

Министерство образования Украины
Харьковский государственный автомобильно-
дорожный технический университет

На правах рукописи

Афанасьева Ольга Валентиновна

Повышение эксплуатационных свойств
материалов тяжело нагруженных деталей
за счет субструктурного упрочнения

Специальность
05.02.01 - материаловедение в машиностроении

Автореферат диссертации
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Харьков-1995

622.22



Работа выполнена на кафедре механики Харьковского государственного автомобильно-дорожного технического университета.

Научные руководители: -доктор технических наук, профессор, заслуженный деятель науки и техники Украины С.С.Дьяченко, -кандидат технических наук В.А.Золотко.

Официальные оппоненты: -доктор технических наук, профессор В.И.Змий, -кандидат технических наук, доцент Л.Е.Горелкова.

Будущее предприятие - НПП "Агрегат", г. Харьков.

Защита диссертации состоится "23" ноября 1995 г. в 14 час на заседании специализированного совета К 02.17.01 в Харьковском государственном автомобильно-дорожном техническом университете по адресу: 310078, Харьков, ул. Петровского, 25, ХГАДТУ.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке института.

Автореферат разослан "23" октября 1995 г.

Ученый секретарь специализированного совета, кандидат технических наук

А.В.Космин

ЛНБ ім. В. Стефаніка
АН України

Актуальность работы. Одним из наиболее прогрессивных методов изготовления деталей машин в настоящее время является холодная пластическая деформация (ХПД), которая, будучи малоотходным процессом, позволяет получать изделия с достаточной точностью размеров и хорошим качеством обрабатываемой поверхности. Развитие современного машиностроения, кроме создания экономичных процессов изготовления деталей машин, требует повышения их эксплуатационной надежности. С этой точки зрения применение ХПД в цикле изготовления стальных изделий представляется весьма перспективным, так как на ее основе возможно создание комбинированных способов упрочнения, предусматривающих использование наследственного влияния субструктуры деформации на свойства стали после окончательной термической обработки. Формирование термически устойчивых дислокационных конфигураций в деформированном металле вызывает не только прирост прочности, но и обеспечивает сохранение (а иногда и увеличение) пластичности, повышение циклической прочности, сопротивление хрупкому разрушению, снижение порога холодноточности, то есть способствует повышению конструкционной прочности материала. Это дает возможность изготавливать детали из более экономичных марок сталей, которые при традиционной обработке не обеспечивают требуемого комплекса свойств.

Использование субструктурного упрочнения перспективно и для изделий, подвергшихся на заключительном этапе химико-термической обработке (ХТО).

Поскольку пластическая деформация влияет на диффузионные процессы, можно ожидать, что воздействие на субструктуру, созданную ХПД, позволит управлять кинетикой роста диффузионных слоев при ХТО и их свойствами. Наибольшего эффекта, естественно, следует ожидать для низкотемпературных видов ХТО, в частности, для широко применяемого в настоящее время экологически чистого процесса ионного азотирования.

Эффективность влияния ХПД и рациональные режимы обработки для его реализации в значительной мере определяются составом и структурой деформированного металла, условиями деформации и режимами последеформационного отпуска. Научно обоснованных принципов выбора основных параметров термического упрочнения холоднотемпературных сталей, учитывающих влияние перечисленных выше факторов, в настоящее время нет. Недостаточны также

данные о связи процессов, протекающих при азотировании, с характером дислокационной структуры.

Цель работы. Поиск путей и методов повышения термической устойчивости деформационного упрочнения и разработка на этой основе новой технологической схемы комбинированной механико-химико-термической обработки (МХТО), обеспечивающей повышенные эксплуатационные свойства деталей машин.

Для достижения поставленной цели в работе были исследованы следующие основные вопросы:

1) влияние химического состава, степени деформации и исходной структуры на характер процессов, протекающих при отпуске холоднодеформированных сталей;

2) воздействие температурно-временных параметров ионного азотирования на кинетику разупрочнения сердцевин деталей, изготовленных ХПД, в зависимости от температуры последеформационного отпуска;

3) влияние субструктуры на кинетику роста, состав и свойства поверхностных слоев при ионном азотировании;

4) разработка новой технологической схемы комбинированной МХТО, обеспечивающей повышение эксплуатационных свойств сердцевины и поверхностных слоев деталей за счет эффекта субструктурного упрочнения;

5) апробирование предложенного метода на примере поршневых пальцев тяжело нагруженных двигателей внутреннего сгорания с заменой дорогостоящей и нетехнологичной стали 12ХНЗА с цементацией (существующая технология) на более экономичную сталь 18ХГТ с ионным азотированием.

Научная новизна. Установлена связь между химическим составом стали, исходной структурой, субструктурой деформации и характером и интенсивностью процессов, протекающих при нагреве холоднодеформированных сталей. Определена роль этих процессов в формировании свойств изделий при проведении окончательной термической или химико-термической обработки. На качественном уровне сформулированы модельные представления о формировании термически устойчивой дислокационной структуры, основанные на конкурирующем характере процессов деформационного старения (ДС) и полигонизации. Предложен принцип выбора режима последеформационного отпуска, обеспечивающего наибольшую термическую стабильность деформационного упрочнения в докритическом интервале температур, с учетом состава стали, ее исходной структуры и субструктуры деформации. Показана возможность

управления кинетикой процесса ионного азотирования путем целенаправленного воздействия на субструктуру деформации и даны научно обоснованные режимы процесса, обеспечивающие повышение свойств изделий.

Практическая ценность работы. Для деталей, изготавливаемых с использованием ХПД, предложены режимы, позволяющие повысить прочность сердцевины на 15-30%, а пластичность δ_p - в 1,1-1,2 раза. Скорость роста диффузионных слоев в процессе азотирования увеличивается примерно в 1,5 раза и достигается более благоприятное распределение азота по слою. На этом основании разработана новая технологическая схема комбинированной НХТО, обеспечивающая сочетание высокой прочности, пластичности и вязкости сердцевины с повышенной износостойкостью поверхности, что позволило заменить сталь 12ХНЗА на экономнолегированную сталь 18ХГТ с одновременным переходом от цементации к ионному азотированию. Данная технологическая схема прошла проверку при изготовлении опытной партии поршневых пальцев и принята к внедрению в НПП "Агрегат".

На защиту выносятся следующие положения:

- представление об эволюции дислокационной структуры деформированных сталей в процессе последеформационного отпуска и нагрева в докритическом интервале температур;

- модель формирования термически устойчивой дислокационной структуры и особенности влияния такой структуры на процессы диффузионного насыщения при химико-термической обработке;

- принцип выбора температуры стабилизирующего отпуска, обеспечивающего повышение термической устойчивости деформационного упрочнения в докритическом интервале температур;

- новая схема комбинированной механико-химико-термической обработки, обеспечивающая повышение эксплуатационных свойств деталей машин за счет эффекта субструктурного упрочнения.

Апробация работы. Основные результаты работы доложены и обсуждены на республиканской конференции "Конверсия производства деталей ДВС" (Харьков, 1991г.); Республиканской научно-технической конференции "Увеличение срока службы изделий методами поверхностного упрочнения" (Харьков, 1991г.); конференции "Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий" (Запорожье, 1992г.); Международной конференции "Конструктивні та функціональні матеріали" (Львов, 1993г.); Международной конференции "Конструкционные стали-прогрессивные процессы производства и эффективность применения" (Днепропетровск, 1995г.).

6

Публикации. По теме диссертации опубликовано 3 работ. Принято положительное решение по заявке на изобретение, направлены в печать 2 статьи и тезисы международной конференции.

Объем работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав и общих выводов, содержит 44 рисунка, 10 таблиц и список использованных источников, включающий 120 наименований.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ.

Материал и методика исследований. Исследования выполнены на легированных конструкционных сталях промышленных марок 18ХГТ, 40Х, 40ХФА и 38Х2Н0А, обладающих хорошей деформативной способностью и широко применяемых в промышленности для изготовления различных деталей как в улучшенном, так и в поверхностно-упрочненном состоянии, в том числе и после азотирования. Для изучения влияния дисперсности карбидной фазы и состояния α -твердого раствора на процессы, протекающие при отпуске и повторном нагреве деформированной стали, каждая из сталей исследовалась в двух исходных состояниях: сталь 18ХГТ после улучшения по двум различным режимам, а стали 40Х, 40ХФА и 38Х2Н0А - после улучшения и сфероидизирующего отжига (таблица 1).

Охлаждение после отпуска для всех сталей проводилось в масле с целью исключения возможного развития отпускной крупности. После предварительной термообработки образцы подвергали деформации осадкой со степенями 20, 30 и 40% на гидравлическом прессе УИИ-50. Изготовление опытных изделий (поршневых пальцев) из стали 18ХГТ проводилось методом редуцирования со степенью $\delta = 30\%$ на экспериментальной установке ИСН АН Украины.

Для изучения процессов, протекающих при нагреве коллоидодеформированных сталей, образцы подвергали отпуску в интервале температур 150-500°С с шагом 50° продолжительностью 1,5 часа. Исследовались температурные зависимости твердости, ее прироста ΔH , физического уширения рентгеновских линий $\beta(220)$ и пластичности σ_p . Характер изменения этих параметров определяется процессами АС, полигонизации, трансформации карбидной фазы.*

*Под процессами трансформации карбидной фазы автор понимает комплекс процессов, связанных с растворением карбидов при деформации и нагреве, переходом атомов углерода на дислокации и последующим восстановлением карбидной фазы.

последовательность и степень развития которых зависит от состава стали, ее исходной структуры и типа субструктуры деформации. Поскольку до каждой из указанных температур нагревались деформированные образцы, не подвергавшиеся отпуску при

Таблица 1.

Режимы предварительной термической обработки исследуемых сталей.

Марка стали	Режимы термообработки	Твердость HV, МПА.
18ХГТ, режим I	Улучшение: закалка 870°С, масло. высокий отпуск 500°С, масло.	2600
18ХГТ, режим II	Улучшение: закалка 870°С, масло. высокий отпуск 600°С, масло.	2450
40Х	Улучшение: закалка 840°С, масло. высокий отпуск 650°С, масло.	2600
40ХФА	Улучшение: закалка 860°С, масло. высокий отпуск 650°С, масло.	2900
38Х2МЮА	Улучшение: закалка 930°С, масло. высокий отпуск 650°С, масло.	3050
40Х	Сфероидизирующий отжиг: нагрев до 950°С, выдержка 1 час, подстуживание с печью до 700°С, выдержка 4 часа, охлаждение с печью.	1870
40ХФА		1950
38Х2МЮА		2020

более низкой температуре, полученные зависимости характеризуют процессы, наиболее интенсивно развивающиеся именно в данном температурном интервале, тогда как процессы, идущие при более низких температурах и требующие времени для своей реализации, могут быть в значительной мере подавлены достаточно быстрым нагревом ($\sim 200^\circ\text{C}/\text{мин}$).

Ионное азотирование образцов осуществлялось на установке ИОН-30 в атмосфере азота и водорода при температуре 500-520°С и давлении 3 тор. Продолжительность насыщения варьировалась от 0,5 до 10 часов. Кинетика азотирования изучалась путем построения кривых распределения твердости по глубине азотированного слоя. За эффективную глубину азотирования принималось расстояние от поверхности насыщения до границы слоя с твердостью HV=5300 МПа.

Дислокационная структура деформированных и термообработанных сталей изучалась методом тонких фольг на электронном микроскопе ЭМБ-100ЕР. Исследование строения азотированных слоев проводилось на электронно-зондовом микроанализаторе SUPERPROBE-733 при работе в режиме РЭМ. Фазовый состав азотированных слоев и физическое уширение дифракционных линий определялись по дифрактограммам, снятым на дифрактометре ДРОН-1УМ. Обработка результатов рентгеноструктурных исследований проводилась на ЭЕМ "Искра-1256".

Испытания на растяжение осуществлялись в соответствии с ГОСТ 1497-84 на образцах диаметром 4мм и расчетной длиной 40мм. Твердость образцов определялась по методу Виккерса при нагрузке 49 Н. Для измерения пластичности в лабораторных условиях был использован метод неразрушающего определения относительного удлинения δ_r по анализу твердости материала НРСз и диаметру восстановленного отпечатка (РД 50-460-84).

Статистическая обработка результатов измерения твердости и механических испытаний проводилось по оригинальной программе на языке Basic на ПЭЕМ ИБМ - 386.

Износостойкость цементованных образцов из стали 12ХНЗА и азотированных из стали 18ХГТ определялось на машине трения СМШ-2 по схеме "ролик-колодочка".

Сравнительные безмоторные испытания поршневых пальцев на усталостную прочность были проведены на гидропульсационной установке МУП-20.

Влияние последеформационного нагрева на термическую устойчивость деформационного упрочнения сталей.

Исследование процессов, протекающих при нагреве холоднодеформированных сталей.

Сталь 18ХГТ. Исследование температурных зависимостей твердости, пластичности и физического уширения рентгеновских

линий деформированной стали 18ХГТ (рис. 1, а) показало, что в различных температурных интервалах преобладающими являются следующие процессы: при $t = 200^\circ\text{C}$ преимущественно развивается ДС, обуславливающее появление максимума на кривой твердости; при $t = 250-300^\circ\text{C}$ - полигонизация; при $t = 350^\circ\text{C}$ - трансформация карбидной фазы, связанная с дополнительным распадом цементита и выделением дисперсных карбидных частиц, что вызывает появление второго максимума на кривой твердости. Нагрев деформированной стали 18ХГТ выше 400°C сопровождается протеканием рекристаллизационных процессов.

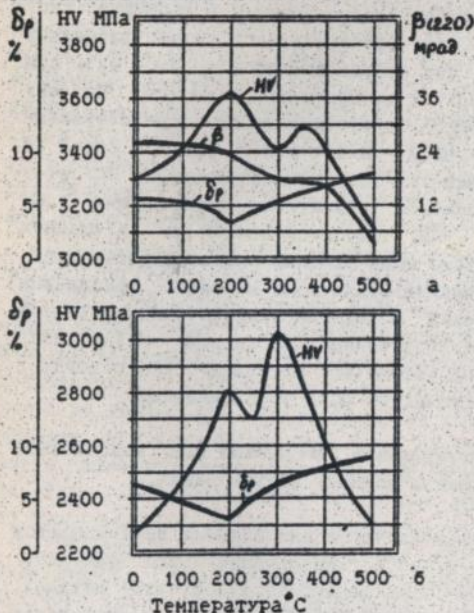


Рис. 1. Зависимость твердости HV, пластичности δ_p и физического уширения β (220) стали 18ХГТ от температуры после деформационного нагрева непосредственно после отпуска (а) и после повторного нагрева (б). Исходное состояние - режим I, $\epsilon = 30\%$.

Степень деформации в исследованных пределах не оказывает влияния на характер изменения твердости, но заметно сказывается на увеличении абсолютного прироста ΔH . Увеличение ϵ от 20 до 30% резко повышает ΔH во всем рассматриваемом интервале температур, а дальнейший рост ϵ (до 40%) его практически не изменяет. Образцы, деформированные с $\epsilon = 40\%$ при температурах выше 400°C обладают высокой склонностью к разупрочнению, что связано с более высоким уровнем запасенной упругой энергии и, как следствие, большей склонностью к рекристаллизации.

Изменение дисперсности карбидной фазы и состояния

α -твердого раствора также не влияет на форму кривых твердости, однако абсолютный прирост твердости у образцов, обработанных по режиму II, во всем исследованном температурном интервале существенно меньше, чем у образцов, улучшенных по режиму I.

Среднеуглеродистые стали. Характер и интенсивность процессов, протекающих при последеформационном отпуске среднеуглеродистых сталей, зависит от их химического состава и исходной структуры, определяющих склонность стали к ДС. Легирование стали сильными карбидообразующими элементами (V, Ti, Mo), увеличивая энергию связи углерода в карбидах, снижает склонность к ДС. Этому способствует и размер карбидных частиц - чем они крупнее, тем меньше распад карбидной фазы при деформации и ниже склонность к последующему старению. Поэтому в сталях 40X, 40XФА и 38X2M0A, деформированных после сфероидизирующего отжига, на кривой $H-f(t^{\circ}\text{отп})$, как и в стали 18XГТ, присутствуют два максимума (первый соответствует ДС, второй - закреплению дислокационной структуры сегрегациями примесных атомов). В стали 40X, деформированной в улучшенном состоянии, наблюдается только один максимум, что свидетельствует о сильной склонности данной стали к ДС и полном подавлении полигонизации. Стали 40XФА и 38X2M0A занимают промежуточное положение между этими двумя случаями: на кривой $H-f(t^{\circ}\text{отп})$ вместо второго максимума появляется площадка, что говорит о конкурирующем характере процессов ДС и полигонизации.

Устойчивость субструктурного упрочнения при воздействии температурно-временного цикла ионного азотирования.

Поскольку при ионном азотировании изделие выдерживается в области 500°C не менее 4 часов, необходимо было выяснить, насколько устойчиво при этой температуре состояние металла, созданное различным последеформационным отпуском. С этой целью образцы, отпущенные при различных температурах выдерживались при 500°C в течение 4ч., после чего исследовались температурные зависимости их твердости и пластичности. Полученные данные необходимы для прогнозирования изменения свойств сердцевинным изделиям в процессе азотирования и выбора температуры отпуска, обеспечивающего наиболее полное сохранение деформационного упрочнения.

Сталь 18XГТ. В предварительно неотпущенных образцах

После указанной обработки происходит рекристаллизация, сопровождающаяся полным разупрочнением: твердость стали становится ниже, чем в исходном (недеформированном) состоянии. Последеформационный отпуск тормозит развитие рекристаллизационных процессов, однако повышение температуры отпуска неоднозначно влияет на устойчивость деформационного упрочнения. На кривой изменения твердости (рис. 1, б) наблюдаются два максимума: первый (при $t^{\circ}=200^{\circ}\text{C}$) обусловлен закреплением субструктуры деформации, которое имело место при ДС. При этом пластичность стали остается на минимальном уровне. Второй максимум ($t^{\circ}=300^{\circ}\text{C}$) характеризуется наибольшим сохранением твердости и ростом пластичности, которая в этом случае даже выше, чем в исходном (до деформации) состоянии. Дальнейшее повышение температуры отпуска приводит к заметному разупрочнению стали. Таким образом, температура последеформационного отпуска является весьма критичным параметром: достижение термически устойчивого эффекта субструктурного упрочнения возможно при отпуске деформированной стали в довольно узком температурном интервале.

Независимо от исходного состояния стали 18ХГТ, максимальная твердость сохраняется в образцах, деформированных с $\delta=30\%$. Увеличение степени деформации до 40% приводит к снижению термической стабильности упрочнения, что обусловлено большим запасом упругой энергии, накопленной сталью при такой деформации и, следовательно, большим термодинамическим стимулом к ее релаксации. Из приведенных данных можно сделать заключение, что для обеспечения после азотирования сочетаний наиболее высокого уровня прочностных свойств сердцевинными изделиями из стали 18ХГТ и пластичности следует рекомендовать деформацию со степенью 30% и последеформационный отпуск при $t^{\circ}=300^{\circ}\text{C}$.

Среднеуглеродистые стали. Для этих сталей выбор температуры отпуска, обеспечивающей максимальное сохранение деформационного упрочнения сердцевинны после азотирования, определяется степенью склонности к ДС. Сталь 40Х, деформированная в улучшенном состоянии, как уже отмечалось, обладает высокой склонностью к ДС, что в значительной мере подавляет перестройку дислокационной структуры по механизму полигонизации. Поэтому для этой стали возможен только отпуск, соответствующий максимуму деформационного старения. Естественно, что в данной стали степень сохранения деформационного упрочнения после азотирования невелика, а пластичность существенно ниже, чем в исходном состоянии. В том же случае, когда полигонизация в ка-

кой-то мере может развиваться и на кривых HV: $f(t^{\circ} \text{отп})$ после выдержки 4 часа при $t: 500^{\circ}\text{C}$ присутствует два максимума, наибольшая стабильность упрочнения, как и в стали 18ХГТ, достигается после отпуска, соответствующего начальным стадиям полигонизации.

Анализ и обобщение результатов исследований, выполненных на сталях с различным содержанием углерода и легированием, позволяет определить общий подход к выбору режима стабилизирующего отпуска: для сталей с глобулярным цементитом, легированных сильными карбидообразующими элементами, температура отпуска должна быть примерно на 100°C выше температуры максимума ДС и соответствовать начальным стадиям полигонизации. В результате такого отпуска, вследствие снижения интенсивности ДС происходит частичная перестройка дислокаций в границах ячеек и их закрепление сегрегациями примесных атмосфер, что сопровождается снижением уровня запасенной энергии и, как следствие, уменьшением стимула к рекристаллизации.

Дисперсность карбидной фазы оказывает неоднозначное влияние на эти процессы: укрупнение карбидных частиц облегчает процессы перестройки дислокаций и одновременно, вследствие большей устойчивости крупных частиц к растворению, снижает эффект закрепления дислокационных конфигураций. Степень сохранения деформационного упрочнения зависит от химического состава стали и ее исходной структуры (табл. 2).

Таблица 2.

Эффективность субструктурного упрочнения исследуемых сталей.

Сталь, исходная обработка	Временное сопротивление МПа		Общий прирост прочности по сравнению с исходным состоянием %	Изменение пластичности по сравнению с исходным состоянием %	Степень сохранения деформационного упрочнения %
	в исходном состоянии	в субструктурно упрочненном состоянии			
18ХГТ					
режим I	865	1050	22	+ 17	72
режим II	830	970	17	+ 14	76

1	2	3	4	5	6
40X					
1	895	1030	15	- 20	47
2	645	850	23	- 5	63
40XФА					
1	920	1160	26	+ 19	80
2	680	940	29	+ 10	100
38X2МЮА					
1	1020	1170	15	+ 20	65
2	690	900	31	+ 12	80

Примечание: Исходная обработка 1-улучшение;
2-сфероидизирующий отжиг.

Структурные превращения и разупрочнение в деформированной стали при ионном азотировании.

Исследование кинетики разупрочнения и эволюции дислокационной структуры стали 18ХГТ в различном субструктурном состоянии при ионном азотировании позволило не только определить процессы, лимитирующие термическую устойчивость дислокационной структуры, но и установить максимально возможную длительность диффузионного насыщения при ИХТО, не вызывающую разупрочнение сердцевины деталей.

Ионному азотированию при $t^{\circ} = 500^{\circ} \text{C}$ продолжительностью 0,5... 10 часов подвергались образцы непосредственно после деформации, а также после деформации и отпуска при $t^{\circ} = 200^{\circ} \text{C}$ и $t^{\circ} = 300^{\circ} \text{C}$, что соответствует первому и второму максимумам на кривых $HV = f(t_{\text{отп}})$ (рис. 1, 6). Результаты исследования твердости этих образцов произведены на рис. 2. Как видно из графиков, нагрев образцов непосредственно после деформации сопровождается их резким разупрочнением уже в первые полтора-два часа (кривая 4).

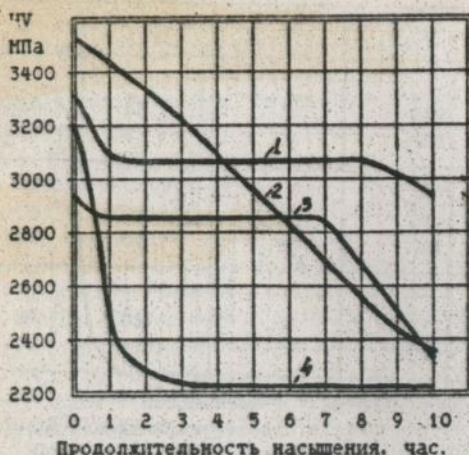


Рис. 2. Кинетика разупрочнения сердцевинки стали 18ХГТ при ионном азотировании. Состояние перед азотированием: 1, 3 - деформация $\epsilon = 30\%$, отпуск 300°C. 2 - деформация $\epsilon = 30\%$, отпуск 200°C. 4 - деформация $\epsilon = 30\%$, без отпуска.

Исходная обработка перед деформацией: 1, 2, 4 - режим I. 3 - режим II.

участка. В начальный период изотермической выдержки (до 1 часа) наблюдалось небольшое снижение твердости, затем твердость в течение длительного времени остается неизменной и лишь при выдержке свыше 8 часов наступает стадия разупрочнения (кривая 1). Дисперсность карбидной фазы и состояние α -твердого раствора оказывают влияние не только на уровень твердости, но и на термическую стабильность субструктурного упрочнения: протяженность горизонтального участка на кинетических кривых для образцов, обработанных по I режиму, больше, а темп разупрочнения при дальнейшем увеличении изотермической выдержки ниже, чем у образцов, обработанных по режиму II (сравните кривые 1 и 3).

Исследование эволюции дислокационной структуры в процессе выдержки стали 18ХГТ при $t^* = 500^\circ\text{C}$ показало, что нагрев в те-

Твердость образцов, предварительно отпущенных при $t^* = 200^\circ\text{C}$, с увеличением времени выдержки при температуре испытаний монотонно снижается и достигает практически исходных значений через 10 часов (кривая 2). Наибольшая термическая устойчивость наблюдалась в образцах исследуемой стали, которые подвергались стабилизирующему отпуску при $t^* = 300^\circ\text{C}$. Кинетические кривые в этом случае имеют три характерных

чение трех часов образцов, не подвергнутых стабилизирующему отпуску, приводит к рекристаллизации ферритной матрицы. Формирование центров рекристаллизации происходит в пределах бывших дислокационных ячеек с последующим ростом зерен по механизму движения большеугловой границы, что сопровождается разупрочнением (рис. 2, кривая 4). Проведение последеформационного отпуска существенно тормозит рекристаллизацию. Характер структурных изменений при последующем длительном нагреве определяется режимом такого отпуска. После выдержки в течение пяти часов образцов, предварительно отпущенных при $t^* = 200^\circ\text{C}$, на фоне сохранившейся ячеистой структуры с малой плотностью единичных дислокаций наблюдаются отдельные рекристаллизованные микрообъемы. Увеличение времени изотермической выдержки до 10 часов сопровождается рекристаллизацией, приводящей к формированию неравномерной по размерам зеренной структуры. Описанные изменения дислокационной структуры позволяют объяснить характер разупрочнения стали в данном субструктурном состоянии с позиций существующих представлений о деформационном старении. Стабилизирующий отпуск при температуре максимума ΔC сопровождается образованием на дислокациях конденсированных атмосфер, что делает невозможным перестройку дислокационной структуры при таком уровне термической активации. Последующий нагрев до температур выше температуры конденсации примесных атмосфер приводит к разблокированию дислокаций и протеканию релаксационных процессов. Вследствие микронеоднородности деформации эти процессы в объеме металла идут неравномерно, что приводит к непрерывному, но достаточно медленному разупрочнению.

Эволюция дислокационной структуры образцов, предварительно отпущенных при $t^* = 300^\circ\text{C}$, существенно отличается от описанного выше. После изотермической выдержки при $t^* = 500^\circ\text{C}$ в течение трех часов дислокационная структура стали имеет ячеистое строение, однако плотность дислокаций в теле ячеек заметно ниже, а дислокационные границы уже, чем непосредственно после отпуска. Увеличение длительности нагрева до семи часов сопровождается дальнейшим совершенствованием границ и снижением общей плотности дислокаций, однако такое изменение структуры не сопровождается разупрочнением стали (кривая 1 на рис. 2). Сохранение упрочнения обусловлено процессами трансформации карбидной фазы. Как уже отмечалось, отпуск данной стали при $t^* = 300^\circ\text{C}$ обеспечивает заметное подавление деформационного старе-

ния, в результате чего становится возможным протекание начальных стадий полигонизации. Совершенствование дислокационных границ приводит к повышению их сегрегационной емкости и стимулирует дополнительное растворение цементита. Последующий нагрев до $t^{\circ} = 500^{\circ}\text{C}$ способствует образованию сегрегаций примесных атомов на дислокационных стенках. Вследствие того, что повышение концентрации атомов углерода в сегрегациях сопровождается уменьшением их диффузионной подвижности, при дальнейшей изотермической выдержке кинетически более выгодным становится не диффузия углерода через твердый раствор к существующим карбидным включениям, а образование новых цементитных частиц на субграницах. Процесс выделения высокодисперсных карбидов, особенно на стадии когерентности, является причиной сохранения упрочнения на фоне общего снижения плотности дислокаций. В пользу этого свидетельствует и характер субструктуры, формирующийся при увеличении времени нагрева до десяти часов, когда на кинетической кривой наблюдается значительное снижение твердости. При такой продолжительности нагрева завершается процесс полигонизации, а по границам полигонов и по местам рассыпавшихся субграниц второго порядка наблюдаются карбидные выделения. Вероятно, на этом этапе и происходит обособление и коагуляция карбидов, что вызывает частичное разупрочнение.

Таким образом, процессами, лимитирующими термическую устойчивость дислокационной структуры, являются трансформация карбидной фазы и полигонизация как первая стадия рекристаллизации.

Максимально возможная продолжительность ионного азотирования для стали 18ХГТ, предварительно обработанной по I режиму, составляет 8 часов, по II режиму - 6 часов.

Влияние дислокационной структуры стали на особенности формирования и свойства азотированных слоев.

Исследования исходной субструктуры на кинетику роста фазовый состав и свойства азотированных слоев проводили на стали 18ХГТ. Ионному азотированию подвергали образцы, предварительно термообработанные по режиму I (табл. 1): недеформированные (исходные), после деформации с $\epsilon = 30\%$, а также после деформации и стабилизирующего отпуска по оптимальному режиму ($t^{\circ} = 300^{\circ}\text{C}$).

Как видно из рис. 3, пластическая деформация приводит к

ускорению процесса азотирования. При малых временах азотирования (до 1 часа) скорости насыщения деформированных образцов и образцов, подвергнутых последеформационному стабилизирующему отпуску, практически одинаковы и выше, чем в исходных образцах.



Рис. 3 Зависимость эффективной глубины азотирования $L_{эф}$ стали 18ХГТ в различном субструктурном состоянии от длительности ионного азотирования.

1 - субструктурноупрочненное состояние (деформация с $\epsilon = 30\%$, отпуск 300°C); 2 - деформация без отпуска); 3 - исходное состояние.

интервале и обеспечивают более высокую скорость насыщения.

Об этом же свидетельствует и изменение поверхностной твердости диффузионного слоя в зависимости от продолжительности насыщения. Если в исходных образцах поверхностная твердость снижается после двух часов азотирования, то в субструктурноупрочненной стали такое снижение, вызванное уменьшением градиента концентраций азота, начинается лишь после четырех часов.

формирование в стали термически устойчивой субструктуры оказывает влияние не только на кинетические особенности процесса азотирования, но и на фазовый состав, строение слоя, распределение в нем азота, что, в конечном счете, определяет

При длительности азотирования свыше 1 часа скорость насыщения в деформированных образцах снижается и приближается к скорости этого процесса для недеформированных образцов. Это связано с протеканием рекристаллизации, обуславливающей снижение плотности дислокаций и уменьшение протяженности эффективных каналов для отвода атомов азота вглубь металла. В стали с термически устойчивой субструктурой эти каналы сохраняют свою эффективность во всем исследуемом временном

Л.В. М. В. Стефанюк
АН України

эксплуатационные свойства готового изделия.

Термически устойчивая субструктура, созданная в результате деформации и стабилизирующего отпуска, приводит к уменьшению толщины нитридной зоны. Установлено, что при продолжительности азотирования 4 часа в такой стали нитридная зона имеет толщину $\sim 1 \text{ мкм}$ и состоит в основном из γ' -фазы. На деформированных образцах, не подвергавшихся стабилизирующему отпуску и исходных образцах толщина нитридной зоны составляет соответственно 2,5 и 4,5 мкм, при этом наблюдается увеличение объемной доли ϵ -фазы. Уменьшение толщины нитридной зоны связано с более высокой скоростью отвода атомов азота от поверхности насыщения.

Об определяющей роли устойчивой полигональной структуры в процессах формирования азотированного слоя свидетельствует и строение границы раздела "нитридная зона-зона внутреннего азотирования". В образцах, подвергнутых перед азотированием деформации и стабилизирующему отпуску, прожилки нитридов существенно тоньше, а сама сетка нитридов более разветвленная, чем у недеформированных образцов. Это является подтверждением того, что границы полигонов служат дополнительными каналами для диффузии атомов азота от границы раздела и обеспечивают увеличение скорости роста азотированного слоя.

В сталях с термически устойчивой субструктурой достигается также более благоприятное распределение азота по слою, о котором можно судить по кривым распределения твердости (рис. 4).

В этом случае, в отличие от стали в исходном и деформированном (без отпуска) состояниях, на кривой отмечается два характерных участка, отличающихся друг от друга углом наклона, а следовательно, градиентом концентраций азота. Первый участок (ав) имеет малый угол наклона и характеризуется наибольшим содержанием азота, что должно обеспечивать азотированным изделиям максимальную для данного случая контактную прочность. Высокий градиент твердости на втором участке кривой (вс) приводит к повышению уровня остаточных сжимающих напряжений в поверхностных слоях азотированных изделий, что, как известно, благоприятно сказывается на их усталостной прочности. Измерение остаточных внутренних напряжений безэталоным рентгеновским методом показано, что уровень напряжений в поверхностных слоях субструктурноупрочненных образцов в 1,7 раза выше, чем в исходных.

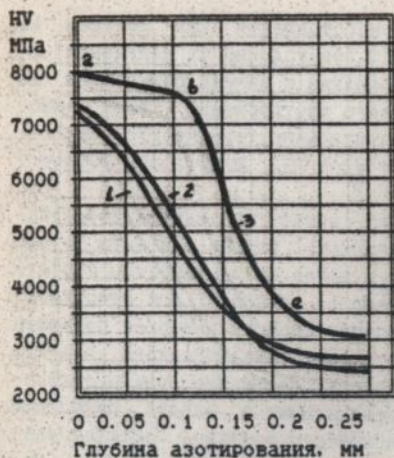


Рис. 4. Распределение твердости по глубине азотированного слоя исходных (1), деформированных (2) и субструктурноупрочненных (3) образцов.

ионного азотирования, обеспечивающие получение высокого комплекса эксплуатационных свойств.

Разработка технологической схемы изготовления и обработки деталей машин с использованием эффекта субструктурного упрочнения.

Предложенный метод субструктурного упрочнения был опробован при изготовлении поршневых пальцев ДВС. По существующей технологии поршневые пальцы тяжело нагруженных дизельных двигателей изготавливают из стали 12ХНЗА по технологической схеме, включающей в себя следующие операции: 1) порезка трубчатой заготовки; 2) калибрование отверстия деформирующим элементом (дорнование или протягивание); 3) точение заготовки; 4) химико-термическая обработка (цементация или нитроцементация); 5) шлифование поверхности; 6) термическая обработка (закалка и низкотемпературный отпуск); 7) шлифование и доводка поверхности.

Эффективная толщина и поверхностная твердость азотированных слоев стали 18ХГТ после предварительной термообработки по режиму I (табл. 1), независимо от их субструктурного состояния перед азотированием, заметно больше, чем у образцов, обработанных по режиму I, что связано с состоянием α -твердого раствора.

По результатам проведенных исследований определены оптимальные режимы предварительной (перед деформацией) термической обработки и длительность

В работе предложена схема изготовления этих деталей из экономнолегированной стали 18ХГТ при условии их получения методом холодной пластической деформации и замены цементации на экологически чистый процесс ионного азотирования. Такая технологическая схема включает предварительную термическую обработку; формообразование одним из методов ХПД, шлифование в размер, ионное азотирование.

Предварительная термическая обработка (улучшение) предназначена для формирования исходного уровня свойств стали 18ХГТ и состоит из закалки в масле от температуры 870°C и высокого отпуска при $t=500^{\circ}\text{C}$ (табл. 1, режим I). Для деформирования стали с таким исходным уровнем свойств наиболее приемлем метод редуцирования. Для достижения максимального эффекта субструктурного упрочнения степень деформации должна составлять ~30%. В соответствии с предложенным в работе принципом выбора температуры последеформационного отпуска, обеспечивающего наибольшую термическую стабильность субструктурного упрочнения, для стали 18ХГТ такой отпуск должен проводиться при температуре $t=300^{\circ}\text{C}$, продолжительность выдержки 1,5 часа. Учитывая критичность температуры отпуска, ее колебания не должны превышать $\pm 10^{\circ}\text{C}$.

Ионное азотирование является окончательной операцией в данной технологической схеме. Температура азотирования стали 18ХГТ может составлять 480-520°C, продолжительность насыщения - 4 часа.

Проведенные исследования показывают, что при обработке по предлагаемой технологической схеме (предварительная термообработка по режиму 1) прочностные свойства сердцевинны высокоотпущенной стали 18ХГТ такая же, как у стали 12ХНЗА после закалки и низкого отпуска, а пластичность существенно выше. Твердость поверхности и остаточное сжимающие напряжения в поверхностном слое азотированных образцов из стали 18ХГТ также выше, чем у цементованных из стали 12ХНЗА.

Проведение сравнительных безмоторных испытаний поршневых пальцев, изготовленных по серийной и предлагаемой технологиям, показано, что циклическая прочность последних выше в 1,2 раза, а износостойкость в 1,6 раза по сравнению с традиционной обработкой, что делает возможным внедрение данной технологической схемой МХТО (табл. 3, вариант III) при изготовлении поршневых пальцев дизельных двигателей.

Таблица 3.

Свойства поршневых пальцев, полученных по серийной и предлагаемой технологиям.

N п/п	Свойства	Материал пальца			
		Технология обработки			
		12ХН3А	18ХГТ		
		I	II	III	IV
1.	Твердость поверхности HV, МПа	6500 - 7700	7650 - 7800	7800 - 8150	7150 - 7300
2.	Полная толщина азоти- рованного слоя, мм	-	0.20	0.27	0.18
3.	Эффективная толщина азотированного слоя, мм	-	0.10	0.16	0.09
4.	Твердость сердцевины, HV, МПа	2700 - 3200	2400 - 2500	3000 - 3100	2800 - 2900
5.	Временное сопротивле- ние, МПа	1010	890	1050	970
6.	Пластичность сердцеви- ны δ р, %	4	6	6,5	7,3
7.	Остаточные напряжения в поверхностном слое, МПа	-640	-1270	-2260	-1640
8.	Среднее число циклов до разрушения	623250	-	756200	-

I- серийная технология;

II- азотирование (500°C, 4 часа) в улучшенном состоянии;

III, IV- предлагаемая технология (улучшение, деформация
 $\epsilon=30\%$, 300°C, 1,5 часа, ионное азотирование 500°C, 4 часа).

Предварительная термическая обработка:

II, III- улучшение по режиму I (закалка, отпуск 500°C);

IV- улучшение по режиму II (закалка, отпуск 600°C).

Экономический эффект может быть достигнут за счет замены марки стали (стоимость стали 12ХНЗА в 1.7 раза выше чем стали 18ХГТ). С внедрением новой технологической схемы получения поршневых пальцев снижается на 12% расход металла на изготовление детали, значительно уменьшается количество металлорежущего оборудования (одна установка для редуцирования позволяет заменить 5 сверлильных станков 2Н118 и 2 токарных 1А730), упрощается техпроцесс обработки пальцев и снижается его трудоемкость. Переход от цементации к экологически чистому процессу ионного азотирования позволяет значительно снизить расход электроэнергии и улучшить условия труда работающих. Конкретный экономический эффект может быть определен после изготовления опытно-промышленной партии деталей и проведения моторных испытаний.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ.

1. Установлены качественные закономерности влияния состава, исходной структуры и субструктуры деформации на интенсивность и взаимосвязь процессов, протекающих при нагреве холоднодеформированных сталей.
2. Показано, что изменение свойств деформированной стали в зависимости от температуры стабилизирующего отпуска носит немонотонный характер и определяется конкуренцией процессов деформационного старения и полигонизации.
3. Установлено, что наибольшая термическая устойчивость деформационного упрочнения может быть достигнута в сталях с невысокой склонностью к деформационному старению, когда при определенной температуре стабилизирующего отпуска одновременно протекают процессы термически активируемого перераспределения дислокаций и их закрепления примесными атмосферами.
4. Определены критерии, позволяющие по составу, исходной структуре и субструктуре деформации качественно оценивать возможность сохранения деформационного упрочнения в докритическом интервале температур и его термическую стабильность.
5. Предложен принцип выбора режима последеформационного отпуска, обеспечивающего максимальное сохранение деформационного упрочнения и его термическую стабильность: для сталей с невысокой склонностью к деформационному старению температура такого отпуска должна быть примерно на 100°С выше температуры максимума ДС.

6. На основании исследований эволюции дислокационной структуры различного типа в процессе длительной выдержки в докритическом интервале температур установлено, что факторами, лимитирующими термическую устойчивость деформационного упрочнения, являются трансформация карбидной фазы и полигонизация как первая стадия рекристаллизации. Разработана качественная модель механизма формирования термически устойчивой субструктуры.

7. Показано, что существует оптимальный интервал степени деформации, обеспечивающий максимальный эффект субструктурного упрочнения. Для стали 18ХГТ такая деформация составляет ~30%.

8. Термически устойчивая субструктура обеспечивает ускорение процесса насыщения стали азотом и повышает качество азотированного слоя: эффективная толщина слоя увеличивается в 1,5 раза и достигается более благоприятное распределение концентрации азота по слою, приводящее к росту внутренних сжимающих напряжений в стали 18ХГТ в 1,7 раза по сравнению с исходным состоянием.

9. Установлено, что положительное влияние термически устойчивой субструктуры обусловлено увеличением скорости диффузионного отвода атомов азота от поверхности насыщения вглубь основного металла за счет развитой сети субграниц в α -твердом растворе.

10. Предложена новая схема комбинированной механико-химико-термической обработки (МХТО), которая обеспечивает повышение комплекса свойств сердцевины и поверхностных слоев деталей за счет эффекта субструктурного упрочнения. Использование такой схемы при изготовлении поршневых пальцев дизельных двигателей позволяет заменить дефицитную никельсодержащую сталь 12ХНЗА на экономнодегированную сталь 18ХГТ с одновременным переходом от цементации к экологически чистому процессу ионного азотирования.

Для стали 18ХГТ такая схема включает следующие операции: улучшение-закалка, $t=870^\circ\text{C}$, масло, высокий отпуск $t=500^\circ\text{C}$, масло; деформация редуцированием с $\epsilon=30\%$; стабилизирующий отпуск $t=300^\circ\text{C}$, 1,5 часа; ионное азотирование 500°C , 4 часа.

11. Экономическая эффективность достигается за счет замены используемой стали на более дешевую, экономии материала, энерго и трудозатрат при изготовлении детали методом редуцирования взамен обработки резанием и значительного снижения энергозатрат при сокращении температурно-временного цикла химико-термической обработки.

Основные положения диссертации опубликованы в следующих работах:

1. Дьяченко С. С., Золотко В. А., Афанасьева О. В. Исследование влияния различных видов термического упрочнения на структуру и качество деталей, обработанных методом пластической деформации. Отчет о НИР № 02.9.10.032482 Харьков, 1990г. - 87с.

2. Дьяченко С. С., Золотко В. А., Афанасьева О. В. Исследование возможности замены стали 12ХНЗА на сталь 18ХГТ при изготовлении поршневых пальцев. Тезисы Республиканской конференции "Конверсия производства деталей ДВС". Харьков, 1991г.

3. Способ упрочнения стальных деталей. С. С. Дьяченко, В. А. Золотко, О. В. Афанасьева и др. Положительное решение патентной экспертизы по заявке №4938032/02- 042249 1992г.

4. Дьяченко С. С., Золотко В. А., Афанасьева О. В. Субструктурное упрочнение при химико-термической обработке холоднодеформированной стали. Тезисы конференции "Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий". Запорожье, 1992г.

5. Дьяченко С. С., Золотко В. А., Афанасьева О. В. Форування тонкої структури при іонному азотуванні холоднодеформованої сталі та її властивості. Тезиси Міжнародної конференції "Конструкційні та функціональні матеріали". Львів, 1993г.

6. Разработка новых технологических схем изготовления и обработки деталей машин и инструмента, обеспечивающих снижение материалоемкости и повышение эксплуатационных свойств за счет эффекта субструктурного упрочнения. В. А. Золотко, О. В. Афанасьева, Е. А. Кузьменко, Т. А. Оприщенко Отчет о госбюджетной НИР. г. Харьков, 1993. - 117с.

7. Дьяченко С. С., Золотко В. А., Афанасьева О. В. О возможности замены стали 12ХНЗА на сталь 18ХГТ при изготовлении поршневых пальцев дизельных двигателей. "Металловедение и термическая обработка металлов" принято к печати в 1994 г.

8. D'yachenko S. S., Zolot'ko V. A., Afanas'eva O. V. Use of strain strengthening for inscreasing the properties of steels at ionic nitridins. The 16th International Conference ASM Heat Treating 19-21 March 1996. Abstract. Принято к печати в 1995г.

9. Дьяченко С. С., Золотко В. А., Афанасьева О. В. Термическая устойчивость дислокационной структуры холоднодеформированной стали. "Известия РАН. Металлы" принято к печати в 1994г.

10. Дьяченко С. С., Золотько В. А., Афанасьева О. В. Комбинированная механико-химико-термическая обработка экономнолегированных сталей. Тезисы доклада Международной конференции "Конструкционные стали - прогрессивные процессы производства и эффективность применения" Днепропетровск, окт., 1995 г.

Соискатель

О. В. -

О. В. Афанасьева

АНОТАЦІЯ

Афанасьєва О. В. Підвищення експлуатаційних властивостей матеріалів важконавантажених деталей за рахунок ефекту субструктурного зміцнення.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук по спеціальності 05.02.01 - матеріалознавство в машинобудуванні, Харківський державний автомобільно-дорожній технічний університет, Харків, 1995 р.

В дисертаційній роботі досліджено: вплив вихідної структури та ступеня деформації на процеси, що марть місце під час нагрівання холоднодеформованих сталей, та встановлені фактори, що лімітують термічну стабільність субструктурного зміцнення; досліджено вплив дислокаційної структури на кінетичні особливості, будову та властивості поверхневих шарів, що формуються при іонному азотуванні холоднодеформованих сталей.

На базі проведених досліджень пропонується нова технологічна схема виготовлення та обробки поверхневозміцнюючих деталей та принцип вибору її основних параметрів. Використання такої схеми дозволить підвищити міцність сердцевини таких деталей на 25%. Швидкість дифузії азоту при цьому збільшується в 1,5 - 1,7 рази і підвищуються експлуатаційні властивості азотованих шарів і деталей в цілому.

Ключові слова: деформаційне зміцнення, дислокаційна структура, термічна стабільність, післядеформаційна термічна обробка, іонне азотування.

ABSTRACT.

Afanas'eva O. V. Operating material properties increase of heavy-loaded parts of machines at the expense of substructure strengthening effect.

The thesis for "Master of Technical Sciences" academic degree on speciality 05.02.01 (Material science in machine building), Kharkov State Motor and Highway Technical University, Kharkov, 1995.

In this work the following task have been fulfilled: the effect of steel composition, initial structure, degree of deformation on the processes which take place during to heating of the cold deformed steels has been investigated and the factors limiting the thermal stability of strain strengthening have been determined; the influence of the dislocation structure type on the growth kinetics, structure and properties of the surface layers developed and ionic nitriding has been determined.

On the basis of the above mentioned investigations the new manufacturing process and the schedule of treatment have been proposed for parts with surface strengthening, e.g. piston pins. This scheme ensures the strength increase of the piece core for 25% without descreathing the ductility and toughness. Growth rate of the diffusion layer becomes 1.5 - 1.7 times higher, the operating properties of nitrided layer are improved. The proposed method may be used for producing heavy-loaded parts from relatively inexpensive low alloy steels simultaneously replacing carburizing with ionic nitriding.

Key words: strain strengthening, dislocation structure, thermal stability, postdeformation heat treatment, ionic nitriding.

Ответственный за выпуск Приходченко В. А.

Підписано до друку 16.10.95, формат 60x84 1/16,
папір для розмножувальних апаратів, друк офсетний,
ротапринт ВД ХОУС, зам. №1181, тираж 100 прим.
м. Харків-310002, вул. Маршала Бажанова, 28

дск - 40/38

AB 33.254