.3). Практически линейный харак-

тер представленных зависимостей показывает, что упругое взаимодействие двух рассматриваемых материалов описывается зависимостью, близкой к закону Гука. Увеличение контактного давления на материал до 2000 МПа сопровождается возрастанием абсолютных значений сжимающих деформаций, достигающих величин 2 и 0,77 % в матрице и теле включения, соответственно, при различии модулей упругости фаз в 2,5 раза.

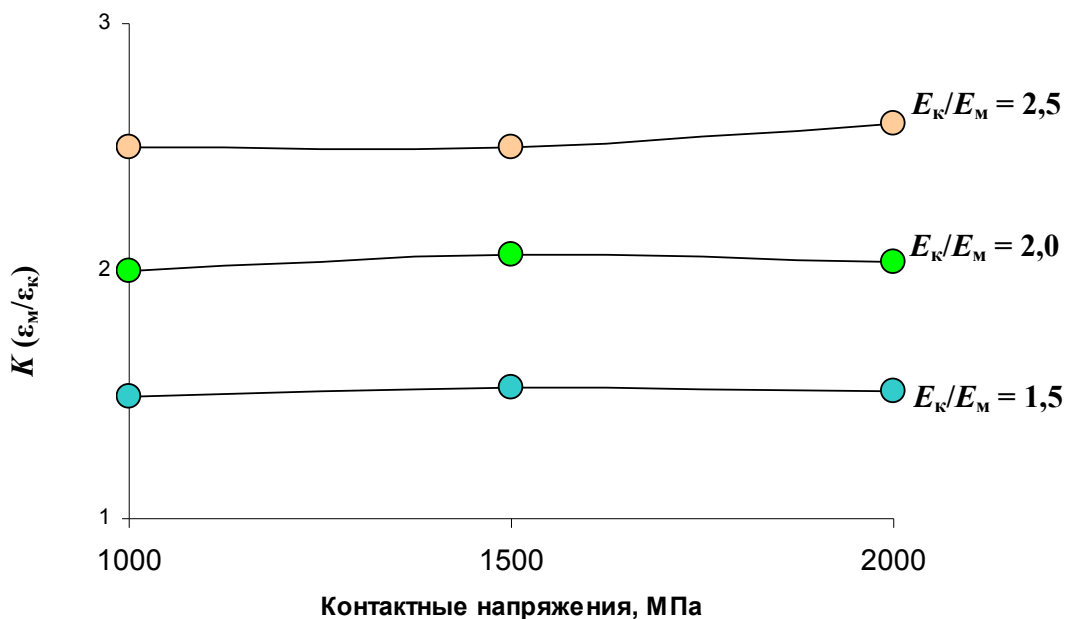


Рис. 5.3. Градиент линейных деформаций K , возникающих в окрестности совокупности включений при различных по величине контактных нагрузках и соотношениях модулей упругости

При контактном нагружении металлов существенно возрастает их пластичность за счет увеличения доли касательных напряжений [166]. Характер изменения величины касательных напряжений во многом повторяет зависимости, выявленные для сжимающих напряжений (рис. 5.4). Абсолютные значения напряжений, возникающих в матрице и включении, возрастают с увеличением жесткости частицы и величины контактного давления на материал. В отличие от сжимающих напряжений, касательные напряжения на границе «включение – матрица» распределяются в иной закономерности. Во всех рассмотренных случаях величина касательных напряжений в матрице в два с лишним раза превышает напряжения в теле частицы. При этом в окрестности верхнего радиуса наружного включения и нижнего радиуса наиболее глубоко расположенного включения значения касательных напряжений в материалах матрицы и включений не меняют своего знака (рис. 5.5). В то же время касательные напряжения в области

тонкой прослойки матричного материала между включениями направлены противоположно напряжениям в теле включения. В указанных зонах касательные напряжения в материале матрицы близки по величине напряжениям в окрестности внешних радиусов наружных частиц совокупности включений (рис. 5.6). Но разница между напряжениями в материале матрицы и теле включения на границе раздела двух фаз выше, чем в окрестности наружных радиусов внешних включений.

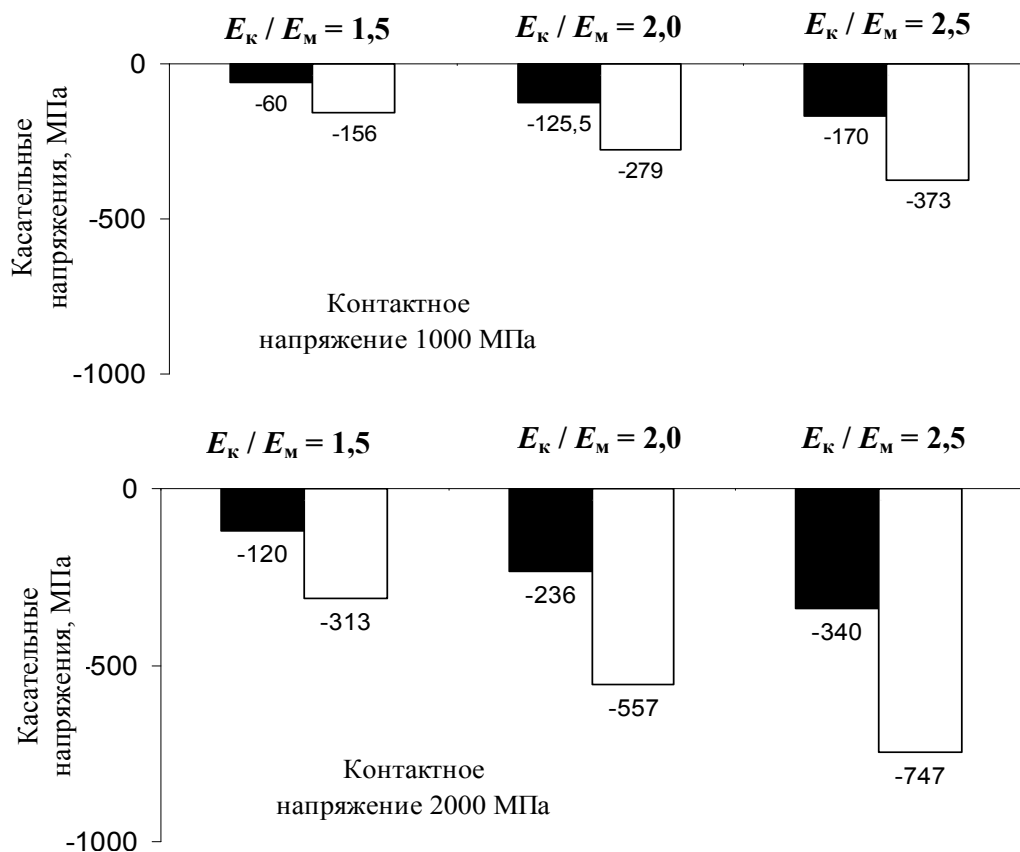


Рис. 5.4. Касательные напряжения, возникающие в окрестности внешних радиусов крайних включений (□) и в теле включений (■)

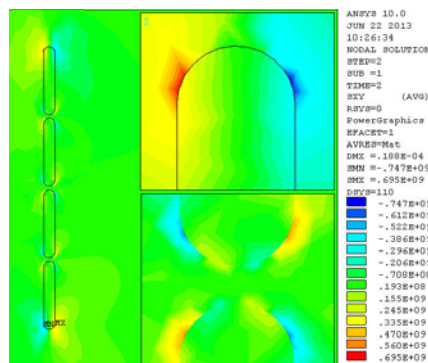


Рис. 5.5. Характер распределения касательных напряжений, Па, в окрестности совокупности включений при $E_k / E_m = 2,5$ (контактное давление на материал 2000 МПа)

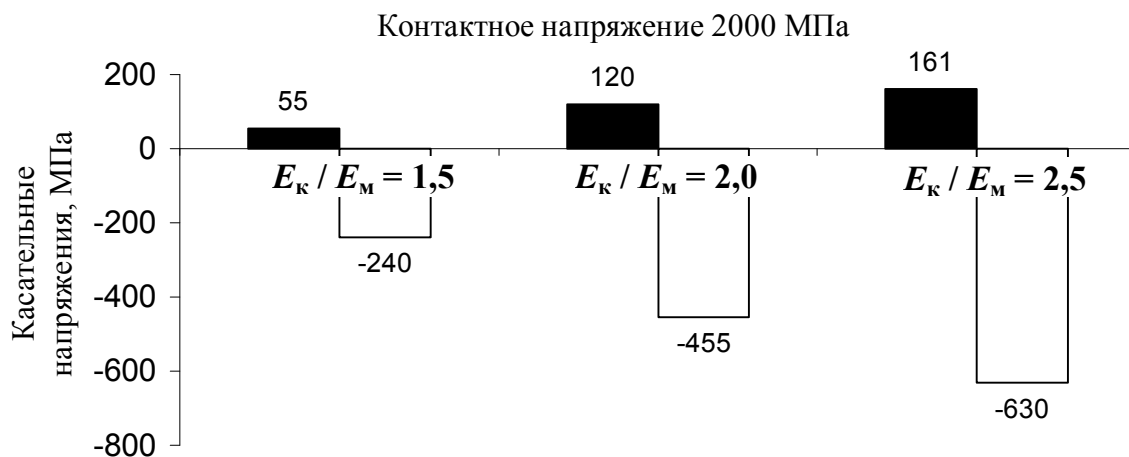


Рис. 5.6. Касательные напряжения, возникающие в зоне тонкой прослойки материала матрицы между включениями:

- – напряжения в теле включений;
- – напряжения в окрестности включений

В окрестности внешнего радиуса наиболее жестких частиц, модуль упругости которых в 2,5 раза превышает модуль упругости матрицы, величина сдвиговых деформаций превышает 0,8 %, а внутри совокупности включений составляет около 0,6 % (рис. 5.7 и 5.8). При этом разница между величиной сдвиговых деформаций в окрестности включений и в их теле составляет порядка 0,7 %. Внутренние границы фаз рассматриваемых материалов находятся в поле действия разнонаправленных сдвиговых деформаций: в материале матрицы они имеют отрицательный знак, а в теле включения положительный. В окрестности внешних границ включений сдвиговые деформации в теле частицы и ее окрестности одного знака.

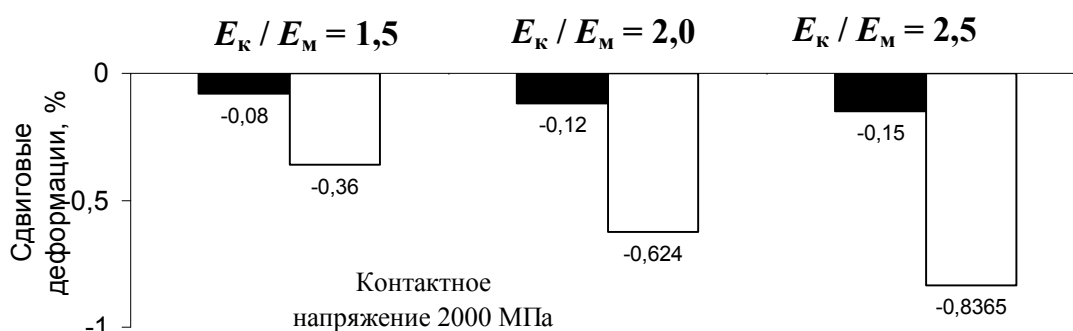


Рис. 5.7. Сдвиговые деформации, возникающие в окрестности внешних радиусов крайних включений (□) и в теле включений (■)



Рис. 5.8. Сдвиговые деформации, возникающие в зоне тонкой прослойки материала матрицы между включениями:

- – напряжения в теле включений;
- – напряжения в окрестности включений

При ориентации совокупности включений под углом 45° к контактной поверхности, а соответственно, направлению приложения внешней нагрузки, величина сжимающих напряжений существенно снижается. Максимальные напряжения в окрестности наиболее жестких включений в случае приложения к материалу внешнего контактного давления 2000 МПа составляют 2670 МПа, в теле включения около 2800 МПа, что в 1,7 раза ниже, чем при поперечном расположении включений.

В то же время анализ деформированного состояния в окрестности включений показывает, что различия в упругих характеристиках двух фаз рассматриваемого материала создают предпосылки для возникновения существенных структурных изменений в пограничной зоне между рассматриваемыми фазами. Величина линейной деформации в окрестности наиболее податливых включений ($E_k / E_m = 1,5$) при контактном напряжении 1000 МПа превышает 0,58 %, а в сопряженном объеме материала включения она достигает 0,375 %, при напряжении 2000 МПа, соответственно, 1,01 и 0,69 %. Максимальные линейные деформации возникают в окрестности наружных радиусов внешних включений. Очертания очагов локальной концентрации максимальных линейных деформаций идентичны распределению сжимающих напряжений в окрестности рассматриваемых совокупностей включений. Увеличение модуля упругости включений при сохранении неизменной величины внешней нагрузки не приводит к существенному возрастанию линейных деформаций в материале матрицы.

Величина касательных напряжений сохраняется на уровне, соответствующем поперечной ориентации совокупности включений, достигая около 700 МПа. Зонай концентрации максимальных касательных напряжений является тонкая прослойка материала матрицы между

внутренними включениями. Как видно из рис. 5.9, зоны локальной концентрации максимальных касательных напряжений располагаются в материале идентично очагам максимальных сдвиговых деформаций.

Изменение величины сдвиговых деформаций по своим закономерностям также схоже с зависимостью касательных напряжений от соотношения модулей упругости рассматриваемых фаз и величины контактного напряжения. Минимальные значения деформаций в теле включения и его окрестности при контактном давлении 1000 МПа и соотношении модулей упругости включения и матрицы $E_k/E_m = 1,5$ достигают 0,04 и 0,1497 %, соответственно. Возрастание разницы в упругих характеристиках между фазами материала и увеличение внешней нагрузки приводит к повышению значений сдвиговых деформаций. Для наиболее жестких включений ($E_k/E_m = 2,5$) при величине внешнего контактного давления 2000 МПа сдвиговые деформации в теле включений и материале матрицы достигают значений 0,167 и 0,8 %, соответственно.

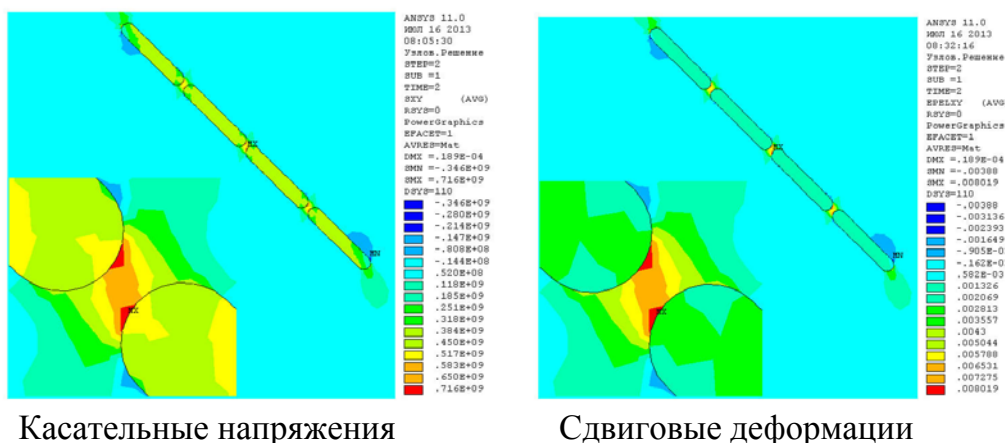


Рис. 5.9. Характер распределения касательных напряжений, Па, и сдвиговых деформаций ($\% \times 10^{-2}$) в окрестности совокупности наиболее жестких включений ($E_k/E_m = 2,5$) при воздействии на материал контактного напряжения 2000 МПа

При расположении совокупности включений параллельно контактной поверхности материала локальные сжимающие напряжения в окрестности включений имеют наиболее низкие значения из всех рассмотренных случаев. Напряжения в окрестности включений и их теле всего на 10...20 % превышают величину приложенного извне давления. Сжимающие напряжения достигают своих максимальных значений в направлении действия внешней пульсирующей нагрузки. Зонами локализации наиболее высоких по величине сжимающих напряжений являются радиусы закругления частиц (рис. 5.10, а).

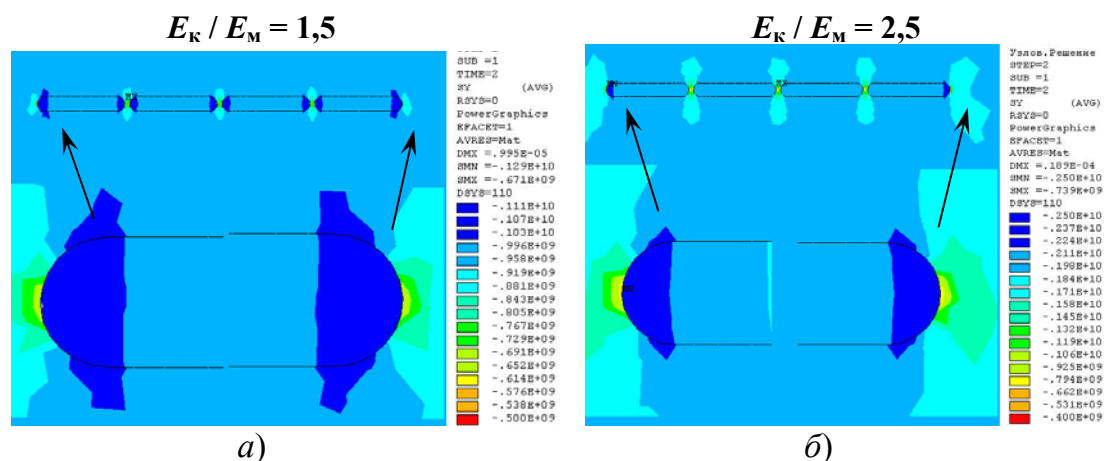


Рис. 5.10. Характер распределения поперечных сжимающих напряжений, Па, в окрестности совокупности включений с различными упругими характеристиками:
 а – контактное напряжение 1000 МПа;
 б – контактное напряжение 2000 МПа

При этом наибольшие объемы материала матрицы, охваченные максимальными сжимающими напряжениями, располагаются в окрестности наружных радиусов внешних включений. Увеличение модуля упругости частиц приводит к перераспределению напряжений в объеме всей совокупности включений. Зоны максимальной концентрации сжимающих напряжений смещаются в область наружных радиусов внешних включений (рис. 5.10, б). Отношение максимальных сжимающих напряжений в теле включения к величине сжимающих напряжений в его окрестности близко к единице, лишь незначительно увеличиваясь при возрастании модуля упругости включений. Величина контактного напряжения, приложенная к материалу, не оказывает существенного влияния на соотношение между напряжениями в теле включения и его окрестности.

В отличие от распределения сжимающих напряжений, распределение продольных деформаций, совпадающих по направлению с внешним контактным напряжением, характеризуется возникновением повышенного градиента на границе между фазами материала. Зоны концентрации максимальных линейных деформаций повторяют картину распределения максимальных сжимающих напряжений. Повышенная концентрация напряжений возникает в окрестности наружных радиусов внешних включений (рис. 5.11, б). В случае приложения внешнего контактного давления величиной 2000 МПа к наиболее жестким включениям деформация материала матрицы превышает 1 %, а при давлении 1000 МПа величина линейной деформации материала

матрицы составляет около 0,48...0,52 %, незначительно возрастая при увеличении жесткости включений. Деформации в теле включения при этом находятся в диапазоне 0,22...0,32 % и уменьшаются при возрастании модуля упругости частиц.

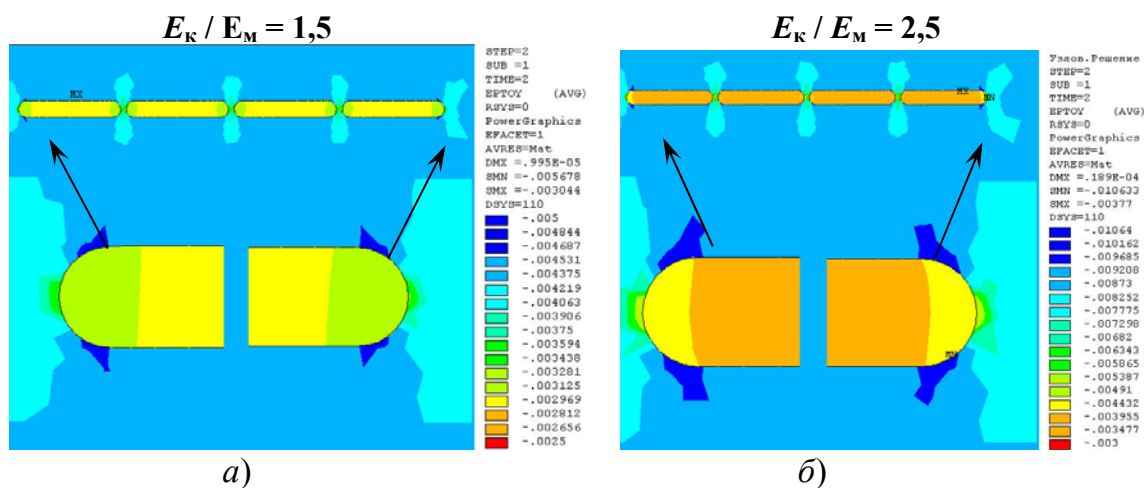


Рис. 5.11. Характер распределения линейных деформаций ($\% \times 10^{-2}$) в окрестности совокупности включений с различными упругими характеристиками:
 а – контактное напряжение 1000 МПа;
 б – контактное напряжение 2000 МПа

Повышенная податливость материала матрицы приводит к тому, что помимо сжимающих напряжений в окрестности совокупности включений, расположенных параллельно внешней поверхности материала, возникают растягивающие напряжения. Направление их действия параллельно линии внешней границы материала, на которую действует контактная нагрузка. Наиболее высокие по величине растягивающие напряжения возникают в областях тонких прослоек матричного материала, располагающихся между наиболее близко расположенными точками двух соседних включений (рис. 5.12, б). Зоны локализации максимальных растягивающих напряжений в теле матрицы не изменяют своего расположения при увеличении контактного напряжения и модуля упругости частиц. С увеличением модуля упругости включений лишь более ярко проявляется перераспределение напряжений вдоль всей цепочки включений – крайние включения совокупности в окрестности своих продольных сторон образуют области разгрузки материала матрицы, в которых напряжения, действующие перпендикулярно внешней нагрузке, меняют знак. Напряжения, возникающие в материале матрицы, возрастают по мере увеличения модуля упругости включений и внешнего контактного напряжения.

При этом растягивающие напряжения в теле включения достигают не более 80 % от величины напряжений в материале матрицы (рис. 5.13).

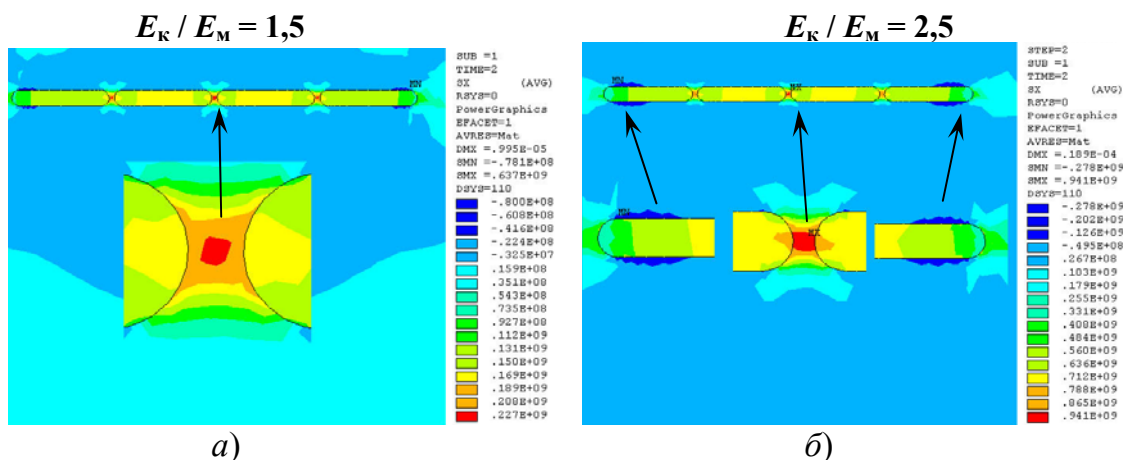


Рис. 5.12. Распределение продольных растягивающих напряжений, Па, в окрестности совокупности включений с различными упругими характеристиками:
 а – контактное напряжение 1000 МПа;
 б – контактное напряжение 2000 МПа

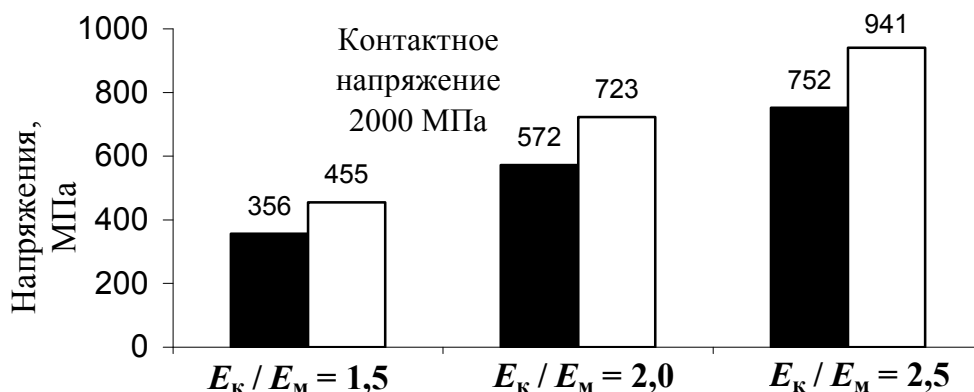


Рис. 5.13. Продольные растягивающие напряжения, возникающие в окрестности совокупности включений (□) и в теле включений (■)

Продольные деформации в рассматриваемых зонах совокупности включений создают картину распределения, аналогичную для растягивающих напряжений (рис. 5.14). Небольшой объем материала матрицы, расположенный между двумя наиболее близкими точками соседних включений, испытывает деформации, величина которых в окрестности наиболее жестких включений ($E_k / E_m = 2,5$) при внешнем контактном напряжении 2000 МПа превышает 0,5 %, а в теле включений составляет около 0,2 %. Градиент растягивающих напряжений на

границе между материалом матрицы и телом включения определяется в основном различием упругих характеристик включения и матрицы.

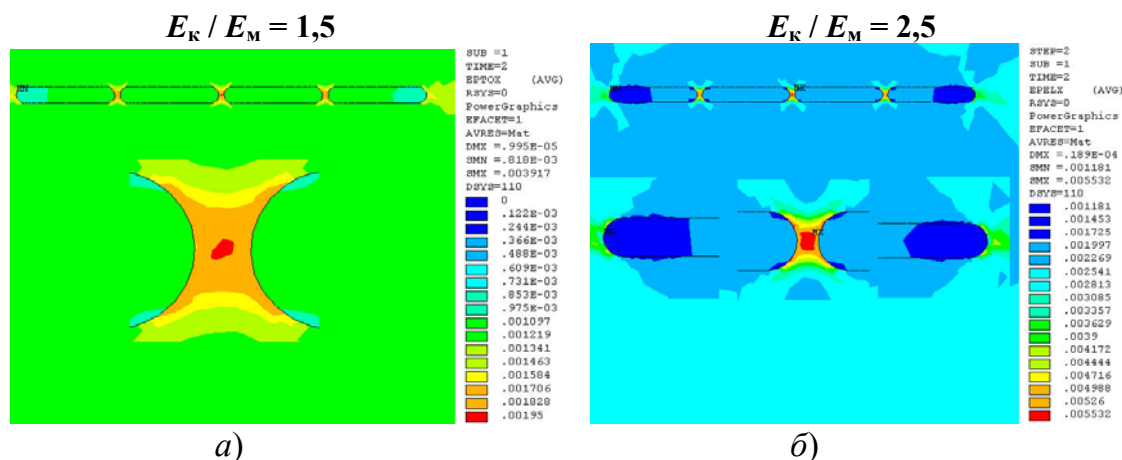


Рис. 5.14. Распределение линейных деформаций ($\% \times 10^{-2}$) в направлении, параллельном нагруженной поверхности материала в окрестности совокупности включений с различными упругими характеристиками:
 а – контактное напряжение 1000 МПа;
 б – контактное напряжение 2000 МПа

Величина касательных напряжений в окрестности включений, расположенных параллельно внешней поверхности материала, возрастает при увеличении внешнего давления на материал и повышении модуля упругости включений. Разница между величиной касательных напряжений в материале матрицы и материале включения достигает 7–9-кратного значения в первую очередь за счет высокой жесткости включения. Сдвиговые деформации в окрестности наиболее жестких включений могут иметь 20-кратное превышение над деформациями включений (рис. 5.15). Высокий градиент касательных напряжений и сдвиговых деформаций в окрестности радиусов частиц (рис. 5.16) в совокупности с растягивающими напряжениями, возникающими в данной области и действующими вдоль продольной оси включений, создают условия не только для перехода упругого матричного материала в пластичное состояние, но и для зарождения микродефектов вследствие близости границ более твердых фаз – карбидных включений.

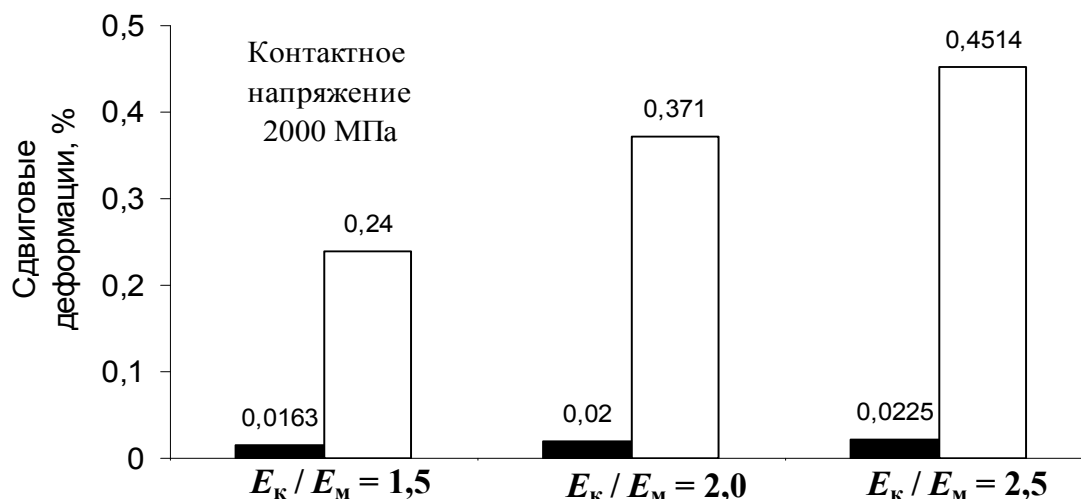


Рис. 5.15. Сдвиговые деформации, возникающие в окрестности совокупности включений (□) и в теле включений (■)

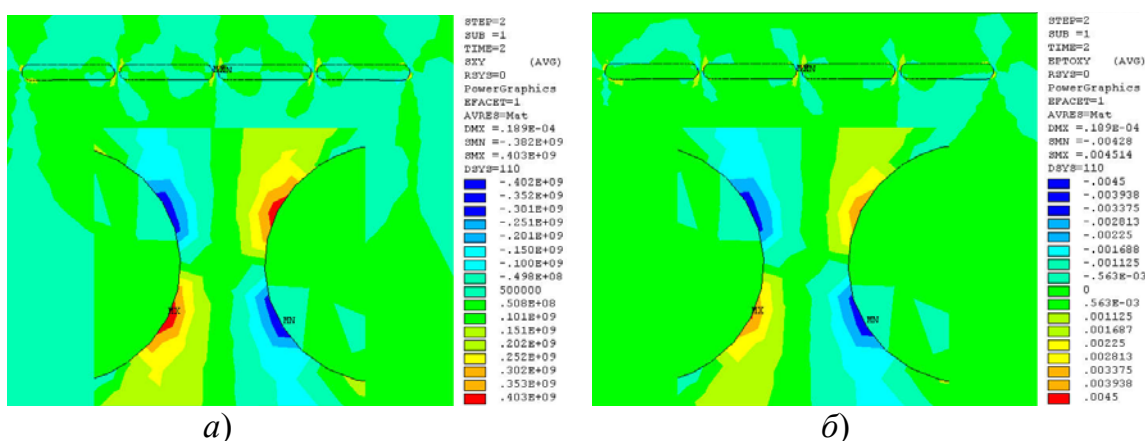


Рис. 5.16. Распределение касательных напряжений и сдвиговых деформаций в окрестности совокупности включений при действии на материал контактного напряжения 2000 МПа: а – касательные напряжения, Па; б – сдвиговые деформации ($\% \times 10^{-2}$)

Таким образом, наиболее высокие по значению локальные напряжения возникают при расположении совокупности включений перпендикулярно к нагруженной поверхности материала. По характеру воздействия напряжения являются сжимающими, локализуются как в теле включения, так и в материале матрицы. Различия в упругих характеристиках указанных фаз материала приводят к достижению высокого уровня деформаций в материале матрицы. Их величина в окрестности наиболее жестких включений, соизмеримых по свойствам с монокристаллом вольфрама, при нагружении внешней поверхности материала напряжением 2000 МПа может достигать 2 %, при уровне деформаций самого включения порядка 0,7 %. Различия в ве-

личине деформаций на границе рассматриваемых фаз создают условия для структурных изменений в материале. Высокий уровень сжимающих напряжений (свыше 4000 МПа) при величине касательных напряжений в материале матрицы свыше 700 МПа повышает вероятность изменения первоначальной структуры материала без образования внутренних дефектов за счет увеличения ресурса пластичности. Возникновение разнонаправленных касательных напряжений на границе «включение – матрица» в материале матрицы, располагающемся между внутренними включениями, создает условия для перехода материала в указанных объемах из состояния упругого деформирования к пластическому.

При ориентации совокупности включений под углом 45° к поверхности материала и, соответственно, к линии приложения внешнего контактного давления существенно уменьшается величина локальных сжимающих напряжений. Она не превышает 2670 МПа. При этом касательные напряжения сохраняются на уровне 700 МПа, соответствующем поперечной ориентации совокупности включений. Величина касательных напряжений по отношению к величине линейных сжимающих напряжений возрастает до уровня 13...26 %, что повышает вероятность перехода упругой деформации матрицы к пластической.

При ориентации частиц параллельно внешней границе материала и, соответственно, перпендикулярно направлению действия контактной нагрузки вся совокупность включений, расположенных строчкой, начинает работать как единый армирующий элемент, в котором присутствуют опасные зоны – области тонких прослоек материала матрицы между внутренними, близко расположенными соседними включениями. Растягивающие напряжения в материале матрицы превышают значения, соответствующие пределу выносливости инструментальных сталей ледебуритного класса. Это повышает вероятность развития усталостных процессов в рассматриваемой зоне. Максимальные сжимающие напряжения, как в материале матрицы, так и в теле включения, достигают 2300 МПа. При этом существенно возрастает величина растягивающих напряжений, действующих вдоль совокупности включений, достигая своего максимального значения свыше 940 МПа. Касательные напряжения составляют 10...16 % от уровня сжимающих. Но в сравнении с величиной растягивающих напряжений, действующих в тонкой прослойке матричного материала, доля касательных напряжений достигает 42...47 %. При этом очаги сжимающих и растягивающих напряжений, возникающих в материале матрицы, локализируются в областях радиусов включений, образуя большой градиент напряжений.

Исследования напряженно-деформированного состояния ледебуритных сталей с включениями, расположенными под углом 45° к внешней

контактной нагрузке и параллельно ей, показали, что взаимодействие структурных составляющих материала обеспечивает повышение пластичности матрицы сплава в процессе его структурных превращений.

При использовании заготовок, в которых первоначальное расположение строчек карбидов поперечно к рабочей поверхности, создаются такие условия локального перераспределения напряжений и деформаций между фазами материала, при которых происходит постепенное изменение ориентации карбидных частиц. Они разворачиваются от первоначального положения, разделяются на более мелкие фрагменты, которые приобретают округлые формы. Равномерное распределение полученных фрагментов частиц происходит за счет заполнения промежутков между ними материалом матрицы без образования микротрещин.

5.2. КОНТАКТНАЯ ВЫНОСЛИВОСТЬ СТАЛЕЙ ЛЕДЕБУРИТНОГО КЛАССА

5.2.1. Контактная выносливость полутеплостойкой стали X12M

Интенсивность накопления усталостных повреждений в поверхностном слое инструмента при многократном контактном воздействии на материал исследовали на установке для испытаний на контактную усталость и износ [167]. Установка обеспечивает контактное нагружение торцевой поверхности плоской части образца 1 за счет его взаимодействия с рабочей поверхностью дискового контртела 2 (рис. 5.17). С целью моделирования контактного взаимодействия при трении без проскальзывания контртело в виде диска 2 крепится на шарикоподшипнике в державке штока, а образец с плоской рабочей поверхностью – в ячейке планшайбы 3, закрепленной на валу редуктора. Перемещение образца по круговой траектории при встрече с подпружиненным штоком, на котором закреплен диск контртела, вызывает его проворачивание, исключая проскальзывание на контактных поверхностях. Для полного воссоздания условий работы штампового инструмента рабочая часть образца окунается в емкость 5 со смазочным материалом, расположенную непосредственно под планшайбой 4, и лишь после этого входит в контакт с диском контртела. Количество образцов, одновременно подвергаемых испытаниям в идентичных условиях, соответствует числу гнезд в планшайбе – 12. На рис. 5.17 с целью упрощения показаны 4 образца.

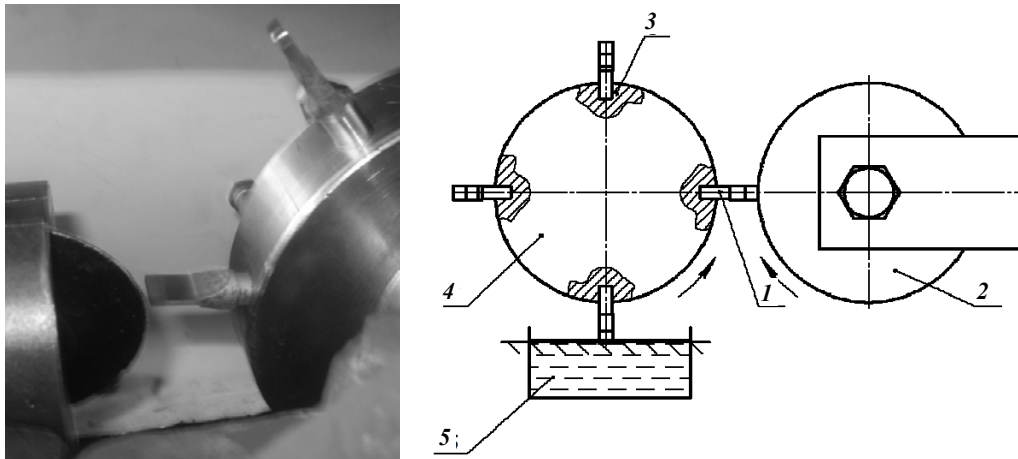


Рис. 5.17. Рабочий узел установки для испытания на контактную усталость: *а* – внешний вид; *б* – схема:
1 – образец; *2* – контртело; *3* – ячейка для закрепления образцов;
4 – план-шайба; *5* – емкость со смазкой

Ширина пластины рабочей части образца превышает толщину рабочей части диска, что позволяет измерять глубину образующейся лунки в процессе испытания образца, характеризующей его износ. На основании результатов испытаний строили кривые зависимости износа от числа рабочих циклов при заданной контактной нагрузке.

Регулирование нагрузки на контактную поверхность образцов осуществляли за счет изменения жесткости пружины, удерживающей шток, в котором закреплен диск контртела. Подпружиненный шток размещен внутри корпуса с подвижным стаканом, перемещение которого позволяет регулировать жесткость пружины за счет изменения расстояния между опорными поверхностями и создавать необходимое усилие на штоке. Круговое движение образцов в плоскости диска контртела в момент соприкосновения рабочей части образца с контактной поверхностью диска вызывает смещение диска вместе с державкой и подпружиненным штоком. Усилие, необходимое для оттеснения диска контртела при продвижении образца, регулируется величиной ее предварительного сжатия внутри цилиндра за счет ввинчивания стакана в корпус. Давление на пятне контакта рассчитывалось в соответствии с реальной площадью контакта, которая определяется толщиной рабочей поверхности диска контртела (ширина пятна контакта) и толщиной рабочей части образца (длина пятна контакта).

Термическую обработку образцов из стали X12M осуществляли по режимам, приведенным в табл. 5.1. Первая и вторая партии образцов нагревались под закалку до более высоких температур, чем это рекомендуется в справочной литературе [18], [43], [46], [90], [91], [101]. За-

калка с указанных температур производилась с целью проверки возможности повышения уровня легирования аустенита перед закалкой и создания условий для дисперсионного твердения на стадии отпуска. Охлаждение на первом этапе закалки осуществляли путем обдува образцов воздушной струей с целью снижения вероятности образования закалочных трещин и коробления образцов. Двукратный отпуск проводили при температуре 550 °С в течение 1 ч с целью создания условий для выделения вторичных карбидов и повышения твердости материала за счет дисперсионного твердения.

Таблица 5.1

Режимы термической обработки образцов из стали X12M

Режим термической обработки		Номер партии образцов (маркировка)			
		«1»	«2»	«3»	«4»
Закалка	первый подогрев, °С	425			
	второй подогрев, °С	825			
	окончательный нагрев, °С	1170	1140	1040	1040
	охлаждающая среда	воздух		масло	
	криогенная обработка	–		–196	–
Отпуск, °С		550 (2 раза)		200	200

Термическую обработку образцов третьей партии проводили по общепринятым рекомендациям для инструмента из стали X12M и ее аналогов. Закалку производили с температуры 1040 °С с охлаждением в масле. Для снижения уровня остаточного аустенита охлаждение в процессе закалки заканчивали криогенной обработкой в жидком азоте. Отпуск в течение 1 ч проводили при температуре 200 °С.

Четвертую партию образцов после закалки в масле от температуры 1040 °С не подвергали криогенной обработке. Отпуск проводили при температуре 200 °С в течение 1 ч. Твердость образцов всех партий составила 54...57 HRC₃. Микроструктура сплавов всех партий образцов после глубокого травления в 5%-м спиртовом растворе азотной кислоты содержала крупные первичные и мелкие вторичные карбиды.

Результаты проведенных испытаний при контактном давлении 1280 МПа показали, что после 5 тыс. циклов контактного нагружения интенсифицировался износ образцов, закаленных с повышенных температур первой и второй партии (рис. 5.18). Рост лунки на рабочих поверхностях образцов сопровождался пластической деформацией металла с образованием заусенцев. Структурные изменения, отражающие проявления пластичности металла в процессе контактного взаимодействия, охва-

ывали тонкую прослойку материала, в которой произошло измельчение карбидной фазы, образование микротрещины и отделение частиц материала в результате роста дуговой трещины, образующей питтинг (рис. 5.19).

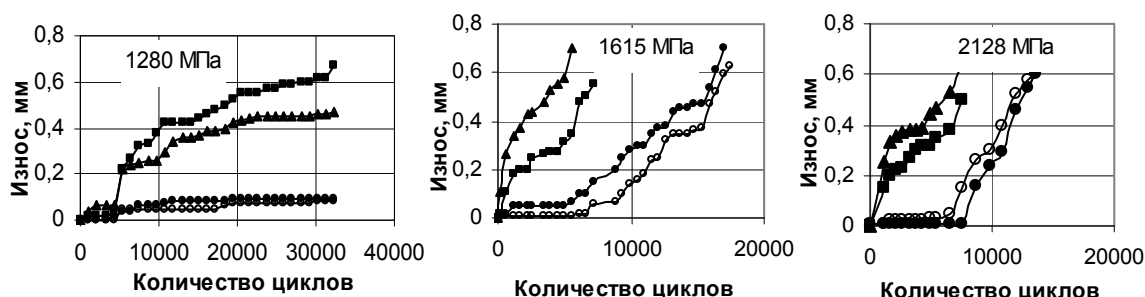


Рис. 5.18. Кривые контактного изнашивания образцов из стали X12M при различных амплитудах пульсирующего давления:

- – первая партия; ▲ – вторая партия;
- – третья партия; ○ – четвертая партия

Ускоренный износ образцов, закаленных с повышенных температур, происходит по ранее выявленному механизму. Охваченный наклепом материал после некоторого количества циклов воздействия пульсирующей нагрузки отделяется с поверхности образца за счет продвижения дуговой трещины. Трещина распространяется по границе между двумя зонами – поверхностной, с изменившейся структурой, и неупрочненной, со структурой, соответствующей текстуре металла заготовки. При нагреве под закалку до температур 1140...1170 °С возрастает степень растворимости карбидов M_7C_3 в аустените, а соответственно, уменьшается их количество в структуре стали после термообработки. Так как эти карбиды имеют высокую твердость (1400...1800 HV), то следствием этого и является снижение износостойкости образцов «1» и «2». Ввиду малого количества ванадия в составе стали X12M влияние дисперсионного твердения на износостойкость не наблюдается.

Крупные карбидные частицы способны разворачиваться в поперечном направлении к линии приложения нагрузки. Их продольные границы при этом располагаются вдоль поверхности раздела между основой металла и наклепанной прослойкой. Кривые контактного изнашивания поверхности имеют ступенчатый характер. Начало каждого этапа динамического упрочнения материала характеризуется снижением интенсивности изнашивания металла. За счет структурных изменений, сопровождающихся наклепом, энергия механического воздействия на данном этапе контактного нагружения металла рассеивается без образования видимых трещин. Их появление происходит после изменения текстурного рисунка в объемах площадки, ограниченной кон-

тактной поверхностью образца и траекторией продвижения трещины. К моменту зарождения новой трещины, отделяющей очередной фрагмент металла, строчечность внутри очага наклепа исчезает. Одновременно с разворотом крупных карбидных частиц происходит их измельчение. Отделившиеся частицы материала образца обнажают для контактного взаимодействия внутренние, еще не затронутые наклепом слои металла, и процесс накопления структурных изменений повторяется.

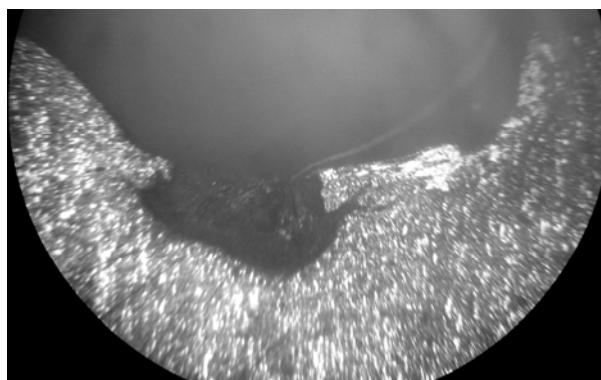


Рис. 5.19. Состояние поверхностного слоя образцов второй партии после 22680 рабочих циклов ($\times 175$)

Образцы третьей и четвертой партий, закалка которых произведена с традиционно используемой для стали X12M температуры 1040 °С, отличались высокой износостойкостью. Несмотря на применение криогенной обработки для третьей партии, микроструктура образцов практически не отличается (рис. 5.20).

Образец «3» До начала испытания Образец «4»

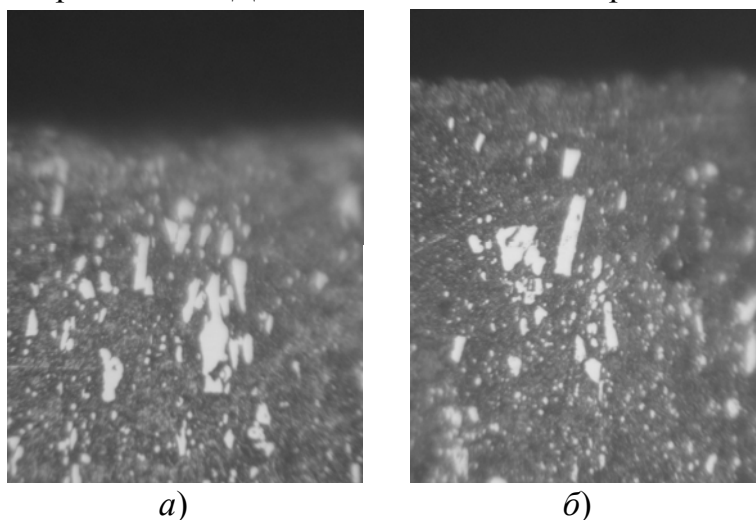


Рис. 5.20. Микроструктура образцов третьей (а) и четвертой (б) партий из стали X12M до начала испытания ($\times 325$)

Повышения износостойкости образцов третьей партии при воздействии на материал пульсирующего давления амплитудой 1280 МПа не наблюдается. Образцы третьей и четвертой партий имели практически одинаковую стойкость к изнашиванию. Глубина лунки в зоне контакта не превышает допуска на готовые изделия, изготавливаемые холодной высадкой и выдавливанием, что свидетельствует о целесообразности применения традиционных режимов нагрева под закалку и отпуска для стали X12 при контактном напряжении на рабочую поверхность инструмента до 1300 МПа.

При возрастании контактной нагрузки до уровня 1600 и 2200 МПа увеличивается интенсивность изнашивания всех партий образцов из стали X12M. Несмотря на более высокую стойкость образцов двух последних партий, их предельный износ до уровня 0,5 мм, допускаемого при штамповке некоторых крупных метизов, наступает после 12...15 тыс. циклов работы, в то время как образцы первой и второй партий изнашиваются до указанного уровня после наработки менее 6 тыс. циклов.

Структурные изменения в рабочем слое материала при повышении контактного давления происходят интенсивнее. Они во многом обусловлены ролью остаточного аустенита, присутствие которого наиболее сильно заметно в металлической матрице образцов первой и второй партий. Разворот крупных карбидных частиц сопровождается их разделением на более мелкие фрагменты (рис. 5.21 и 5.22), что объясняется повышением уровня растягивающих напряжений, действующих как в теле включений, так и в их окрестностях при контактных напряжениях свыше 2000 МПа. При этом зарождения трещин на поверхности раздела двух фаз не наблюдается.

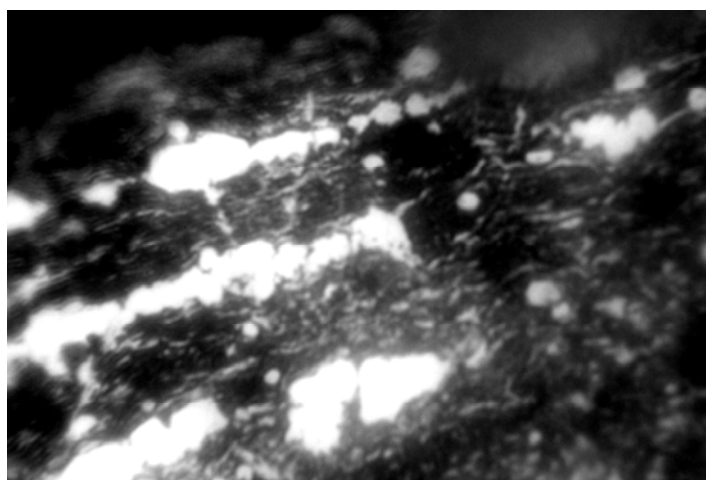


Рис. 5.21. Микроструктура образца «2» стали X12M после 7560 рабочих циклов при контактной нагрузке 2180 МПа ($\times 1000$)

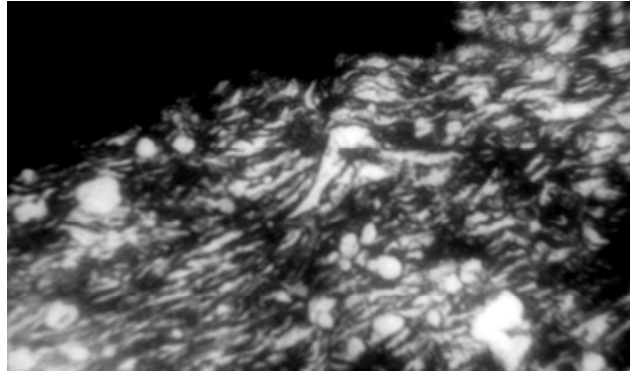


Рис. 5.22. Микроструктура образца «2» стали X12M после 8854 рабочих циклов при контактной нагрузке 2180 МПа ($\times 1000$)

Образцы, закаленные с более низких температур (партии 3 и 4), за счет снижения степени легирования аустенита при нагреве, а соответственно, уменьшения его относительного объема после завершения термообработки, а также большего содержания в структуре карбидов M_7C_3 , изнашиваются с меньшей интенсивностью. Для обеих партий образцов характерны близкие величины интенсивности контактного изнашивания. Микроструктура этих образцов в процессе изнашивания подвержена незначительному пластическому деформированию. Изменение структуры происходит не столь значительно, как в случае с образцами, закаленными с повышенных температур.

5.2.2. Контактная выносливость быстрорежущей стали Р6М5

Для устранения негативного влияния остаточного аустенита на контактную выносливость материала экспериментальные образцы из быстрорежущей стали Р6М5 подвергали криогенной обработке, проводя ее на различных стадиях технологического процесса (табл. 5.2).

Таблица 5.2

Режимы термической обработки экспериментальных образцов из стали Р6М5

Номер партии образцов	Температура закалки, °С	Температура отпуска, °С			Стадия применения криогенной обработки	Твердость HRC _c
		I отпуск	II отпуск	III отпуск		
1	1200	200	–	–	непосредственно после закалки	63...64
2		560	–	–		64...65

Номер партии образцов	Температура закалки, °С	Температура отпуска, °С			Стадия применения криогенной обработки	Твердость HRC _c
		I отпуск	II отпуск	III отпуск		
3		560	560	–		64...65
4		560	560	560		64,5...65,5
5	1200	560	200	–	после первого отпуска	65...66
6		560	560	560	после второго отпуска	64,5...65,5

Предварительный подогрев для закалки всех партий образцов проводили при одинаковых режимах: первый подогрев до 425 ± 10 °С в камерной печи, второй подогрев до 850 ± 5 °С в соляной ванне.

Термическая обработка образцов первой–четвертой партий была направлена на устранение остаточного аустенита в структуре металла непосредственно после закалки. Отпуск образцов первой партии, проведенный при температуре 200 °С, обеспечивал снижение внутренних напряжений, но не создавал условий для выделения вторичных карбидов из мартенситной матрицы. Образцы второй–четвертой партий были подвергнуты высокому отпуску, который проводили после закалки и криогенной обработки. В этом случае при проведении отпуска создавались условия для выделения вторичных карбидных частиц из металлической матрицы – мартенсита. Механизм дисперсионного твердения, основанный на превращении остаточного аустенита в мартенсит с выделением из него большого количества мелкодисперсных вторичных карбидных частиц в процессе проведения отпуска при температуре 560 °С, был задействован при термической обработке образцов пятой и шестой партий. Окончательная стабилизация структуры путем криогенной обработки проводилась после однократного и двукратного отпусков, соответственно. Цель криогенной обработки в двух последних случаях сводилась к устранению остаточного аустенита, доля которого даже после трех отпусков при температуре 560 °С может достигать 2 % [43].

Испытания, проведенные на образцах из стали Р6М5 при воздействии контактного давления 1280 МПа, показали, что наивысшую контактную выносливость имеют образцы, в которых процесс криогенной гомогенизации являлся завершением закалки, после которой осуществляли один отпуск при температуре дисперсионного твердения металла (партия 2). Они существенно превосходят образцы, пре-

терпевшие закалку и криогенную гомогенизацию по аналогичной схеме, но отпущенные при температуре 200 °С (рис. 5.23, партия 1). Кривые износостойкости остальных образцов находятся в промежутке между указанными графиками.

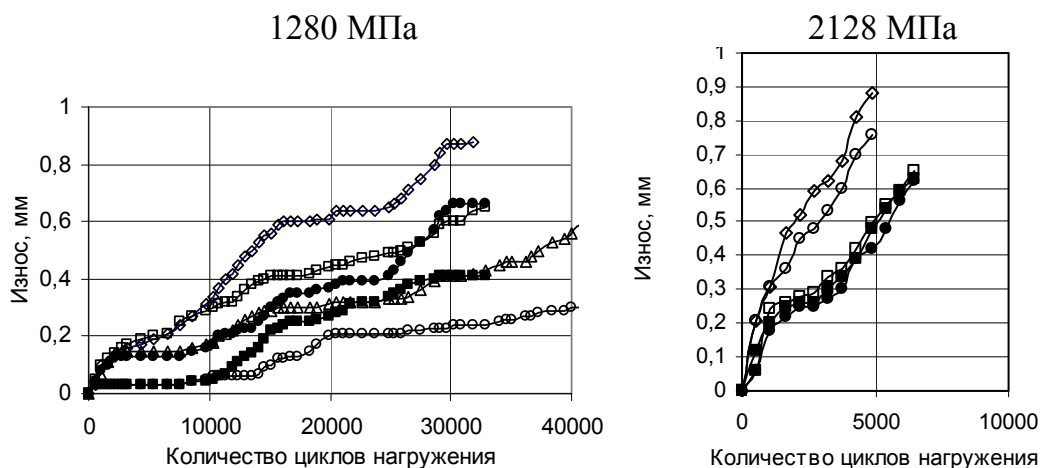


Рис. 5.23. Кривые контактного изнашивания образцов стали Р6М5 при различных амплитудах пульсирующего давления:

◇ – первая партия; ○ – вторая партия; □ – третья партия;
 △ – четвертая партия; ● – пятая партия; ■ – шестая партия

Образцы второй партии, отличающиеся максимальным сопротивлением контактному изнашиванию, имеют структуру с большей степенью легирования мартенсита, что обусловлено применением только одного отпуска при температуре дисперсионного твердения. Его воздействие на закаленную быстрорежущую сталь, которая даже после криогенной обработки содержит порядка 1...2 % остаточного аустенита [43], обеспечило завершение фазового превращения, сохранив максимальную степень легирования мартенсита.

Образцы третьей и четвертой партий обработаны по близким технологическим схемам. Проведение дополнительных высокотемпературных отпусков направлено на дисперсионное твердение сплава, которое, несколько обедняя легирующими элементами α -фазу, снижает тетрагональность мартенсита. При этом снижается жесткость металлической матрицы, окружающей карбидные включения. Это в свою очередь создает более благоприятные условия для зарождения микротрещин, вызывающих появление питтингов.

Форма кривых свидетельствует об усталостном характере износа, состоящем из двух стадий: процесса накопления усталостных повреждений и образования частиц износа. После начальной стадии приработки износ практически всех образцов стабилизировался, что

на графиках отражается пологим участком. В этот момент материал образцов, несмотря на свою высокую твердость, претерпевает наклеп. Металл, располагающийся в непосредственной окрестности дна формирующейся лунки (толщиной до 200 мкм), в результате пластической деформации изменяет свою структуру (рис. 5.24). Строчечность в расположении карбидных частиц, унаследованная от первоначальной текстуры заготовки, исчезает. Распределение карбидной фазы становится более равномерным. Микротвердость наклепанного слоя всех партий образцов практически не изменяется (рис. 5.25).

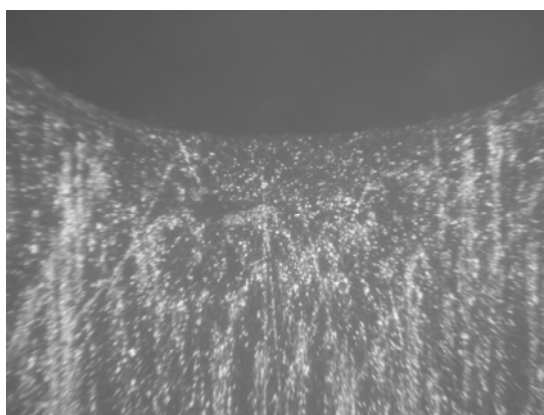


Рис. 5.24. Микроструктура поверхностного слоя стали Р6М5, формирующаяся в процессе наклепа в результате контактной усталости ($\times 50$)

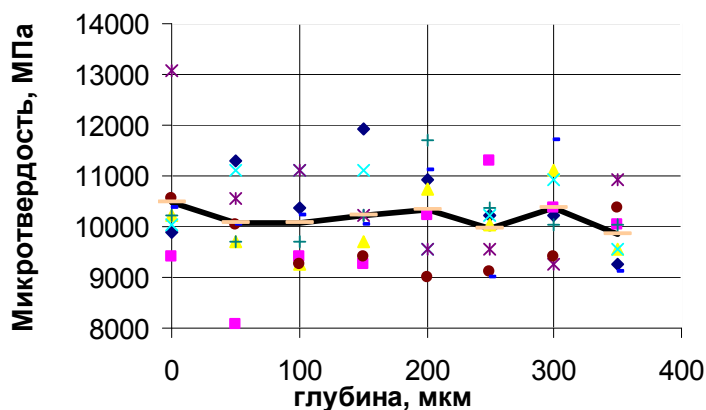


Рис. 5.25. Распределение микротвердости H_{200} по сечению поверхностного слоя стали Р6М5 в области дна лунки износа

На определенной стадии в результате предельного накопления дефектов в области дна лунки возникают подповерхностные трещины, формирующие питтинги (рис. 5.26). Этот этап на кривых (рис. 5.23) характеризуется увеличением интенсивности изнашивания. Отслоение упрочненных фрагментов металла освобождает для взаимодействия с

поверхностью контртела новые более глубокие слои материала образца. В них в свою очередь начинают протекать процессы наклепа, которые завершаются образованием новых питтингов. Такой дискретный механизм формирования лунки на кривых отражается в виде ступенчатого изменения интенсивности изнашивания.

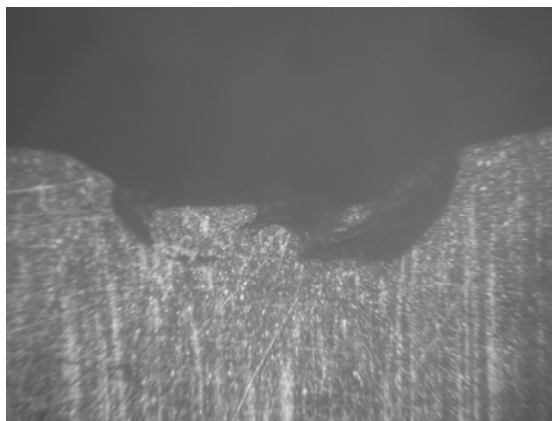


Рис. 5.26. Образование питтинга в поверхностном слое стали P6M5 ($\times 50$)

При глубине лунки свыше 0,6 мм возникают достаточно глубокие трещины, которые зарождаются в боковой области дна лунки (рис. 5.27). В этот момент глубина лунки приближается к ширине ее дна. Накопление внутрикристаллических дефектов приводит к образованию трещин, которые распространяются вдоль карбидных строчек.

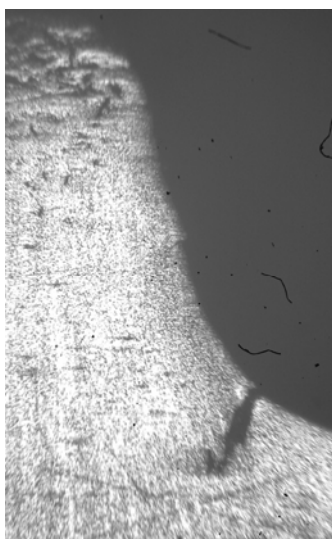


Рис. 5.27. Трещина, возникающая в области дна лунки

Анализ формы кривых изнашивания образцов из стали P5M5 показывает, что дискретность двухстадийного процесса «наклеп –

питтингообразование» характеризуется большей равномерностью, чем у стали X12M. Сравнение кривых, отражающих изнашивание данных сплавов при контактной нагрузке 1280 МПа (рис. 5.18 и 5.23), показывает, что к моменту наработки 30 тыс. циклов износ двух партий образцов из стали X12M стабилизировался на уровне 0,05 мм и не изменялся в процессе нагружения от 5 до 30 тыс. циклов и более. В то же время изнашивание образцов из стали Р6М5 сопровождалось незначительным, но повторяющимся приростом износа, проявляющимся примерно через 5 тыс. циклов нагружения.

Исследования износостойкости стали Р6М5 при контактном давлении 2130 МПа показали, что интенсивность изнашивания ее сопоставима с данным показателем стали X12M при аналогичных нагрузках. Как видно из [164, рис. 5.34], наиболее высокую износостойкость имеют образцы, в которых произошло дисперсионное твердение при проведении одного или двух отпусков при температуре 560 °С непосредственно после закалки, и лишь затем была проведена криогенная гомогенизация с целью уменьшения количества остаточного аустенита.

Глава 6

**Влияние диффузионного
упрочнения на контактную
выносливость сталей
ледебуритного класса**

6.1. ВЛИЯНИЕ КАРБОНИТРИДНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА КОНТАКТНОЕ ИЗНАШИВАНИЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5

Результаты исследований, изложенные в работах [3], [4], [62], [72], [168], [169], [135], [139]–[143], свидетельствуют о том, что имплантация в α -фазу азота, которая наиболее активно протекает при чистом азотировании, а также низкотемпературной нитроцементации, позволяет увеличить внутрикристаллическую пластичность материала матрицы. Это в совокупности с повышенной твердостью поверхностного слоя должно сопровождаться возрастанием контактной выносливости материала.

Результаты исследований образцов из стали Р6М5, упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации, при контактном давлении 1280 МПа показали наличие наклепа в области дна формирующейся лунки. Строчечное расположение карбидных частиц исчезло. В поверхностном слое наблюдается измельчение карбидных частиц и расположение их параллельно рабочей поверхности (рис. 6.1).

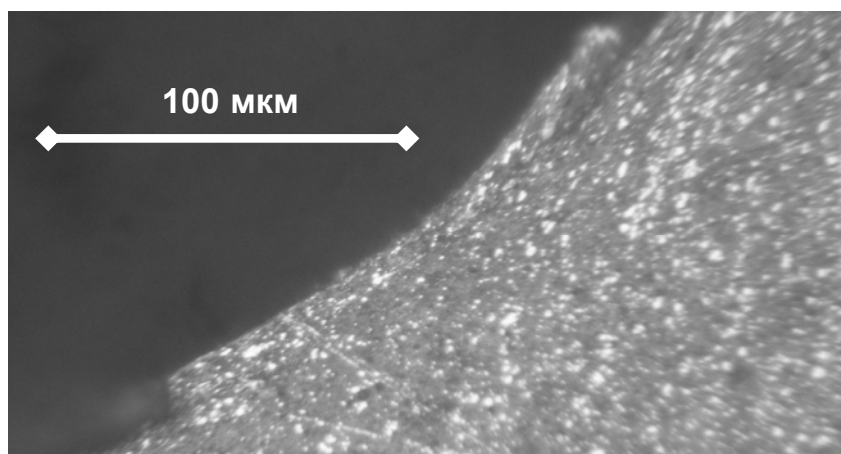


Рис. 6.1. Образование чешуйки наклепанного металла на дне лунки образца из стали Р6М5 с карбонитридным упрочненным слоем

Кривые контактного изнашивания поверхности упрочненного металла более плавные и имеют меньший разброс в абсолютных значениях (рис. 6.2), чем при изнашивании неупрочненных сталей Х12М и Р6М5 (см. § 5.2).

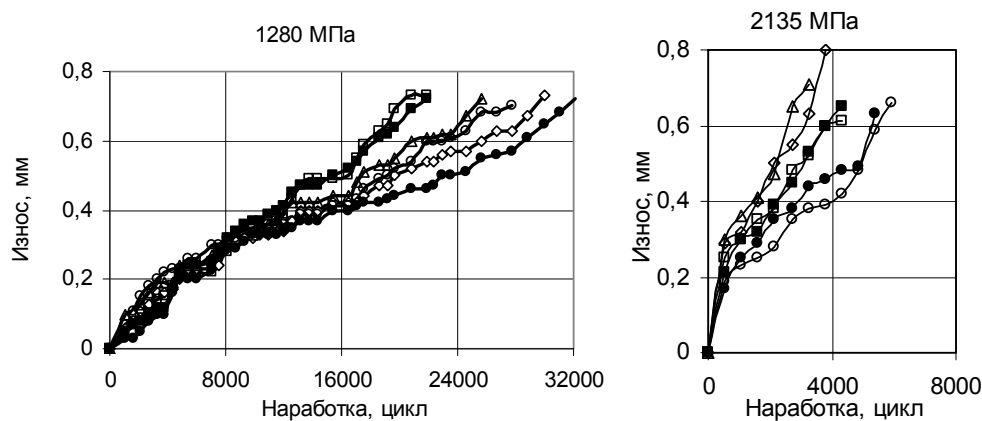


Рис. 6.2. Зависимость износа от числа циклов нагружения образцов из стали Р6М5, упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации: \diamond – партия 21; \circ – партия 22; \square – партия 23; Δ – партия 24; \bullet – партия 25; \blacksquare – партия 26

Предельный износ, равный максимальной толщине модифицированного слоя толщиной 0,6 мм, достигается к 17...27 тыс. циклов. Большинство образцов, не прошедших упрочнение (рис. 5.23, образцы второй–шестой партий) по стойкости к контактному изнашиванию соизмеримы упрочненным образцам. Преимуществом упрочнения низкотемпературной нитроцементацией является более высокая вязкость металла, что обеспечивает равномерный износ поверхностей.

Испытания при контактной нагрузке 2135 МПа, при которой испытывались также образцы из стали Р6М5 без упрочнения поверхности, показали, что изнашивание образцов, упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации, происходит по зависимостям, аналогичным для образцов без поверхностного упрочнения (рис. 6.2). Однако структурные изменения, протекающие в поверхностном слое в процессе формирования чешуек износа, характеризуются более глубокими очагами пластической деформации поверхностного слоя, чем при напряжении 1280 МПа, что приводит к увеличению размеров частиц износа (рис. 6.3).

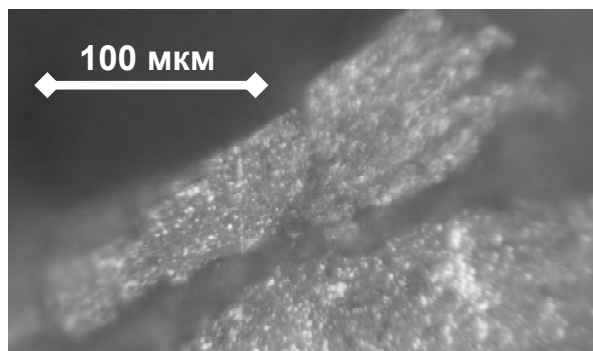


Рис. 6.3. Структура чешуйки износа и основы образца из стали Р6М5 с карбонитридным упрочненным слоем при испытании контактным напряжением 2135 МПа

6.2. ВЛИЯНИЕ КАРБИДНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА КОНТАКТНОЕ ИЗНАШИВАНИЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5

Исследования проведены на образцах из стали Р6М5, обработанных в соответствии с режимами, приведенными в табл. 4.5. Испытания при нагрузке 1420 МПа показали, что в образцах первой партии, отличающихся пониженной твердостью, наблюдается максимальная интенсивность изнашивания (рис. 6.4). Высокая интенсивность изнашивания после 30 тыс. циклов нагружения характерна и для образцов второй партии. Наибольшей износостойкостью отличаются образцы четвертой партии, закаленные с температуры 1150 °С.

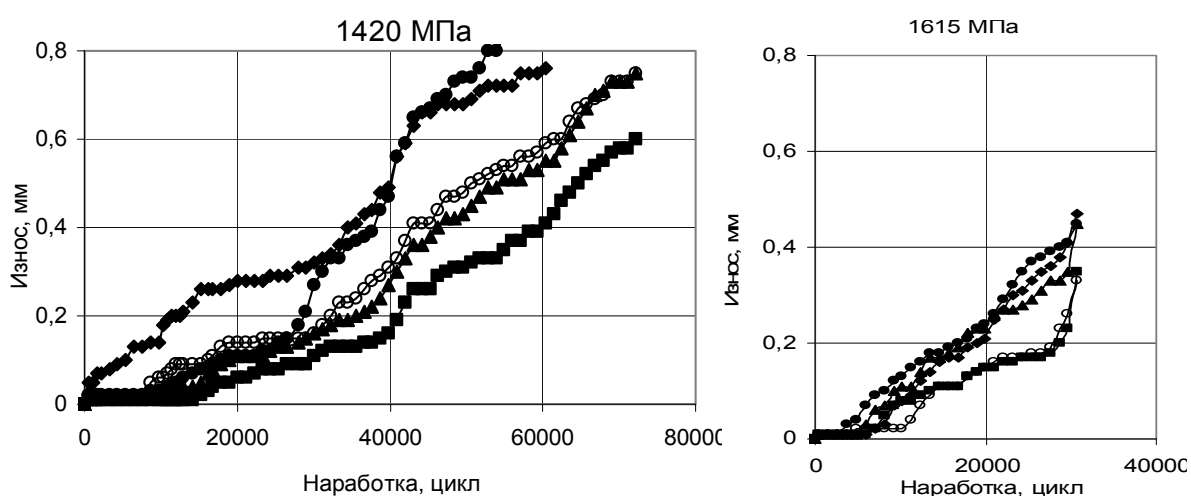


Рис. 6.4. Зависимость износа от числа циклов нагружения образцов из стали Р6М5, упрочненных посредством науглероживания: \blacklozenge – первая партия; \bullet – вторая партия; \blacktriangle – третья партия; \blacksquare – четвертая партия; \circ – пятая партия

Характер разрушения рабочих поверхностей образцов четвертой и пятой партий показывает, что структурные изменения в их поверхностном слое сопровождаются динамическим старением остаточного аустенита. Как видно из рис. 6.5, морфология поверхностного слоя сохраняет текстурное строение, унаследованное от структуры заготовки. Контактное нагружение способствует динамическому старению остаточного аустенита и увеличению удельного объема мартенсита. Образование мартенситных игл, которые по сути являются плоскостями сдвига, облегчает формирование многочисленных сколов. Период, в течение которого протекает наклеп науглероженного слоя, сопровождающийся динамическим старением аустенита, определяет длительность работы поверхности образца без образования скола. Износ образцов третьей–пятой партий при нагружении до 30 тыс. циклов составляет не более 0,2 мм (рис. 6.4). При дальнейшем нагружении интенсивность износа увеличивается.

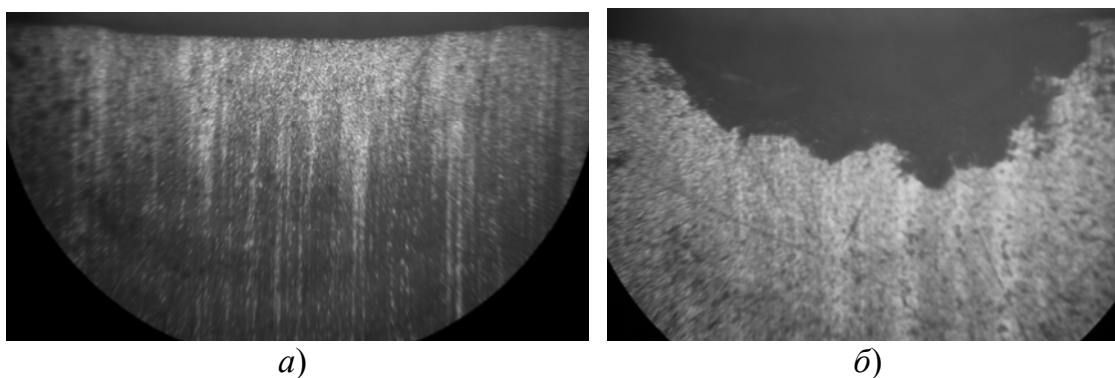


Рис. 6.5. Микроструктура и характер разрушения поверхности упрочненного слоя образцов четвертой партии после 9720 (а) и 40 тыс. (б) рабочих циклов при нагрузке 1280 МПа

Образцы пятой партии, закалка которых осуществлялась с температуры 1200 °С, при контактном напряжении 1420 МПа изнашивались аналогично образцам, закаленным с температуры 1100 °С. Повышение температуры закалки до 1200 °С привело к образованию ледебуритной эвтектики по границам зерен (см. рис. 4.15).

Увеличение контактного напряжения до 1615 МПа интенсифицировало изнашивание всех образцов, среди которых большую долговечность имели образцы, закаленные с температур 1150 и 1200 °С.

Распределение микротвердости по сечению образцов третьей партии, в микроструктуре которых практически незаметен остаточный аустенит (рис. 6.6), близко к образцам четвертой и пятой партий (см. рис. 4.15–4.17). При этом стойкость образцов третьей партии незначительно уступает образцам четвертой и пятой партий.

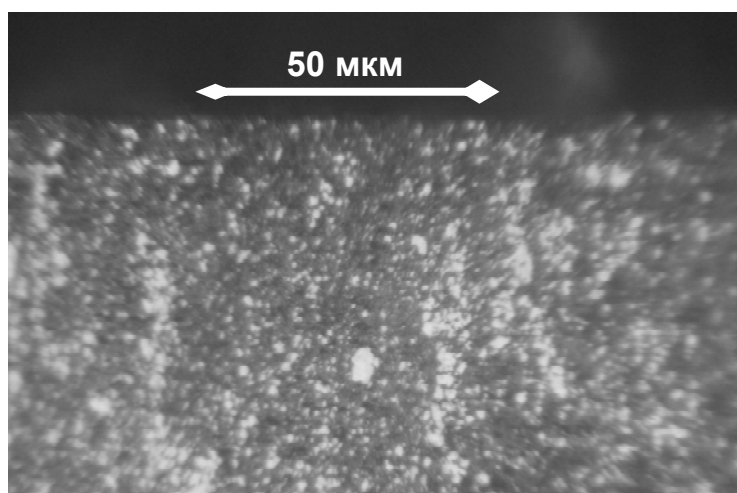


Рис. 6.6. Микроструктура упрочненного слоя образцов третьей партии после 8640 циклов нагружения контактной нагрузкой 1280 МПа

ГЛАВА 7

**Технологические
и конструктивные
методы повышения стойкости
штамповой оснастки**

7.1. ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА

Традиционным способом повышения эксплуатационных свойств инструментальных сталей является термическая обработка для достижения оптимальной твердости и вязкости металла, которые обеспечиваются соответствующей микроструктурой стали. При использовании стали Р6М5 для изготовления холодновысадочных матриц технологическая регламентация твердости готового изделия осуществляется по действительному баллу зерна аустенита. Наиболее предпочтительной структурой для металла холодновысадочного инструмента является мелкоигольчатый мартенсит, соответствующий 2...3 баллу. Для этого размеры действительного зерна аустенита, формируемого в процессе нагрева под закалку, должны быть в пределах 10...12 балла [90].

Экспериментальные исследования влияния балла зерна на физико-механические свойства и характер разрушения материала матриц показали, что наилучшее сочетание твердости и износостойкости достигается в случае, когда матрицы после окончательной термообработки имеют зерно с размерами, соответствующими 11 баллу (табл. 7.1).

Таблица 7.1

**Работоспособность холодновысадочных матриц
в зависимости от структуры и свойств металла**

Балл зерна	Балл мартенсита	Твердость HRC _c	Стойкость	
			тыс. циклов	относительная
10	3...4	62...63	до 150	0,5...0,6
11	2...3	60...61	260...280	1
12	1...2	55...57	238...280	1

Матрицы, имеющие структуру, соответствующую 10 баллу зерна аустенита и 3 баллу мартенсита, обладающие повышенной твердостью, отличались небольшой износостойкостью. Причиной их отказа было усталостное разрушение уже после 50...60 тыс. циклов работы (рис. 7.1, а). Матрицы, имеющие зерно, соответствующее 11 и 12 баллу, показали практически одинаковую стойкость. Однако формообразующая поверхность инструмента с 12 баллом зерна в момент окончания их эксплуатации была в значительной степени деформирована и изношена, что привело к большому разбросу предельной наработки из-за отклонений размеров получаемого изделия выше допускаемых.

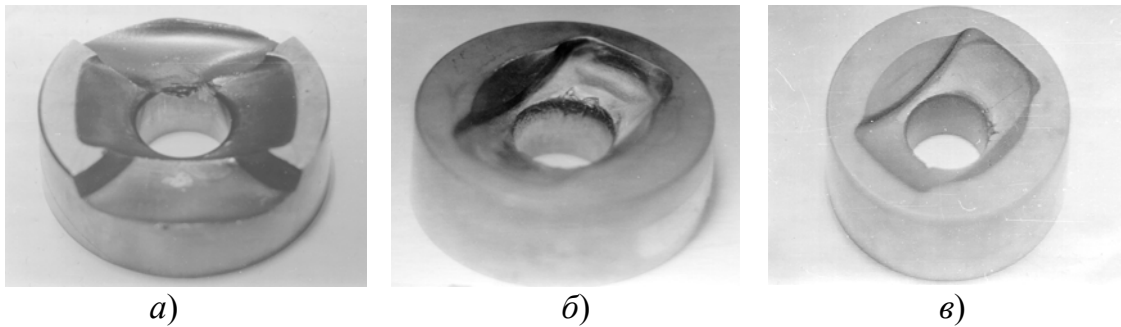


Рис. 7.1. Характер разрушения холодновысадочных матриц, закаленных на различный балл зерна: *a* – 10; *б* – 12; *в* – 11

Таким образом, за счет оптимизации структуры металла холодновысадочных матриц можно значительно повысить их прочность и износостойкость, обеспечить экономию дорогостоящих инструментальных сталей и повысить эффективность процесса холодной высадки.

7.2. СНИЖЕНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕСТАХ ИХ НАИБОЛЬШЕЙ КОНЦЕНТРАЦИИ ЗА СЧЕТ ИЗМЕНЕНИЙ КОНСТРУКЦИИ ШТАМПА

Численные исследования напряженного состояния холодновысадочных матриц показали, что зоны максимальных эквивалентных напряжений (выше 5000 МПа) проходят через область сопряжения формообразующей поверхности с отверстием под стержень болта (рис. 7.2). Это приводит к интенсивному износу материала матриц на указанных участках гравюры.

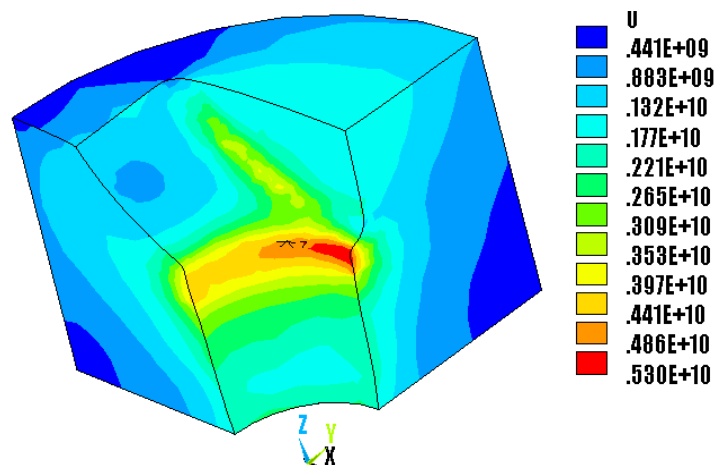


Рис. 7.2. Распределение эквивалентных напряжений, Па, по рабочей поверхности матриц третьего перехода для высадки болта M22 × 70

В случае получения формообразующей поверхности электроэрозионным способом ее повреждение начинается с выкрашивания карбидов и образования микрополостей в наиболее нагруженных местах (рис. 7.3) уже после первых циклов работы инструмента. На границе «карбид – металлическая» матрица зарождаются и распространяются вглубь металла трещины. Размеры образующихся дефектов составляют около 20...30 мкм и превышают критическую длину трещины для стали Р6М5, которая составляет около 7 мкм [121]. У острия трещины существует развитая зона дислокационного упрочнения. Согласно механизму распространения трещины докритической длины размеры вторичной трещины соответствуют размерам зоны дислокационного упрочнения [107], [122], [123]. Для момента, предшествующего старту хрупкой трещины в стали Р6М5, длина указанной зоны составляет около 10 нм и равна среднему расстоянию между дисперсными вторичными карбидами, упрочняющими сталь при отпуске [124].

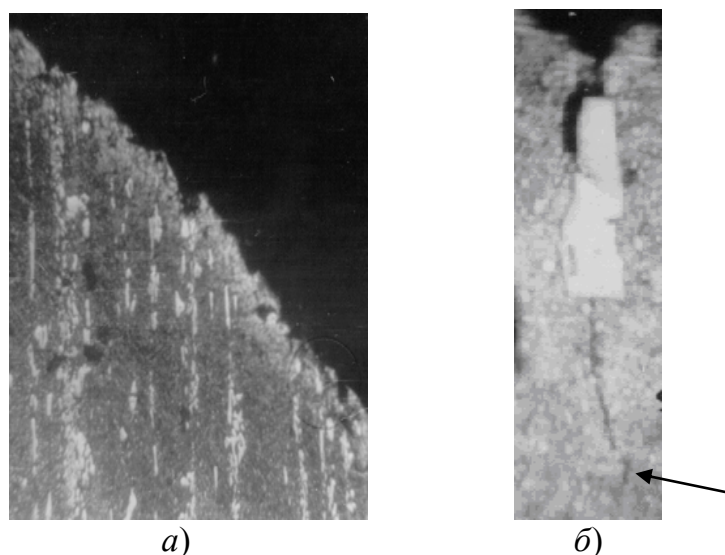


Рис. 7.3. Микроструктура матриц, формообразующая поверхность которых получена электроэрозионным способом:
a – $\times 50$; *б* – $\times 800$

Как видно из рис. 7.3, длина вторичной трещины (показано стрелкой) в исследуемом образце значительно превышает 10 нм, что свидетельствует о достаточно развитой зоне пластического течения, характерной для распространения усталостной трещины [125]. При этом размеры основной трещины более чем на порядок превышают размеры вторичной, что позволяет рассматривать механизм разрушения матрицы с позиций линейно-упругой механики [122], [126]. Ориентация вторичного дефекта дает возможность оценить форму зоны пласти-

ческого течения. Поскольку вторичная трещина расположена непосредственно на пути продвижения основной трещины и является ее продолжением, то зона дислокационного упрочнения, очевидно, заключена внутри области, имеющей форму эллипса, большая диагональ которого параллельна плоскости основной трещины. Это свидетельствует о возникновении плоского напряженного состояния в окрестности острия трещины [127].

Снижение вероятности выхода карбидных частиц на поверхность и их ориентация параллельно формообразующей поверхности позволяют устранить условия для быстрого зарождения трещин и повысить работоспособность инструмента.

Работа матриц сопровождается интенсивным изнашиванием их гравюры в наиболее нагруженном месте – зоне сопряжения формообразующей поверхности с отверстием под стержень болта. Процесс изнашивания описывается нелинейной зависимостью (рис. 7.4), которая в первом приближении совпадает с кривыми контактного изнашивания образцов из быстрорежущей стали [164, рис. 5.34]. При этом напряженное состояние поверхностного слоя инструмента, характеризующееся всесторонним неравномерным сжатием, способствует более равномерному изнашиванию металла. Радиус сопряжения увеличивается после изготовления 80 тыс. деталей с 1,5 до 4,3 мм. Его возрастание сопровождается снижением интенсивности изнашивания.

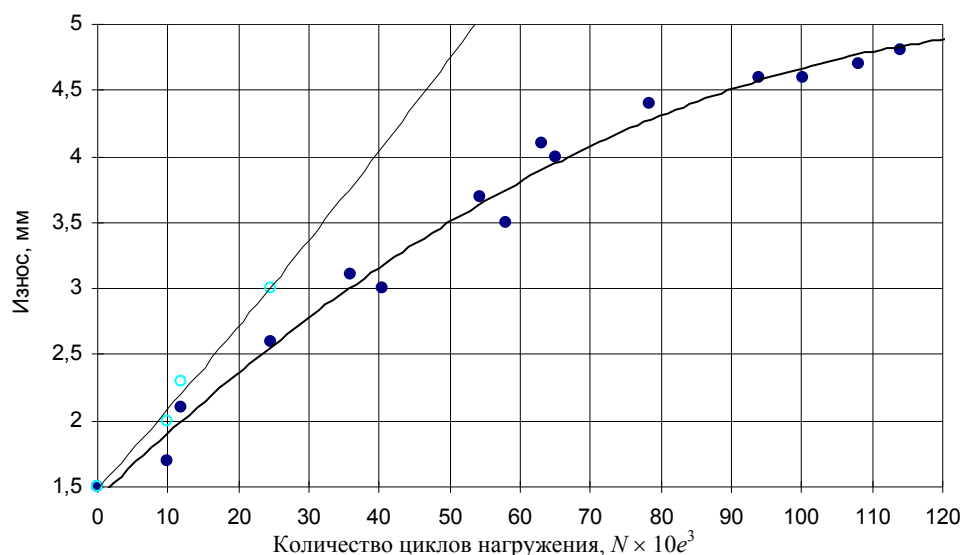


Рис. 7.4. Зависимость износа матриц от числа циклов работы:

- – матрица, изготовленная электроэрозийным методом;
- – матрица, изготовленная методом горячего выдавливания

Допускаемый радиус сопряжения между головкой болта и стержнем составляет 5 мм. Увеличение радиуса сопряжения до ука-

занной величины достигается после наработки около 100...120 тыс. циклов. В момент предельного износа наблюдаются также и следы усталостного разрушения поверхности матрицы (рис. 7.1, в).

Приращение радиуса сопряжения по мере наработки матриц описывается выражением:

$$\Delta R = 3,77E - 07N^3 - 0,00026N^2 + 0,0538N + 1,4253, \text{ мм}, \quad (7.1)$$

где N – число циклов работы матрицы, тыс. циклов.

Продифференцировав зависимость (7.1), получим выражение для скорости изнашивания формообразующей поверхности в рассматриваемой зоне в зависимости от длительности эксплуатации инструмента:

$$V_r = 1,136E - 06N^2 - 0,000522N + 0,0538, \text{ мм/тыс. циклов}. \quad (7.2)$$

По мере возрастания числа высаженных изделий и абсолютной величины радиуса сопряжения формообразующих поверхностей происходит снижение скорости изнашивания рабочей поверхности инструмента.

Решив уравнения (7.1) и (7.2) относительно N и приравняв их, получим зависимость, описывающую влияние величины радиуса сопряжения на скорость изнашивания формообразующей поверхности:

$$V_r = 8,0227E - 05R^4 - 0,000386R^3 - 0,00367R^2 + 0,0101R + 0,0466. \quad (7.3)$$

Увеличение радиуса сопряжения формообразующей поверхности с отверстием под стержень болта сопровождается снижением эквивалентных напряжений [172], [128].

Результаты расчетов скорости изнашивания в зависимости от уровня эквивалентных напряжений в зоне радиуса сопряжения формообразующих поверхностей и величины радиуса представлены в табл. 7.2.

Таблица 7.2

Скорость изнашивания рабочей поверхности V_r в зависимости от радиуса сопряжения и напряженного состояния матриц третьего перехода для посадки болта М22 × 70

R , мм	$\sigma_{\text{экв}}$, МПа	V_r , мм/тыс. циклов
1,5	5300	0,0526
2	5190	0,0504
3	5027	0,0401
4	4410	0,0243
5	3650	0,0075

Изготовление матриц с радиусом сопряжения формообразующих поверхностей около 5 мм практически не изменяет характера распределения эквивалентных напряжений по рабочей поверхности инструмента (рис. 7.5). Если сопоставить результаты расчетов скоростей изнашивания при соответствующих эквивалентных напряжениях в зоне сопряжения формообразующих поверхностей, приведенных в табл. 7.2, получим зависимость (7.4), отражающую влияние напряженного состояния на скорость изнашивания гравюры (рис. 7.6):

$$V_r = 0,0001e^{0,0012\sigma_{\text{экв}}}, \text{ мм/тыс. циклов}, \quad (7.4)$$

где $\sigma_{\text{экв}}$ – величина эквивалентных напряжений, МПа.

Как видно из приведенного графика, более высокой износостойкостью должны обладать матрицы, на рабочей поверхности которых возникают эквивалентные напряжения не более 2000 МПа. В то же время при изготовлении матриц даже с предельно возможным радиусом около 5 мм эквивалентные напряжения достигнут значения 3650 МПа, а скорость изнашивания составит около 0,007463 мм/тыс. циклов.

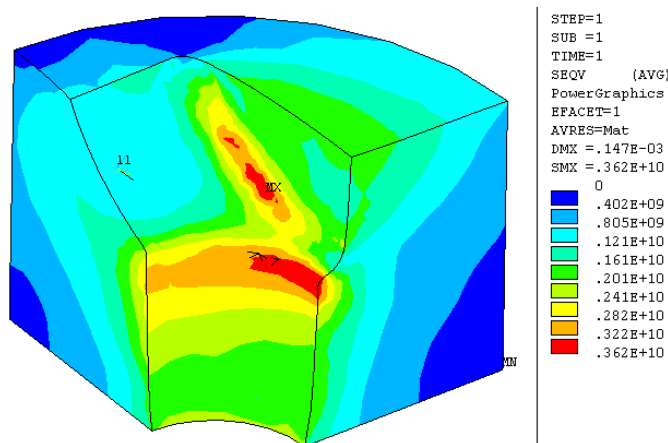


Рис. 7.5. Распределение эквивалентных напряжений, Па, по рабочей поверхности матрицы

В этом случае после изготовления первых нескольких тысяч изделий величина радиуса закругления превысит предельное значение и геометрия получаемого изделия не будет соответствовать требованиям чертежа. В матрицах-прототипах с радиусом закругления величиной 3 мм эквивалентные напряжения превышают 5000 МПа, что вызывает повышенный износ матриц. В результате контактного изнашивания в процессе эксплуатации штампов изменяются геометрические размеры гравюры ручья, провоцируется зарождение усталостных трещин, что снижает стойкость инструмента.



Рис. 7.6. Зависимость скорости изнашивания рабочей поверхности матриц от величины эквивалентных напряжений

Повысить стойкость матриц можно путем изменения геометрии формообразующей поверхности с целью перераспределения напряжений на гравюре штампа и разгрузки наиболее опасных участков.

Перераспределение напряжений на формообразующих поверхностях и снижение интенсивности износа матриц второго и третьего переходов обеспечено за счет изготовления на боковых поверхностях ручья матриц разгружающих камер в виде цилиндрических лысок (рис. 7.7). Изменение формы гравюры матриц позволило более равномерно распределить эквивалентные напряжения по рабочей поверхности матрицы (рис. 7.8) и снизить их величину в 1,5...2 раза (рис. 7.9).

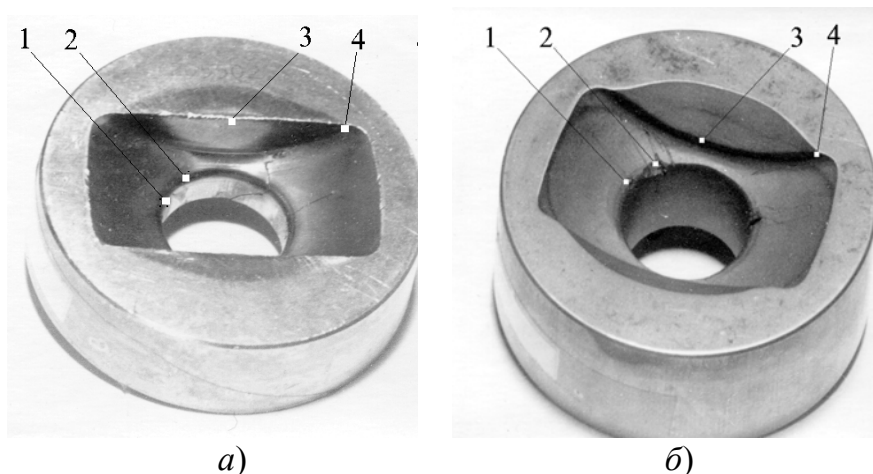


Рис. 7.7. Формообразующая поверхность матриц прототипов (а) и после изготовления разгружающих камер (б)

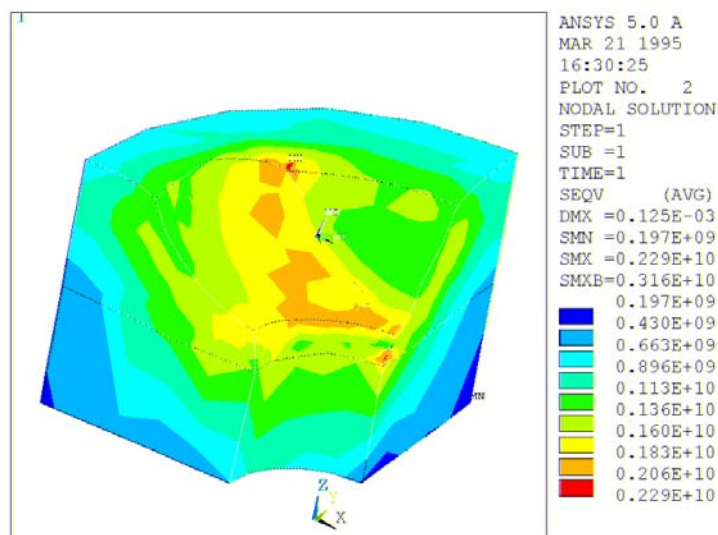


Рис. 7.8. Распределение эквивалентных напряжений по рабочей поверхности матриц с разгружающими камерами. Радиус сопряжения – 5 мм

После изготовления разгружающих камер в зоне радиуса сопряжения формообразующей поверхности с отверстием под стержень болта величина эквивалентных напряжений составила около 2300 МПа и незначительно отличалась от напряженного состояния близлежащих участков гравюры штампа (рис. 7.9). Вследствие этого скорость изнашивания формообразующих поверхностей в наиболее нагруженных зонах снижена и имеет близкие значения с износом в других зонах матрицы (табл. 7.3).

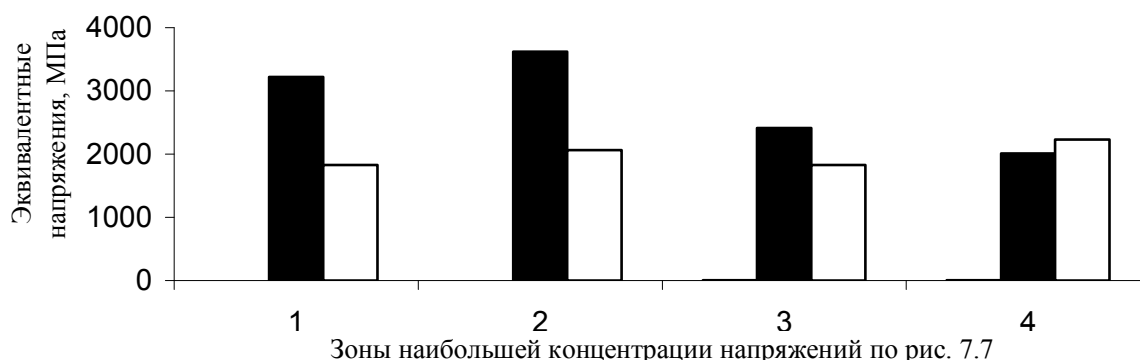


Рис. 7.9. Величина эквивалентных напряжений в наиболее нагруженных зонах рабочей поверхности:

- – $\sigma_{\text{эКВ}}$ для матрицы без разгружающих камер;
- – $\sigma_{\text{эКВ}}$ для матрицы с разгружающими камерами

**Влияние формы рабочей полости матриц
на износостойкость их рабочих поверхностей**

Обозначение зоны по рис. 7.7	Эквивалентные напряжения, МПа		Скорость изнашивания, мм/тыс. циклов	
	без разгру- жающих камер	с разгру- жающими камерами	без разгру- жающих камер	с разгру- жающими камерами
1	3220	1830	0,004766	0,000899
2	3620	2060	0,007701	0,001185
3	2410	1830	0,001803	0,000899
4	2010	2229	0,001116	0,001451



Рис. 7.10. Характер повреждений гравюры матрицы,
рабочая полость которой изготовлена с радиусом сопряжения
формообразующих поверхностей 5 мм

Экспериментальная проверка показала, что изнашивание ручья матриц с разгружающими камерами и радиусом сопряжения формообразующей поверхности около 5 мм происходит без возникновения очагов повышенного износа (рис. 7.10). По мере увеличения числа высаженных деталей рабочая полость матрицы углубляется без изменения своей первоначальной геометрической формы.

7.3. ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО НАТЯГА ПРИ ЗАПРЕССОВКЕ МАТРИЦЫ В БАНДАЖ ШТАМПА

Одним из путей повышения стойкости матриц является их запрессовка в корпус-бандаж с натягом. Натяг при установке матриц в корпус-бандаж обеспечивает заданное напряженное состояние инструмента, его увеличение снижает результирующие растягивающие напряжения на рабочей поверхности матриц. Подобный подход широко

используется для повышения стойкости инструмента. Однако существующие методики расчета оптимального натяга [9], [16], [170], [171] не позволяют строго определить интервал конструктивных размеров инструмента, определяя лишь минимальное значение диаметра матриц по критерию усталостной долговечности. В некоторых случаях [45] предлагается создание натяга, обеспечивающего возникновение только сжимающих напряжений в опасных сечениях инструмента на всех этапах его нагружения. При этом не учитывается вероятность интенсификации износа вследствие увеличения эквивалентных напряжений [5], [6].

Экспериментальные исследования влияния натяга на уровень растягивающих напряжений в зоне распространения магистральных усталостных трещин проведены путем тензометрирования. Тензодатчики размещали на передней поверхности матрицы перпендикулярно плоскости прохождения трещины. При запрессовке матриц в обойму с различными натягами определяли величину сжимающих напряжений, возникающих в соответствующих зонах. Обойму с матрицей устанавливали в пресс-автомат и производили высадку болтов в режиме единичных ударов. Численные исследования напряженного состояния матриц производили с использованием компьютерной программы ANSYS, реализующей метод конечных элементов. Из приведенных на рис. 7.11 данных видно, что повышение натяга приводит к росту сжимающих и значительному снижению величины результирующих растягивающих напряжений.

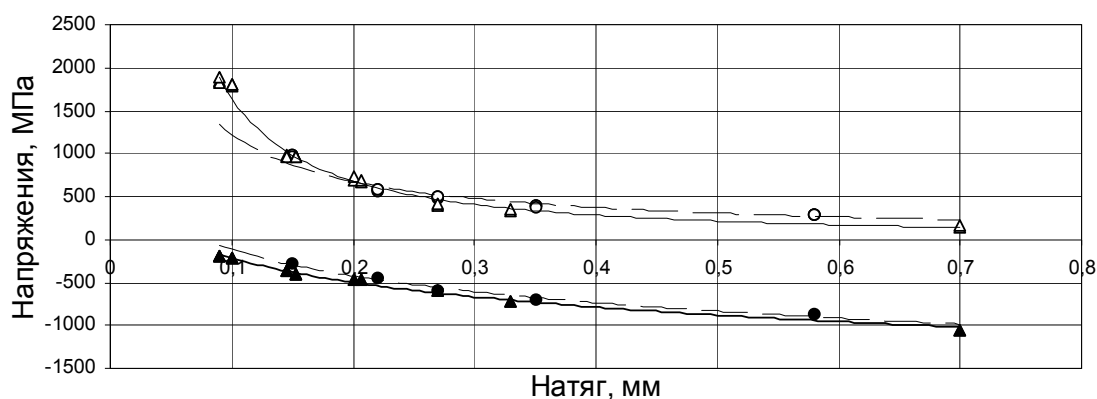


Рис. 7.11. Влияние натяга на уровень растягивающих напряжений в зоне распространения усталостных трещин:

- ▲, ● — сжимающие напряжения, возникающие при запрессовке;
- Δ, ○ — результирующие растягивающие напряжения в момент высадки болтов M22 × 70 и M22 × 140, соответственно

Результаты экспериментальных исследований показали хорошее совпадение с данными численных исследований напряженно-деформированного состояния матриц. Так, при увеличении натяга снижает-

ся уровень растягивающих напряжений, способствующих распространению усталостных трещин (рис. 7.12). Однако при этом происходит значительное возрастание эквивалентных напряжений, вызывающих повышенный износ ручья. Зона концентрации максимальных эквивалентных напряжений не изменяет своего расположения и находится в месте сопряжения формообразующей поверхности с отверстием под стержень болта (рис. 7.13) [172], [173].

Одновременно с ростом эквивалентных возрастают и касательные напряжения, ответственные за микропластические деформации, приводящие к возникновению микротрещин [93], [109], [121], [146]. Зона концентрации максимальных касательных напряжений также располагается в месте сопряжения формообразующей поверхности с отверстием под стержень болта.

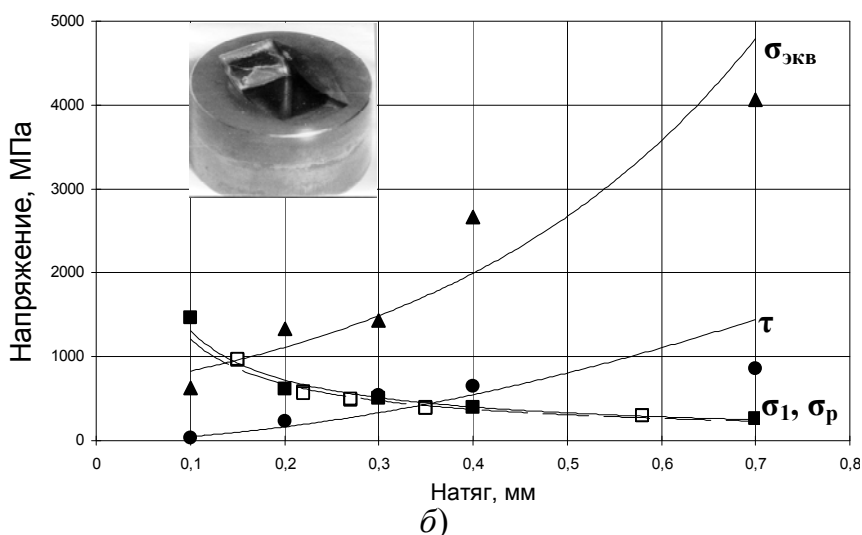
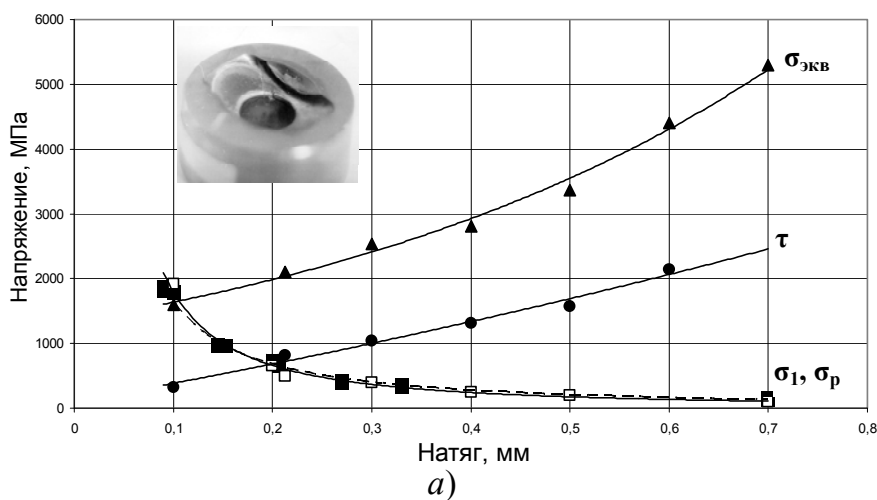


Рис. 7.12. Влияние натяга на величину эквивалентных $\sigma_{\text{экв}}$, главных σ_1 и касательных τ напряжений в зоне зарождения трещины, определенных численным методом (а), и растягивающих напряжений σ_p в зоне распространения трещины, определенных экспериментально (б)

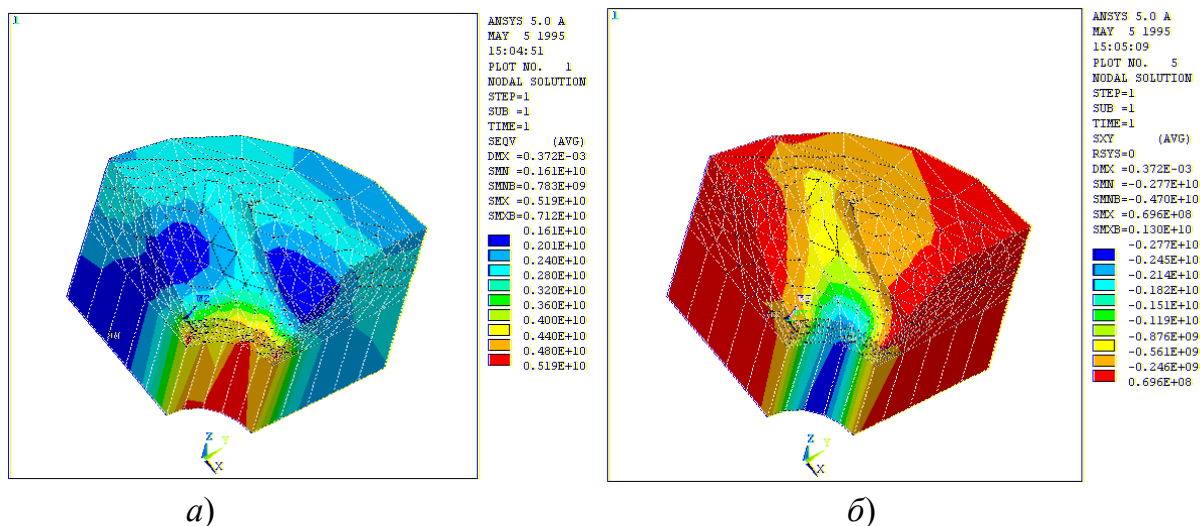


Рис. 7.13. Напряженное состояние матриц третьего перехода для высадки болта $M22 \times 70$ при установке их с натягом 0,6 мм:
a – эквивалентные; *б* – касательные напряжения

Полученные экспериментальные и теоретические зависимости влияния натяга на напряженное состояние инструмента имеют общий характер для матриц с различной конфигурацией рабочей полости (рис. 7.12). Резкое уменьшение амплитуды растягивающих напряжений, возникающих в процессе высадки, достигается при натяге около 0,3 мм. Его дальнейшее возрастание не столь значительно влияет на величину растягивающих напряжений, вызывая увеличение эквивалентных напряжений. Для снижения вероятности развития усталостного разрушения амплитуда растягивающих напряжений, возникающих в материале оснастки, не должна превышать предела выносливости материала. Минимальная величина натяга должна определяться с учетом выносливости материала оснастки.

Оценку усталостной долговечности материала матриц в зависимости от величины натяга проводили на образцах из стали Р6М5, имеющих структуру мартенсита, соответствующего 2...3 баллу, и размеры зерна – 11 баллу [111]. Твердость образцов составляла 60...61 HRC₃. Усталостные испытания проводили на установке УРС 20/600 по схеме «растяжение – сжатие» на гантелеобразных образцах, изготовленных согласно ГОСТ 25.504–82. Нагрузку прикладывали по асимметричному циклу, создавая напряжения, аналогичные возникающим в процессе эксплуатации в зонах распространения усталостных трещин. Сочетание максимального и минимального напряжений цикла устанавливали на основании графика (рис. 7.11). Результаты испытаний приведены на рис. 7.14. Вероятностная оценка величины предела выносливости для

условий выживания 95 % образцов (вероятность разрушения 5 %) составила около 570 МПа. Это значение удовлетворительно коррелирует с экспериментальными данными, согласно которым из 15 образцов, подвергнутых циклическому воздействию при напряжениях цикла $\sigma_{\max} = 597,7$ МПа и $\sigma_{\min} = 499,5$ МПа, 12 достигли долговечности 10^7 циклов без разрушения. Указанные режимы нагружения соответствуют установке матриц третьего перехода для высадки болтов М22 × 70 и М22 × 140 с натягами 0,21 и 0,23 мм, соответственно.

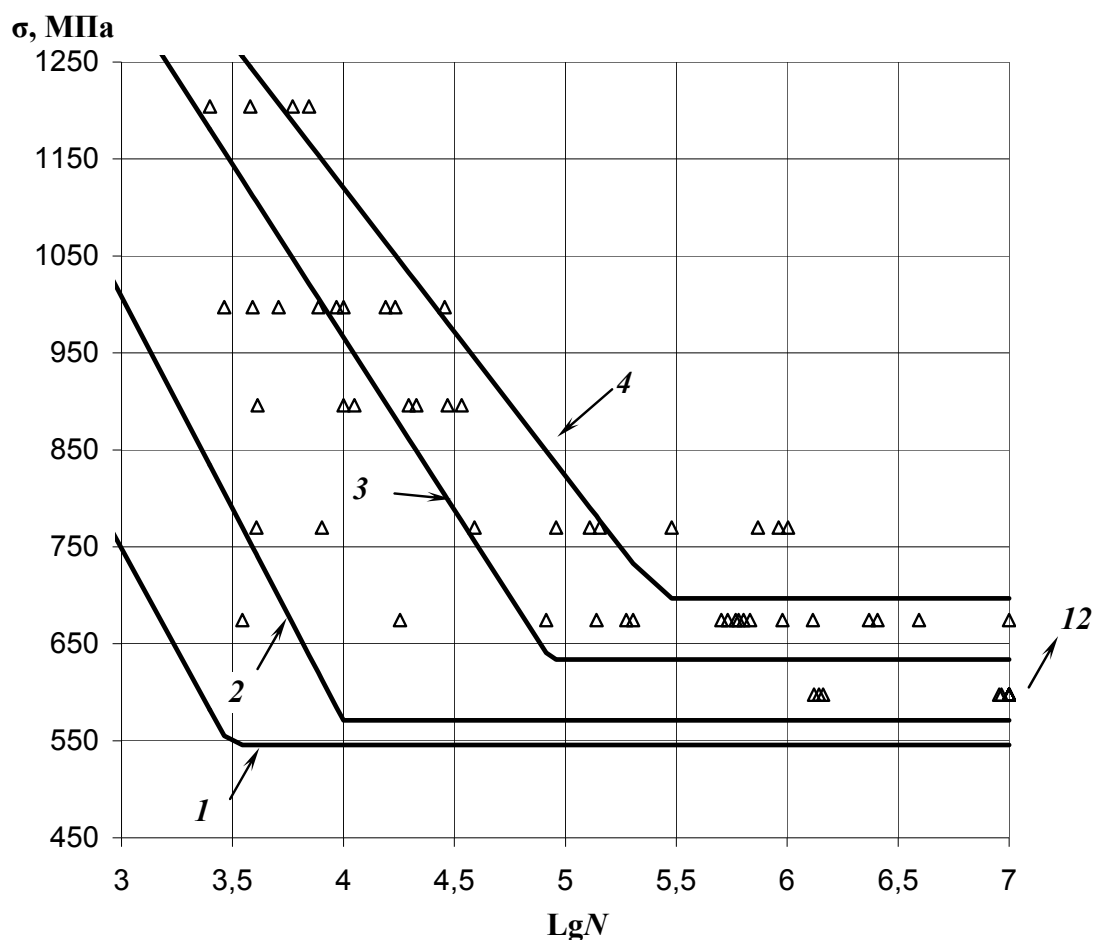


Рис. 7.14. Результаты усталостных испытаний образцов из быстрорежущей стали Р6М5: Δ – экспериментальные данные, отражающие максимальное напряжение цикла; сплошные линии – статистически обработанные кривые Велера для вероятностей разрушения: 1 – $P = 0\%$; 2 – $P = 5\%$; 3 – $P = 50\%$; 4 – $P = 95\%$

Экспериментальная проверка влияния величины натяга на стойкость матриц показала (рис. 7.15) [174], что в случае установки матриц с натягом менее 0,2 мм происходит разрушение оснастки магистральной трещиной (рис. 7.16). Низкие значения натяга около 0,08...0,15 мм при-

водят, как правило, к разрушению матриц хрупким сколом уже при первых циклах работы инструмента вследствие зарождения трещины на рабочей поверхности. Установка матриц с натягом 0,15...0,2 мм обеспечивает усталостный характер их разрушения.

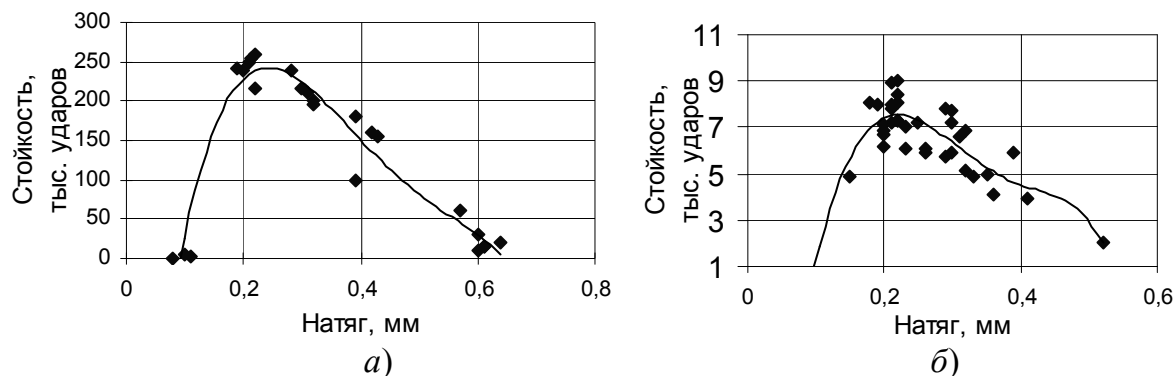


Рис. 7.15. Зависимость стойкости матриц третьего перехода от натяга: *a* – болт – М22 × 70; *б* – болт – М22 × 140

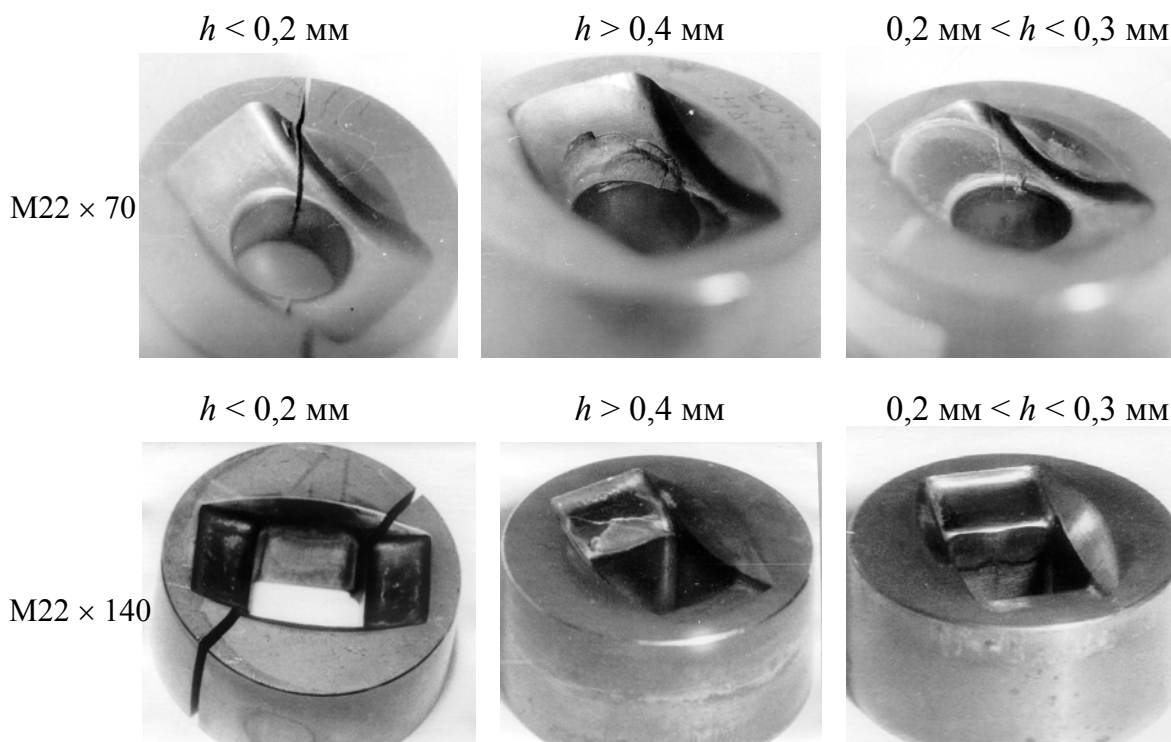


Рис. 7.16. Характер разрушения матриц третьего перехода, устанавливаемых в обойму с различными натягами, *h*

При увеличении натяга свыше 0,3 мм значительно возрастает износ рабочих поверхностей. При натягах 0,4 мм и более наблюдается отслаивание поверхностных объемов материала вследствие интенсификации контактного изнашивания металла. Наиболее высокой стойкостью отличаются матрицы, запрессованные в обойму с натягом

0,2...0,3 мм. Прекращение эксплуатации матриц происходило по причине максимального износа и усталостного растрескивания гравюры.

Гравюры большинства холодновысадочных матриц испытывают высокие контактные нагрузки в момент заполнения рабочей полости металлом. При этом перемещения материала заготовки относительно формообразующей поверхности незначительны (рис. 7.17). В таких условиях работают матрицы третьего перехода высадки болта М22 × 70.

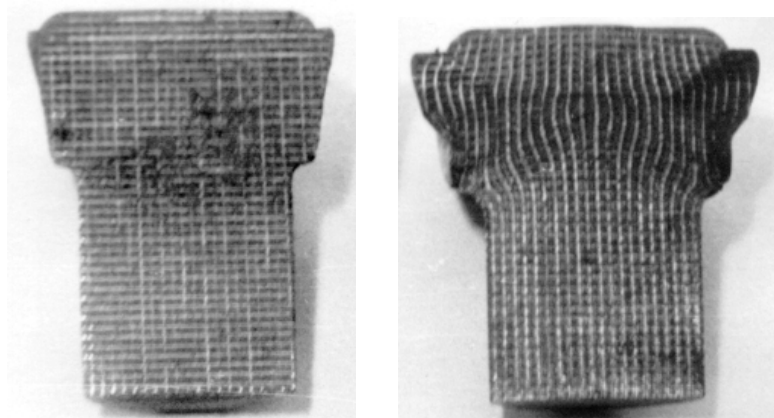


Рис. 7.17. Характер пластической деформации головок болтов М22 × 70 на третьем переходе

Влияние эквивалентных напряжений на характер изнашивания подобных матриц с достаточной степенью точности описывается зависимостью (7.4). Расчетные значения скорости изнашивания рабочей поверхности матрицы приведены в табл. 7.4.

Таблица 7.4

Зависимость скорости изнашивания от напряженного состояния и величины натяга матриц третьего перехода высадки головки болта М22 × 70

Радиальный натяг, мм	$\sigma_{\text{экв}}$, МПа	Скорость изнашивания V_r , мм/тыс. циклов
0,1	1636,764	0,0007
0,2	1986,355	0,0011
0,3	2410,61	0,0018
0,4	2925,488	0,0033
0,5	3550,332	0,0071
0,6	4308,635	0,0176
0,7	5228,901	0,0531
0,8	6345,724	0,2028

Для экспериментальной проверки полученной модели изнашивания матриц третьего перехода высадки головки болта $M22 \times 70$ по мере наработки оснастки определяли ее износ в наиболее нагруженном месте – зоне радиуса сопряжения формообразующей поверхности с отверстием под стержень болта. Матрицы устанавливали с натягами $0,09 \dots 0,6$ мм. Как видно из рис. 7.18, полученные экспериментальные данные удовлетворительно совпадают с результатами расчета. В зависимости от напряженного состояния процесс изнашивания имеет различную интенсивность. Так, матрицы, установленные с натягом около $0,09 \dots 0,1$ мм, разрушались хрупким сколом во время первых же циклов работы, что не позволило оценить их износостойкость. График износа матриц, установленных с натягом $0,2 \dots 0,32$ мм, достаточно хорошо совпадает с расчетной зависимостью. Начальный момент работы матриц практически не имеет стадии приработки, что, по-видимому, объясняется достаточно высокими эквивалентными напряжениями, возникающими в зоне контакта «инструмент – заготовка». Повышение натяга до $0,4$ мм интенсифицирует износ ручья штампа, что и обуславливает снижение стойкости инструмента.

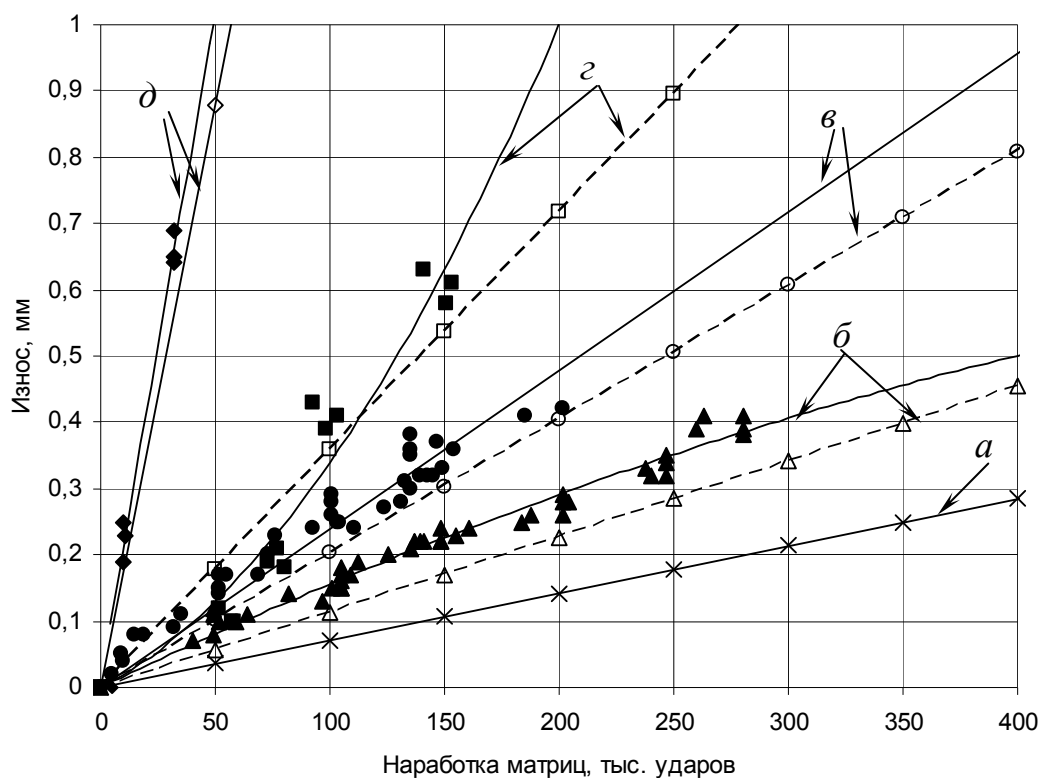


Рис. 7.18. Зависимость износа рабочей поверхности матриц третьего перехода высадки головки болта $M22 \times 70$ от количества циклов работы при различном натяге: *a* – $0,09 \dots 0,1$ мм; *б* – $0,2 \dots 0,22$ мм; *в* – $0,3 \dots 0,32$ мм; *г* – $0,41$ мм; *д* – $0,6$ мм
 (◆, ●, ■, ▲ – экспериментальные данные;
 ◇, ○, □, △, × – расчетные значения)

Следует отметить, что в начальной стадии эксплуатации (до 50 тыс. циклов) износостойкость матриц, установленных с натягом до 0,41 мм, близка к износостойкости матриц, установленных с меньшими натягами. Повышение эквивалентных напряжений, возникающих на рабочей поверхности инструмента, установленного с большим натягом, создает условия для возникновения внутрикристаллических микродеформаций, сопровождающихся некоторым упрочнением металла. Указанный эффект отмечен при испытании на контактное изнашивание в гл. 5. Количественные характеристики периода накопления структурных повреждений описаны И. Л. Хейфецем в работе [58]. Показано, что упрочнение проявляется при небольших (до 0,05 %) статических деформациях закаленных быстрорежущих сталей Р6М5 и Р18. Дислокационному упрочнению способствует и циклическое приложение нагрузки [125], [146], а также присутствие остаточного аустенита в сталях ледебуритного класса. При этом внутри зерен металлической матрицы происходит генерирование и скопление дислокаций. Данное внутризеренное упрочнение скорее всего и приводит к повышению износостойкости рабочей поверхности матрицы на первых этапах ее работы. Превышение критической плотности дислокаций способствует преодолению ими границ зерен. Образуются микропоры, увеличение которых вследствие высоких контактных нагрузок приводит к образованию развитой трещины контактной усталости, распространяющейся параллельно формирующей поверхности матрицы. В момент накопления предельного уровня дефектов, как было подтверждено результатами исследований, происходит образование питтинга.

Важным практическим результатом натурных исследований влияния натяга, а следовательно, и напряженного состояния, на интенсивность контактного изнашивания материала матриц явилось подтверждение усталостного механизма разрушения поверхности инструмента в условиях воздействия на него пульсирующих контактных нагрузок. Так, при повышении эквивалентных напряжений до уровня 3000 МПа и более при установке матриц с натягом свыше 0,4 мм создаются условия для образования обширных очагов контактной усталости, проявляющихся в отслоении металла на значительных участках рабочей поверхности штампа (рис. 7.16). При этом интенсивность изнашивания материала матриц, рабочая поверхность которых испытывает преимущественно контактные нагрузки со стороны материала заготовки без проскальзывания, меньше, чем при испытании экспериментальных образцов. Как видно из сопоставления рис. 5.18, 5.23 и

7.18, изнашивание плоской рабочей части лабораторных образцов для оценки интенсивности контактного изнашивания происходит с большей интенсивностью, чем изнашивание объемного тела матрицы. Это может быть объяснено изменением в характере напряженного состояния металла. Материал поверхностного слоя гравюры матрицы подвергается всестороннему неравномерному сжатию.

Влияние натяга, а соответственно, напряженного состояния, идентично проявляется и в отношении других матриц, отличающихся незначительным перемещением материала заготовки по рабочей поверхности гравюры. Ресурс их работы по критерию предельного износа рабочей поверхности в наиболее нагруженных зонах гравюры рассчитывался с помощью зависимости (7.4). Данные расчета приведены в табл. 7.5. Полученная зависимость с достаточной степенью точности описывает изнашивание матриц, формообразующая поверхность которых подвергается в основном контактному нагружению. Перемещение материала заготовки относительно формообразующей поверхности в них незначительно и происходит только в момент заполнения рабочей полости инструмента. Выталкивание заготовки из штампа не сопровождается ее дальнейшим формоизменением. Повышение натяга сопровождается возрастанием интенсивности износа ручья матриц. В случае возникновения на поверхности инструмента эквивалентных напряжений свыше 4 ГПа износ материала матриц сопровождается проявлениями контактной усталости металла, способствующей интенсификации разрушения поверхностного слоя.

В то же время предложенная в качестве модели изнашивания рабочей поверхности матриц зависимость (7.4) не позволяет прогнозировать предельный ресурс работы матриц третьего перехода для высадки болтов M22 × 50 и M22 × 140. Это объясняется тем, что формоизменение заготовки происходит как на операции высадки, так и на операции выталкивания (рис. 7.19). Рабочая поверхность матриц подвергается повышенному износу в результате значительного перемещения материала заготовки по формообразующей поверхности матрицы на этапе выталкивания заготовки. Это обусловлено геометрической формой матриц, рабочая полость которых в зоне формообразования квадратного подголовника имеет обратный уклон (см. рис. 2.1).

Таблица 7.5

**Результаты теоретического и экспериментального
определения стойкости холодновысадочных матриц**

Наименование оснастки	Предельный износ на сторону, мм	На-тяг, мм	$\sigma_{\text{экв}}$, ГПа	Скорость износа, мм/тыс. циклов	Стойкость, тыс. циклов		Средняя погрешность, %
					Расчетное значение	Экспериментальное значение ¹	
Матрица I перехода высадки болта М22 × 70	1,00	0,2	4,00	0,012151	82,3	70...80	9,7
		0,3	4,70	0,024964	35,5	20...33	33,9
Матрица II перехода высадки болта М22 × 70	0,21	0,2	2,0	0,001102	190,6	190...210	4,7
		0,3	2,28	0,001543	136,1	130...150	2,7
Матрица III перехода высадки болта М22 × 70	0,35	0,2	2,29	0,001561	224,2	238...280	13,4
		0,3	2,54	0,002107	161,3	154...202	9,4
Матрица I перехода высадки болта М22 × 50	0,35	0,2	3,80	0,009558	36,6	30...35	12,6
		0,3	4,10	0,0137	25,5	20...25	13,3
Матрица II перехода высадки болта М22 × 50	0,30	0,2	3,1	0,004126	72,7	55...70	16,3
		0,3	3,4	0,005915	50,7	35...48	22,1
Матрица I перехода высадки болта М22 × 140	0,35	0,2	3,90	0,010778	32,5	25...30	18,2
		0,3	4,25	0,012902	21,3	15...20	21,7
Матрица II перехода высадки болта М22 × 140	0,3	0,2	3,1	0,004126	72,7	54...68	19,1
		0,3	3,4	0,005915	50,7	33...49	23,6

¹ Испытанию подвергали матрицы, формообразующая поверхность которых получена горячим выдавливанием без поверхностного упрочнения.

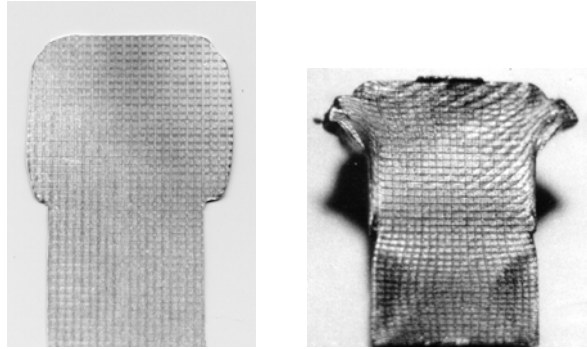


Рис. 7.19. Характер пластической деформации головок болтов М22 × 140 на третьем переходе

Зависимости износа от количества циклов работы матриц имеют линейный вид для всех исследованных натягов (рис. 7.20). По сравнению с оснасткой, рабочая поверхность которой испытывает в основном контактные нагрузки, данный класс матриц отличается пониженной стойкостью. Их ресурс работы определяется размером постепенно увеличивающегося отверстия, формирующего квадратный подголовник.

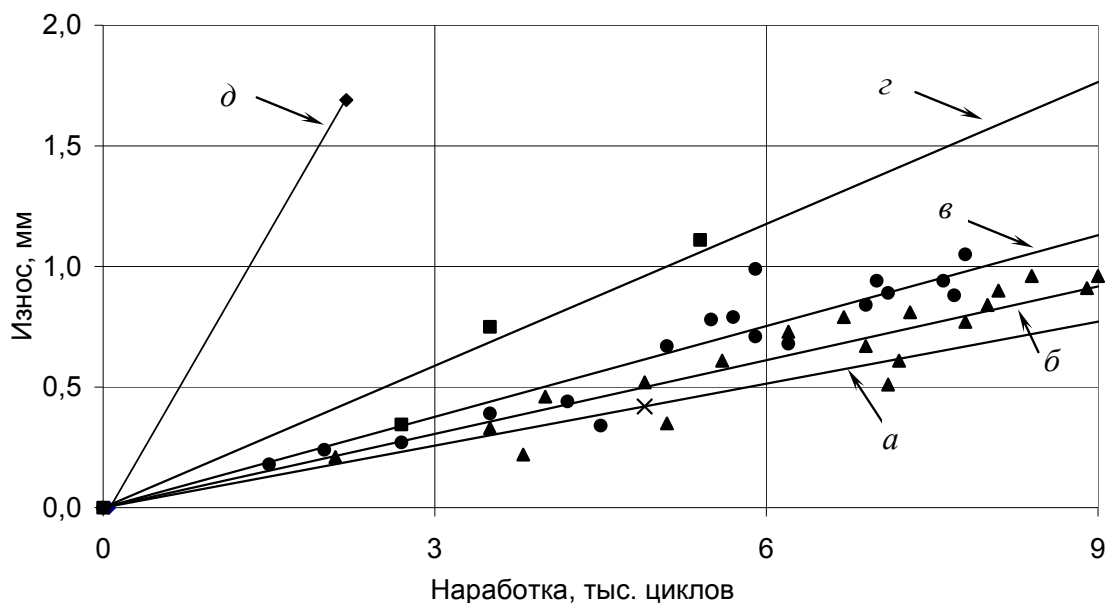


Рис. 7.20. Влияние натяга на износ матриц третьего перехода высадки головки болта М22 × 140: а – 0,15 мм; б – 0,2–0,24 мм; в – 0,31–0,33 мм; г – 0,39 мм; д – 0,52 мм

Как видно из приведенных выше результатов исследований, устранение вероятности усталостного разрушения материала инструмента магистральными трещинами достигается при установке матриц с натягом 0,2...0,3 мм. С технологической точки зрения назначение величины натяга необходимо осуществлять согласно существующей

системе допусков. Сужение допуска на величину наружного диаметра матриц до 0,05 мм и менее требует изготовления их с точностью, соответствующей 8 и более качеству. Обработка наружной конической поверхности матриц на базе рабочей полости сложной геометрической формы представляется достаточно сложной производственной задачей. Кроме того, следует учитывать постепенное увеличение внутреннего диаметра корпуса-бандажа, ресурс работы которого значительно превышает стойкость матриц. Корпуса изготавливают из сталей 30ХГСА и 40Х и производят термообработку на твердость 38...42 НРС₃. В этом случае возникают условия для расширения диапазона реально получаемых натягов. Для устранения вероятности зарождения усталостных трещин с учетом конструктивных вышеперечисленных особенностей наружный диаметр матрицы следует изготавливать с некоторым превышением. При этом верхняя граница оптимального диапазона натягов должна назначаться таким образом, чтобы не возникало условий для интенсификации износа по причине проявления контактной усталости материала инструмента. Для того чтобы повысить износостойкость материала матриц, необходимо применение упрочняющей обработки, обеспечивающей комплексное воздействие на износостойкость и выносливость материала оснастки.

7.4. СОЗДАНИЕ ГРАДИЕНТА СВОЙСТВ ПО СЕЧЕНИЮ МАТРИЦЫ

Повышение эксплуатационных свойств инструмента, рабочая поверхность которого работает в условиях циклических нагрузок и контактного трения, возможно за счет модифицирования формообразующих поверхностных слоев. Одним из наиболее оптимальных процессов является диффузионное упрочнение рабочих поверхностей, которое позволяет повысить выносливость и износостойкость материала. Важно при этом обеспечить не только высокую твердость рабочей поверхности для увеличения износостойкости, но и создать в поверхностном слое заданное распределение остаточных напряжений сжатия для снижения результирующих растягивающих напряжений, возникающих при эксплуатации, и повышения усталостной долговечности оснастки. Значительное повышение стойкости инструмента возможно за счет одновременного диффузионного насыщения поверхности азотом и углеродом, при котором создается диффузионный подслои из азотистого мартенсита с включениями мелкодисперсных карбонитридов легирующих элементов. В пользу указанной обработки для высадочного и чеканочного инструмента свидетельствуют ре-

зультаты исследований, приведенные в работах [12], [62], [71], [80], [81], [111], [147]. Твердость карбонитридного слоя превышает 12 ГПа, эффективная толщина составляет 0,4...0,5 мм [148]. Согласно данным, приведенным в работе [80], величина остаточных напряжений сжатия, возникающих в карбонитридном слое высоколегированных сталей с повышенным содержанием вольфрама, хрома и молибдена, может достигать 800 МПа.

Авторами [175] проведены исследования величины остаточных напряжений и характера их распределения на образцах из стали Р6М5 различной толщины H , упрочненных на глубину h , 0,4...0,5 мм. В результате показано, что в случае относительно большой толщины упрочненного слоя ($h/H > 0,1$) возникают искажения в эпюре распределения остаточных напряжений, что обусловлено, по-видимому, значительным влиянием собственных упругих свойств слоя на величину прогиба образца. Практически полное устранение подобной погрешности достигается при толщине слоя, не превышающей 10 % от общей толщины пластины. При глубине упрочненного слоя 0,4...0,5 мм это условие выполняется для образцов толщиной свыше 5 мм. Поле остаточных напряжений характеризуется наличием на поверхности упрочненного слоя остаточных напряжений сжатия величиной до 310 МПа (рис. 7.21). В этих условиях снижается негативное влияние таких концентраторов напряжений, как следы от финишной обработки ручьев штампа.

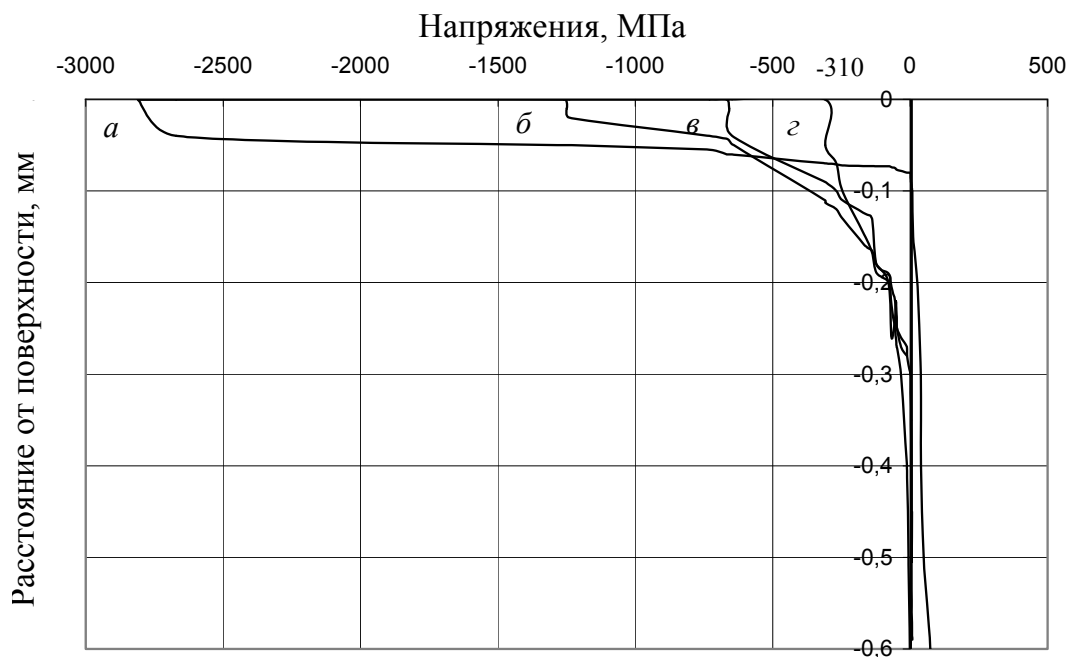


Рис. 7.21. Распределение остаточных напряжений в образцах толщиной: a – 2 мм, b – 2,5 мм; $в$ – 4 мм; $г$ – свыше 5 мм, упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации

Исследование влияния нитроцементации на усталостную долговечность быстрорежущей стали Р6М5 проводили на гантелеобразных образцах с диаметром рабочей части 11 мм при осевом растяжении-сжатии. Относительная толщина модифицированного слоя составляла более 10 %. Результаты усталостных испытаний показали, что упрочнение поверхности посредством низкотемпературной нитроцементации приводит к повышению предела выносливости до 650 МПа (рис. 7.22), по сравнению с 570 МПа для образцов без упрочнения (рис. 7.14).

Характер разрушения образцов зависит от амплитуды действующего напряжения. В области высоких растягивающих напряжений (более 1000 МПа) разрушение происходит в результате распространения краевой трещины по механизму хрупкого скола (рис. 7.23, а). Снижение амплитуды растягивающего напряжения приводит к усталостному распространению краевой трещины, при движении которой наблюдаются участки вязкого разрушения с распространением трещины на некоторых участках под углом, близким к 45° к оси образца (рис. 7.23, б).

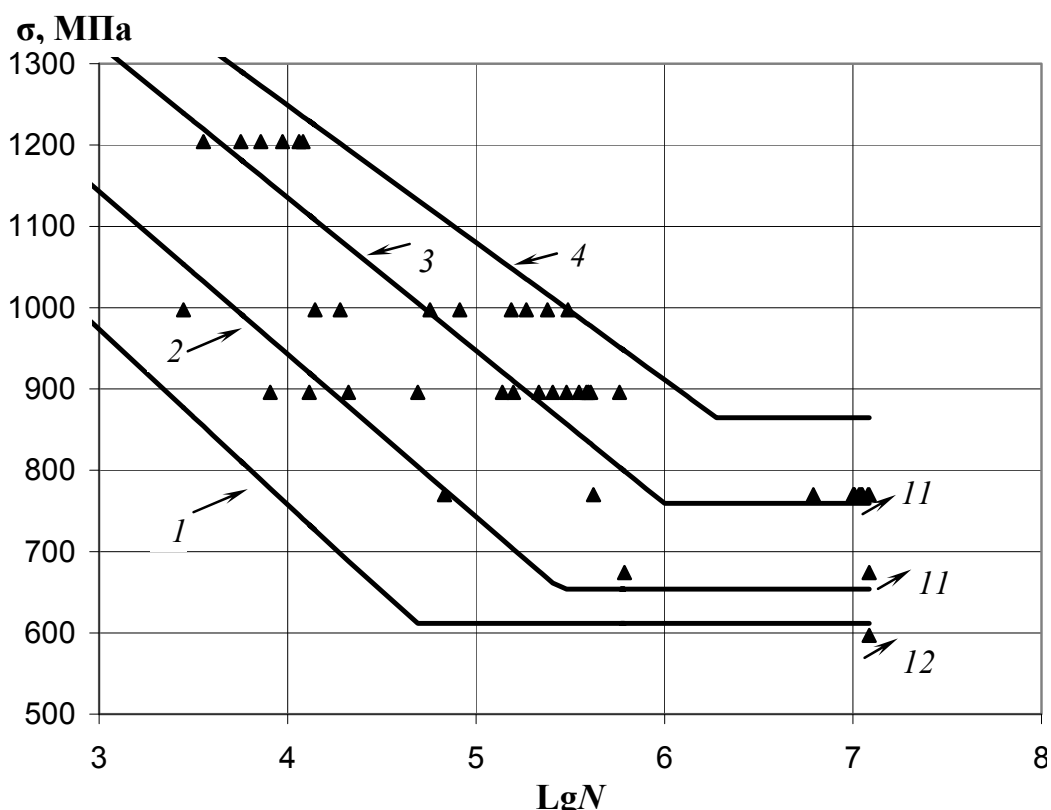


Рис. 7.22. Результаты усталостных испытаний образцов из быстрорежущей стали Р6М5, упрочненных посредством низкотемпературной нитроцементации: ▲ – экспериментальные данные; сплошные линии – статистически обработанные кривые Велера для вероятностей разрушения:
 1 – P = 0 %; 2 – P = 5 %; 3 – P = 50 %; 4 – P = 95 %

Упрочненные образцы при больших амплитудах растягивающих напряжений разрушаются, как и в случае с образцами без упрочнения, в результате распространения краевой трещины по механизму хрупкого скола (рис. 7.24, *a*). Часть излома образует так называемое «светлое пятно», которое свидетельствует о наличии развитой зоны пластического сдвига [78]. Усталостное разрушение образцов происходит в результате развития пластического сдвига под действием максимальных касательных напряжений, образующихся под действием приложенных извне нагрузок и поля внутренних напряжений в металле.

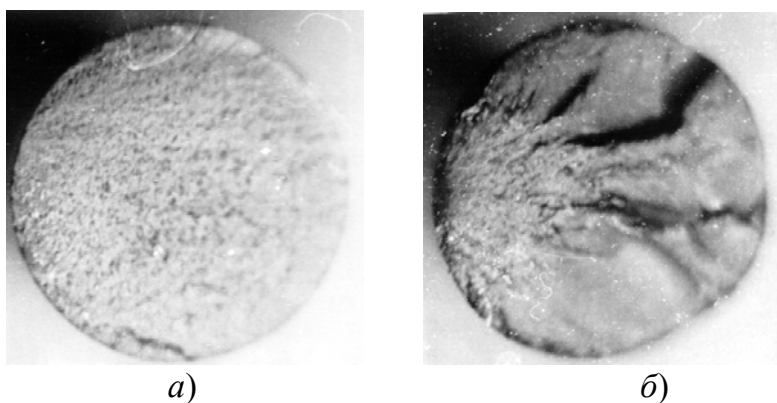


Рис. 7.23. Излом образцов без упрочнения поверхности:
a – хрупкий; *б* – усталостный

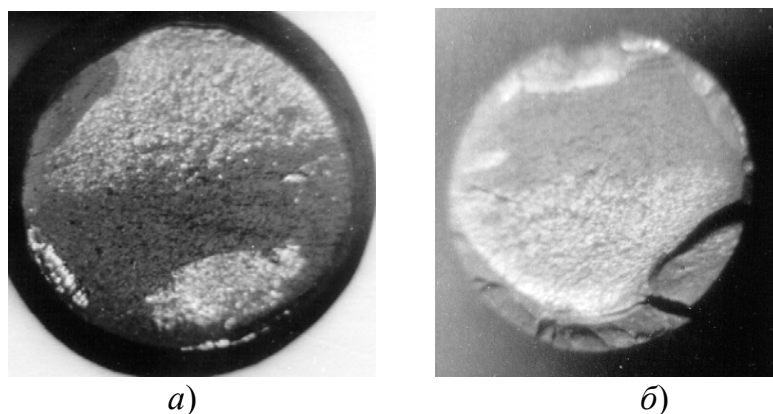


Рис. 7.24. Излом образцов с упрочненной поверхностью:
a – хрупкий; *б* – усталостный

Наличие остаточных напряжений сжатия в поверхностном слое, возникающих в результате модификации поверхности, частично компенсирует напряжения растяжения, действующие при нагружении образца. Это приводит к возникновению максимальных растягивающих напряжений под упрочненным слоем (рис. 7.25), где и появляются внутренние источники зарождения трещин (рис. 7.24, *б*). В некоторых местах разрушение образца сопровождалось отделением модифицированного

слоя от сердцевины, возможно из-за различия упругих свойств поверхности и сердцевины, что обуславливает различный уровень микродеформаций в переходной зоне и, как следствие, отделение поверхностного слоя.

Суперпозиция эпюра остаточных напряжений с растягивающим напряжением (рис. 7.25), соответствующим пределу выносливости упрочненных образцов, позволяет оценить результирующее распределение растягивающих напряжений по сечению образца с упрочненной поверхностью. Напряжения в поверхностном слое образца с карбонитридным упрочнением составляют около 330 МПа, что значительно снижает вероятность разрушения образца краевой трещиной.

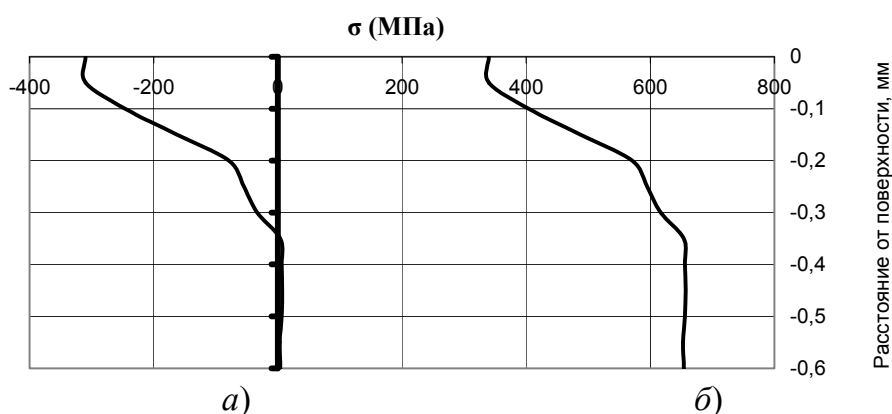


Рис. 7.25. Распределение растягивающих напряжений по сечению образца с карбонитридным упрочненным слоем: а – без приложения нагрузки; б – при действии растягивающего напряжения 650 МПа

Особым преимуществом низкотемпературной нитроцементации по отношению к теплостойким сталям является возможность проведения процесса насыщения при температурах 540...560 °С, не превышающих их порога красностойкости. Это позволяет проводить упрочнение в качестве финишной обработки на оснастке, структура и свойства сердцевины которой, приобретенные в процессе предшествующей термообработки, сохраняются. В результате увеличивается контактная и объемная выносливость материала, что приводит к повышению стойкости матриц.

Существуют противоречивые мнения о способности закалочных структур (мартенсита и бейнита) противостоять разрушению при динамических нагрузках. Так, в работе [146] Т. Екобори указывает на значительно более высокую «динамическую прочность» мартенсита по сравнению с бейнитом, что, по его мнению, свидетельствует о пониженной вязкости металла с бейнитной структурой. В то же время традиционный подход к рассмотрению свойств конструкционных сталей свидетельствует о повышении вязкости в случае получения бейнитной структуры. Для уточнения эксплуатационных характеристик инструмента с различными структурами сердцевины испытали три партии

матриц, одна из которых после термообработки имела структуру мартенсита, соответствующего 2...3 баллу, и размеры зерна – 11 баллу. Две другие отличались присутствием в структуре бейнита (см. § 4.2.1).

После проведения низкотемпературной нитроцементации в среде продуктов диссоциации триэтанолamina при температуре 555 ± 5 °C в течение 8 ч микротвердость поверхности для всех исследуемых партий превысила значение 12 ГПа, плавно уменьшаясь до твердости сердцевины (см. рис. 4.22).

Стойкость матриц с модифицированным поверхностным слоем и сердцевиной со структурой бейнита, полученного в процессе изотермической закалки, повысилась в 1,2...1,3 раза. При этом снижение твердости сердцевины до 54...55 HRC₃ привело к ее пластической деформации под нагрузкой и вследствие этого к разрывам упрочненного слоя и повышению износа ручья.

Стойкость матриц с карбонитридным упрочнением и сердцевиной со структурой мартенсит (60...61 HRC₃) и мартенсит + бейнит + карбиды (59...61 HRC₃) превысила стойкость прототипа в 1,8...2 раза. Разброс показателей стойкости для матриц с мартенситной структурой сердцевины составил 12...15 %, в то время как у матриц со структурой мартенсит + бейнит + карбиды доходил до 25...30 %. В этих матрицах наряду с износом в некоторых случаях наблюдалось образование усталостных трещин. Основной причиной прекращения эксплуатации матриц с мартенситной сердцевиной являлся предельный износ гравюры без проявления усталостного разрушения. Равномерное изнашивание гравюры матриц, характерное для стали Р6М5, упрочненной посредством низкотемпературной нитроцементации, обеспечило длительный период эксплуатации матриц без искажения формы гравюры и получение поволоков заданной конфигурации и размеров.

Проведенные выше исследования показали, что эффективным способом повышения износостойкости холодновысадочной оснастки является науглероживание рабочей поверхности штампа [62], [80]. Цементованный слой толщиной около 1 мм, сформированный над сердцевиной повышенной вязкости и прочности, обеспечивает увеличение усталостной долговечности, сравнимое с таковым при карбонитридном упрочнении на глубину до 0,4 мм [81]. Однако износостойкость цементованного слоя высоколегированных сталей, особенно в условиях контактного и абразивного трения, оказывается выше [62]. Как видно из рис. 5.18, по способности сопротивляться контактно-нашиванию карбидные слои быстрорежущей стали Р6М5 не уступают стали Х12М. В работе [62] описаны результаты одного из первых экспериментов по упрочнению штамповой оснастки из быстрорежущей стали Р6М5 цементацией. Науглероживание пуансонов обратного выдавлива-

ния из стали Р6М5 на глубину 1,5 мм, их последующая закалка с температуры насыщения 900...1000 °С с отпуском при температуре 200 °С позволили повысить твердость упрочненного слоя до 64 HRC₃, при твердости сердцевины 52...54 HRC₃, что привело к значительному повышению стойкости рабочего пояса инструмента без поломок самого пуансона.

Применение данной технологии для упрочнения тяжело нагруженного инструмента, в частности матриц, не дало существенного эффекта. Высокие контактные нагрузки приводили к разрушению хрупкого упрочненного слоя толщиной до 1,5 мм и твердостью 63...64 HRC₃ из-за пластической деформации сердцевины, которая при твердости 52...54 HRC₃ не смогла эффективно противостоять контактному смятию. Причина недостаточной жесткости сердцевины заключается в ее низкой твердости, обусловленной тем, что в описанном режиме не задействован механизм дисперсионного твердения [43].

Для повышения твердости и жесткости сердцевины были внесены изменения в технологические режимы закалки, проводимой после науглероживания [150]. Свойства и структура карбидных слоев в зависимости от режимов их синтеза описаны в гл. 4 и 6. Оптимальное сочетание твердости и прочности сердцевины металла, необходимое для повышения стойкости сложнопрофильных холодновысадочных матриц, обеспечивается при получении микроструктуры с размерами зерна, соответствующими 11 баллу.

Экспериментальные исследования зависимости стойкости инструмента от способа упрочнения для матриц, испытывающих преимущественно контактные нагрузки на формообразующую поверхность, показали, что, несмотря на наиболее высокую износостойкость карбидных слоев быстрорежущей стали Р6М5, наибольшей стойкостью отличается инструмент, упрочненный низкотемпературной нитроцементацией (рис. 7.26). Это в первую очередь связано с тем, что равномерное изнашивание гравюры инструмента не искажает ее формы, обеспечивая сохранение геометрии поковки в соответствии с требованиями чертежа.

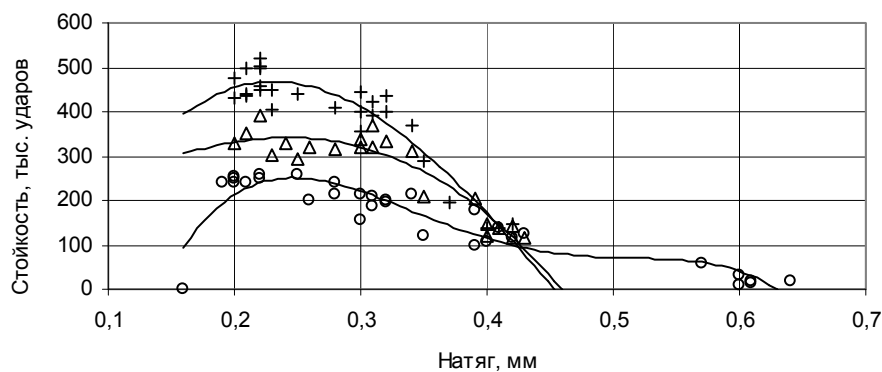


Рис. 7.26. Влияние натяга на стойкость матриц третьего перехода для высадки болтов М22 × 70: матрицы без упрочнения (○); упрочненные науглероживанием (Δ); нитроцементацией (+)

Величина действующих напряжений, определяющая интенсивность изнашивания рабочей поверхности матриц, зависит в первую очередь от натяга, создаваемого при запрессовке матрицы в бандаж. С его повышением возрастает интенсивность изнашивания гравюры инструмента. При установке матриц с натягом 0,2...0,32 мм зависимость износа от количества отработанных циклов близка прямолинейной (рис. 7.27).

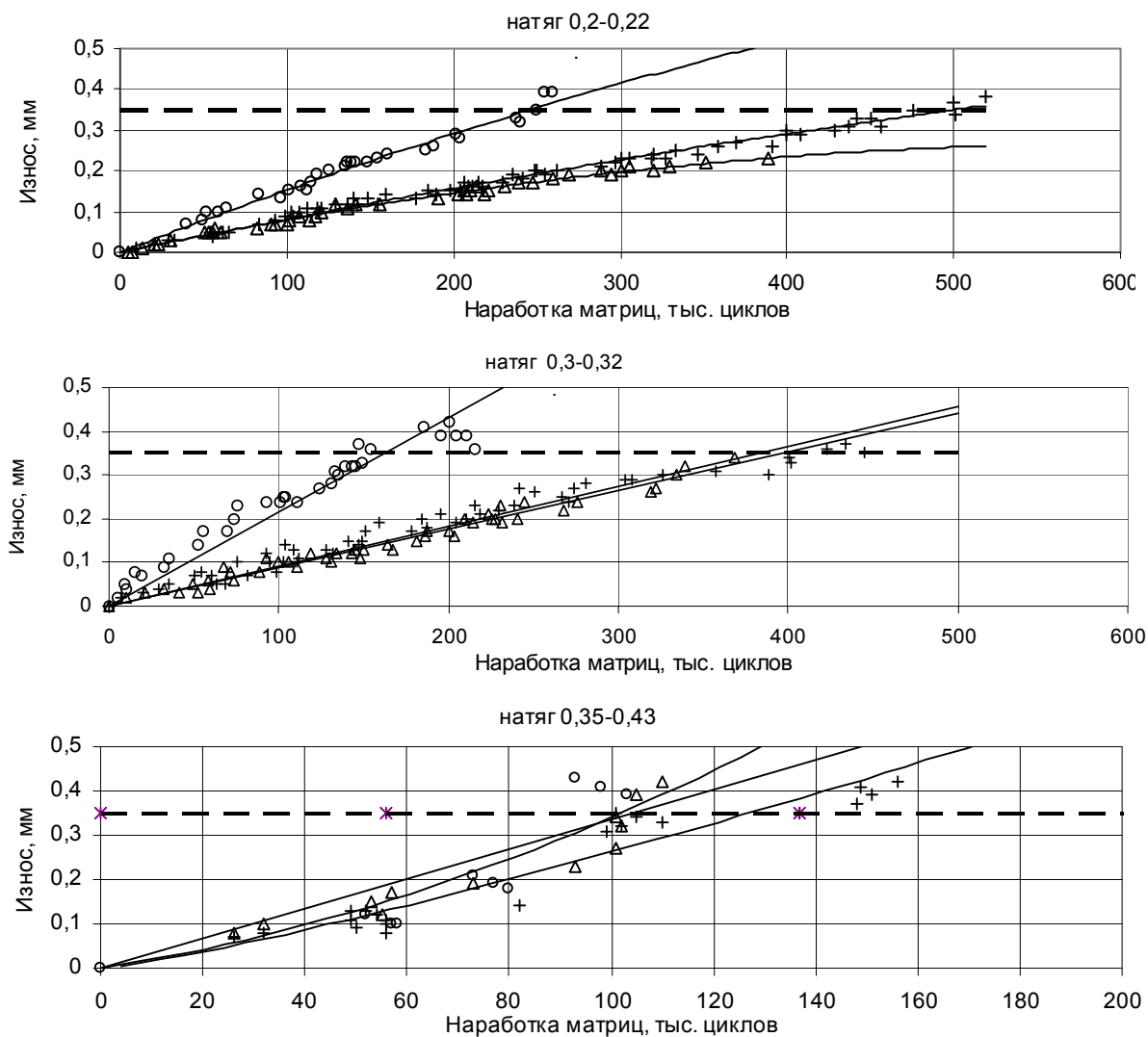


Рис. 7.27. Влияние натяга и модификации формообразующих поверхностей на износ матриц третьего перехода высадки болта М22 × 70: ○ – без упрочнения; Δ – упрочненные науглероживанием; + – нитроцементацией; - - - - - линия допустимого износа

Дальнейшее увеличение натяга (до 0,4 мм и более) приводит к снижению стойкости инструмента за счет повышенного изнашивания гравюры.

Повышение износостойкости матриц, подвергнутых ХТО и эксплуатируемых в условиях контактного нагружения без проскальзывания материала заготовки и материала инструмента, обусловлено не

только высокой твердостью гравюры, но и способностью поверхностного слоя гасить упругую энергию деформации поверхностного слоя инструмента. В условиях пульсирующих контактных нагрузок насыщенная высокодисперсными карбонитридами α -фаза обладает запасом внутрикристаллической пластичности, способствующей рассеянию динамического воздействия на металл [80]. Период до наступления критического состояния, характеризующегося возникновением микропоры, при этом увеличивался в сравнении с неупрочненным металлом. Отслоение микрочастиц поверхностного слоя без зарождения макротрещины (см. рис. 6.1) существенно повышает несущую способность материала. Прекращение эксплуатации матриц происходило по причине предельного износа гравюры, их рабочая поверхность на этот момент не имела усталостных трещин и явно выраженных питтингов (рис. 7.28) [177].

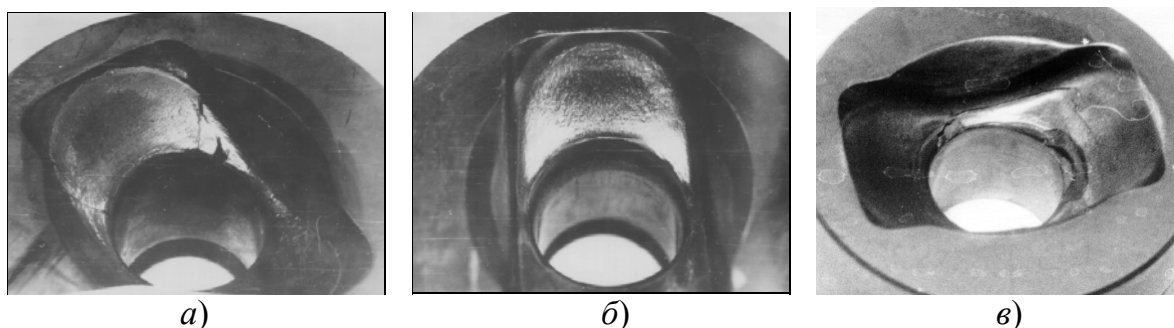


Рис. 7.28. Характер разрушения матриц третьего перехода высадки болта М22 × 70: *а* – матрица без упрочнения поверхности; *б* – упрочненная посредством низкотемпературной нитроцементации; *в* – упрочненная науглероживанием

Матрицы, упрочненные науглероживанием, имеют жесткий поверхностный слой, состоящий из большого количества мелких и твердых глобулярных карбидных частиц, расположенных в металлической матрице, пластичность которой обусловлена присутствием остаточного аустенита. Несмотря на более высокую износостойкость карбидных слоев быстрорежущей стали Р6М5 по сравнению с карбонитридными, а также со сталями Х12М и Р6М5 без упрочнения, внутренние повреждения в наиболее нагруженной зоне гравюры матриц приводят к зарождению макротрещин. Это приводит к скалыванию крупных фрагментов поверхностного слоя и отказу матрицы. Поэтому работоспособность матриц с карбидным упрочнением в условиях повышенной контактной нагрузки несколько ниже, чем при карбонитридном упрочнении, хотя по сравнению с прототипом их стойкость увеличивается.

Однако создание карбидного слоя в некоторых случаях обеспечивает повышение стойкости инструмента. Так, матрицы третьего перехода для высадки болтов М22 × 140 и М22 × 50, в силу особенно-

стей своей конструкции, испытывают значительное воздействие со стороны заготовки в момент извлечения последней. Возникает контактное трение по поверхности соприкосновения материала инструмента и заготовки. В этих эксплуатационных условиях применение нитроцементации для упрочнения нецелесообразно, так как вследствие повышенной пластичности α -фазы в наиболее нагруженных зонах гравюры инструмента возникают условия для возникновения контакта металлов на межатомном уровне, что приводит к образованию очагов схватывания.

Более жесткий карбидный слой обладает твердостью до 10,5 ГПа (см. рис. 4.2) и повышенной износостойкостью. Причина повышенной износостойкости карбидного слоя кроется в том, что он насыщен большим количеством мелких глобулярных карбидных частиц. В результате возрастает площадь поверхности твердых включений, что согласно [43] обеспечивает не только повышение износостойкости упрочненной поверхности, но и снижает вероятность выкрашивания мелких округлых частиц и образования на их месте поверхностных дефектов.

Повышенная концентрация углерода в модифицированном слое обеспечивает равномерное распределение карбидных включений. Избыточные карбидные частицы, существовавшие в металле до термообработки, частично растворяются в течение длительной аустенитизации, проводимой при температурах 900...1000 °С. Таким образом, разработанный способ позволяет получить довольно однородный по механическим свойствам модифицированный слой.

Стойкость матриц зависит от величины натяга и достигает своего максимума при его величине 0,2...0,3 мм (рис. 7.29). Минимальная величина натяга по критерию усталостной долговечности материала инструмента составляет 0,2 мм.

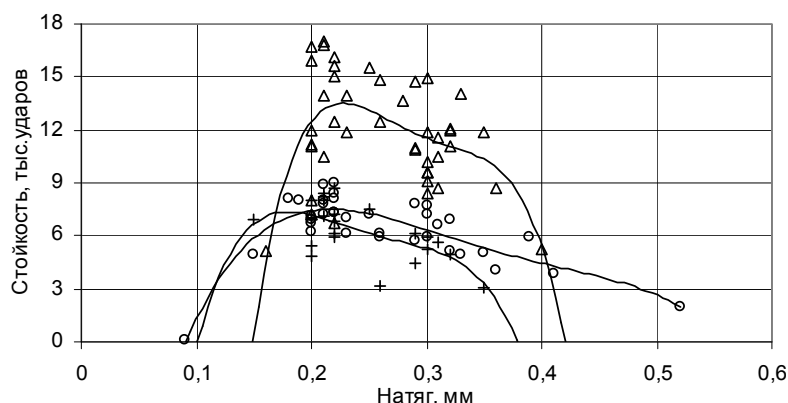


Рис. 7.29. Влияние натяга на стойкость матриц третьего перехода для высадки болтов M22 × 140 с различными свойствами поверхности: ○ – без упрочнения; Δ – упрочненные науглероживанием; + – упрочненные нитроцементацией

Повышение стойкости матриц, упрочненных науглероживанием, объясняется снижением уровня растягивающих напряжений, действующих в поверхностном слое в процессе высадки, вследствие компенсации их за счет остаточных напряжений сжатия величиной около 660 МПа (рис. 7.30), возникающих в модифицированном слое при его образовании. Подобное распределение растягивающих напряжений по сечению материала снижает роль таких концентраторов напряжений, как следы от финишной обработки гравюры и дорожки трения.

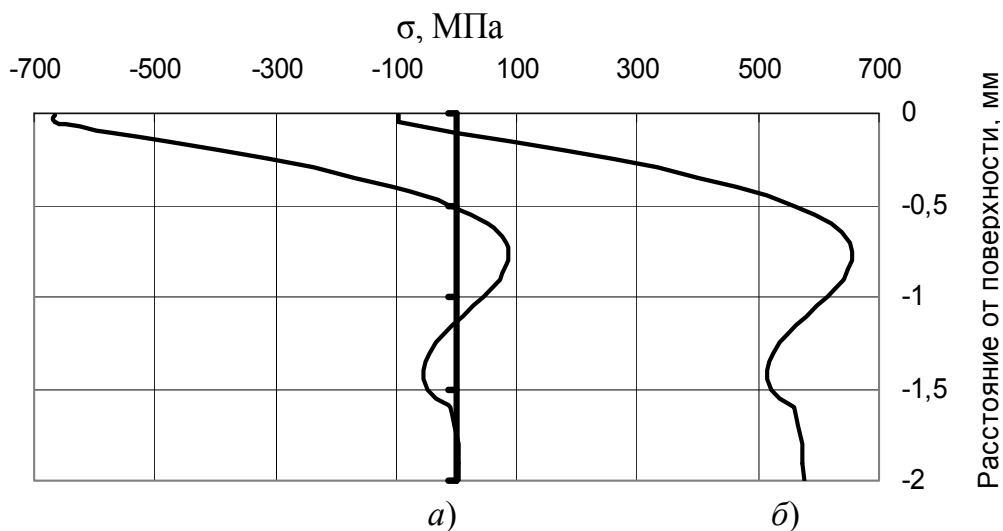


Рис. 7.30. Распределение напряжений, σ , по сечению образца из стали Р6М5 с карбидным упрочненным слоем:
 а – без приложения нагрузки;
 б – при действии растягивающего напряжения 570 МПа



ГЛАВА 8

Промышленная реализация результатов исследований

8.1. ХОЛОДНОВЫСАДОЧНЫЕ МАТРИЦЫ И ОБСЕЧНЫЕ ПУАНСОНЫ

Результаты исследований апробировали на матрицах первого, второго и третьего переходов и обсечных пуансонах (четвертый переход) при высадке болтов железнодорожного крепежа: $M22 \times 50$, $M22 \times 70$, $M22 \times 140$ ГОСТ 16016–79 (рис. 8.1 и 8.2), а также использовали при производстве матриц для холодной высадки шестигранных гаек $M16$, $M18$, $M20$ и матриц горячей высадки гаек $M22$, $M24$, $M27$ (рис. 8.3).

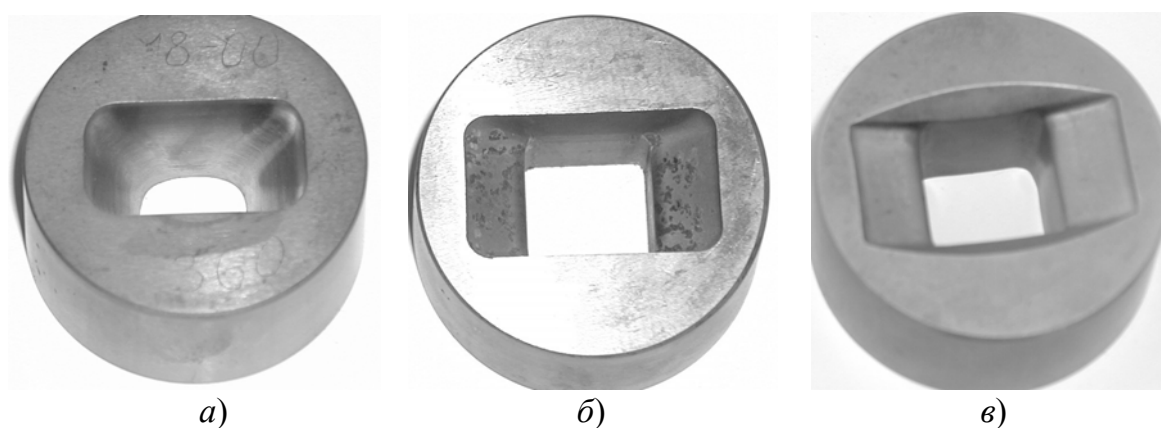


Рис. 8.1. Типовые конструкции матриц для высадки болтов $M22 \times 50$ и $M22 \times 140$: а – первый; б – второй; в – третий переходы

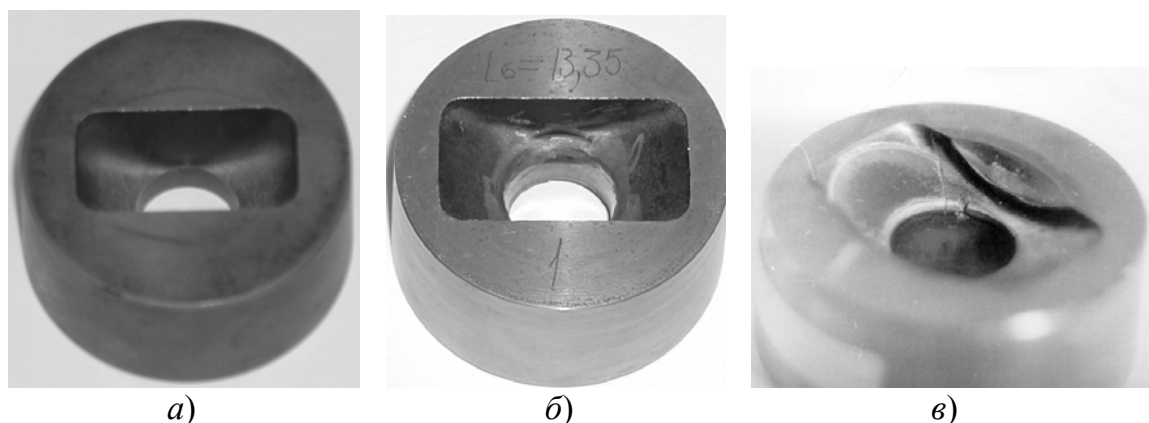


Рис. 8.2. Типовые конструкции матриц для высадки болтов $M22 \times 70$: а – первый; б – второй; в – третий переходы

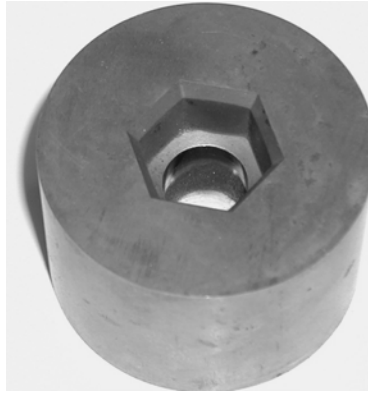


Рис. 8.3. Внешний вид матриц для холодной высадки шестигранных гаек М16–М20 и горячей высадки гаек М22–М27

Рабочие полости матриц изготавливали горячим выдавливанием, с предварительным нагревом заготовки в диапазоне температур 900...1000 °С. Нагрев заготовки выше указанных температур приводит к резкой интенсификации окисления поверхности заготовки. Понижение температуры заготовки ниже 900 °С приводит к снижению пластичности металла и, как следствие, поломке деформирующего инструмента (мастер-пуансона). В результате горячего выдавливания рабочая полость матриц приобретает очертания, аналогичные рабочей поверхности мастер-пуансона (рис. 8.4, а). Форма карбидов трансформируется в овальную и обеспечивается эквидистантное расположение по отношению к рабочей поверхности, что устраняет первопричину зарождения трещин.

Горячее выдавливание рабочей полости матриц позволяет не только обеспечить повышение стойкости, за счет оптимизации микроструктуры поверхностного слоя металла, но и снизить на 20...25 % трудоемкость изготовления матриц со сложной геометрической формой рабочих поверхностей. Кроме того, более чем в два раза уменьшается энергоемкость технологического процесса по сравнению с электроэрозионным методом получения формообразующей поверхности (в расчете на партию из 30 деталей).

Финишная обработка ручья матриц проводилась посредством электрохимического полирования на станке модели 4420Ф11. Типовая конструкция рабочей части электрода для электрохимического полирования повторяет конфигурацию формообразующей поверхности (рис. 8.4, б). Это обеспечивает равномерное удаление наружного слоя металла, шероховатость которого после полирования не превышает Ra 0,32 мкм (рис. 8.5, а) по сравнению с Ra 1,6 мкм после механической доводки (рис. 8.5, б). Применение электрохимического полирования позволяет снизить трудоемкость финишной доводки гравюры в 2...4 раза, по

сравнению с ручной доводкой бормашинами, при квалификационных требованиях к ручной доводке – 5 разряд работ слесаря инструментальщика и 3 разряд работ слесаря электрополировщика при электрохимическом полировании.

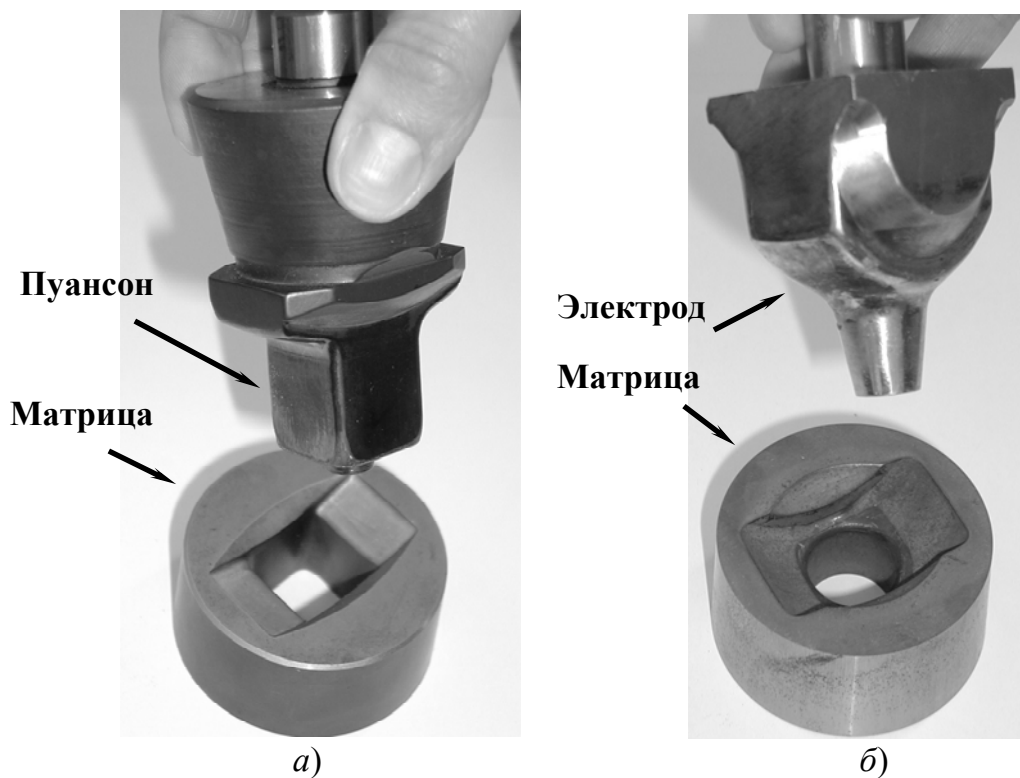


Рис. 8.4. Общий вид мастер-пуансонов для горячего выдавливания рабочей полости матриц (а) и электродов для электрохимического полирования формообразующей поверхности (б)

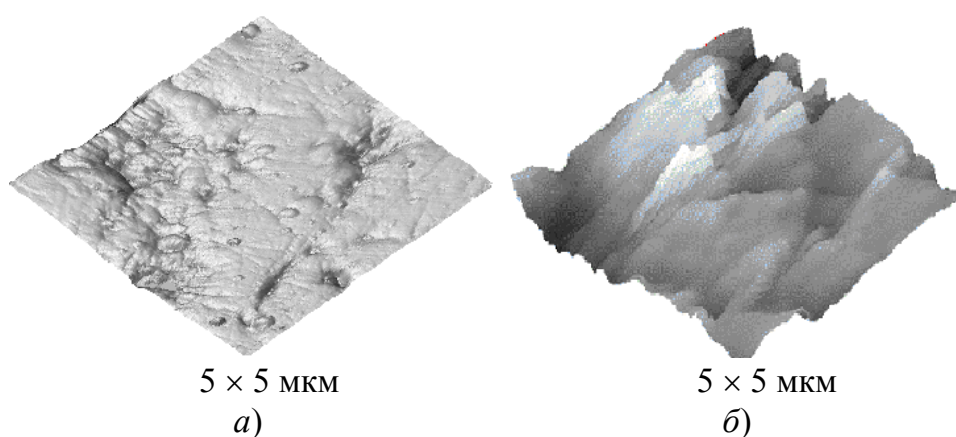


Рис. 8.5. Микротопография формообразующей поверхности матрицы после электрохимического (а) и механического (б) полирования

Изложенные выше технологические методы были использованы для повышения стойкости обсечных пуансонов (рис. 8.6). Пуансоны крупных размеров с прямоугольной рабочей полостью изготавливались механической обработкой, так как их сложная конструкция и повышенная металлоемкость не обеспечивали необходимой стойкости мастер-инструмента при горячей штамповке. Изначальная конструкция пуансона предполагала одновременное срезание всего припуска с головки высаженного болта за счет расположения режущих кромок инструмента в одной плоскости (рис. 8.6, *а*). Высокие напряжения, достигающие величины более 2500 МПа (рис. 8.7, *а*), приводили к интенсивному изнашиванию рабочих кромок инструмента, а также образованию сколов. Для снижения нагрузки на материал инструмента конструкцию пуансона модернизировали. Длинные и короткие режущие кромки изготовили в двухъярусном исполнении для их поочередного нагружения (рис. 8.6, *б* и 8.7, *б*). Это позволило обеспечить машинное шлифование передних и задних поверхностей длинных, наиболее нагруженных режущих кромок, что устранило причину налипания металла заготовки на поверхность инструмента [129], [130]. Применение науглероживания поверхностного слоя обсечных пуансонов позволило устранить строчечность расположения карбидов (рис. 8.8), измельчить их и повысить износостойкость режущих кромок при сохранении необходимой прочности сердцевины [176].

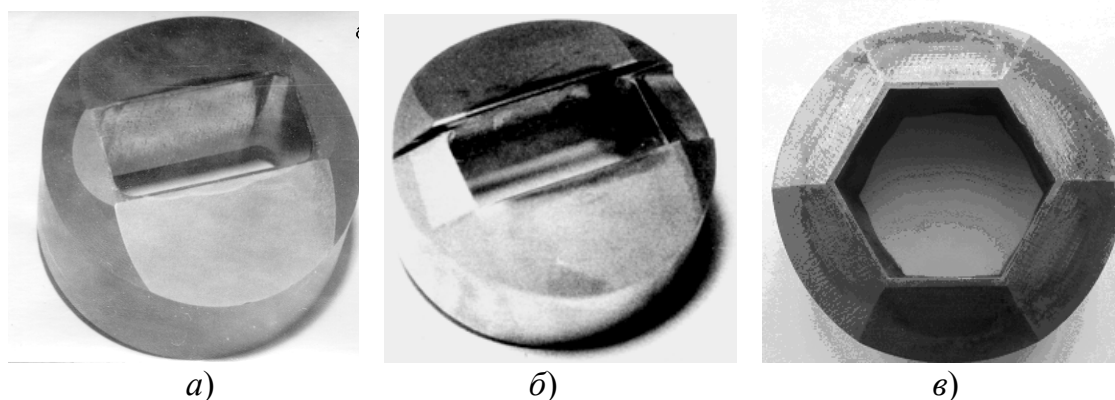


Рис. 8.6. Обсечные пуансоны: *а, б* – с прямоугольной рабочей полостью; *в* – с шестигранной

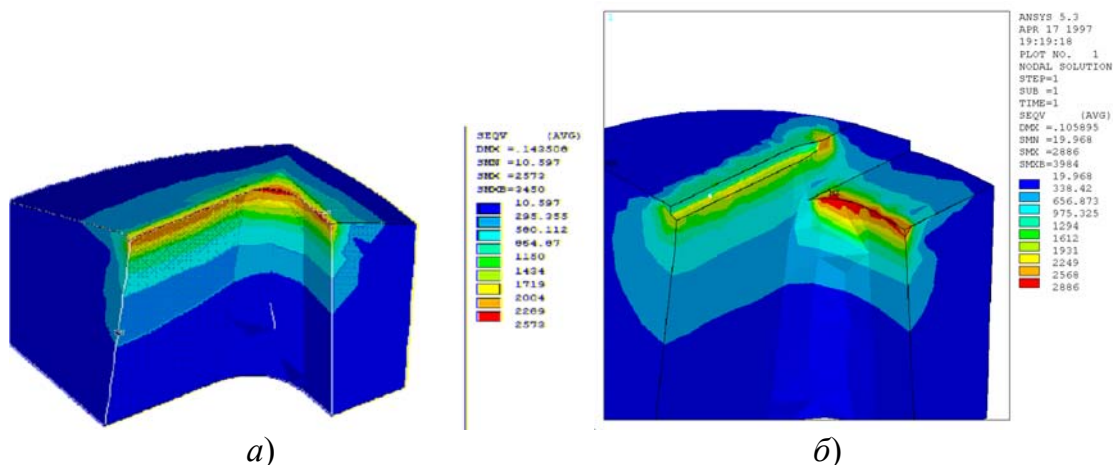


Рис. 8.7. Распределение эквивалентных напряжений по режущей кромке обсечных пуансонов с прямоугольной рабочей полостью: а – прототипа; б – измененной конструкции

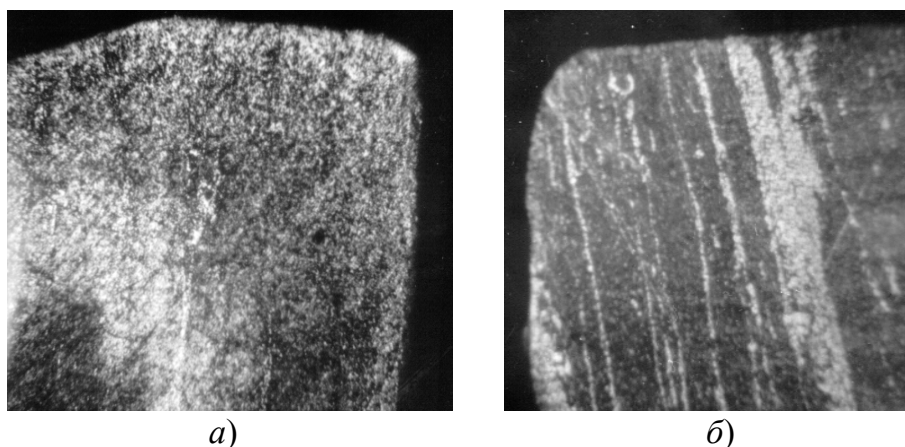


Рис. 8.8. Микроструктура режущей кромки обсечных пуансонов: а – упрочненных посредством науглероживания поверхности на глубину 0,4...0,5 мм ($\times 50$); б – после закалки и трех отпусков ($\times 50$)

Промышленная апробация результатов упрочнения обсечных пуансонов показала, что незначительные изменения в технологическом процессе химико-термической и термической обработок приводят к существенному изменению стойкости инструмента [178]. Причиной этого является суммирование рабочих напряжений с остаточными напряжениями сжатия, образующимися в науглероженном слое. Как видно из рис. 8.9, величина результирующих напряжений зависит от режима формирования поверхностного слоя. В случае закалки с температуры 1150 °С суммарная величина контактных напряжений в упрочненном слое максимальна и достигает 3240 МПа. Ударное нагружение рабочих поверхностей пуансона негативно влияет на работоспособность поверхностного слоя, вызывая его отслаивание (рис. 8.9, партия 3). Хрупкое

разрушение режущих кромок наблюдалось и у пуансонов без науглероживания рабочих поверхностей, закаленных по общепринятой технологии (рис. 8.9, партия 1). В случае закалки с температуры 950 °С, ввиду пониженной твердости сердцевины (55...57 HRC₃), под действием эксплуатационной нагрузки происходит ее деформация, которая сопровождается растрескиванием поверхностного слоя (рис. 8.9, партия 4). Наибольшей стойкостью обладали пуансоны, имеющие 11 балл зерна, закаленные с температуры 1050 °С. Нарботка на отказ их увеличилась на 30 %, по сравнению с остальными партиями изделий. Рабочая поверхность данных пуансонов имела равномерный износ без явно выраженных сколов (рис. 8.9, партия 2), а достаточно высокая твердость сердцевины (60...61 HRC₃) предохраняла упрочненный слой от преждевременного растрескивания.

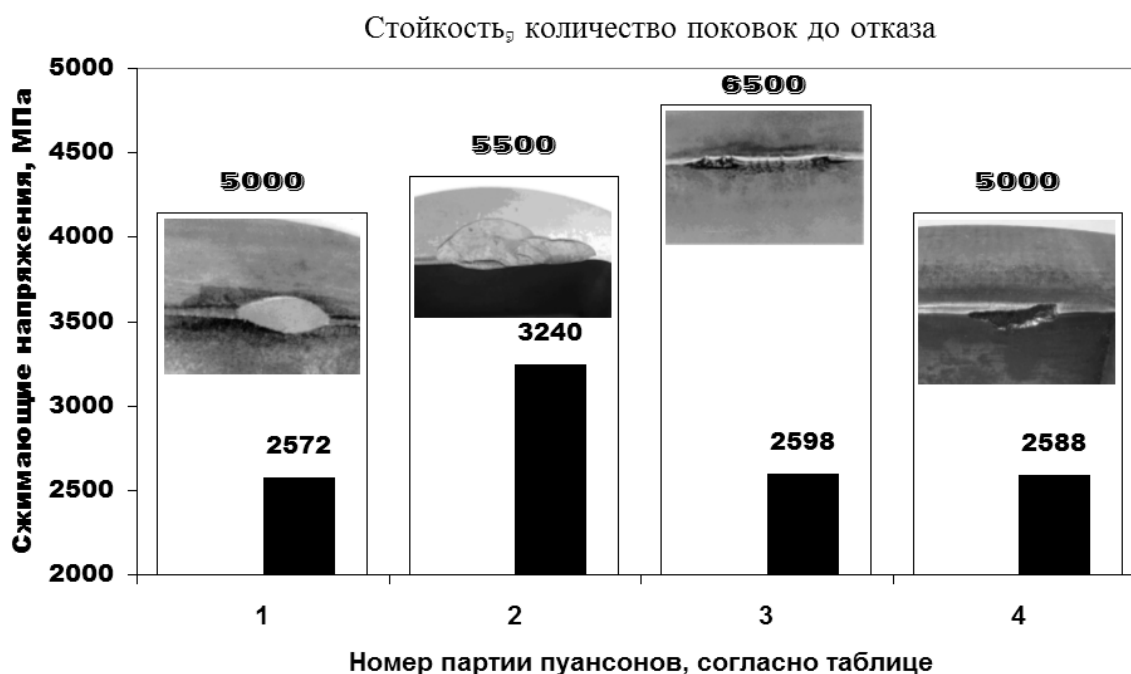


Рис. 8.9. Влияние технологии термической и химико-термической обработок на напряженное состояние (■), стойкость (□) и характер разрушения режущей кромки обсечных пуансонов

Стойкость оснастки, изготовленной по разным технологиям, показана в табл. 8.1.

Таблица 8.1

Сравнительная стойкость холодновысадочной оснастки

Наименование		Стойкость		Увеличение стойкости, раз	Технология изготовления
продукции	инструмента	до внедрения новой конструкции и технологии, тыс. деталей	после внедрения новой конструкции и технологии, тыс. деталей		
Болт М22×50	Матрица I перехода	10...15	70...80	4,7...5,3	Горячее выдавливание формообразующей поверхности + нитроцементация
	Матрица II перехода	15...20	80...100	4...5	То же
	Матрица III перехода	8...10	30...40	3...4	Горячее выдавливание формообразующей поверхности + цементация
	Обсечной пуансон (IV переход)	до 5	6,5...7	1,3...1,35	Цементация
Болт М22×70	Матрица I перехода	10...25	100...120	4...5	Горячее выдавливание формообразующей поверхности + нитроцементация
	Матрица II перехода	10...20	400...500	20...25	То же
	Матрица III перехода	10...20	400...500	20...25	»
	Обсечной пуансон (IV переход)	до 5	6,5...7	1,3...1,35	Цементация
Болт М22×140	Матрица I перехода	10...15	40...50	2,7...3,3	Горячее выдавливание формообразующей поверхности + нитроцементация
	Матрица II перехода	15...20	90...100	4,5...5	То же
	Матрица III перехода	5...7,5	15...16,5	2...2,2	Горячее выдавливание формообразующей поверхности + цементация
	Обсечной пуансон (IV переход)	до 5	6,5...7	1,3...1,35	Цементация

8.2. ПУАНСОНЫ ОБРАТНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ

Пуансоны обратного выдавливания при эксплуатации испытывают высокие напряжения сжатия при прямом ходе. В момент извлечения инструмента из заготовки типа «гильза» рабочий поясок пуансона выполняет калибровку отверстия в изготовленном изделии, что приводит к возникновению в теле инструмента растягивающих напряжений. Фрикционное взаимодействие между деформирующими поверхностями пуансона и металлом заготовки вызывает нагрев поверхностных слоев рабочих поверхностей инструмента до температур порядка 300...400 °С. Поэтому для изготовления пуансонов, испытывающих большие удельные нагрузки (до 2000 МПа и более), используют полутеплостойкие стали X12M и X12Ф1, а также быстрорежущие стали P6M5 и ее аналоги. Твердость пуансонов достигает 62...65 HRC, что диктуется необходимостью получения высокой износостойкости рабочего пояска инструмента. Однако при такой твердости снижается прочность и вязкость стали. Для повышения вязкости рекомендуется проводить закалку с пониженных температур, обеспечивающих 11...12 балл аустенитного зерна с трехкратным отпуском [43]. Но при этом снижается твердость и износостойкость инструмента. Повышение твердости обеспечивается дисперсионным твердением, интенсивность которого зависит от степени легирования мартенсита, типа и количества карбидов, образующихся при отпуске. Диффузионная модификация рабочих поверхностей инструмента способствует дополнительному увеличению износостойкости [43], [62], [175], [180], [179].

Исследование влияния цементации на стойкость инструмента проводили на пуансонах обратного выдавливания ниппелей шлангового держателя (рис. 8.10).



Рис. 8.10. Пуансон обратного выдавливания ниппеля шлангового держателя

Численные исследования напряженного состояния пуансонов показали, что эксплуатационные нагрузки в теле инструмента характеризуются знакопеременным характером и несимметричным циклом. В фазе внедрения пуансона в тело заготовки максимальные по величине сжимающие напряжения возникают в зоне рабочего торца пуансона по радиусу закругления (рис. 8.11, а) и достигают 1150 МПа, что ниже предельных значений, при которых в условиях сжимающих нагрузок начинается разрушение полутеплостойких штамповых и быстрорежущих сталей [43]. В то же время величина растягивающих напряжений, возникающих в теле пуансона в фазе его извлечения из заготовки в момент, когда рабочий поясок калибрует сформированное отверстие, достигает 2360 МПа, что практически в 2 раза превышает сжимающие напряжения в фазе выдавливания (рис. 8.11, б).

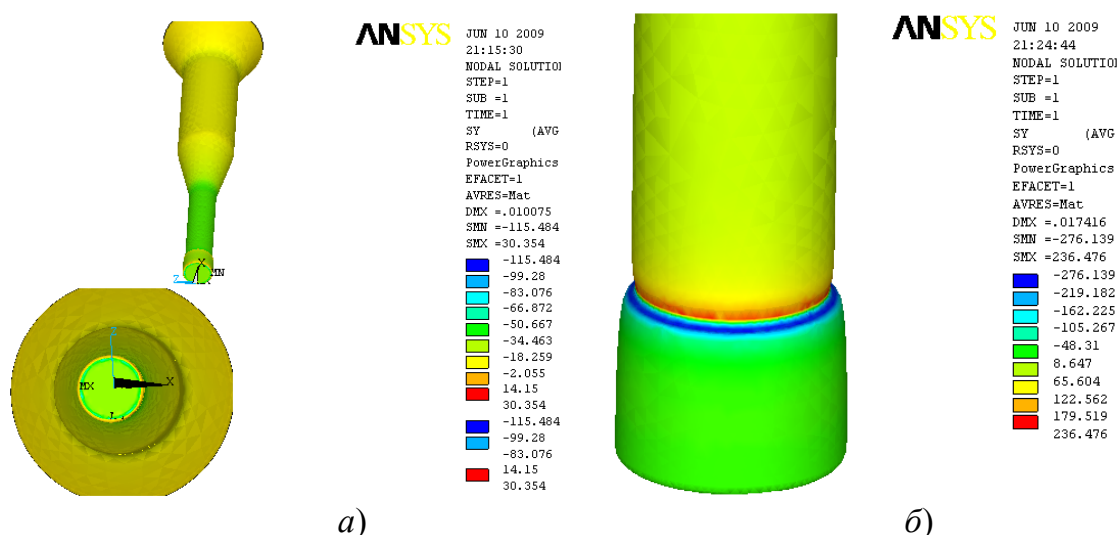


Рис. 8.11. Распределение эквивалентных напряжений в теле пуансона обратного выдавливания в фазе входа инструмента в заготовку (а) и выхода из нее (б)

Упрочнение пуансонов осуществляли посредством цементации в соответствии с режимами, приведенными в табл. 4.2. После науглероживания, не допуская охлаждения, экспериментальные детали подвергали изотермической закалке с температур 950...1150 °С в солевых ваннах с температурой расплава соли 600 °С и выдержкой до выравнивания температуры по всему сечению деталей. После чего производили охлаждение на воздухе с принудительным обдувом из промышленной магистрали под давлением 5 атмосфер. Отпуск проводили непосредственно после закалки. Нижняя температура закалки выбрана исходя из возможности осуществления термообработки непосред-

ственно из печи после науглероживания. Максимальная температура закалки выбрана по критерию предельных остаточных напряжений сжатия в науглероженном слое, провоцирующих его отслоение. Одну из партий пуансонов для сравнительного анализа подвергали традиционной термической обработке – закалке с 1220 °С с последующим трехкратным отпуском при 560 °С.

Диффузионное насыщение поверхностных слоев углеродом привело к понижению температуры мартенситных превращений в них. Поэтому при закалке мартенситные превращения происходят сначала в сердцевине, а затем в поверхностном слое, что приводит к возникновению остаточных напряжений сжатия, величина и распределение которых определяются степенью легирования аустенита и зависят от температуры нагрева под закалку (см. рис. 4.3–4.8).

В процессе эксплуатации пуансонов в результате суперпозиции действующих и остаточных напряжений в поверхностном слое инструмента возникает напряженное состояние, приведенное на рис. 8.12. Пуансоны, подвергнутые закалке с температуры 1220 °С и трехкратному отпуску при 560 °С, выходят из строя по причине отрыва рабочей части от державки по галтели на стадии извлечения инструмента из заготовки (рис. 8.12, партия 1). Разрушение происходит в результате скола по поверхности, перпендикулярной действующим нормальным напряжениям без следов пластического течения материала.

Характер разрушения науглероженных пуансонов имеет свои особенности. Они определяются режимом закалки и сформированным градиентом свойств по сечению инструмента. Инструмент, закаленный с температуры, обеспечивающей 10 балл зерна и твердость сердцевины 62...63 HRC₃, в поверхностном слое которого созданы наибольшие остаточные напряжения сжатия, разрушается в результате разделения поверхностного слоя и сердцевины (рис. 8.12, партия 2). Первичные трещины малоциклового усталости зарождаются под упроченной поверхностью, в зоне действия максимальных растягивающих напряжений и деформаций и, достигнув критических размеров, выходят на поверхность детали. Стойкость пуансонов этой партии возрастает в 1,2...1,3 раза по отношению к стойкости пуансонов прототипов.

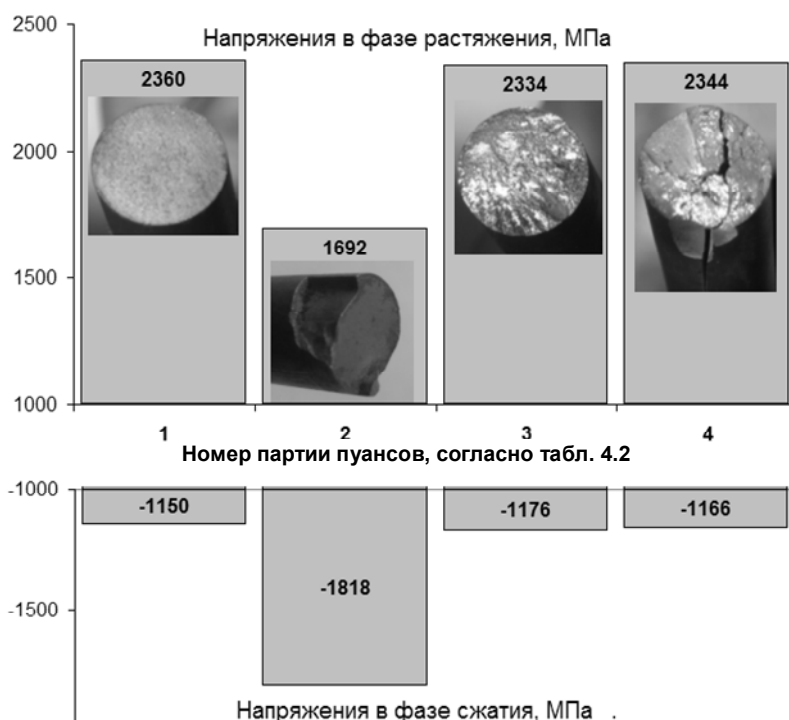


Рис. 8.12. Напряженное состояние и характер разрушения пуансонов в зависимости от технологии их обработки

Пуансоны из третьей партии, имеющие невысокие остаточные напряжения сжатия по сечению после термической обработки и твердость сердцевины 60...61 HRC₃, разрушаются вследствие распространения трещин малоциклового усталости. Поверхность разрушения имеет довольно развитый рельеф, свидетельствующий о протекании множественных актов внутрикристаллического скольжения. Стойкость такого инструмента соизмерима со стойкостью пуансонов прототипов.

Испытания пуансонов четвертой партии, сердцевина которых имела твердость 55...57 HRC₃, показали, что уже при первых внедрениях инструмента в заготовку наблюдается искажение его формы. Затем возникают продольные трещины, смещающие отдельные фрагменты металла в осевом направлении. Нарботка на отказ пуансонов этой партии оказалась ниже, чем у пуансонов, изготовленных по традиционной технологии.

Таким образом, для пуансонов обратного выдавливания, изготавливаемых из быстрорежущей стали P6M5, целесообразно диффузионное науглероживание рабочих поверхностей и проведение закалки на 11 балл зерна аустенита с последующим трехкратным отпуском при температуре 560 °С. При этом обеспечивается твердость поверхности 65...66 HRC₃ при твердости сердцевины 62...63 HRC₃ и остаточные напряжения сжатия у поверхности порядка 650 МПа. Структура поверхностного слоя характеризуется присутствием большого количества мелких глобулярных карбидов.

8.3. ЧЕКАНОЧНЫЙ ИНСТРУМЕНТ

При производстве деталей чеканкой большое внимание уделяется точному воспроизведению сложной высокохудожественной формы изделия. Изготовление элементов символики наград, отличительных знаков и других прецизионных поковок осуществляется инструментом, рабочая поверхность которого имеет множество конструктивных концентраторов напряжений. На рис. 8.13 представлены типовые гравюры чеканочных штампов для изготовления государственных наград Республики Беларусь.

Для изготовления чеканочных штампов широко используется инструментальная сталь X12 и ее аналоги, содержащие от 1,45 до 2,2 % углерода. Объем карбидной фазы в этих сталях достигает до 17 %. В совокупности с повышенной жесткостью металлической матрицы при пульсирующих контактных нагрузках это обеспечивает высокую износостойкость материала, которая соизмерима с данным показателем для стали Р6М5 (гл. 5). Однако прочность полутеплостойких штамповых сталей при изготовлении инструмента эрозионным методом из заготовок диаметром более 400 мм оказывается недостаточной. Ограничению ресурса работы оснастки способствует продолговатая (длинной до 20 мкм и более) форма карбидных частиц, являющихся центрами зарождения микротрещин, которые, распространяясь вдоль карбидов, приводят к повреждению оснастки (рис. 7.3, б).

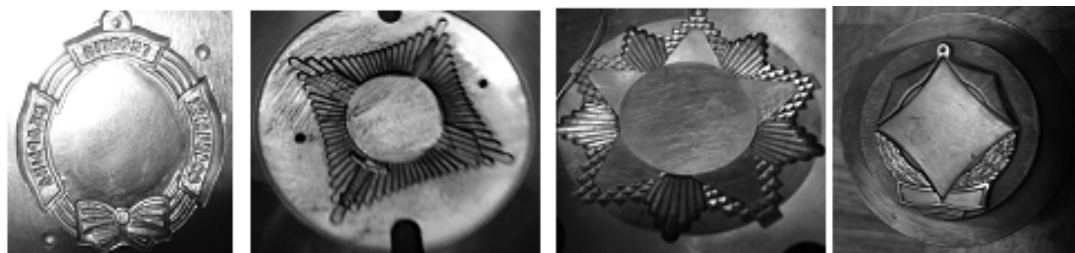


Рис. 8.13. Примеры гравюр чеканочных штампов элементов наградных изделий

В условиях повышенных контактных нагрузок на рабочие поверхности инструмента более высокую стойкость к контактному изнашиванию имеют карбидные слои быстрорежущей стали Р6М5 (гл. 6). Для устранения локальной концентрации напряжений в поверхностном слое металла цементацию быстрорежущей стали Р6М5 проводили в режиме термоциклического отжига с формированием в поверхностном слое повышенного содержания карбидной фазы. Как видно из рис. 8.14, микроструктура карбидного слоя, полученного в резуль-

тате науглероживания, совмещенного с термоциклированием, имеет более благоприятное строение, чем после изотермической цементации [181]. Последующее выдавливание гравюры штампа «по упроченному слою» и его окончательная термическая обработка по режимам партии 3 (см. табл. 4.2) обеспечили устранение основной причины зарождения трещин.

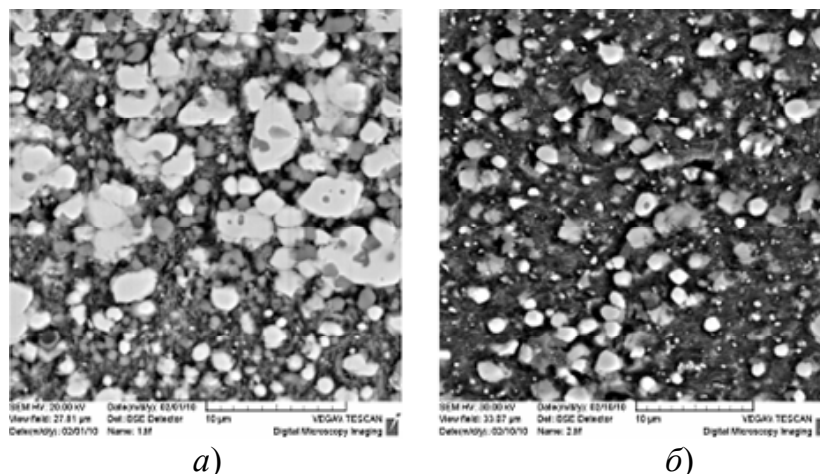


Рис. 8.14. Микроструктура поверхностного слоя быстрорежущей стали P6M5, сформированного при совмещении технологии науглероживания с полным (а) и циклическим (б) отжигом

Штампы, изготовленные по предложенным технологиям, прошли производственные испытания на ОАО «Гомельское ПО «Кристалл» управляющая компания холдинга «Кристалл-холдинг» при изготовлении элементов наградных изделий и показали увеличение стойкости чекачного инструмента в 3...4 раза.

8.4. НОЖИ ДЛЯ РУБКИ АНКЕРНОЙ ФИБРЫ

Создание легированных карбидных слоев повышенной износостойкости в условиях локального контактного нагружения позволило увеличить стойкость оснастки для рубки анкерной фибры. Указанная деталь применяется в метизном производстве ОАО «Белорусский металлургический завод» управляющая компания холдинга БМК».

Материал инструмента «Нож для производства анкерной фибры на станке G8010», поставляемого из-за рубежа (Италия), имеет маркировку HSS. Исследования элементного состава, проведенные методом рентгеноспектрального микроанализа на растровом электронном микроскопе, показали, что инструмент-прототип изготовлен из сплава, который по химическому составу соответствует инструментальной

быстрорежущей стали P18 ГОСТ 19265–73 (рис. 8.15). Твердость рабочей поверхности детали прототипа составляет 63 HRC₃.

Образец №2 – нож в виде пластины (Италия)



Приблизительный хим. состав

Название спек...	V	Cr	Fe	W	Итого
<input checked="" type="checkbox"/> Спектр 1	1.2	3.9	68.8	26.1	100.0
<input checked="" type="checkbox"/> Спектр 2	1.1	4.0	76.3	18.5	100.0
<input checked="" type="checkbox"/> Спектр 3	1.1	4.4	77.1	17.4	100.0
Статистическ...	V	Cr	Fe	W	Итого
Среднее	1.1	4.1	74.1	20.7	100.0

Рис. 8.15. Результаты рентгеноспектрального микроанализа, проведенного на растровом сканирующем электронном микроскопе Vega II LMN Tescan

Основной причиной отказа инструмента-прототипа является контактное изнашивание рабочих поверхностей в процессе их локального нагружения по полоске, ширина которой не превышает диаметра проволоочной заготовки (рис. 8.16). Ножи работают в паре, обеспечивая разделение предварительно профилированной фибры за счет деформации сдвига материала заготовки между торцовыми поверхностями инструмента.

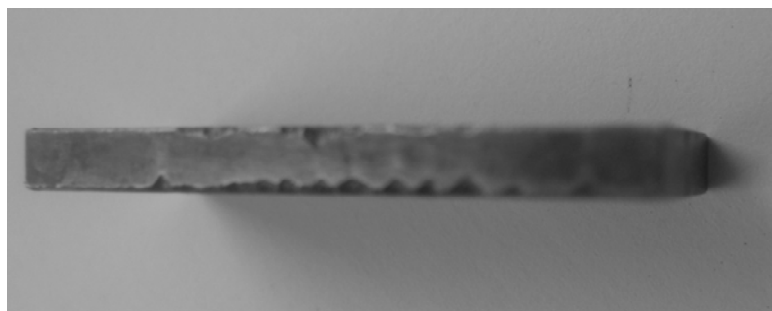


Рис. 8.16. Характер разрушения рабочей поверхности ножа-прототипа для рубки фибры на станке G8010

Анализ напряженно-деформированного состояния детали проводили методом численных исследований с применением пакета ANSYS. Конечно-элементная модель представляла собой пространственную схему взаимного расположения инструмента и заготовки в рабочем положении, рассеченную по оси симметрии фибры. Для воспроизведения условий нагружения взаимодействующих физических тел узлы конечных элементов, расположенных в плоскости сечения моделей инструмента и заготовки, закрепляли относительно их перемещения в направлении, перпендикулярном секущей плоскости (рис. 8.17). Выполнение указанного условия позволило обеспечить визуализацию распределения полей напряжений по сечению инструмента.

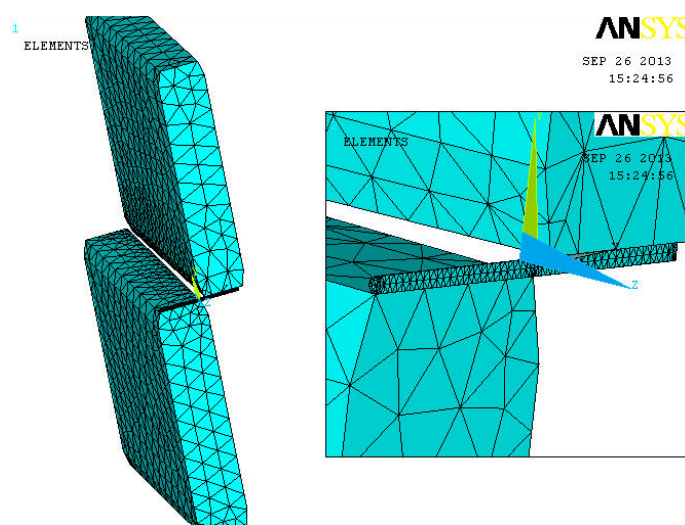


Рис. 8.17. Конечно-элементная модель ножей для рубки фибры на станке G8010

Условия закрепления фибры в механизме подачи отражали путем закрепления узлов, принадлежащих торцовым поверхностям заготовки, и предотвращения их смещения по всем осям декартовой системы координат. Рабочее движение ножей моделировали путем равнозначного сближения их моделей на расстояния, соответствующие величине радиуса фибры. Диаметр проволоки для изготовления фибры из сталей 70...85 принимали равным 0,2 мм. Данное значение является минимальным из диапазона типоразмеров 0,2...0,7 и отличается наибольшим наклепом металла. Временное сопротивление разрыву проволоки, согласно данным ОАО «Белорусский металлургический завод» управляющая компания холдинга БМК», составляет 2300...3500 МПа. Локальное напряженно-деформированное состояние инструмента для указанного диапазона исследовали с дискретизацией через 100 МПа.

Результаты исследования показали, что в процессе эксплуатации на рабочей поверхности ножа возникает узкий очаг контактной нагрузки, которая локализуется в области соприкосновения с проволокой фибры. Как видно из рис. 8.18, независимо от прочности проволоки, характер распределения эквивалентных напряжений по сечению инструмента не изменяется. Зоны локализации максимальных по величине напряжений непосредственно на поверхности инструмента располагаются в области острой кромки между боковыми и торцовыми поверхностями ножа. Торцовая поверхность ножа, не входящая в контактное взаимодействие с заготовкой, практически не испытывает воздействия высоких по величине напряжений. Наиболее высокие нагрузки возникают во внутреннем слое материала на расстоянии примерно 0,1 мм от контактной поверхности инструмента. Общая толщина слоя металла, в котором отмечаются наиболее высокие по величине эквивалентные напряжения, не превышает 0,2 мм.

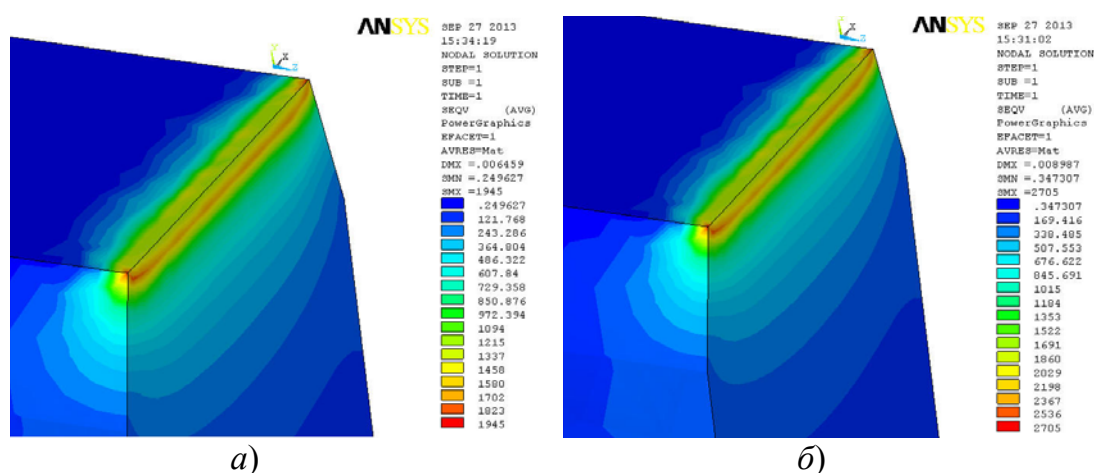


Рис. 8.18. Распределение эквивалентных напряжений по рабочей поверхности ножа при различной прочности проволоки фибры: $a - \sigma_b = 2300$ МПа; $b - \sigma_b = 3200$ МПа

Количественная оценка максимальных эквивалентных напряжений в теле ножа показывает, что с увеличением предела прочности материала фибры величина контактной нагрузки на материал инструмента возрастает по линейной зависимости. При этом эквивалентные напряжения в теле инструмента оказываются примерно на 15 % ниже, чем предел прочности материала фибры. Это соотношение сохраняется для всех исследованных вариантов прочностных характеристик заготовки (рис. 8.19).

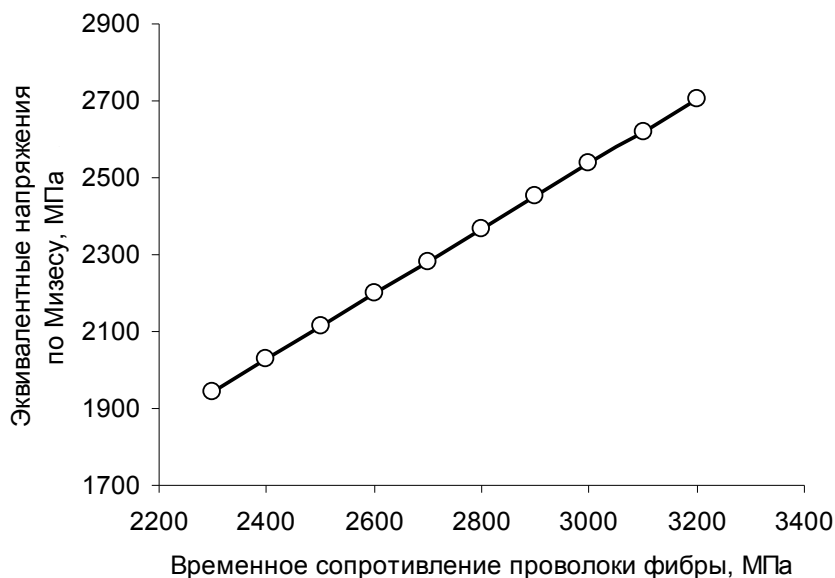


Рис. 8.19. Зависимость эквивалентных напряжений, возникающих на поверхности ножа, от временного сопротивления материала заготовки

Наиболее высокой износостойкостью в условиях контактного нагружения обладали образцы из стали Р6М5, упрочненные посредством науглероживания с последующей закалкой, завершающейся обработкой холодом. Применение криогенной обработки обусловлено необходимостью снижения остаточных напряжений сжатия в упрочненном слое при достижении его высокой твердости (см. § 4.1.3). Анализ распределения микротвердости по сечению карбидных слоев стали Р6М5, подвергнутых обработке холодом, показал, что твердость поверхностного слоя образцов, подвергнутых науглероживанию и закалке с температур свыше 1100 °С с обработкой холодом, превышает 9 ГПа, при твердости сердцевины свыше 8,5 ГПа. При этом распределение микротвердости между поверхностным слоем и сердцевиной образцов четвертой партии, подвергнутых криогенной обработке, отличается наименьшим градиентом по сечению.

Фазовый анализ (рис. 8.20) свидетельствует о высокой степени легирования мартенсита. Карбидная фаза представлена преимущественно карбидом типа M_6C с небольшим содержанием карбида VC . Хромистые карбиды $M_{23}C_6$ растворены в α -фазе в результате нагрева под закалку до температур 1100 °С. Этим объясняется достаточно высокая твердость сердцевины металла. Криогенная обработка образцов в жидком азоте после закалки и последующий отпуск при 560 °С приводят к смещению главного пика α -фазы на дифрактограмме с угла $2\theta = 52,2295^\circ$ до $2\theta = 52,4169^\circ$, что подтверждает высокую степень легирования мартенсита. При этом изменяется полуширина этого пика с

0,5881° до 0,7964° в связи с изменением размеров кристаллических образований в структуре стали при обработке холодом в результате мартенситных превращений части остаточного аустенита, имеющегося в структуре после закалки, а также вследствие протекания процессов полигонизации. Количество карбидов типа M_6C с увеличением температуры нагрева под закалку в структуре стали снижается вследствие частичного их растворения в аустените, о чем свидетельствует снижение интенсивности пиков этих карбидов на рентгеновских дифрактограммах.

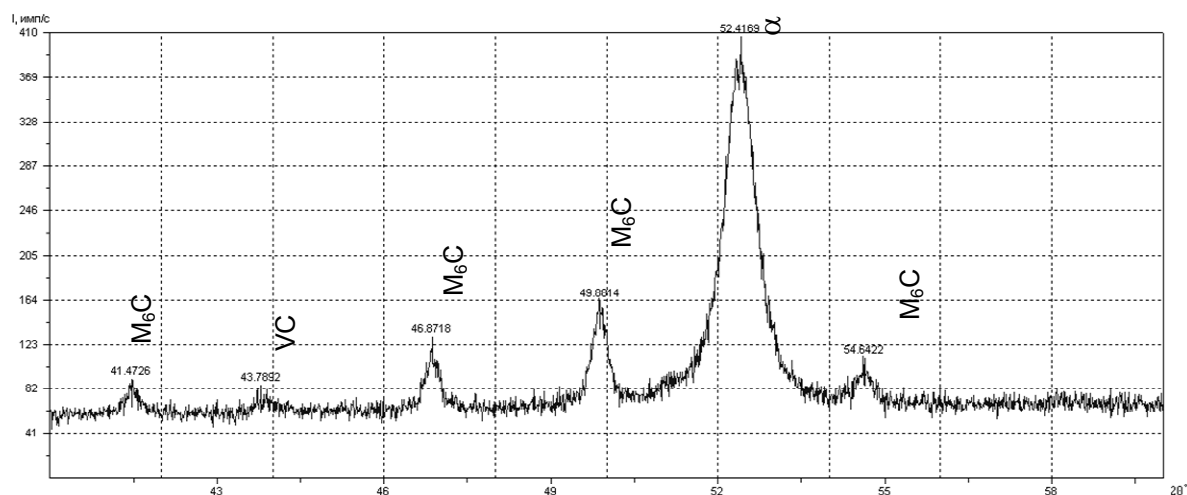


Рис. 8.20. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы ($CoK\alpha$) от поверхностных слоев стали Р6М5 после цементации и закалки с температуры 1100 °С, с последующим отпуском при температуре 560 °С

Увеличение полуширины пика максимальной интенсивности α -фазы с увеличением температур закалки у образцов, подвергнутых закалке, обработке холодом и отпуску, свидетельствует об образовании субзеренной структуры вследствие полигонизации и фрагментации зерен, возникших при закалке. Размеры субзерен во многом определяют сопротивление развитию трещин в мартенситных и бейнитных структурах, так как для перехода микротрещины, возникшей в одном из благоприятно ориентированных субзерен, в другое должна совершиться дополнительная работа. При этом увеличивается критическое разрушающее напряжение в соответствии с уравнением [182]:

$$\sigma_f = (4E\gamma_p/\pi(1-\nu)c_m)^{1/2},$$

где c_m – размер субзерна мартенсита (длина пакета бейнита или мартенсита); γ_p – поверхностная энергия или вклад работы поверхностного деформирования.

Образование субзеренной структуры приводит к изменению прочностных свойств и предела выносливости стали.

Изменение температуры закалки приводит к изменению твердости поверхностного слоя. Наибольшая твердость карбидного слоя наблюдается после закалки с температуры 1150 °С. При этом в упрочненном слое отмечается присутствие некоторого количества остаточного аустенита. Динамическое старение аустенита в процессе эксплуатации ножей замедляет зарождение поверхностных дефектов.

Нагрев заготовок инструмента под закалку до 1200 °С позволяет получить максимальную степень легирования аустенита перед закалкой. Охлаждение, заканчивающееся обработкой холодом, и отпуск при температуре 560 °С приводят к возрастанию количества остаточного аустенита, на который не влияет обработка холодом. Как видно из рис. 4.15, микрообъемы аустенита располагаются внутри зерен, границами которых является сплошная ледебуритная сетка. При таком режиме закалки достигается микротвердость сердцевины на уровне 9 ГПа. Однако микротвердость поверхностного слоя в результате несколько снижается, что обусловлено высоким содержанием остаточного аустенита.

При закалке образцов с температур 1100 °С микротвердость в пределах упрочненного слоя до 0,4 мм и ее дальнейшее распределение по сечению инструмента за пределами упрочненного слоя имеет практически идентичную зависимость с образцами, закаленными с температуры 1150 °С. При этом в структуре металла матрицы отсутствуют признаки остаточного аустенита (см. рис. 4.17), что изменяет характер изнашивания карбидного слоя при контактном нагружении.

Результаты промышленных исследований трех партий ножей, упрочненных по описанным выше режимам, показали, что наиболее высокая контактная выносливость присуща инструменту, упрочнение которого осуществляли по режиму, соответствующему обработке партии № 4 из стали Р6М5 с карбидным упрочнением поверхности (см. табл. 4.5). Криогенная обработка, интегрированная в процесс термической обработки, обеспечивает практически полное устранение остаточных напряжений сжатия, которые в данном случае могут усугублять локальное напряженное состояние по сечению материала. Для сравнительной оценки влияния криогенной обработки на стойкость инструмента часть образцов не подвергалась ей.

Производственные испытания деталей «Нож для производства анкерной фибры на станке G8010» показали, что наиболее высокой стойкостью отличается инструмент, упрочнение которого осуществлено с применением обработки холодом. Стойкость деталей оказалась выше их импортных аналогов в 1,6 раза. Характер разрушений поверхности инструмента, приводящих к его отказу, приведен на рис. 8.21.

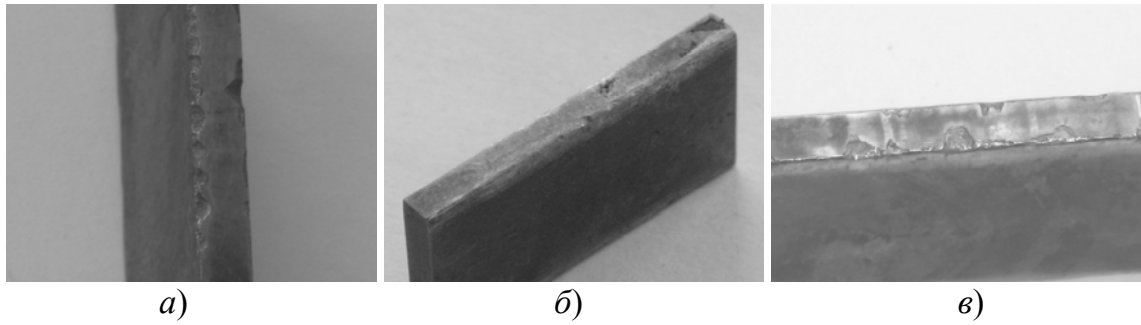


Рис. 8.21. Характер разрушения режущей кромки детали «Нож для производства анкерной фибры на станке G8010»: *a* – прототип; *б* – экспериментальный образец с обработкой холодом; *в* – экспериментальный образец без криогенной обработки

Как видно из рисунка, детали, достигшие максимальной стойкости, имеют минимальные разрушения рабочей поверхности (рис. 8.21, б). В то же время детали-прототипы (рис. 8.21, а) и детали, упрочнение которых проводилось без применения криогенной обработки (рис. 8.21, в), имеют глубокие питтинги, возникшие в результате развития трещин контактной усталости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Трахтенберг, Б. Ф. Современные тенденции в проблеме стойкости штампов / Б. Ф. Трахтенберг // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1981. – № 8. – С. 27–29.
2. Мисожников, В. М. Технология холодной высадки металлов / В. М. Мисожников, М. Я. Гринберг. – М. : МАШГИЗ, 1951. – 308 с.
3. Зубцов, М. Е. Повышение стойкости штампов для холодной штамповки / М. Е. Зубцов. – Ленингр. дом науч.-техн. пропаганды, 1960. – 84 с.
4. Ляхович, Л. С. Повышение стойкости штампового инструмента методами химико-термической обработки / Л. С. Ляхович, Л. Г. Ворошин, Д. П. Карпенко. – Минск : Выш. шк., 1971. – 56 с.
5. Зубцов, М. Е. Стойкость штампов / М. Е. Зубцов, Д. В. Корсаков. – Л. : Машиностроение, 1971. – 230 с.
6. Трахтенберг, Б. Ф. Стойкость штампов и пути ее повышения / Б. Ф. Трахтенберг. – Куйбышев. книж. изд-во, 1964. – 280 с.
7. Кратович, Л. Ф. Применение критериев механики разрушения для оценки стойкости тяжело нагруженных штампов / Л. Ф. Кратович / Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1984. – № 10. – С. 31–32.
8. Ганаго, О. А. Расчет и оптимизация конструкций осесимметричных матриц для холодной объемной штамповки / О. А. Ганаго, В. Л. Марченко, В. В. Ковтун / Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1985. – № 9. – С. 21–24.
9. Шамис, М. Д. Оптимизация проектирования инструмента для холодной объемной штамповки на основе расчетов на усталостную прочность : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.03.05 / М. Д. Шамис. – М., 1988. – 223 с.
10. Поверхностное упрочнение деталей машин и инструментов : сб. науч. тр. / ЭНИКМАШ ; отв. ред. Д. Д. Папшев. – Куйбышев, 1976. – 148 с.
11. Векслин, И. И. Исследование стойкости матриц сборной конструкции для холодной высадки / И. И. Векслин, И. С. Дробязко / Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1983. – № 11. – С. 39–40.
12. Мамедов, З. Г. Влияние поверхностного упрочнения на износостойкость рабочих деталей штампов холодного деформирования / З. Г. Мамедов, Э. А. Тагиев, И. К. Каграманов / Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1980. – № 4. – С. 21–22.
13. Одинг, И. А. Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов / И. А. Одинг. – 4-е изд., испр. и доп. – М. : Машгиз, 1962. – 260 с.

14. Еремин, В. И. Исследование разрушения инструмента из высокопрочных штамповых сталей, применяемого для холодной объемной штамповки : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.02.01 / В. И. Еремин ; Харьк. автомоб.-дорож. ин-т имени Комсомола Украины. – Харьков, 1981. – 17 с.
15. Методика расчета на ЭВМ температурно-напряженного состояния системы «Заготовка – инструмент» при высадке крепежных изделий из высокопрочных сталей / Р. И. Непершин [и др.] // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1980. – № 7. – С. 2–4.
16. Степанский, Л. Г. Оптимизация конструкции предварительно напряженных матриц для холодной объемной штамповки / Л. Г. Степанский, Д. Ю. Смирнов // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1996. – № 6. – С. 18–21.
17. Кальнер, В. Д. Комбинированная обработка инструмента для холодной пластической деформации / В. Д. Кальнер, А. К. Вернер // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1994. – № 5. – С. 11–12.
18. Конструкционные материалы : справочник / под ред. Б. Н. Арзамасова. – М. : Машиностроение, 1990. – 688 с.
19. Иванова, В. С. Количественная фрактография: усталостное разрушение / В. С. Иванова, А. А. Шанявский. – Челябинск : Metallurgia ; Челяб. отд-ние, 1988. – 400 с.
20. Боуден, Ф. П. Трение и смазка твердых тел / Ф. П. Боуден, Д. Тейбор. – М. : Машиностроение, 1968. – 544 с.
21. Деформации и напряжения при обработке металлов давлением / П. И. Полухин [и др.]. – М. : Metallurgia, 1974. – 336 с.
22. Богданович, П. Н. Трение и износ в машинах / П. Н. Богданович, В. Я. Прушак. – Минск : Высш. шк., 1999. – 374 с.
23. Виноградов, В. Н. Механическое изнашивание сталей и сплавов / В. Н. Виноградов, Г. М. Сорокин. – М. : Недра, 1996. – 364 с.
24. Фам, Зыонг Эффективность применения новых технологических смазок при холодном объемном деформировании : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.02.04 / Зыонг Фам ; Ленингр. кораблестроит. ин-т. – Л., 1985. – 12 с.
25. Швед, О. В. Решение осесимметричных задач термовязко-пластичности вариационным методом для моделирования штамповки : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.13.16 / О. В. Швед ; Ин-т техн. кибернетики НАНБ. – Минск, 1994. – 18 с.
26. Рыжеванов, В. С. Особенности изготовления твердосплавного инструмента для обработки металлов давлением / В. С. Рыжеванов, Т. А. Лившиц, А. Н. Блинков / Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1982. – № 6. – С. 13–18.

27. Конструктивные особенности твердосплавного инструмента для обработки металлов давлением / В. С. Рыжеванов [и др.] // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1982. – № 6. – С. 6–12.
28. Попов, В. А. Холодная высадка металлов / В. А. Попов. – М. : МАШГИЗ, 1955. – 100 с.
29. Биллигман, И. Высадка и другие методы штамповки / И. Биллигман. – М. : МАШГИЗ, 1960. – 468 с.
30. Хамин, О. Н. Экспериментальное исследование контактных давлений при выдавливании осесимметричных плоскостей / О. Н. Хамин, И. И. Векслин, Б. Ф. Трахтенберг / Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1984. – № 2. – С. 14–15.
31. Галлагер, Р. Метод конечных элементов: Основы / Р. Галлагер. – М. : Мир, 1984. – 432 с.
32. Филимонов, В. Н. Перспективные экономнолегированные теплоустойчивые стали / В. Н. Филимонов, А. А. Мухамадаев, Т. А. Галямов // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1990. – № 11. – С. 5.
33. Эдуардов, М. С. Штамповка в закрытых штампах / М. С. Эдуардов. – Л. : Машиностроение, 1971. – 240 с.
34. Кельнер, В. Д. Напряженное состояние матриц холодной объемной штамповки / В. Д. Кельнер, А. Г. Овчинников, А. А. Симбирский // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1984. – № 7. – С. 47–49.
35. Кухарь, В. Д. Математическое моделирование контактного взаимодействия заготовки с матрицей при магнитно-импульсной штамповке / В. Д. Кухарь, А. Н. Пасько // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1995. – № 8. – С. 17–18.
36. Махнач, В. И. Автоматизация проектирования технологических процессов горячей штамповки на основе иммитационного моделирования / В. И. Махнач, О. Л. Швед // Вести АН Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 1994. – № 3. – С. 85–88.
37. Колмогоров, В. Л. Механика обработки металлов давлением / В. Л. Колмогоров. – М. : Металлургия, 1986. – 687 с.
38. Романов, К. И. Моделирование поляризациино-оптическим методом процесса осадки цилиндрической заготовки в осесимметричной матрице / К. И. Романов, И. Е. Семенов-Ежов, А. А. Ширшов // Изв. вузов. Сер. Машиностроение. – 1992. – № 7. – С. 20–23.
39. Бочаров, С. М. Силовые параметры высадки в подвижной матрице контейнере / С. М. Бочарова, И. М. Федосов, И. Л. Смарагдов // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1995. – № 8. – С. 3–5.
40. Шофман, Л. А. Теория и расчеты процессов холодной штамповки / Л. А. Шофман. – М. : Машиностроение, 1964. – 376 с.

41. Мальцев, Л. В. Влияние энергосиловых параметров процесса холодной штамповки крепежных изделий из коррозионностойких сталей на износостойкость инструмента и повышение его износостойкости : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.03.05 / Л. В. Мальцев ; Урал. политехн. ин-т им. С. М. Кирова. – Свердловск, 1990. – 23 с.
42. Lange, K. Moderne Umformtechnik für die industrielle Produktion // K. Lange // Produktion und Management. – 1995. – V. 6. – P. 285–290.
43. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали : справочник / Ю. А. Геллер. – М. : Metallurgiya, 1984. – 584 с.
44. Бунатян, Г. В. Прогрессивная технология производства инструмента / Г. В. Бунатян, В. А. Скуднов // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1985. – № 9. – С. 21–24.
45. Хомяк, Б. С. Твердосплавный инструмент для холодной высадки и выдавливания / Б. С. Хомяк. – М., 1960. – 117 с.
46. Шейнерман, В. М. Стали для штампов холодного деформирования / В. М. Шейнерман. – Рига : Латв. респ. ин-т науч.-техн. информ. и пропаганды, 1969. – 40 с.
47. Иванова, В. С. Усталостное разрушение металлов / В. С. Иванова. – М. : Metallurgizdat, 1963. – 272 с.
48. Касымов, С. А. Прогрессивная технология термообработки штампов для холодного деформирования / С. А. Касымов, Э. А. Мирсалимова // Повышение стойкости инструмент. и технолог. оснастки : тез. докл. науч.-техн. конф., Минск, 19–20 февр. 1980 г. / Белорус. политехн. ин-т. – Минск, 1980. – С. 59.
49. Закирова, Л. И. Повышение износостойкости инструментальных сталей методами вакуумной обработки / Л. И. Закирова // Повышение стойкости инструмента, оснастки и приспособлений за счет широкого внедрения прогрессивных методов изготовления и последующего нанесения износостойких покрытий. Методы и приборы контроля : тез. докл. науч.-техн. конф., Куйбышев, окт. 1987 г. / Куйбышев. обл. дом техники. – Куйбышев, 1987. – С. 34.
50. Асонов, А. Д. Основные сведения о металловедении и термической обработке / А. Д. Асонов. – М. : Машиностроение, 1972. – 172 с.
51. Амиров, М. Г. Повышение эффективности производства крепежных изделий / М. Г. Амиров // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1985. – № 9. – С. 3–7.
52. Штамповые материалы : сб. ст. / под ред. Н. Т. Деордиева, Г. П. Большакова. – М. : Машиностроение, 1968. – 143 с.
53. Штейн, Ф. С. Штамповые стали для инструмента холодного деформирования и их термомеханическая обработка / Ф. С. Штейн,

- Г. П. Большаков // Повышение стойкости штампов холодной и горячей штамповки : материалы семинара / Моск. дом науч.-техн. пропаганды им. Ф. Э. Дзержинского. – М., 1965. – С. 65–81.
54. Барыкин, Н. П. Изготовление холодновысадочного инструмента в режиме сверхпластичности при мартенситных превращениях / Н. П. Барыкин, В. С. Святкин // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1983. – № 1. – С. 14–17.
55. Наследование упрочнения после теплой деформации инструментальных сталей при повторной закалке / А. П. Атрощенко [и др.] // Изв. вузов. Сер. Черная металлургия. – 1990. – № 3. – С. 116–119.
56. Федюкин, В. К. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин / В. К. Федюкин. – Л. : Машиностроение, 1989. – 255 с.
57. Калачев, М. И. Деформационное упрочнение металлов / М. И. Калачев. – Минск : Наука и техника, 1980. – 256 с.
58. Хейфец, И. Л. Термомеханическая обработка холодновысадочного и резьбонакатного инструмента / И. Л. Хейфец // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1983. – № 11. – С. 37–38.
59. Ушаков, Ю. С. Повышение работоспособности штампов холодного деформирования химико-термической обработкой / Ю. С. Ушаков // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1987. – № 12. – С. 18–19.
60. Богданович, В. И. Опыт разработки и применения износостойких покрытий для повышения стойкости инструментальной оснастки и приспособлений / В. И. Богданович, В. А. Борвенюк // Повышение стойкости инструмента, оснастки и приспособлений за счет широкого внедрения прогрессив. методов изготовления и последующего нанесения износостойких покрытий. Методы и приборы контроля : тез. докл. науч.-техн. конф., Куйбышев, окт. 1987 г. / Куйбышев. обл. дом техники. – Куйбышев, 1987. – С. 28–29.
61. Кондрашова, Б. П. Исследование трехслойного покрытия (TiN , Al_2O_3 , TiC), нанесенного изотермическим методом АПИД / Б. П. Кондрашова, А. Е. Кордит // Повышение стойкости инструмента, оснастки и приспособлений за счет широкого внедрения прогрессив. методов изготовления и последующего нанесения износостойких покрытий. Методы и приборы контроля : тез. докл. науч.-техн. конф., Куйбышев, окт. 1987 г. / Куйбышев. обл. дом техники. – Куйбышев, 1987. – С. 27.
62. Химико-термическая обработка инструментальных материалов / Е. И. Бельский [и др.]. – Минск : Наука и техника, 1986. – 247 с.
63. Бураков, В. А. Местное упрочнение металлов с помощью высокоскоростного лазерного нагрева / В. А. Бураков // Повышение стой-

- кости инструмент. и технолог. оснастки : тез. докл. науч.-техн. конф., Минск, 19–20 февр. 1980 г. / Белорус. политехн. ин-т. – Минск, 1980. – С. 69–71.
64. Опыт разработки и применения износостойких покрытий для повышения стойкости инструментальной оснастки и приспособлений / А. В. Канашев [и др.] // Повышение стойкости инструмента, оснастки и приспособлений за счет широкого внедрения прогрессив. методов изготовления и последующего нанесения износостойких покрытий. Методы и приборы контроля : тез. докл. науч.-техн. конф., Куйбышев, окт. 1987 г. / Куйбышев. обл. дом техники. – Куйбышев, 1987. – С. 18–19.
65. Карпман, М. Г. Состав, структура и свойства многокомпонентных диффузионных покрытий на штамповых сталях / М. Г. Карпман, Н. Х. Соколова, Г. П. Фетисов / Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1994. – № 5. – С. 18–21.
66. Выдавливание рельефных полостей в формообразующих деталях технологической оснастки : руководящий техн. материал 37.002.0195–81. – Горький, 1983. – 170 с.
67. Осипов, Н. М. Усовершенствование технологии газовой цементации специального инструмента с содержанием хрома 12 % / Н. М. Осипов // Повышение стойкости инструмента, оснастки и приспособлений за счет широкого внедрения прогрессив. методов изготовления и последующего нанесения износостойких покрытий. Методы и приборы контроля : тез. докл. науч.-техн. конф., Куйбышев, окт. 1987 г. / Куйбышев. обл. дом техники. – Куйбышев, 1987. – С. 42–43.
68. Миркин, Л. И. Рентгено-структурный контроль машиностроительных материалов : справочник / Л. И. Миркин. – М. : Машиностроение, 1979. – 134 с.
69. Способ цементации стальных изделий : а. с. 1666573 СССР, МКИ⁵ С 23 С 8/20 / В. И. Мовчан, А. С. Ковзель, Л. Г. Педан, В. И. Иваннича, В. В. Владимирова, А. Л. Степнов (СССР). – № 4438074/02–22 ; заявл. 08.06.88 ; опубл. 30.07.91, Бюл. № 28 // Открытия. Изобрет. – 1991. – № 28. – С. 99.
70. Способ газовой цементации : а. с. 986964 СССР, МКИ³ С 23 С 11/12 / В. К. Афанасьев, Г. Т. Коровин, А. Т. Малых, М. А. Демченко (СССР). – № 3222807/22–02 ; заявл. 24.12.80 ; опубл. 07.01.83, Бюл. № 1 // Открытия. Изобрет. – 1983. – № 1. – С. 27.
71. Химико-термическая обработка : справочник / под ред. Л. С. Ляховича. – М. : Metallurgy, 1981. – 424 с.
72. Справочник металлиста : в 5 т. / гл. ред. Н. С. Ачеркан. – М. : Машгиз, 1958–1960. – Т. 2. – 1958. – 976 с.

73. Ситкевич, М. В. Получение боридных покрытий при формировании отливок из инструментальной стали / М. В. Ситкевич // Повышение стойкости инструмент. и технолог. оснастки : тез. докл. науч.-техн. конф., Минск, 19–20 февр. 1980 г. / Белорус. политехн. ин-т. – Минск, 1980. – С. 57–59.
74. Лаптев, В. И. Опыт повышения стойкости деталей оснастки и инструмента бороазотированием / В. И. Лаптев // Повышение стойкости инструмент. и технолог. оснастки : тез. докл. науч.-техн. конф., Минск, 19–20 февр. 1980 г. / Белорус. политехн. ин-т. – Минск, 1980. – С. 63–65.
75. Разработка и внедрение процессов борирования для повышения стойкости штампового инструмента / В. Г. Сорокин [и др.] // Повышение стойкости инструмент. и технолог. оснастки : тез. докл. науч.-техн. конф. / Белорус. политехн. ин-т. – Минск, 1980. – С. 60–61.
76. Поверхностное упрочнение стали методами химико-термической обработки : сб. ст. / под ред. З. М. Регирева. – М. : Машгиз, 1949. – 96 с.
77. Поверхностное упрочнение деталей и штампов кузнечно-прессовых машин : сб. тр. / под ред. В. Н. Новикова, А. П. Шкатова. – Воронеж : ЭНИКМАШ, 1979. – 127 с.
78. Лахтин, Ю. М. Новый способ поверхностного упрочнения деталей вибраторов / Ю. М. Лахтин, Г. Н. Неустроев, Б. Г. Гольдштейн. – М. : НИИ информ. по строит., дорож. и коммун. машиностроению, 1967. – 48 с.
79. Комплексная система управления процессом нитроцементации / М. Н. Рыжов [и др.] // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1996. – № 1. – С. 11–15.
80. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М. : Metallurgia, 1985. – 256 с.
81. Богумил, П. Нитроцементация / П. Богумил. – Л. : Машиностроение, 1969. – 212 с.
82. Морозов, В. И. Наклеп дробью тяжело нагруженных зубчатых колес / В. И. Морозов, Н. Б. Шубина. – М. : Машиностроение, 1972. – 104 с.
83. Серенсен, С. В. Несущая способность и расчет деталей машин на прочность : рук. и справ. пособие / С. В. Серенсен, В. П. Когаев, Р. М. Шнейдерович ; под ред. С. В. Серенсена. – 3-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1975. – 488 с.
84. Гуляев, А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. – М. : Metallurgia, 1977. – 648 с.
85. ANSYS Elements Reference. Seventh Edition, (1996). SAS IP Inc.

86. Губкин, С. И. Пластическая деформация металлов : в 3 т. / С. И. Губкин. – М. : Metallurgizdat, 1960. – Т. 2. – 1960. – 416 с.
87. Мак Лиин, Д. Механические свойства / Д. Мак Лиин. – М. : Metallurgiya, 1965. – 431 с.
88. Кенько, В. М. К вопросу влияния микроструктуры и температуры рабочих поверхностей матриц холодновысадочной оснастки на их стойкость / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин // Тяжелое машиностроение. – 2006. – № 2. – С. 22–24.
89. Смольников, Е. А. Термическая обработка инструмента в соляных ваннах / Е. А. Смольников. – М. : Машиностроение, 1981. – 271 с.
90. Позняк, Л. А. Штамповые стали / Л. А. Позняк, Ю. М. Скрынченко, С. И. Тишаев. – М. : Metallurgiya, 1980. – 244 с.
91. Позняк, Л. А. Инструментальные стали / Л. А. Позняк, Ю. М. Скрынченко, С. И. Тишаев. – М. : Metallurgiya, 1977. – 168 с.
92. Бабич, В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М. : Metallurgiya, 1972. – 320 с.
93. Гольдштейн, М. И. Металлофизика высокопрочных сплавов / М. И. Гольдштейн, В. С. Литвинов, Б. М. Бронфин. – М. : Metallurgiya, 1986. – 312 с.
94. Штремель, М. А. Прочность сплавов : в 2 ч. / М. А. Штремель ; Моск. ин-т стали и сплавов. – М. : МИСИС, 1999. – Ч. 2 : Деформация. – 1999. – 384 с.
95. Atkinson, M. Local strength of metals / M. Atkinson // Iron and Steel Instrument, 1960. – Vol. 195. – Part. I. – May. – P. 64.
96. Кенько, В. М. Оптимизация технологии изготовления холодновысадочных матриц / В. М. Кенько, В. В. Пинчук, И. Н. Степанкин // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1998. – № 11. – С. 22–24.
97. Степанкин, И. Н. Влияние технологии изготовления формообразующих поверхностей матриц холодновысадочной оснастки на их стойкость / И. Н. Степанкин // Техн. вузы – Республике : материалы 52-й Междунар. науч.-техн. конф. профессоров, преподавателей, научных работников, аспирантов и студентов БГПА. – Минск, 1997. – Ч. 2. – С. 152.
98. Stepankin, I. N. Influence of cold upsetting dies microstructure on their durability / I. N. Stepankin // 20th International scientific symposium of student and young research workers, Zielona Gora, 11–12 maja 1998 r. – Zielona Gora, 1998. – Vol. 4: Mechanika. – P. 105–106.
99. Тот, Л. Карбиды и нитриды переходных металлов / Л. Тот. – М. : Мир. – 1974. – 294 с.

100. Сверхтвердые материалы / И. Н. Францевич [и др.] ; под общ. ред. И. Н. Францевича. – Киев : Навук. думка, 1980. – 296 с.
101. Скрынченко, Ю. М. Работоспособность и свойства инструментальных сталей / Ю. М. Скрынченко, Л. А. Позня. – Киев : Навук. думка, 1979. – 168 с.
102. Чижик, С. А. Трибомеханика прецизионного контакта (сканирующий зондовый анализ и компьютерное моделирование) : автореф. дис. ... д-ра техн. наук : 05.02.04 / С. А. Чижик ; Ин-т механики металлополимер. систем имени В. А. Белого Нац. акад. наук Беларуси. – Гомель, 1998. – 40 с.
103. Кенько, В. М. Влияние геометрической формы и расположения включений на локальную прочность металлических материалов / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин, В. А. Пигенко // Современ. проблемы машиноведения : материалы Междунар. науч.-техн. конф., Гомель, 5–7 июля 2000 г. / Гомел. гос. техн. ун-т. – Гомель, 2000. – Т. 1. – С. 183–185.
104. Кенько, В. М. Влияние микроструктуры штамповой холодновысадочной оснастки на ее износостойкость / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин // О природе трения твердых тел : тез. докл. Междунар. симпоз. «Белтриб 99», Гомель, 8–10 июля 1999 г. / Нац. акад. наук Беларуси, Ин-т механики металлополимер. систем им. В. А. Белого. – Гомель, 1999. – С. 82–83.
105. Кенько, В. М. Влияние микроструктуры штамповой холодновысадочной оснастки на ее износостойкость / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин // Трение и износ. – 2000. – Т. 21. – С. 323–328.
106. Макмиллан, Н. Идеальная прочность твердых тел / Н. Макмиллан // Атомистика разрушения : сб. ст. / под ред. А. Ю. Ишлинского. – М. : Мир, 1987. – 245 с.
107. Энгель, Л. Растровая электронная микроскопия. Разрушение : справочник / Л. Энгель, Г. Клигеле. – М. : Metallurgiya, 1986. – 232 с.
108. Кремнев, Л. С. Критический коэффициент интенсивности напряжений и вязкость разрушения высокопрочных инструментальных материалов / Л. С. Кремнев // Metallovedenie i term. obrabotka metallov. – 1996. – № 1. – С. 30–35.
109. Коцаньда, С. Усталостное растрескивание металлов / С. Коцаньда. – М. : Metallurgiya, 1990. – 623 с.
110. Гуляев, А. П. О прочности / А. П. Гуляев // Metallovedenie i term. obrabotka metallov. – 1993. – № 7. – С. 2–6.
111. Исследование влияния напряженного состояния и поверхностного упрочнения матриц холодновысадочной оснастки на их стойкость

- / В. М. Кенько [и др.] // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1999. – № 11. – С. 15–17.
112. Кенько, В. М. К вопросу учета структурных особенностей инструментальных сталей при изготовлении матриц холодновысадочной оснастки / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин // Литье и металлургия. – Белорус. нац. техн. ун-т. – Минск. – 2004. – № 4. – С. 110–116.
 113. Коллинз, Дж. Повреждение материалов в конструкциях / Дж. Коллинз. – М. : Мир, 1984. – 624 с.
 114. Степанкин, И. Н. Прогрессивная технология изготовления холодновысадочных матриц / И. П. Степанкин, В. М. Кенько // Ресурсосберегающие и экологически чистые технологии : тез. докл. III науч.-техн. конф., Гродно, 25–26 июня 1998 г. / Нац. акад. наук Беларуси. Отдел проблем ресурсосбережения. – Гродно, 1998. – С. 158.
 115. Кенько, В. М. Прогрессивная технология изготовления холодновысадочных матриц / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин // Материалы, технологии, инструменты. – 1999. – Т. 4, № 4. – С. 96–100.
 116. Ken'ko V. Microstructure and Tension Influence on the Wear of Coldupsetting Matrix Tooling / V. Ken'ko, I. Stepankin // Tribology 2000 – Plus : 12th International Colloquium, Ostfildern, 11–13 january 2000 / Technische Akademie Esslingen. – Ostfildern, 2000. – Vol. 2. – P. 1077–1083.
 117. Мусхелишвили, Н. И. Некоторые основные задачи математической теории упругости / Н. И. Мусхелишвили. – М. : Наука, 1966. – 708 с.
 118. Савин, Г. Н. Распределение напряжений возле отверстий / Г. Н. Савин. – Киев : Навук. думка, 1968. – 891 с.
 119. Композиционные материалы : в 8 т. / под ред. Л. Браутмана, Р. Крока. – М. : Мир, 1978. – Т. 5 : Разрушение и усталость / ред. Л. Браутман. – 1978. – 484 с.
 120. Прикладные вопросы вязкости разрушения : сб. ст. / под ред. Б. А. Дроздовского. – М. : Мир, 1968. – 552 с.
 121. Кремнев, Л. С. Особенности разрушения инструментальных материалов / Л. С. Кремнев // Металловедение и термообработка металлов. – 1994. – № 4. – С. 17–22.
 122. Поведение стали при циклических нагрузках / под ред. В. Даля ; пер. с нем. ; под ред. В. Н. Геминова. – М. : Металлургия, 1983. – 568 с.
 123. Гуляев, А. П. Сопротивление хрупкому разрушению / А. П. Гуляев // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1992. – № 2. – С. 21–26.
 124. The Kinetics of M_2C Precipitation in Tempered Martensite / S. Marphy, J. Whiteman // Metal Science Journal. – 1970. – Vol. 4. – P. 58–62.

125. Гуревич, С. Е. Усталость и вязкость разрушения металлов / С. Е. Гуревич, Л. Д. Едидович. – М. : Наука, 1974. – 264 с.
126. Баринов, А. М. Докритическое распространение трещины в хрупких материалах при монотонном нагружении / А. М. Баринов, П. И. Андриашвили // ФХММ. – 1988. – № 6. – С. 21–24.
127. Партнон, В. З. Механика упругопластического разрушения / В. З. Партнон, Е. М. Морозов. – М. : Наука. – 1974. – 416 с.
128. Кенько, В. М. Влияние напряженного состояния на характер разрушения и стойкость холодновысадочных матриц / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин // Вклад вузовской науки в развитие приоритетных направлений произв.-хоз. деятельности, разработку эконом. и эколог. чистых технологий и прогрессив. методов обучения : материалы Междунар. науч.-техн. конф., посвящ. 80-летию Белорус. политехн. акад. / Белорус. политехн. акад. – Минск, 2000. – Ч. 6. – С. 58.
129. Кенько, В. М. Исследование влияния геометрической формы обесечных пуансонов холодновысадочных автоматов на их стойкость / В. М. Кенько [и др.] // Соврем. проблемы машиноведения : материалы Междунар. науч.-техн. конф., Гомель, 1–3 июля 1998 г. / Гомел. политехн. ин-т. – Гомель, 1998. – Т. 1. – С. 71–72.
130. Кенько, В. М. К вопросу стойкости обесечных пуансонов холодновысадочной оснастки / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин // Соврем. материалы, оборудование и технологии упрочнения и восстановления деталей машин : материалы Междунар. науч.-техн. конф. / Полоцк. гос. ун-т. – Новополоцк, 1999. – С. 71–72.
131. Белый, А. В. Инженерия поверхностей конструкционных материалов, упрочненных концентрированными потоками ионов азота / А. В. Белый, В. А. Кукареко, А. Патеюк. – Минск : Беларус. навука, 2007. – 244 с.
132. Миркин, Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов / Л. И. Миркин. – М. : Физматгиз, 1961. – 864 с.
133. Гольштейн, Р. В. Модель формирования структуры разрушения в слое с упрочненными приповерхностными зонами / Р. В. Гольштейн [и др.] // Физ. мезомеханика. – 2005. – Т. 8, № 6. – С. 23–32.
134. Гуляев, А. П. Теория быстрорежущей стали / А. П. Гуляев // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1998. – № 11. – С. 27–32.
135. Ионная химико-термическая обработка сплавов / Б. Н. Арзамасов [и др.]. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 1999. – 399 с.
136. Развитие азотирования в России. Третий период (1960–1980 гг.): Низкотемпературная химико-термическая обработка (НХТО) / О. А. Банных [и др.] // Металловедение и терм. обработка металлов. – 2000. – № 5. – С. 18–26.

137. Кухарева, Н. Г. Химико-термическая обработка в тлеющем разряде атмосферного давления / Н. Г. Кухарева // *Металловедение и терм. обработка металлов.* – 2002. – № 1. – С. 36–38.
138. Лахтин, Ю. М. Влияние строения нитроцементного слоя на свойства конструкционных сталей / Ю. М. Лахтин // *Металловедение и терм. обработка металлов.* – 1991. – № 7. – С. 26.
139. Фунатани, К. Низкотемпературное азотирование сталей в соляных ваннах / К. Фунатани // *Металловедение и терм. обработка металлов.* – 2004. – № 7. – С. 12–17.
140. Шпис, Х. Й. Контролируемое азотирование / Х. Й. Шпис // *Металловедение и терм. обработка металлов.* – 2004. – № 7. – С. 7–11.
141. Панайоти, А. В. Активный контроль насыщающей способности газовой среды при ионной цементации и нитроцементации / А. В. Панайоти // *Металловедение и терм. обработка металлов.* – 2002. – № 2. – С. 19–20.
142. Nakonieczny, A. Computer – controlled gas nitriding – a viable replacement for carburizing / A. Nakonieczny [и др.] // *10th Congr. Int. Fed. Heat Treat. and Surface Eng., Brighton, 1–5 Sept., 1996 : Final Programme and Book Abstr. Brighton., 1996.* – С. 103–104.
143. Азотирование и карбонитрирование / под ред. А. В. Супова. – М. : *Металлургия*, 1990. – 275 с.
144. Фуке-Рабинович, Г. С. Износостойкость азотированного инструмента из быстрорежущих сталей / Г. С. Фуке-Рабинович [и др.] // *Трение и износ.* – 1995. – Т. 16, № 4. – С. 780–786.
145. Саверин, М. М. Дробеструйный наклеп / М. М. Саверин. – М. : *Машгиз*, 1955. – 312 с.
146. Екобори, Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел / Т. Екобори. – М. : *Металлургия*, 1971. – 264 с.
147. Кенько, В. М. Влияние низкотемпературной нитроцементации на стойкость холодновысадочных матриц / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин, А. И. Столяров / *Материалы 53-й Междунар. науч.-техн. конф. профессоров, преподавателей, научн. работников и аспирантов, Белорус. гос. политехн. акад. / Белорус. политехн. акад.* – Минск, 1999. – Ч. 1. – С. 145.
148. Степанкин, И. Н. О влиянии поверхностной обработки на характер разрушения и стойкость холодновысадочной оснастки / И. Н. Степанкин, В. М. Кенько / *Материалы Междунар. конф., посвящ. 100-летию со дня рождения С. И. Губкина и 50-летию создания кафедры «Машины и технология обработки металлов давлением»*

- имени С. И. Губкина, Минск, 17–18 сент. 1998 г. / Белорус. политехн. акад. – Минск, 1998. – С. 83–84.
149. Таблицы стандартных справочных данных. Сталь инструментальная быстрорежущая. Механические свойства. ГСССД 9–79. – М. : Изд-во стандартов, 1980. – 7 с.
150. Способ упрочняющей обработки быстрорежущей стали : пат. 4588 ВУ Респ. Беларусь, МПК С23С 8/00 / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин, С. Н. Гузов, В. И. Бобиков, В. Ф. Пинчуков, В. М. Выгляд ; заявитель Гомел. гос. ун-т. – № 19980716 А ; заявл. 27.07.1998 ; опубл. 30.09.2002 // Афіц. бюл. Дзярж. пат. ведамства Рэсп. Беларусь. – 2002. – № 3.
151. Степанкин, И. Н. Адаптированная технология упрочнения рабочих поверхностей инструмента для холодной высадки и выдавливания / И. Н. Степанкин // Материалы, технологии, инструменты. – 2008. – Т. 13, № 4. – С. 88–92.
152. Булычев, С. И. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора / С. И. Булычев, В. П. Алехин. – М. : Машиностроение, 1990. – 224 с.
153. Булычев, С. И. Соотношение между восстановленной и невосстановленной твердостью при испытании наномикроиндентированием / С. И. Булычев // ЖТТ. – 1999. – Т. 69, вып. 7. – С. 42–48.
154. Oliver, W. C. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments / W. C. Oliver, G. P. Pharr // J. Mater. Res. – 1992. – Vol. 7, № 6. – P. 1564–1575.
155. Виноградов, В. Е. Установка для определения модуля упругости поверхностных слоев материалов / В. Е. Виноградов, Б. М. Драпкин, Ю. П. Замятин // Завод. лаборатория. – 1992. – № 9. – С. 65–66.
156. Розенберг, Е. М. Об определении модуля упругости методом вдавливания / Е. М. Розенберг // ЖТФ. – 1945. – № 3. – С. 157–172.
157. Пат. 2304375 ФРГ G 01 № 3/54.
158. Loubet, J. L. Vickers Indentation Curves of Magnesium Oxide (MgO) / J. L. Loubet [et al.] // Transact. ASME. – 1984. – Vol. 106, № 1. – P. 43–48.
159. Thomas, A. Microhardness measurement of quality control Technique for thin Hard Coating / A. Tomas // Surface Engng. – 1987. – Vol. 3, № 2. – P. 117–122.
160. Бякова, А. В. Применение микротвердости для характеристики прочностных свойств поверхностных слоев / А. В. Бякова, В. Г. Горбач // Изв. вузов. Сер. Черная металлургия. – 1987. – № 2. – С. 67–72.

161. Соифер, Я. М. Исследование локальных механических свойств монокристаллов хлористого калия методом атомно-силовой микроскопии / Я. М. Соифер, А. Вердян // Физика твердого тела. – 2005. – Т. 47, вып. 11. – С. 1621–1625.
162. Исследование механических свойств тонких пленок Ag на кремниевой подложке методом наноиндентирования // Физика твердого тела. – 2005. – Т. 47, вып. 11. – С. 1973–1977.
163. Андриевский, Р. А. Наноиндентирование и деформационные характеристики наноструктурных боридонитридных тонких пленок / Р. А. Андриевский [и др.] // Физика твердого тела. – 2000. – Т. 42, вып. 9. – С. 1624–1627.
164. Кенько, В. М. Износостойкость матриц холодновысадочной оснастки / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин, А. И. Столяров // Трение и износ. – 1998. – Т. 19, № 3. – С. 402–406.
165. Степанкин, И. Н. К вопросу исследования контактной выносливости быстрорежущей стали Р6М5 / И. Н. Степанкин, В. М. Кенько, А. И. Камко // Вестн. Полоцк. гос. ун-та. – 2012. – № 3. – С. 39–45.
166. Пинегин, С. В. Контактная прочность в машинах / С. В. Пинегин. – М. : Машиностроение, 1969. – 243 с.
167. Устройство испытания материалов на контактную усталость и износ : пат. 7093 Респ. Беларусь, МПК G 01N 3/00 / И. Н. Степанкин, В. М. Кенько, И. А. Пакратов ; заявитель ГГТУ им. П. О. Сухого. – № u201000717 ; заявл. 16.09.2010.
168. Артингер, И. Инструментальные стали и их термическая обработка : справочник : пер. с венг. / И. Артингер . – М. : Металлургия, 1982. – 312 с.
169. Ляхович, Л. С. Химико-термическая обработка : справочник / Л. С. Ляхович ; под ред. Л. С. Ляховича. – М. : Металлургия, 1981. – 424 с.
170. Дьянчук, В. П. Сокращенная методика расчета контейнеров и матриц скрепленной конструкции / В. П. Дьянчук // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 1980. – № 7. – С. 9–11.
171. Методика расчета и конструктивные особенности скрепленного инструмента для холодной объемной штамповки : руководящий материал. – Куйбышев : Куйбышев. книж. изд-во, 1969. – 30 с.
172. Кенько, В. М. Исследование зависимости напряженно-деформированного состояния холодновысадочных матриц от их геометрической формы / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин, А. И. Столяров / Новые технологии в машиностроении и вычисл. технике : тр. X науч.-техн. конф. профессорско-преподават. состава, аспирантов и студентов / Брест. политехн. ин-т. – Брест, 1998. – С. 139–141.

173. Численные исследования напряженно-деформированного состояния холодновысадочных матриц / С. Б. Сарело [и др.] // Современ. проблемы машиноведения : материалы Междунар. науч.-техн. конф., Гомель, 1–3 июля 1996 г. / Гомел. политехн. ин-т. – Гомель, 1996. – С. 74–75.
174. Кенько, В. М. Влияние напряженного состояния и градиента свойств на характер разрушения и стойкость холодновысадочных матриц / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин // Вестн. Гомел. гос. техн. ун-та им. П. О. Сухого. – 2000. – № 1. – С. 26–32.
175. Кенько, В. М. Влияние низкотемпературной нитроцементации на стойкость холодновысадочных матриц / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин, А. И. Столяров // Материалы 53-й Междунар. науч.-техн. конф. профессоров, преподавателей, научн. работников и аспирантов. – Белорус. гос. политехн. акад. / Белорус. гос. политехн. акад. – Минск, 1999. – Ч. 1. – С. 145.
176. Кенько, В. М. Повышение стойкости обечных пуансонов холодновысадочной оснастки / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин, А. И. Столяров // Материалы, технологии, инструменты. – 2000. – Т. 5, № 1. – С. 78–80.
177. Кенько, В. М. Комплексный учет факторов, определяющих стойкость холодновысадочной оснастки / В. М. Кенько, И. Н. Степанкин // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 2006. – № 2. – С. 39–42.
178. Кенько, В. М. К вопросу учета технологии изготовления при проектировании обечных пуансонов / В. М. Кенько, В. А. Пигенко, И. Н. Степанкин // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 2001. – № 10. – С. 26–30.
179. Степанкин, И. Н. Влияние науглероживания и температуры закалки на стойкость штампового инструмента из стали Р6М5 / И. Н. Степанкин, В. М. Кенько, А. А. Бойко // Металловедение и терм. обработка металлов. – 2013. – № 3. – С. 19–23.
180. Тарасов, А. Н. Структура и свойства диффузионных слоев, формирующихся на легированных сталях при цементации в активированных древесно-угольных смесях / А. Н. Тарасов // МиТОМ. – 2007. – № 2. – С. 32–35.
181. Степанкин, И. Н. Повышение качества формообразующих поверхностей и стойкости чеканочных штампов из стали Р6М5 за счет увеличения ее технологической пластичности в холодном состоянии / И. Н. Степанкин, В. М. Кенько, И. А. Панкратов // Кузнечно-штамповоч. пр-во. – 2012. – № 3. – С. 20–24.
182. Тушинский, Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов / Л. И. Тушинский. – Новосибирск, Сиб. отд-ние акад. наук РФ : Наука, 1990. – 306 с.

Научное издание

**Степанкин Игорь Николаевич
Кенько Виктор Михайлович**

**СТОЙКОСТЬ ХОЛОДНОВЫСАДОЧНОЙ
ОСНАСТКИ И МЕТОДЫ
ЕЕ ПОВЫШЕНИЯ**

Монография

Редакторы: *Н. Г. Мансурова, А. В. Власов*
Компьютерная верстка *Е. Б. Ящук*

Подписано в печать 30.06.14.

Формат 60x84/16. Бумага офсетная. Гарнитура Таймс.
Ризография. Усл. печ. л. 11,62. Уч.-изд. л. 13,30.
Тираж 100 экз. Заказ № 261/101.

Издатель и полиграфическое исполнение
Гомельский государственный
технический университет имени П. О. Сухого.
Свидетельство о гос. регистрации в качестве
издателя печатных изданий за № 1/273 от 04.04.2014.
246746, г. Гомель, пр. Октября, 48