

PACS numbers: 01.60.+q, 01.65.+g, 81.05.Bx, 81.20.-n, 81.30.-t, 81.40.-z, 81.70.-q

## **О вкладе В. Н. Гриднева и В. Д. Садовского в развитие работ в области фазовых и структурных превращений в сталях и сплавах в неравновесных условиях**

С. П. Ошкадеров

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,  
бульв. Акад. Вернадского, 36,  
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

Важнейшим требованием, предъявляемым к конструкционным материалам массового применения, является их надежность в изделии, что обеспечивается оптимизацией свойств их прочности и пластичности, а также экономичность и экологическая чистота технологических процессов их обработки. Решить эту задачу в рамках единого комплекса организационно-технических мероприятий можно лишь на основании глубокого научного исследования внутренней природы металла, закономерностей формирования его структуры при всех технологических операциях его производства и связи этой структуры со свойствами готового изделия.

Важливою вимогою, що висувається до конструкційних матеріалів масового використання, є їх надійність у виробі, що забезпечується оптимізацією властивостей їх міцності та пластичності, а також економічністю та екологічною чистотою технологічних процесів їх обробки. Вирішити це завдання в рамках єдиного комплексу організаційно-технічних заходів можливо лише на підставі глибокого наукового дослідження внутрішньої природи металу, закономірностей формування його структури при всіх технологічних операціях його виробництва та зв'язку цієї структури з властивостями готового виробу.

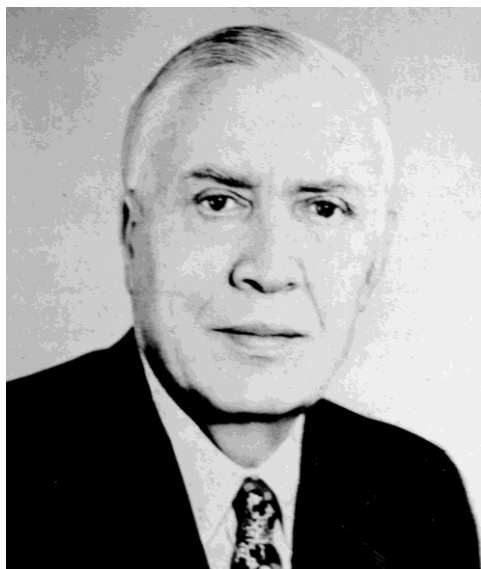
An important requirement applied to construction materials of mass use is their reliability in a product, provided by optimization of their strength and plasticity properties, and economy and ecological cleanness of their treatment technological processes. The solution of this problem within the framework of the single complex of the organizational and technical activities is possible only on the basis of a deep scientific research of internal nature of metal, principles of the metal-structure formation during all technological operations of metal fabrication and connection of this structure with properties of the finished product.

**Ключевые слова:** фазовые и структурные превращения, термообработка, конструкционные материалы, прочность, пластичность, микро- и макронапряжения.

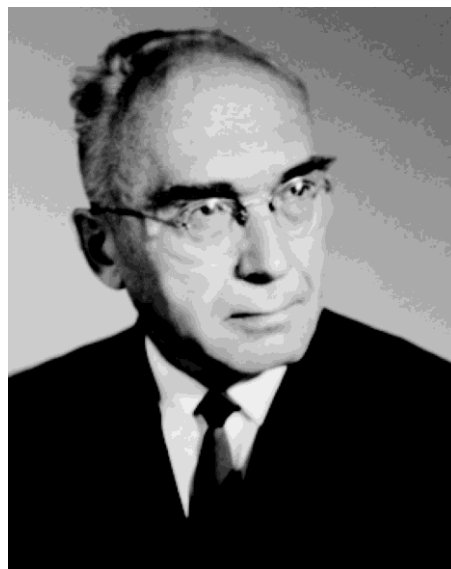
*(Получено 5 мая 2008 г.)*

## 1. ПРЕДИСЛОВИЕ

Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений, лежащие в основе понимания процессов твердофазных реакций в металлах и сплавах, явились научной основой новых перспективных технологий термической обработки, объединенных в устоявшееся понятие скоростной электротермической обработки металлов (СЭТО). Важным для понимания места СЭТО в широкой палитре методов воздействия на структурно-фазовый комплекс, который обуславливает весь спектр физико-механических и служебных свойств металлов и изделий, является то обстоятельство, что при СЭТО быстрому безградиентному электронагреву подвергают весь объем термообрабатываемого металла. Тем самым удается получать в нем высокую однородность в распределении фаз, их размерность, исключив тем самым фактор градиентного формирования структурных элементов, как это неизбежно происходит, в случае использования конвективного нагрева или ускоренного нагрева токами Фуко. Развитие теоретических основ СЭТО и созданных на их основе технологий предопределили приоритет отечественной науки в мировой науке о термической обработке металлов. Естественно, что основой для создания СЭТО явилось осмысливание того массива теоретических знаний и опыта практической термообработки, который в течение многих лет был накоплен специалистами в области физической металлургии, металловедения и термообработки, металлофизики и других смежных областей. Перечислить их все невозможно, но, вместе с тем, нельзя обойти умолчанием имена тех отечественных ученых, чьи работы и личные творческие контакты с автором оказали непосредственное или косвенное влияние на развитие данного направления. Среди них необходимо вспомнить Г. В. Курдюмова, В. Н. Свечникова, К. Д. Стародубова, Н. Н. Рыкалина, Н. П. Лякишева, Н. М. Богачева, И. Н. Кидина, К. З. Шепеляковского, М. Л. Бернштейна, А. П. Гуляева, А. А. Попова, Н. М. Бодяко и др. Возвращаясь к теме о СЭТО, нужно особо выделить вклад В. Н. Гриднева и В. Д. Садовского, заложивших теоретический базис СЭТО, столетие со дня рождения, которых отмечается научной общественностью страны, а также А. М. Смирнова, оказавшего решающее влияние на развитие технологических ее основ в авиационной промышленности, наглядно показав эффективность метода при решении сложных задач практической термообработки.



Гриднев Виталий Никифорович, родился 7 августа 1908 г. Умер 20 июня 1990 г. В 1930 г. окончил Северокавказский металлургический институт в г. Новочеркасске. Академик АН УССР, доктор техн. наук, профессор, директор ИМФ АН УССР (в 1955–1985 гг.). Заслуженный деятель науки и техники УССР, лауреат Государственной премии СССР, лауреат Государственных премий УССР, премия АН УССР им. К. Д. Синельникова.



Садовский Виссарион Дмитриевич, родился 6 августа 1908 г. Умер 17 февраля 1991 г. В 1930 г. окончил химическое отделение физико-математического факультета Казанского университета. Академик АН СССР, доктор техн. наук, профессор. Заслуженный деятель науки и техники РСФСР, Золотая медаль Академии наук СССР им. Д. К. Чернова, лауреат Государственной премии СССР, Герой Социалистического Труда.

## 2. ВВЕДЕНИЕ

Важнейшим требованием, предъявляемым к конструкционным материалам массового применения, является их надежность в изделии, что обеспечивается оптимизацией свойств их прочности и пластичности, а также экономичность и экологическая чистота технологических процессов их обработки. Решить эту задачу в рамках единого комплекса организационно-технических мероприятий можно лишь на основании глубокого научного исследования внутренней природы металла, закономерностей формирования его структуры при всех технологических операциях его производства и связи этой структуры со свойствами готового изделия.

Успешно развивающаяся физическая теория конструкционной

прочности сталей и сплавов позволяет сформулировать конкретные научно-обоснованные практические рекомендации к структурным характеристикам материала, которые позволяют реализовать в изделии, работающем в условиях сложноподвиженного состояния, наиболее высокие допустимые нагрузки при заданной надежности современных конструкций.

Согласно этим рекомендациям в сталях и сплавах для обеспечения необходимых пределов текучести и прочности, оптимального запаса вязкости, позволяющего снизить до безопасных пределов вероятность хрупкого разрушения, необходимо осуществить рациональное измельчение зерна, согласованное с измельчением упрочняющей фазы, создать оптимальную текстурированность структуры. Одной из важнейших характеристик, определяющей несущие способности структуры, является степень однородности распределения структурных ее элементов и, в первую очередь, зеренной структуры и гетерогенизирующей фазы. При использовании перечисленных выше рекомендаций существенно уменьшается нежелательное влияние на конструкционную прочность таких факторов, как микро- и макронапряжения, концентраторы напряжений и т.д.

Для управления структурным состоянием сталей и сплавов с целью обеспечения необходимых значений конструкционной прочности материала в изделии наиболее распространенным и эффективным методом является термическая обработка, исследования которой, несмотря на многовековой практический опыт, продолжают стимулировать все возрастающими требованиями, предъявляемыми к металлическим материалам со стороны техники.

Теоретические и экспериментальные исследования механизма и кинетики фазовых и структурных превращений в сталях и сплавах обобщены в ряде монографий, многочисленных статьях и изобретениях. На основе исследования физической природы явлений, происходящих при нагреве в диапазоне скоростей  $10^1$ – $10^5$  град/с, были выявлены основные факторы, обуславливающие высокую конструкционную и эксплуатационную прочность и технологическую пластичность металлических материалов, и определены пути реализации этих свойств при специальных видах термообработки. Все это позволило пересмотреть многие устоявшиеся положения классического металловедения и показать, что традиционные методы формирования структуры, использующие условия близкие к равновесным, в большинстве своем являются не лучшими, так как не позволяют достигать предельных значений свойств, определяемых уровнем и качеством легирования сталей. Общие закономерности и механизмы фазовых и структурных превращений в многофазных материалах при скоростном (индукционном, контактном, лазерном и др. видах) нагреве, позволили решить практические задачи упрочняющей и разупрочняющей термообработки полуфабрикатов и

изделий, повысить конструкционную прочность на 15–30%, прочность и технологическую пластичность в 1,5–2 раза, увеличить надежность ряда ответственных изделий.

Показано, что путем целенаправленного воздействия на структурный комплекс можно получить такие характеристики прочности и пластичности, достичь которые при использовании традиционных методов удается путем использования высоколегированных сталей, в частности, мартенситостареющих, как это наблюдается в зарубежной, например, в американской технологии.

Попыткам широкого применения этих сталей для изготовления тонкостенных цилиндров, приводных валов вертолетов, деталей шасси и других узлов и изделий авиационной техники препятствуют трудности, связанные с проблемой преодоления сильной склонности сталей данного класса к ликвации, сложность металлургической технологии их выплавки, препятствующие получению крупных поковок. К этим трудностям следует добавить чрезвычайно высокую стоимость этих сталей, содержащих много остродефицитных легирующих элементов (никеля, кобальта и др.).

Вместе с тем, соединение теории скоростной термической обработки с практикой термоупрочнения сложных изделий из хорошо освоенных отечественной промышленностью сталей, позволило создать новое прогрессивное направление в технологии и решить проблему выпуска ряда изделий с требуемой надежностью и ресурсом. Вместе с тем естественно была выдвинута задача создания новых экономнолегированных конструкционных сталей, специально предназначенных для реализации новых технологических схем СЭТО.

По существу, речь идет о пионерских работах, которые стимулировали подобные широкие исследования в нашей стране и за рубежом и оказали решающее влияние на развитие технологической культуры в области упрочнения сталей и сплавов во многих отраслях машиностроения. К настоящему времени на предприятиях разных отраслей созданы и действуют технологии и оборудование, обеспечивающие технический и экономический эффект, который не может быть получен при использовании традиционных технологий. Достигается это путем целенаправленного управления метастабильными фазовыми и структурными превращениями в сталях и сплавах, которые явились тем ключевым звеном, овладев которым удалось создать комплекс прогрессивных технологических процессов в ряде отраслей промышленности, производящих в массовых количествах изделия общего и специального назначения, для которых эксплуатационная надежность является требованием первоочередной важности.

Их научной базой явились работы в области металлофизики, охватывающие метастабильные явления в металлах и сплавах при быстром нагреве. Физическая сущность такого положения обусловлена

тем принципиальным обстоятельством, что по своей природе высокопрочные состояния в металлах являются в термодинамическом отношении неустойчивыми, метастабильными и формируются такие состояния путем последовательных метастабильных твердофазных и структурных превращений, в которых фактор контролируемой диффузией кинетики играет решающую роль. Познание природы и закономерностей этих внутренних превращений, происходящих как при нагреве, так и при охлаждении сплавов, раскрытие принципиально важной роли скорости процесса в этих явлениях явились необходимой предпосылкой разработки прогрессивных схем их термической обработки, позволивших в максимальной степени реализовать внутренние резервы служебных свойств, заложенные в структуре металла. Таким образом, физика метастабильных явлений явилась научной базой наиболее прогрессивных видов современной технологии термической обработки, обеспечивших практическое решение важнейших заданий по выпуску ответственных изделий современной техники и давших большой народно-хозяйственный эффект.

Ниже изложены некоторые итоги работ по развитию научных основ получения высокопрочных структурных состояний в сталях и сплавах и приведен ряд примеров практического воплощения этих научных идей в виде прогрессивных технологических процессов упрочнения сталей и сплавов, обеспечивших серийный выпуск высокопрочных изделий авиационной техники, машиностроения и металлургического производства.

В становлении и развитии данного направления основополагающую роль сыграли отечественные ученые — академик АН УССР В. Н. Гриднев, академик В. Д. Садовский, а также созданные ими научные школы, развивающие ключевые проблемы в области формирования структуры и свойств металлов и сплавов. Тесно связанные между собой, они охватили центральную научную проблему физики металлов — проблему создания научных основ формирования заданной структуры и служебных свойств конструкционных сталей и сплавов.

### **3. РЕТРОСПЕКТИВНЫЙ ВЗГЛЯД НА ПРОБЛЕМУ**

Успехи, достигнутые в технологии нагрева, например, токами высокой частоты и широкое промышленное применение индукционной закалки как одного из видов упрочняющей обработки машиностроительных деталей, стимулировали научные исследования по проблеме образования аустенита при нагреве джоулевым теплом со скоростями 100 и более град/с.

Систематические исследования фазовых и структурных превращений в сплавах при повышенных скоростях нагрева прямым пропусканием тока были начаты еще в довоенные годы и проводились на эвтектоидных медно-алюминиевых сплавах, в которых впервые были

обнаружены новые явления, получившие название обратных мартенситных превращений. Именно на этих сплавах Г. В. Курдюмову и В. Н. Гридневу в 1938 г. удалось показать кинетику обратного превращения мартенситоподобных фаз при нагреве закаленных сплавов. В последующие годы мартенситный механизм образования высокотемпературных фаз был обнаружен в других системах (железоникель, железо-марганец, титан-хром, титан-олово) и таким образом стало ясно, что это явление не столь редкое, как первоначально предполагалось. Однако поиск обратных мартенситных превращений при нагреве закаленных углеродистых сталей не привел к ожидаемым результатам. Оказалось, что даже при очень высоких скоростях нагрева ( $10^4$ – $10^5$  град/с) не удается подавить диффузию углерода и создать благоприятные условия для упорядоченного бездиффузионного превращения. Но в этих исследованиях было установлено, что механизм, кинетика и температурные условия фазовых переходов существенно зависят от исходного состояния сплавов (В. И. Трефилов).

*Трефилов Виктор Иванович (1930–2001). В 1952 г. окончил Киевский политехнический институт. В 1973–2001 г. директор Института проблем материаловедения НАН Украины, д-р техн. наук, профессор, академик АН СССР и НАН Украины, Заслуженный деятель науки Украины, лауреат Государственной премии СССР, лауреат Государственных премий УССР и Украины, премии им. Е. О. Патона.*

Выяснилось, что при нагреве с разными скоростями сплавов, находящихся в разных метастабильных состояниях (закаленных, деформированных, облученных и др.), неизбежны релаксационные процессы с потенциальной возможностью образования таких промежуточных структур, которые не могут быть получены при традиционных видах термической обработки. Таким образом, было доказано, что та же физическая причина, которая исключила возможность реализовать обратное мартенситное превращение в закаленных углеродистых сталях, явилась предпосылкой создания нового вида термической обработки стали, начало которому было положено в 40-е годы работами ученых под руководством В. Д. Садовского и названного им электроотпуском. Было показано, что в формировании структурных состояний, приводящих к необходимому эффекту упрочнения, электроотпуск играет не менее значительную роль, чем закалка после скоростного нагрева (В. Н. Гриднев). Именно объединение этих двух элементов в едином процессе создало качественно новый вид обработки — скоростную электротермическую обработку (СЭТО), физические основы которой получили систематическое развитие в 60–70-е годы в научной школе академика АН УССР В. Н. Гриднева. Здесь для исследования фазовых превращений при высоких скоростях нагрева была разработана

специальная безинерционная аппаратура, с помощью которой можно было одновременно регистрировать изменение комплекса важнейших параметров — температуры, удлинения, электрического сопротивления, магнитных свойств, параметров кристаллической решетки, ширины рентгеновских линий, что позволило получить всестороннюю информацию о быстропротекающих процессах в сталях и сплавах и значительно повысить надежность эксперимента. Начало такого комплексного метода исследования было заложено Ю. А. Кочержинским и В. Т. Черепиным.

*Черепин Валентин Тихонович, 1930 г.р. В 1953 г. окончил Киевский политехнический институт, чл.-корр. НАН Украины, д-р техн. наук, профессор, Заслуженный деятель науки и техники Украины, лауреат Государственной премии СССР.*

По мере совершенствования методов исследования непрерывно расширялся круг его задач. На первом этапе работ определялось влияние скорости нагрева на температуру фазовых превращений, и изучались особенности механизма образования высокотемпературных фаз (В. И. Трефилов). Второй этап этих исследований привел к выяснению природы влияния дефектов кристаллического строения на механизм и кинетику фазовых переходов, выявил роль дефектов, как своеобразных носителей «генетического кода» в механизме наследственной передачи основных структурных признаков от одной фазы к другой (Р. В. Телевич).

*Телевич Роман Владимирович, 1945 г.р. В 1968 г. окончил Львовский политехнический институт, д-р техн. наук, профессор лауреат Государственной премии Украины.*

С помощью методов микрокалориметрии в эти же годы были получены важные сведения о кинетике релаксации энергии, запасенной в результате предварительной механико-термической обработки, и о ее изменениях в процессе фазовых переходов, а также при развитии рекристаллизационных и полигонизационных процессов в условиях быстрого нагрева. При проведении этих исследований неизменное внимание уделялось установлению корреляционной связи между структурой и свойствами сплава. Полученные закономерности позволили не только выяснить природу упрочнения, но и прогнозировать возможность формирования на их основе структурных состояний с предельно высоким уровнем прочности. Логика этих исследований закономерно привела к развитию в 70-х годах работ по выяснению физической природы прочности и разрушения стали, как научного направления, призванного объяснить связь структуры и свойств стали и сформулировать требования по оптимизации этих параметров в конструкционных материалах современной техники. Итоги этих работ содержат обобщение результатов



многолетних систематических исследований теории и практики скоростного электронагрева сталей и сплавов и утверждают несомненный приоритет отечественной науки в этой актуальной и перспективной области физики твердого тела. Уровень постановки работ по скоростным нагревам, например, в США и Японии заметно отстает от отечественных, что обеспечило нашей стране уникальные технологические возможности в области эффективного использования особенностей метастабильных структурных состояний для упрочнения сталей и сплавов (А. М. Смирнов) недоступные в настоящее время зарубежным технологам-термистам.

*Смирнов Алексей Михайлович (1932–1997). В 1955 г. окончил Киевский политехнический институт, д-р техн. наук, сотр. НИИТ, лауреат Государственной премии СССР, лауреат Государственной премии УССР, премии Совета Министров СССР.*

Ниже приводится краткое изложение наиболее важных результатов работ, охватывающих комплекс решенных проблем по исследованию физической природы метастабильных превращений в сталях при скоростных нагревах, управлению их конструкционной прочностью путем целенаправленного воздействия на структуру, созданию экономнолегированных высокопрочных воздушнозакаливаемых сталей и прогрессивных технологий их упрочнения.

#### **4. ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ БОЛЬШИХ СКОРОСТЯХ НАГРЕВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ С ИСХОДНЫМ НЕРАВНОВЕСНЫМ СОСТОЯНИЕМ**

Теоретическими и экспериментальными исследованиями В. Н. Гридневым и сотрудниками установлены основные закономерности образования аустенита при нагреве сталей различных классов, изучены механизм и кинетика превращения феррито-перлитной структуры в аустенит, влияние скорости нагрева на температурные интервалы фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, температуру и кинетику гомогенизации аустенита, величину его зерна и т.п. и превращений при отпуске закаленной стали. Принципиально важным в этой части работ было установление диффузионного механизма образования аустенита, что легло в основу научного обоснования технологических режимов скоростной закалки высокопрочных конструкционных сталей. В этих работах было обнаружено явление образования цементита при скоростном отпуске закаленной стали в форме метастабильных тонкопластинчатых выделений при удовлетворительной очистке ферритной матрицы от примесей внедрения при сохранении в ней исходной концентрации легирующих элементов. Это оказалось решающим фактором в формировании уникального

комплекса механических свойств электроотпущенной стали. Показано, что именно в этой особенности строения стали скрыты физическая природа благоприятного влияния скоростного нагрева на прочность и пластичность электроотпущенной стали. Установлено, что с увеличением скорости нагрева все процессы, составляющие комплекс структурных и фазовых превращений при отпуске закаленной стали происходят при разной степени перегрева. Например, распад остаточного аустенита при нагреве со скоростью 1000 град/с смещается в область температур выше карбидного превращения, а очистка феррита от избыточных дислокаций, содержащих на себе атмосферы из атомов углерода, препятствующие их движению и снижающие пластичность стали, развивается интенсивнее, чем рекристаллизация ферритной матрицы и коагуляция пластинчатых выделений цементита, для которых нужен сильный перегрев в область повышенных температур. При скоростной обработке при определенных скоростях и температурах нагрева, появляется область, в которой создается особое структурное состояние стали — очищенная от закреплённых углеродом дислокаций ферритная матрица, обладающая высокой пластичностью, и сверхтонкие пластинчатые выделения (100–200 Å) нескоагулированных частиц цементита, что придает стали повышенную прочность. Такая структура сочетает в себе одновременно элементы отожженной (по состоянию феррита) и закаленной и низкоотпущенной (по состоянию цементита) стали, в силу чего возникает специфика механических свойств — повышенная на 20–30% прочность при сохранении пластичности. Исходя из этих факторов, удалось объяснить важное для практики термообработки явление подавления при электроотпуске обратимой «отпускной» хрупкости, впервые обнаруженное В. Д. Садовским. Заметим, что близкий к описанному эффект может быть получен в обычных условиях путем комплексного легирования стали дорогостоящими и остродефицитными элементами. Этот путь может быть приемлем лишь в особых случаях, когда соображения экономики могут не браться в расчет.

Однако главный резерв в повышении конструкционной прочности лежит в управлении зеренной структурой металла и гетерогенизирующей фазы. Измельчение зерна и дисперсности второй фазы было предметом главной заботы технологов при термической обработке и упрочнении металлов. Практикой были выработаны разнообразные приемы достижения этой цели, которые в целом можно подразделить на две основные группы — металлургические и технологические методы. Первые основаны на рациональном легировании стали элементами, образующими стойкие карбиды и нитриды, мелкие выделения которых играют роль стопоров, препятствующих собирательной рекристаллизации аустенита при нагреве стали под закалку. Такова природа благоприятного влияния вольфрама, ванадия, титана, ниобия, бора и алюминия.

Технологические методы издавна используются для измельчения зерна металла в процессах его обработки давлением (горячая и холодная прокатка, ковка и т.п.) и в современных процессах термомеханической обработки, впервые предложенной академиком В. Д. Садовским. Механизм воздействия в этом случае состоит в разрушении исходной крупнозернистой структуры аустенита сильной пластической деформацией и формировании нового мелкого зерна в ходе последующей рекристаллизации.

С появлением быстрого нагрева под закалку технологи получили дополнительный способ управления зеренной структурой металла — скоростную аустенизацию стали, который по своей эффективности превосходит оба старых метода, а по технологичности несравненно проще термомеханической обработки, горячей прокатки, ковки и т.п. Механизм воздействия на зеренную структуру в данном случае состоит в специфическом влиянии скоростного нагрева на основные кинетические параметры аустенизации стали — скорость зарождения и скорость роста центров аустенита. При больших скоростях нагрева температурный интервал фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения смещается в область повышенных температур, в результате чего скорость зарождения центров аустенита интенсифицируется сильнее, чем скорость роста зерен, что приводит к формированию в структуре стали большого числа мелких зерен. Чрезвычайно важным преимуществом метода скоростной аустенизации является то, что он, позволяя получать более мелкий средний размер зерна, одновременно резко снижает разброс зерен по размерам, т.е. повышает зеренную однородность (Ю. А. Гарасим), тогда как при других способах, возникающая разнотернистость нередко сводит к нулю эффективность принятых мер по измельчению зерна.

*Гарасим Юлиан Андреевич, 1944 г.р. В 1968 г. окончил Львовский политехнический институт, ст. научный сотрудник ИМФ им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, канд. техн. наук.*

Основные результаты по изучению структурных превращений при скоростной электротермообработке специально созданных под эту обработку высокопрочных конструкционных сталей показали следующее. Была исследована широкая гамма средств, обеспечивающих активное воздействие на зеренную структуру аустенита — вариация исходного структурного состояния стали, предварительная пластическая деформация, изменение температуры и скорости нагрева.

Особо большое значение имеют полученные в этих исследованиях данные о распределении зерен аустенита по размерам после различных видов термообработки: отжига, закалки, печного отпуска, скоростного отпуска, холодной пластической деформации. Было установлено, что при повышении скорости нагрева от 0,01 град/с до

нескольких тысяч град/с зерна аустенита измельчаются в стали с любой исходной структурой, но предпочтительнее иметь структуру, полученную деформацией, причем эффект измельчения наиболее сильно проявляется при критической степени деформации (около 10%). Установлено, что чем дисперснее структура к началу фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, тем более мелкозернистым получается аустенит, и эта мелкозернистость сохраняется при нагреве до высоких температур (1150°C). Увеличение скорости нагрева и измельчение исходной структуры позволяет получать структуру аустенита, характеризующуюся высокой стабильностью размеров зерен. При этом полностью отпадает потребность в легировании стали дорогостоящими элементами, необходимыми для образования стопоров росту аустенитного зерна в случае традиционных медленных нагревов. Выполненные исследования показали, что наиболее значительное уменьшение зерна (почти в 4 раза) наблюдается при увеличении скорости нагрева от 0,1 до 10–20 град/с с одновременным повышением степени однородности зерен аустенита по размерам. Наряду с этим были подробно исследованы условия гомогенизации аустенита, образованного при скоростном нагреве, что является одной из предпосылок получения оптимального структурного состояния в закаленной стали. Проведенные экспериментальные исследования послужили научной основой для разработки новых высокопрочных сталей мартенситного класса, прогрессивных технологических схем и оборудования для обработки узлов и изделий авиационной техники с целью повышения их ресурса и надежности.

В. Д. Садовским было показано, что образование зерна аустенита при нагреве большинства конструкционных сталей не всегда следует классической схеме, которая оказывается справедливой только для стали с исходной равновесной структурой. В случае нагрева стали с кристаллографически упорядоченной структурой закалки, процесс образования аустенита может не дать ожидаемого измельчения зерна, получающееся при повторном нагреве выше критических точек зерно аустенита не отличается размерами и кристаллогеометрической ориентацией от исходного. Таким образом, величина зерна может определяться не конечной температурой нагрева, а способом ее достижения, и решающим образом зависит от скорости нагрева в межкритическом интервале. Структурная наследственность проявляется при медленном, отсутствует почти всегда при ускоренном нагреве, но очень резко и четко проявляется в закаленной стали при нагреве с очень большой скоростью порядка сотен и тысяч градусов в секунду, когда реализуется кристаллографически упорядоченный механизм образования аустенита. Так было убедительно доказано, что наблюдаемые осложнения процесса фазовой перекристаллизации связаны с проявлением структурной наследственности. Эти работы академика В. Д. Садовского инициировали

многочисленные исследования в новой области физического металловедения — структурной генетике. Обнаруженная структурная наследственность чаще всего проявляется на свойствах сталей в негативном плане и является нежелательной, так как требует принятия специальных мер для устранения последствий перегрева, вызывающего хрупкость изделий. Поэтому особую важность имеют те результаты исследований, в которых были определены условия устранения эффекта структурной наследственности — нагрев до температур, значительно превышающих точки  $A_{c3}$ , когда развивается рекристаллизация метастабильного аустенита, обладающего избыточной свободной энергией, унаследованной при быстром переходе температурного интервала фазовой перекристаллизации. Структурная нестабильность «восстановленного» аустенита, образованного при быстром нагреве закаленной стали, является основным источником устранения нежелательных последствий эффекта наследственности, открывающим путь к практическому улучшению механических свойств высокопрочных изделий. Другим средством устранения наследственности при быстром нагреве является предварительный высокий отпуск закаленной стали. При таком отпуске происходит распад мартенсита, возникают дополнительные межфазные границы (феррит–карбид), нарушается когерентность сочленений, составляющих структуру мартенситных кристаллов, что обуславливает увеличение числа подходящих мест для локализации центра неупорядоченного превращения. В этом же направлении действует и ускоренный нагрев (сотни градусов в минуту), когда в процессе нагрева закаленной стали в субкритическую область температур успевают в достаточной степени развиваться такие процессы, которые устраняют эффект наследственности структуры — распад мартенсита, отжиг дислокаций и процессы рафинирования матрицы и др. (В. М. Счастливцев, Р. В. Телевич).

Выяснение кристаллоструктурных особенностей механизма образования аустенита при нагреве стали с мартенситной структурой позволило разработать не только средства борьбы с наследственностью, как нежелательным явлением в технологии термообработки, но и найти пути полезного его применения. Оказалось, что «восстановленное» при скоростном нагреве закаленной стали аустенитное зерно имеет специфическую зубчатую форму границ, в силу чего в значительной мере затрудняется распространение хрупкой трещины по границам зерен такой стали. В связи с этим, обработка путем скоростной двойной закалки с формированием зубчатой формы границ приводит к обнаруженному В. Д. Садовским повышению их ударной вязкости и устранению или существенному смягчению вредного эффекта отпускной хрупкости для ряда легированных конструкционных сталей, применяемых в тяжело нагруженных изделиях.

Практическое использование основных положений теории

структурной перекристаллизации стали было учтено при создании новых марок сталей и реализовано при разработке новых технологических процессов скоростного термоупрочнения на основе методов скоростного нагрева для объемной закалки и отпуска при организации выпуска ответственных изделий авиационной техники из высокопрочных сложнолегированных сварных изделий из конструкционных сталей (А. М. Смирнов).

## **5. УПРАВЛЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТЬЮ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ПУТЕМ ЦЕЛЕНАПРАВЛЕННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ИХ СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ**

Подход физики к проблеме разрушения характеризуется рассмотрением реального атомно-кристаллического строения решетки металлов, наличия дефектов у этой решетки, в первую очередь — дислокаций, и установления взаимодействия дефектов решетки с важнейшими элементами внутренней структуры металла: границами зерен, частицами второй фазы, неметаллическими включениями и т.п. Однако только физика дислокаций не может привести к созданию теории, которая позволила бы проводить инженерные расчеты прочности конструкций на основе физических представлений о структурном состоянии металла. По этой причине все инженерные расчеты прочности изделий осуществляются с помощью классических или усовершенствованных феноменологических теорий, в которых структура металла, являющаяся главным носителем его физических и механических свойств, в явном виде не фигурирует. Естественно, что при таком подходе, господствующем в инженерной практике, основной упор делается на всестороннее лабораторное исследование механических характеристик как самого материала, так и натуральных испытаний элементов конструкций и изделия в целом, поскольку четкие физические представления об атомной природе деформации и разрушения материалов в условиях сложнапряженных состояний отсутствуют. Объясняется это тем, что физика и механика разрушения рассматривают одно и то же явление в рамках собственных методологий. Соединить их в единую физическую теорию конструкционной прочности металлов можно лишь тогда, когда механика напряженного состояния деформируемого тела органически войдет в формулировку физических, основанных на параметрах внутренней структуры металла, критериев деформирования и разрушения.

Физическая теория конструкционной прочности, которая была использована при разработке новых технологий, основана на понимании микромеханизма явлений в очаге разрушения и его связи с конкретной структурой металла. Она соединяет физическую модель процесса с известной механикой напряженно-деформирован-

ного и неоднородного состояния, возникающего вблизи разного рода механических дефектов и других концентраторов напряжений (Ю. Я. Мешков).

*Мешков Юрий Яковлевич, 1932 г.р. В 1955 г. окончил Киевский политехнический институт, д-р техн. наук, профессор, лауреат Государственной премии СССР, лауреат Государственной премии УССР, премии Президентов НАН Украины, АН Молдовы и НАН Беларуси.*

Было показано, что воздействуя на структурное состояние и химический состав стали, можно целенаправленно влиять на ее дефектостойкость, а, следовательно, и на гарантированный уровень конструкционной прочности изделий.

Современные тенденции в обработке стали для повышения ее конструкционной прочности в свете представлений физической теории разрушения получают научное обоснование в рамках соответствующих количественных соотношений. Так, измельчение пакетов мартенсита в закаленной и отпущенной стали до 3–4 мкм позволяет повысить сопротивление хрупкому разрушению  $R_{Mce}$  до уровня 290–320 кгс/мм<sup>2</sup>, что позволяет надежно использовать сталь прочностью  $\sigma_B \approx 250–260$  кгс/мм<sup>2</sup>, поскольку такое структурное состояние обеспечивает достаточный запас вязкости и дефектности. Технологические режимы термической обработки специальных сталей авиационного машиностроения с применением методов скоростного нагрева были соответствующим образом отлажены с учетом вышеизложенных требований по оптимизации структурного состояния и химического состава стали (А. М. Смирнов). Было дано физическое обоснование требований по ограничению максимального содержания углерода в сталях мартенситного класса на уровне 0,38–0,40%, использованию поверхностного обезуглероженного слоя и оптимального уровня прочности стали ( $\sigma_B \approx 200–220$  кгс/мм<sup>2</sup>), что гарантировано обеспечило конструкционную прочность изделий из нее на уровне  $\sigma_B^K \approx 210–240$  кгс/мм<sup>2</sup> с требуемой надежностью. Эти предпосылки и послужили основными отправными моментами при конструировании сталей, предназначенных для изготовления высокопрочных изделий специального назначения с гарантированным уровнем конструкционной прочности.

## **6. ТРЕБОВАНИЯ К ВЫСОКОПРОЧНЫМ МАТЕРИАЛАМ И СОЗДАНИЕ НОВЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

Применение материала с высокой прочностью для конструирования деталей и узлов с одновременным обеспечением их высокой надежности при работе в условиях сложнапряженного состояния является эффективным путем снижения массы конструкции при

заметном повышении тактико-технических характеристик изделий. Опыт отечественной и зарубежной науки и техники показывает, что повышение прочностных характеристик материала до определенного уровня (для сталей  $\sigma_B = 170-190$  кгс/мм<sup>2</sup>, для титановых сплавов  $\sigma_B = 100-120$  кгс/мм<sup>2</sup>) сопряжено со значительным повышением чувствительности материала к хрупкому разрушению в условиях сложнапряженного состояния. Если в условиях одноосного растяжения на современных конструкционных сталях за счет легирования и упрочнения удается обеспечить предел текучести более 300 кгс/мм<sup>2</sup>, то при переходе к сложнапряженному состоянию (двух или трехосному) у стали наблюдается склонность к хрупкому, как правило, преждевременному разрушению уже при уровне прочности  $\sigma_B = 150-170$  кгс/мм<sup>2</sup>. Таким образом, наблюдается определенный разрыв между достижениями в области создания высококачественных материалов и методами их упрочнения. Так при пределе прочности в условиях одноосного растяжения более 300 кгс/мм<sup>2</sup> применение материалов с такой прочностью для работы в условиях сложнапряженного состояния невозможно.

Вот почему стремление повысить прочность материала ( $\sigma_B \geq 190$  кгс/мм<sup>2</sup> для стали и  $\sigma_B \geq 120$  кгс/мм<sup>2</sup> для титановых сплавов) при упрочнении стандартными термическими методами встречает большие затруднения при изготовлении конструкций, работающих в условиях сложнапряженного состояния.

На основе большого экспериментального материала по упрочнению, например, тонкостенных оболочек ракетных двигателей твердого топлива (РДТТ) из высокопрочных сталей с использованием традиционных методов термообработки (нагрев в шахтных агрегатах или шахтных электропечах) и альтернативной скоростной электротермической обработки были сделаны следующие выводы.

1. Увеличение конструкционной прочности имеет место лишь до определенного уровня, выше которого зона ее рассеивания заметно расширяется до таких пределов, что нижние значения конструкционной прочности оказываются меньше значений предела прочности материала, определенного при одноосном растяжении.

2. Упрочнение тонкостенных оболочек скоростной электротермической обработкой позволяет обеспечить более высокие значения конструкционной прочности по сравнению со стандартной термообработкой. При этом зона стабильных значений конструкционной прочности оболочек достигает более высокого уровня. Изучение влияния способов упрочнения на конструкционную прочность подтвердило определяющее значение структурных факторов в обеспечении стабильных и высоких значений конструкционной прочности.

При статическом нагружении более высокие и стабильные значения конструкционной прочности удается обеспечить на материалах, имеющих более мелкозернистую и мелкодисперсную структу-



ру. Поэтому решение проблемы повышения конструкционной прочности в ее технологическом плане было сделано с упором, в первую очередь, на совершенствовании технологии термообработки деталей, создании новых высокоэффективных сталей и методов их упрочнения (А. М. Смирнов).

С учетом этих предпосылок, методология создания новых высокопрочных сталей исходила из следующих основных требований:

- возможности получения мелкодисперсной структуры, гетерогенизированной высокодисперсной упрочняющей фазой;
- возможности достижения заданного концентрационного состояния аустенита в условиях непрерывного нагрева со скоростями 10–200 град/с до температур, не превышающих более чем на 250–300°C точку  $A_{c3}$ ;
- хороших технологических свойств при формообразовании;
- высокой прочности при малой чувствительности к концентраторам напряжений;
- работоспособности при температурах 200–450°C;
- невысокой себестоимости.

При этом была решена задача: обойти существующую на Западе практику использования в подобных целях дорогостоящих высоколегированных мартенситостареющих сталей.

Развитые школой В. Н. Гриднева физические основы разрушения металлов и сплавов позволили не только понять механизм зарождения и распространения субмикротрещины, приводящей к разрушению конструкции, но и научно обосновать конкретные пути к повышению прочности материала. Известно, что стали перлитного и мартенситного классов имеют наибольшую прочность в закаленном состоянии после низкотемпературного отпуска. Применительно к стали с закаленной структурой, в отличие от ферритной структуры, вместо размера зерна следует учитывать структурные элементы мартенсита — «пакеты», которые в два–пять раз меньше зерна и определяются весьма надежно по данным электронного микроскопического анализа (В. М. Счастливец). Учитывая, что в закаленной низкоотпущенной стали возможна конкуренция двух механизмов разрушения (так называемого «зеренного» или «цементитного»), повышение прочности будет определяться согласованным измельчением как зеренной структуры, так и цементитных частиц, при котором выполняется оптимальное соотношение между средним размером зерна  $d$  и толщиной зерна  $t$  цементитных частиц  $d/t \approx 500$ . Поэтому при одной и той же прочности, пределе текучести и равной зеренной структуре предпочтение будет иметь сталь с меньшим содержанием углерода, так как в этом случае при отпуске будут образовываться более дисперсные фазы. Идеальная структура для сверхпрочной стали должна состоять из сверхтонких выделений цементита ( $t \approx 2-3$  нм) в сочетании со сверхмелким зерном ( $d \approx 3-5$  мкм). Чтобы обеспечить высо-

кий уровень прочности ( $\sigma_B = 200\text{--}240$  кгс/мм<sup>2</sup>) дефицит углерода в таких сталях компенсируется ее комплексным легированием никелем, молибденом, титаном и др., что обеспечивает требуемый уровень сопротивления движению дислокаций в матрице. Таким образом, основным путем получения высокопрочных и вязких состояний в сталях является переход к малоуглеродистым композициям при комплексном легировании матрицы.

На качество структуры стали, существенное влияние оказывают как металлургические методы, ответственные за получение качественной природно-мелкозернистой стали, так и технологические методы упрочнения, обуславливающие получение требуемых физико-механических свойств на основе качественной микроструктуры.

Из металлургических методов следует отметить благоприятное воздействие на структуру стали новых способов выплавки, применение передела при изготовлении полуфабриката, оптимальное легирование и микролегирование стали. Изготовление стали методами прямого восстановления, выплавка в вакуумно-индукционных печах с продувкой расплава аргоном, с последующим переплавом в вакуумно-дуговых печах, электрошлаковым переплавом и явились эффективным средством не только для получения природной мелкозернистой стали, но и стали весьма чистой по содержанию вредных примесей. Такие усилия при изготовлении стали для СЭТО полностью себя оправдали.

Естественно, что металлургическое воздействие на качество структуры стали должно осуществляться с учетом последующих технологических методов, позволяя обеспечить качественную структуру металла в упрочняемом изделии.

Вышеперечисленным требованиям к структуре удовлетворяют созданные ВИАМ совместно с НИАТ высокопрочные конструкционные стали мартенситного класса ВЛ-1, ВЛ-1Д, ВКС-1, КВК-32, КВК-37, КВК-42 и др., которые позволяют обеспечить высокие и стабильные значения конструкционной прочности.

Эти стали обладают мелкозернистой и мелкодисперсной структурой уже в исходном состоянии. К тому же они весьма технологичны: хорошо подвергаются холодному и горячему деформированию, обеспечивают высокие свойства сварного соединения, обладают хорошей закаливаемостью (отсутствие промежуточных продуктов распада, высокая прокаливаемость и т.д.) при охлаждении в процессе закалки в масле и на воздухе, что немаловажно при упрочнении изделий по технологическим схемам скоростной электротермической обработки. Содержание углерода в этих сталях, в соответствии с рекомендациями, лежит в пределах от 0,32 до 0,42%. Химический состав стали и содержание углерода, находятся в полном соответствии с оптимальным значением коэффициента вязкости ( $K_B \geq 1,3$ ), который, в свою очередь, определяется микроструктурой материала, формирующейся

при термообработке.

Обеспечение заданной высокой прочности достигалось дополнительным легированием кремнием в количестве 1–1,2%. Кроме упрочнения твердого раствора, кремний, который замедляет распад мартенсита, позволяет заметно повысить температуру отпуска, что благоприятно сказалось на вязкости стали в улучшенном состоянии. Легирование высокопрочных сталей кремнием было впервые осуществлено как в отечественной, так и зарубежной практике (ВИАМ). Для обеспечения хорошей прокаливаемости сталь дополнительно легировали хромом, марганцем, вольфрамом, никелем в количестве до 2–3%. Никель способствовал уменьшению энергии связи углерода с дислокациями и увеличению их подвижности, а также уменьшению ликвационной неоднородности стали при выплавке, обеспечивая тем самым снижение напряжений в местах концентрационной неоднородности.

Помимо легирования, особое внимание отводилось способу выплавки сталей. Были использованы такие прогрессивные методы, как электрошлаковый переплав, вакуумно-дуговой и вакуумно-индукционный переплавы, а также комбинированные процессы. Повышение чистоты стали по газам и неметаллическим включениям обеспечило высокое качество металла и повышение механических свойств, особенно свойств пластичности в продольном и поперечном направлениях проката. Коэффициент анизотропии понижился с 1,96 до 1,46, а работа разрушения повысилась (в зависимости от уровня прочности стали) на 40–100% по сравнению со сталями традиционного сортамента.

Таким образом, на основе теоретических разработок в области метастабильных превращений в сталях и конструкционной прочности с использованием целенаправленного комплексного легирования и совершенствования технологии выплавки, были созданы новые экономнолегированные высокопрочные стали, применение которых позволило получить конструкционную прочность изделий, упрочняемых с использованием методов скоростного нагрева на уровне  $\sigma_B^K \geq 220$  кг/мм<sup>2</sup>.

Упомянутые выше марки сталей вошли в основной сортамент высокопрочных сталей, используемых для изготовления изделий специального машиностроения.

## **7. ВЫБОР ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СХЕМ УПРОЧНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ. НЕКОТОРЫЕ ПРИМЕРЫ ПРОГРЕССИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ, ШИРОКО ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В НАРОДНОМ ХОЗЯЙСТВЕ**

Требования к процессам упрочнения высокопрочных изделий, на-

пример, при изготовлении цилиндрических оболочек РДТТ, вытекают из условий обеспечения оптимальной микроструктуры материала, ответственной за высокие и стабильные значения конструкционной прочности. Следует отметить, что технология термической обработки оболочек, связанная с медленным нагревом в шахтных агрегатах, шахтных и камерных электропечах и с продолжительной выдержкой является приемлемой лишь для изделий, изготовленных из конструкционных сталей с прочностью до 160 кгс/мм<sup>2</sup>. Только в этом случае стабильные значения конструкционной прочности можно обеспечить методами традиционной технологии термообработки. Объясняется это тем, что медленный нагрев и последующая выдержка при высоких температурах, характерные для термообработки в печах, способствуют образованию сравнительно крупнозернистой закаленной структуры стали (балл зерна 6–8 по ГОСТ 5639-65). В этой связи наиболее перспективным путем повышения конструкционной прочности изделий, изготовленных из сталей с пределом прочности  $\sigma_B > 180$  кгс/мм<sup>2</sup>, является применение способов упрочнения, обеспечивающих получение мелкозернистой структуры материала. Немаловажна при этом тщательная подготовка исходной структуры материала, упрочняемого этими методами на предварительных стадиях обработки (прокатка, режимы отжига и т.д.), что особенно важно для титановых сплавов, обладающих значительно большей неоднородностью структуры, крупнозернистостью, анизотропией по сравнению со сталью (О. М. Ивасишин, А. И. Гордиенко).

*Ивасишин Орест Михайлович, 1946 г.р. В 1969 г. окончил Львовский политехнический институт, д-р техн. наук, профессор, академик НАН Украины, Заслуженный деятель науки и техники Украины, лауреат Государственных премий Украины, премии им. К. Д. Синельникова, премии Президентов НАН Украины, АН Молдовы и НАН Беларуси.*

*Гордиенко Анатолий Илларионович, 1941 г.р. В 1964 г. окончил Белорусский государственный университет. С 2002 г. директор ФТИ НАН Беларуси, академик НАН Беларуси, д-р техн. наук, профессор, лауреат Государственной премии БССР, премии Президентов НАН Украины, АН Молдовы и НАН Беларуси.*

Упрочнение сталей и титановых сплавов методами термомеханической обработки весьма затруднено из-за сложности оборудования, трудности контролирования и поддержания в заданных пределах основных параметров процесса — температуры и степени деформации, невозможности осуществления упрочнения деталей сложной формы и т.д. Попытка применить для изготовления тонкостенных оболочек модернизированную схему термомеханической обработки, основанную на деформации мартенсита, т.н. «прокатка по мартенси-

ту», также не имела особого успеха. Объясняется это тем, что при деформации мартенсита резко повышается предел текучести стали и уменьшаются характеристики пластичности, что связано с дискриминирующим влиянием напряжений на количество ориентационных соотношений при мартенситных превращениях при последующих закалках (Я. М. Вовк). Иными словами, при неизменной зеренной структуре материала повышение предела текучести за счет деформации мартенсита приводит к уменьшению коэффициента вязкости, что сразу же ведет к проявлению нестабильности значений конструкционной прочности.

Для объемного упрочнения тонкостенных изделий были рекомендованы технологические схемы на основе скоростной электротермической обработки стали и титановых сплавов, которая позволила получить мелкозернистую структуру (вплоть до 14-го балла по ГОСТ 5639-65 на стали) и обеспечить за счет этого высокие показатели конструкционной прочности. К тому же разработанные схемы оказались весьма технологичными, они обеспечили стабильную повторяемость процесса, полную его автоматизацию и механизацию за счет создания специализированного сравнительно недорогого оборудования, с большой производительностью, позволили в десятки раз сократить расход электроэнергии при высокой степени автоматизации и другими преимуществами (П. Н. Белянин, А. М. Смирнов).

Таким образом, нужно подчеркнуть, что из современных процессов объемного упрочнения тонкостенных оболочек, исходя из материаловедческих (обеспечение мелкозернистой и мелкодисперсной структуры), а также технологических (автоматизация процесса, высокая производительность), требований, несомненное предпочтение должно быть отдано скоростной электротермической обработке. Наиболее удобным способом скоростного нагрева под закалку является сквозной индукционный, получивший также широкое распространение в автомобильной и тракторной промышленности для отжига и нагрева под закалку деталей сравнительно простой формы (валы, шестерни и т.п.), для которых целесообразно использовать поверхностный и локальный нагревы. Однако для решения упрочнения деталей авиационного машиностроения необходимо было решить первоочередную проблему объемной скоростной упрочняющей термообработки таких деталей:

- крупногабаритных (длиной до 18 м) сложного сечения;
- изделий с большим отношением диаметра к толщине стенки (> 200) и большой разнотолщинностью при сохранении высоких требований к геометрии;
- сохранить высокое качество поверхности.

Эти требования были удовлетворены при выполнении основного условия — получении особо высокопрочного состояния с высокой

стабильностью основных физико-механических свойств.

Исследование фазовых и структурных превращений при скоростном нагреве сталей и сплавов, изучение влияния структурных факторов на широкий комплекс физико-механических характеристик материала, включая его конструкционную прочность, дали возможность создать новые технологические процессы, позволяющие широко использовать автоматизацию производства. В настоящее время широкое применение нашли следующие прогрессивные технологии:

поверхностная и объемная закалка с использованием скоростного нагрева (ТВЧ, электроконтактный, электроннолучевой, плазменный и др.);

скоростной отпуск и скоростное старение закаленных сталей и сплавов, скоростной отжиг деформированных металлов;

локальный скоростной отжиг сварных соединений различных конструкций из сталей и сплавов широкого сортамента;

термофиксация и термоправка деталей и конструкций, совмещенная со скоростным отжигом;

предварительная термомеханическая обработка с применением скоростных нагревов на операциях после деформационного отжига и закалки;

термообработка проката, совмещенная с пластической деформацией и последующей закалкой;

скоростная термообработка профиля и др.

Все эти процессы объединяет между собой и одновременно отличает от традиционных процессов с применением медленных печных нагревов то, что они обеспечивают создание равномерной по объему высококачественной структуры и субструктуры, отличающейся мелкодисперсностью, дисперсностью вторичных составляющих, метастабильностью отдельных фаз, удовлетворяя требованиям, предъявляемым к структурному комплексу теорией конструкционной прочности. Это служит гарантией получения оптимального уровня физико-механических характеристик, обуславливает повышенный ресурс и надежность конструкций, а также высокий уровень конструкционной прочности. Эффективность вышеперечисленных техпроцессов постоянно растет за счет применения усовершенствованных методов и способов обработки. Только в авиационной и машиностроительной промышленности обработке по вышеперечисленным техпроцессам подвергается разнообразнейшая и широкая номенклатура деталей и конструкций: втулки, шестерни, разнообразные валы, обоймы и др.; крупногабаритные детали, в том числе, прокатные валы, и детали экскаваторов; различного рода тонкостенные цилиндры, шар-баллоны, работающие под высоким давлением и изготовленные из различных материалов; крупногабаритные детали летательных аппаратов, например, лонжероны лопасти вертолета; прокат черных металлов, в том числе, авто-

лист и трансформаторная сталь; широкая номенклатура деталей спецназначения и др.

Скоростной термической обработке подвергают стали мартенситного, аустенитного и переходного классов, доэвтектоидные, эвтектоидные и заэвтектоидные стали, титановые ( $\alpha + \beta$ ), никелевые и ниобиевые жаропрочные и пружинные сплавы, бронзы и латуни и др.

Эффективность новых техпроцессов, созданных на основе СЭТО, по сравнению с традиционными термическими процессами с медленным нагревом в электропечах характеризуется следующими технико-экономическими показателями: обеспечивается качественная структура и субструктура металла, высокие физико-механические характеристики и конструкционная прочность, существенно повышающие ресурс и надежность машин и механизмов; достигается высокая степень механизации и автоматизации за счет применения автоматических систем управления технологическим процессом: АСУТП и робототехнических комплексов с широким использованием систем автоматического проектирования при создании техпроцессов; обеспечивается почти десятикратное повышение производительности труда при одновременном повышении его культуры; расход электроэнергии уменьшается более чем в 20 раз; решаются проблемы защиты окружающей среды.

## **8. НЕКОТОРЫЕ ПРИМЕРЫ ПРАКТИЧЕСКОЙ РЕАЛИЗАЦИИ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ НА ОСНОВЕ СОЗДАНИЯ И ВНЕДРЕНИЯ ПРОМЫШЛЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ**

Новые технологические процессы с использованием скоростной электротермической обработки широко внедрены практически во всех отраслях народного хозяйства. Только на предприятиях Минавтопрома СССР было создано 28 участков для скоростной термообработки. В качестве примера достаточно привести разработку и внедрение технологии СЭТО изделий из высокопрочной стали ВЛ-1Д на ПО «Машиностроительный завод» (г. Екатеринбург) и лонжеронов из стали 40ХНМ на Ростовском вертолетном ПО (П. Н. Белянин, А. М. Смирнов). Новые технологии позволили значительно увеличить ресурс изделий, повысить производительность труда в 7–10 раз, автоматизировать основные операции термообработки, создать высококомеханизированные и автоматизированные цехи и участки термообработки, резко повысить культуру производства. Была решена проблема скоростного отжига особотонкостенных труб и листовых полуфабрикатов из нержавеющей специальных сплавов, сталей и цветных сплавов на медной основе толщиной в пределах от десятых долей миллиметра до десятков микрон. На предприятиях такого рода производства предъявляются очень высокие требова-

ния к структуре. Была разработана технология скоростного отжига, обеспечивающая получение мельчайшего регламентированного зерна размером от 5 до 10 микрон, т.е. почти на порядок меньше в сравнении с обычным отжигом. Такая задача не могла быть решена обычными приемами. Сложной задачей в таких случаях является и защита поверхности при нагреве.

Были разработаны и внедрены технология и автоматическое оборудование для скоростной закалки, отжига и старения, позволивших внедрить высокопроизводительные технологии закалки и термофиксации полуфабрикатов и изделий в производстве сильфонов и упругих чувствительных элементов на Саранском приборостроительном заводе и Смоленском опытном заводе «НИИ Теплоприбор», Тульском спецпредприятии. Эти технологии позволили получить миллионы сильфонов высокого качества с циклической прочностью, увеличенной в 2 раза, ликвидировать брак при формовке, исключить операции промежуточного травления, автоматизировать процесс термообработки. На технологию скоростного отжига и автоматическую установку для термообработки сильфонов получены патенты США, Японии и Франции. На Новолипецком металлургическом комбинате внедрена технология производства трансформаторной стали с использованием скоростного нагрева, который обеспечил высокую скорость рекристаллизации и высокую степень обезуглероживания, что принципиально решало вопрос о возможности исключения длительного (160 ч) «черного» отжига и совмещения обезуглероживания с рекристаллизационным отжигом после первой холодной прокатки. Это дало возможность увеличить скорость перемещения полосы и сократить технологический цикл до 5–10 мин, полностью исключив «черный» отжиг, что значительно повысило качество трансформаторной стали и увеличило процент выхода стали высших марок (С. А. Астапчик).

*Астапчик Станислав Александрович, 1935 г.р. В 1960 г. окончил Белорусский государственный университет. 1987–1997 гг. директор ФТИ НАН Беларуси, академик НАН Беларуси, д-р техн. наук, профессор, Заслуженный деятель науки Республики Беларусь, лауреат Государственной премии СССР, премии Президентов НАН Украины, АН Молдовы и НАН Украины.*

На Новолипецком металлургическом комбинате также была решена важная народнохозяйственная проблема получения качественного автолиста с использованием отжига на непрерывном скоростном агрегате с учетом действующих технологий выплавки и прокатки. Было установлено, что благоприятная для штампуемости структура стали в процессе ее скоростного отжига формируется при условии разделения процессов рекристаллизации и выделения нитридов алюминия из пересыщенного твердого раствора. Процесс



выделения нитридов при быстром нагреве должен проходить до начала рекристаллизации, декорируя бывшие границы деформированных зерен, обеспечивая формирование структуры с вытянутыми зернами феррита. Поэтому при нагреве была введена изотермическая выдержка в течение 1–2 мин при температурах 560–600°C для полного выделения избыточного несвязанного азота и углерода. В линии непрерывного отжига, где скорость нагрева не превышает 25–30 град/с, температура начала рекристаллизации холоднокатаной стали 600–610°C. Совмещение процессов рекристаллизации и выделения нитридов привело к блокированию растущих зерен выделяющейся вторичной и формированию стабилизированной мелкозернистой структуры. Ограничение скоростей нагрева и охлаждение в интервале двухфазной ( $\alpha + \gamma$ )-области обеспечило формирование структуры стальной полосы с наименьшей разнотекучестью и хорошими технологическими пластическими свойствами.

Проведенная сравнительная оценка качества металла, полученного по разработанной и внедренной технологии непрерывного отжига автолиста, показала, что отечественный металл по своим качествам не уступает металлу известных зарубежных фирм. Это позволило полностью отказаться от закупки импортного автолиста (С. А. Астапчик).

Разработаны научные основы и создана с применением скоростного электронагрева принципиально новая технология изготовления упругих элементов специального назначения из труднодеформируемых сплавов (А. И. Ефимов): на ниобиевой основе ЛН-1, работающие при температурах до 1100°C, жаропрочных релаксационно-стойких сплавов на никелевой основе типа ЭИ828-ВД, ЭИ929-ВД для работы в интервале температур от –253 до 800–850°C. Потребителями этих материалов были ЦКБМ (г. Ленинград), ЦНИИ (г. Таллинн), завод «Двигатель» (г. Подлипки), п/я А-3556 (г. Воронеж), НПО «Факел» (г. Калининград), ЦКБ «Арсенал» (г. Киев).

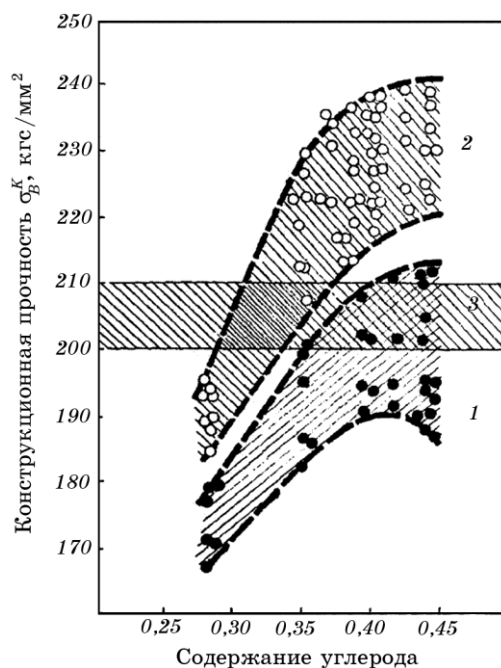
Разработан ряд новых способов термоупрочнения двухфазных титановых сплавов с использованием быстрого и ускоренного нагрева, которые позволили значительно повысить уровень свойств специзделий (А. М. Смирнов, О. М. Ивасишин, А. И. Гордиенко).

## **9. НОВОЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ СЕРИЙНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ, ИСПОЛЬЗУЕМОЕ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СХЕМАХ СКОРОСТНОГО ТЕРМОУПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИНОСТРОЕНИЯ**

Основные требования, которым должно удовлетворять технологическое оборудование, вытекают из необходимости создания высокопроизводительных, ресурсосберегающих процессов, которые имеют высокую степень автоматизации при выполнении всех операций по гибким производственным связям и работают в условиях

непрерывного производства. При этом должна быть эффективно решена проблема защиты окружающей среды и использование ЭВМ при подготовке производства и выборе оптимальных решений при определении параметров обработки.

Для осуществления процессов скоростной термообработки только в Минавиапроме разработаны технология и комплекс технологического оборудования, включающий серию автоматизированных установок различного назначения 14 наименований (П. Н. Белянин, А. М. Смирнов): УИЗТ-1 для закалки длинномерных, разностенных труб; УИОТ-1, УИОТ-1М для скоростного с использованием косвенного индукционного нагрева отпуска длинномерных, разностенных труб; ЛТН-1 линия термообработки (закалки и отпуска) толстостенных заготовок с использованием косвенного индукционного муфельного нагрева; УИЗО-3, УИЗО-4, УИЗО-6 для закалки и скоростного рекристаллизационного отжига тонкостенных разнотолщинных деталей; УСИ-7000, УСК-3500, УСС-1500, УСК-1000, УСФ-1500 для индукционного отпуска сварных швов (кольцевых, спиральных, долевых, а также фланцев); УИТ-1 для термофиксации и отпуска титановых и



Сопоставление значений конструкционной прочности тонкостенных оболочек из сталей с различным содержанием углерода после стандартной обработки (1) и после скоростной электротермообработки (2). 3 — требуемый уровень конструкционной прочности. Данные по результатам испытаний ВИАМ и НИАТ, МАП СССР.

стальных тонкостенных оболочек.

Промышленный выпуск указанных установок освоен Ржевским производственно-конструкторским объединением «Электромеханика». Об эффективности научных и технологических исследований в области СЭТО и их внедрении в промышленность можно судить, сопоставив результаты натурных испытаний корпусов РДТТ, изготовленных из сталей отечественного и зарубежного производства, классифицированных по содержанию углерода без привязки к другим легирующим элементам и их содержанию (см. рисунок).

## 10. ВЫВОДЫ

Новые технологии позволили обеспечить выпуск высокопрочных тонкостенных изделий, в частности, стальных раскатных с гарантированной конструкционной прочностью на уровне 215–230 кг/мм<sup>2</sup>, сварных — на уровне 180–210 кг/мм<sup>2</sup>, титановых — на уровне 120–140 кг/мм<sup>2</sup>, увеличить в 2,5 раза гарантированный срок хранения специзделий, увеличить ресурс лопастей вертолетов с прямоугольным профилем более чем в 40 раз, что повысило надежность и экономичность использования вертолетов МИ-8, МИ-10, МИ-10Ж и др.

В заключение следует отметить, что работа «Исследования по физике метастабильных состояний в металлах и сплавах и их применение в технике» (авторы В. Н. Гриднев, В. Д. Садовский, А. М. Смирнов и др.) получила высокую оценку Президента НАН Украины Б. Е. Патона и, благодаря его поддержке, удостоена Государственной премии СССР в области науки и техники.

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, В. И. Трефилов, С. П. Ошкадеров, *Физические основы электротермического упрочнения стали* (Киев: Наукова думка: 1973).
2. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, Н. Ф. Черненко, *Технологические основы электротермической обработки стали* (Киев: Наукова думка: 1977).
3. В. Д. Садовский, *Структурная наследственность в стали* (Москва: Металлургия: 1973). (Удостоена Золотой медали Академии Наук СССР им. Д. К. Чернова, 1976 г.).
4. С. А. Астапчик, *Термокинетика рекристаллизации* (Минск: Наука и техника: 1968).
5. А. И. Гордиенко, А. А. Шипко, *Структурные и фазовые превращения в титановых сплавах при быстром нагреве* (Минск: Наука и техника: 1976).
6. С. А. Астапчик, Н. М. Бодяко, *Электротермообработка сплавов с особыми свойствами* (Минск: Наука и техника: 1977).
7. Ю. Я. Мешков, *Физические основы разрушения стальных конструкций*

- (Киев: Наукова думка: 1981).
8. Ю. Я. Мешков, Г. А. Пахаренко, *Структура металла и хрупкость стальных изделий* (Киев: Наукова думка: 1985).
  9. П. Н. Белянин, *Промышленные роботы* (Москва: Машиностроитель: 1975).
  10. П. Н. Белянин, *Гибкие производственные комплексы* (Москва: Машиностроитель: 1984).
  11. В. Н. Гриднев, О. М. Ивасишин, С. П. Ошкадеров, *Физические основы скоростного термоупрочнения титановых сплавов* (Киев: Наукова думка: 1986) (Отмечена премией К. Д. Синельникова, 1986 г.).

### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

*Ошкадеров Станислав Петрович, 1937 г.р. В 1960 г. окончил Киевский политехнический институт. Заведующий отделом физики скоростного термоупрочнения сталей и сплавов (основанным в 1955 г. В. Н. Гридневым), чл.-корр. НАН Украины, д-р техн. наук, профессор, лауреат Государственной премии СССР, лауреат Государственных премий УССР, премии им. К. Д. Синельникова, премии Президентов НАН Украины, АН Молдовы и НАН Беларуси, Золотой медали НАН Украины «За научные достижения».*