

УДК 621.785.545:669.018

## РАЗРАБОТКА И ПРИМЕНЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

**А. И. ГОРДИЕНКО, В. В. ИВАШКО, И. И. ВЕГЕРА**

*Государственное научное учреждение*

*«Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск*

### **Введение**

В последнее время перед учеными-металловедами ставятся задачи по разработке технологических процессов получения материалов, обладающих высоким комплексом свойств при работе на удар, износ, усталость, испытывающих повышенные циклические и знакопеременные нагрузки. К материалам, обладающим уникальными механическими, технологическими и специальными свойствами, относят функционально-градиентные.

Функционально-градиентные материалы – это новый класс материалов, у которых наблюдается плавное изменение механических свойств или химического состава по глубине от поверхности. В настоящее время для изготовления функционально-градиентных материалов широко применяются среднеуглеродистые легированные высокопрочные стали, обладающие высоким уровнем механических и технологических свойств. Однако дальнейшее повышение их свойств и ресурса работы деталей на их основе тормозится рядом недостатков традиционных технологий термической обработки. Развитие технического прогресса требует поиска новых нестандартных способов получения материалов с градиентным распределением свойств по сечению, способных работать в тяжелых эксплуатационных условиях. Существующий мировой опыт убедительно показал, что применение методов высокоэнергетического воздействия и их комбинирование с традиционными технологиями термической обработки позволяет сформировать градиентную структуру материалов, обеспечивающую повышенный уровень служебных свойств деталей, которые в наибольшей степени отвечают условиям их эксплуатации.

Проведенный анализ литературы показал, что для изготовления функционально-градиентных материалов в настоящее время широко применяются высокопрочные стали, алюминиевые и титановые сплавы, керамика. Причем используются они как в виде монолитных материалов, так и многослойных композиционных материалов с градиентной структурой.

Вызывают интерес сообщения о создании слоистых материалов с градиентной структурой, лицевой слой которых выполняют из твердых материалов и соединяют с вязким тыльным слоем методами прокатки, сварки, пайки, склеивания и др. Вместе с тем многослойные композиции имеют определенные недостатки, поскольку склонны к короблению, расслаиванию в процессе термического воздействия и эксплуатации. Имеются сведения о создании градиентной структуры на монолитных материалах, у которых лицевую поверхность изделия упрочняют на определенную глубину, при этом тыльная часть обладает высокими характеристиками прочности и вязкости. Это достигается применением различных методов обработки: химико-термическая обработка [1], поверхностная закалка [2], поверхностное легирование, нанесение различных покрытий и наплавки.

В то же время, очевидным пробелом предыдущих исследований является слабая разработка материаловедческих основ влияния режимов скоростной термообработки на структуру, фазовый состав и механические свойства среднеуглеродистых высокопрочных сталей, применяемых для создания функционально-градиентных материалов. Недостаточно изучены особенности кинетики разупрочнения высокопрочных легированных сталей при отпуске. Требуется проведение комплексных исследований с целью получения функционально-градиентных материалов на основе высокопрочных сталей с применением высокочастотного, электроконтактного и лазерного нагрева или их комбинирование с традиционными технологиями термической, химико-термической обработки.

### **Постановка задачи**

Исходя из всего вышеперечисленного, основная цель работы заключалась в разработке процессов получения функционально-градиентных материалов на основе высокопрочных легированных сталей с использованием высокоэнергетического воздействия для применения в различных отраслях народного хозяйства.

### **Материалы и методика**

В качестве материалов для исследований были выбраны среднеуглеродистые легированные высокопрочные стали 50ХГФА и сталь системы Fe-C-Mn-Cr-Ni-Mo.

Методология работы заключалась в поиске оптимальных режимов термической обработки, обеспечивающих оптимальный комплекс свойств высокопрочных легированных сталей для заданных условий эксплуатации, в разработке способов, устройств и технологических процессов создания функционально-градиентных материалов методами высокоэнергетического воздействия.

При исследовании структуры и фазового состава сталей применяли методики количественного и качественного микроструктурного анализа, растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. При исследовании свойств сталей использовали стандартные методы определения твердости, микротвердости, ударной вязкости, механических и технологических характеристик.

Эксплуатационные характеристики функционально-градиентных материалов из высокопрочных сталей исследовали по специальным методикам, применяемым на РУП «МАЗ» и в НИИ Стали. С их помощью определяли усталостные характеристики рессор на специальных стендах, защитные характеристики броневых элементов.

### **Результаты эксперимента и их обсуждение**

В данной работе приведены результаты комплексных исследований взаимосвязи структуры и свойств и особенностей фазовых и структурных превращений при высокоскоростном и комбинированном методах нагрева и охлаждения высокопрочных легированных сталей. В результате исследований установлены режимы нагрева и охлаждения, обеспечивающие эффективное упрочнение листовых заготовок при сохранении удовлетворительных пластических характеристик.

Показано (рис. 1), что при печном нагреве до температур 900-970 °С стали системы Fe-C-Mn-Cr-Ni-Mo, закалке в масле и последующем отпуске при 200 °С можно получить следующие механические свойства:  $\sigma_b = 1800-2000$  МПа,  $\delta = 7-9$  %,  $\psi = 30-32$  %. После закалки с температур 1000 и 1050 °С прочностные и пластические характеристики стали сохраняются на уровне  $\sigma_b = 2000-2050$  МПа,  $\delta = 8-9$  %,  $\psi = 30-32$  %. Применение скоростного нагрева показало, что все процессы, связанные с растворением карбидной фазы и упрочнением стали, смещаются вверх по температурной шкале на 100-150 °С по сравнению с печным нагревом. Предельное уп-

рочнение достигается после закалки с температуры 1050 °С ( $\sigma_B = 2000$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1800$  МПа,  $\delta = 7$  %,  $\psi = 25$  %).

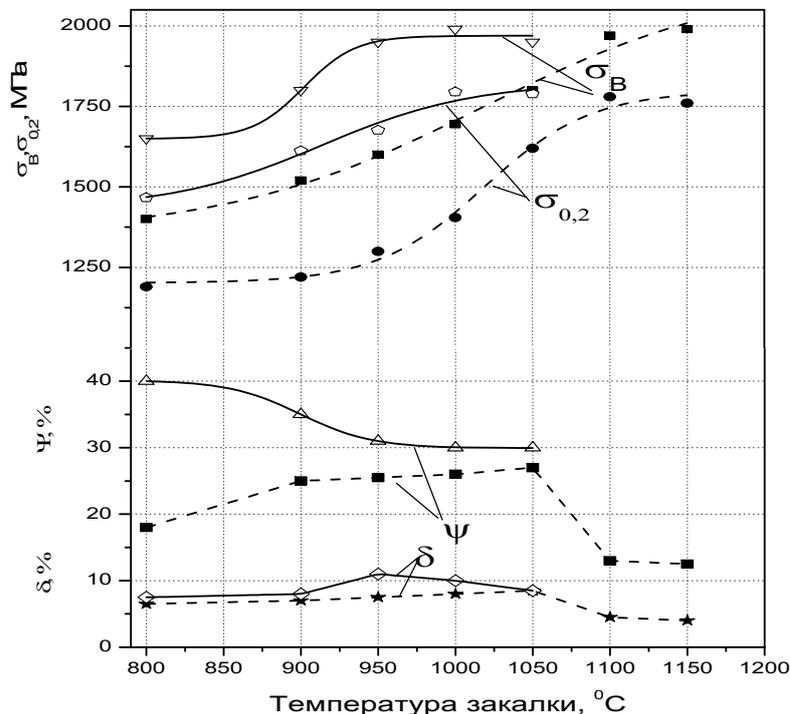


Рис. 1. Влияние температуры нагрева на механические свойства стали системы Fe-C-Mn-Cr-Ni-Mo (— нагрев в печи; ---- индукционный нагрев)

Для стали 50ХГФА установлено (рис. 2), что термическая обработка с применением печного нагрева обеспечивает предельный уровень свойств ( $\sigma_B = 1520$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1415$  МПа,  $\delta = 12-13$  %,  $\psi = 42$  %) после закалки с температур 840–880 °С. Применение скоростного нагрева приводит к снижениям временного сопротивления на разрыв и относительного удлинения во всем интервале температур. Для достижения уровня свойств, получаемых по стандартной технологии, температуру нагрева под закалку в условиях скоростного нагрева необходимо повышать на 100–150 °С. Оптимальные свойства ( $\sigma_B = 1420$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1320-1340$  МПа,  $\delta = 10,0$  %,  $\psi = 45$  %) были получены после закалки с температур 900–1000 °С. Дальнейшее повышение температуры до 1150 °С сопровождается резким снижением пластических характеристик.

Анализ микроструктуры стали системы Fe-C-Mn-Cr-Ni-Mo после печного нагрева показал, что на образцах закаленных в масле с температур 950–980 °С, фиксируется мелкоигльчатый мартенсит. В отличие от печного при скоростном нагреве формируется гетерогенная микроструктура с градиентным распределением углерода в аустените. После закалки с 1150 °С и отпуска при 200 °С сохраняется наследственная строчная структура, а в бывших перлитных участках наблюдается игльчатый мартенсит. После отпуска при 450 °С ферритные глобулы коагулируют и располагаются линейными цепочками, напоминая первоначальное полосчатое строение микроструктуры листа.

Исследование кинетики роста аустенитного зерна показало, что при печном нагреве до 900 °С в перлитных участках начинается формирование зеренной структуры с размером зерна 5–10 мкм, при повышении температуры нагрева до 1000 °С происходит рост аустенитного зерна до 30 мкм. Повышение температуры нагрева выше

1000 °С нецелесообразно из-за огрубления структуры стали. В условиях скоростного нагрева кинетика роста зерна имеет такой же характер, отличием является смещение температурных границ растворения карбидной фазы на 100–150 °С, вследствие чего зарождение отдельных аустенитных зерен размером 5–10 мкм при скоростном нагреве происходит лишь при температуре нагрева 950 °С. Интенсивный рост аустенитного зерна в условиях скоростного нагрева наблюдается только при температурах выше 1100 °С, когда происходит полное растворение карбидной фазы.

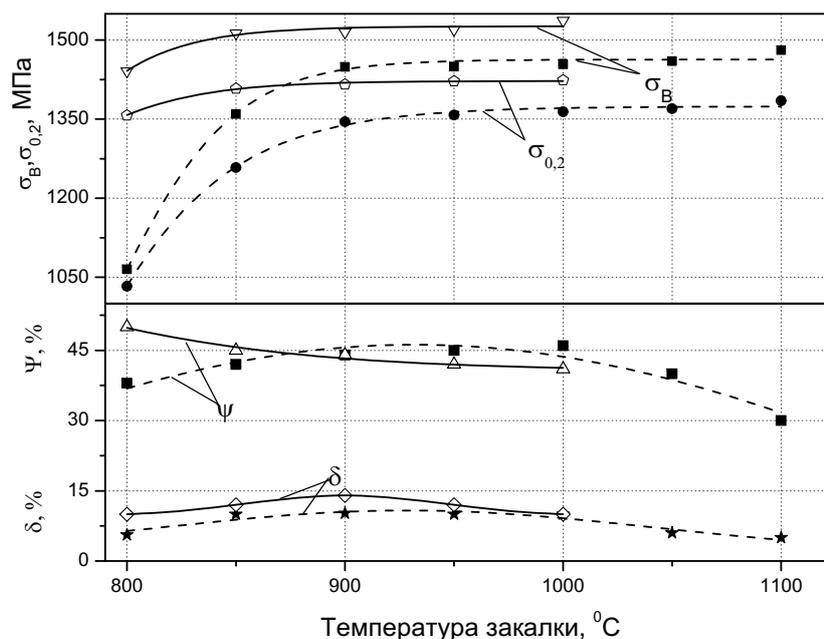


Рис. 2. Влияние температуры нагрева на механические свойства стали 50ХГФА  
( — нагрев в печи, масло, отп. 470 °С, 2 ч; ----  $V_H = 50$  °С/с, масло, отп. 470 °С, 2 ч)

Микроструктура стали 50ХГФА после заковки в печи с температуры 900–950 °С представляет собой игольчатый мартенсит. Анализ микроструктуры стали, закаленной со скоростного нагрева, показал, что растворение карбидной фазы и образование отдельных участков мартенсита наблюдается при температуре нагрева 900 °С. С повышением температуры до 1000–1050 °С происходит образование мартенситной структуры в закаленном состоянии, причем размер игл мартенсита гораздо меньше, чем после печного нагрева.

Изучение кинетики роста аустенитного зерна показало, что при печном нагреве выше 950 °С происходит интенсивный рост зерна от 20 мкм до 40 мкм при 1000 °С и полным огрублением (100–150 мкм) при 1200 °С. В условиях скоростного нагрева кинетика роста зерна имеет такой же характер. При 900 °С формируется мелкозернистая структура (5–10 мкм) при 1000 °С — около 20 мкм, при 1100 °С — 40 мкм.

Изучено влияние скорости охлаждения сталей на их физико-механические свойства. Как показали исследования стали системы Fe-C-Mn-Cr-Ni-Mo, наибольшей твердостью 54–55 HRC обладают образцы, охлажденные со скоростями 50 и 400 °С/с. Однако работа разрушения после охлаждения при 400 °С/с составляет 72 Дж, а после 50 °С/с — 146 Дж. Снижение скорости охлаждения из  $\gamma$ -области до 15 и 5 °С/с сопровождается снижением твердости до 53 HRC, а работа разрушения при этом составляет 162 и 195 Дж. Анализируя влияние скорости охлаждения на твер-

дость стали 50ХГФА, следует отметить, что охлаждение со скоростью 300–50 °С/с приводит к достижению твердости 62–58 HRC, снижение твердости до 54 HRC наблюдали после охлаждения образцов со скоростью 5 °С/с.

С целью изучения влияния температуры отпуска на механические свойства стали системы Fe-C-Mn-Cr-Ni-Mo (рис. 3) образцы, закаленные в масле после печного и скоростного нагрева ( $V = 100$  °С/с) с температур 950–980 и 1150 °С, соответственно, подвергали отпуску в интервале 150–450 °С в течение 2 ч. Оценивали изменение твердости и работы разрушения в зависимости от температуры отпуска. Показано, что при температуре 150–200 °С твердость образцов, закаленных со скоростного нагрева составляет 55–56 HRC. Дальнейшее повышение температуры отпуска до 450 °С сопровождается плавным снижением твердости закаленных образцов до 44 HRC. У образцов, закаленных после печного нагрева, твердость снижается от 54–52 HRC при 200 °С до 46–45 HRC после отпуска при 400 °С.

Образцы, закаленные в масле после печного нагрева и отпущенные при температурах 200–400 °С, имели во всем температурном интервале отпуска более высокую ударную вязкость по сравнению с образцами, закаленными после скоростного нагрева. Максимальные значения работы разрушения 210–220 Дж имели образцы, отпущенные при температурах 200 и 400 °С, а после отпуска при 250 и 300 °С вязкость разрушения снижается до 180–200 Дж. Особо чувствительными к температуре отпуска оказались образцы, закаленные после скоростного нагрева. Так, если после отпуска при температурах 150–200 °С работа разрушения составляла 190–200 Дж, то при 250 °С она снижалась до 130 Дж.

Применение скоростного нагрева для отпуска закаленных после нагрева в печи с охлаждением в масле образцов стали 50ХГФА показало, что их твердость с повышением температуры нагрева изменяется линейно. Характер изменения твердости образцов, претерпевших скоростную термическую обработку, аналогичен изменению твердости после печной термической обработки.

Если оценивать влияние режимов отпуска на механические свойства стали 50ХГФА (рис. 4), то из полученных данных видно, что печной отпуск при температуре 300 °С является той границей, ниже которой сталь охрупчивается, а при нагреве выше 300 °С позволяет сохранить достаточную пластичность. Дальнейшее повышение температуры печного отпуска от 300 сопровождается линейным снижением прочностных характеристик. После проведения стандартного отпуска (печь 470 °С, 2 ч) на образцах, закаленных с температуры 850 °С, были получены следующие механические свойства:  $\sigma_B = 1520$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1420$  МПа,  $\delta = 12$ –14 %,  $\psi = 42$  %. Сравнивая механические свойства после скоростного отпуска со свойствами, полученными после отпуска в печи, можно отметить следующие закономерности:

Применение скоростного отпуска для стали 50ХГФА позволяет сформировать высокий уровень механических свойств, сочетающий высокую твердость и прочность с хорошими пластическими характеристиками. Так, механические свойства, требуемые согласно ГОСТ 14959-79, можно получить уже при температуре скоростного отпуска 370 °С ( $\sigma_B = 1920$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1810$  МПа,  $\delta = 7,7$  %,  $\psi = 36$  %), причем прочностные характеристики увеличатся на 500 МПа. Оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств ( $\sigma_B = 1760$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1670$  МПа,  $\delta = 8,5$  %,  $\psi = 50$  %) стали 50ХГФА соответствует температуре скоростного отпуска 450 °С. Применение скоростного отпуска позволяет практически полностью исключить появление отпускной хрупкости, которая наблюдается после печного отпуска в интервале температур 150–300 °С.

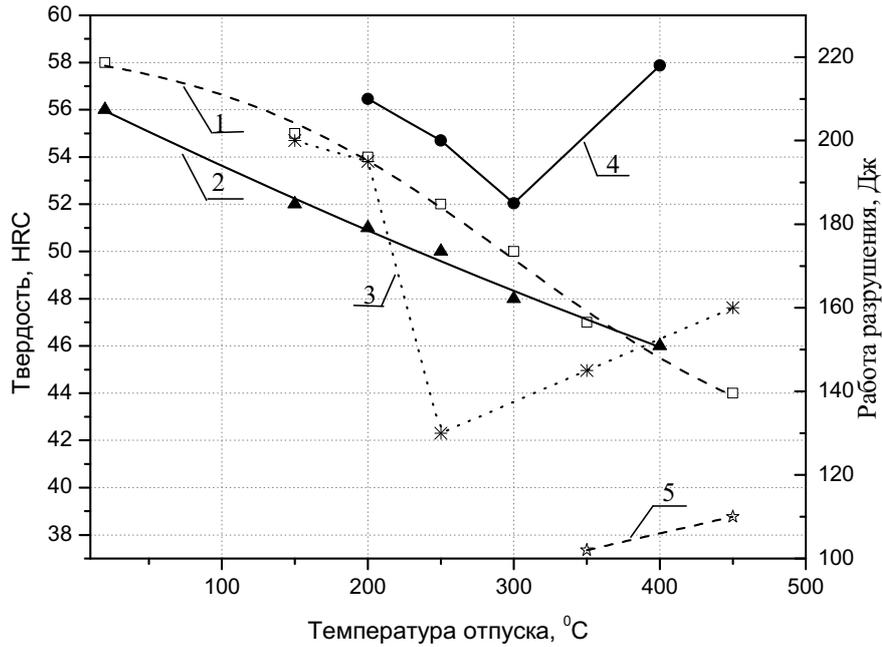


Рис. 3. Влияние температуры отпуска на твердость и работу разрушения стали 44. Размер образцов без надреза 6,2x10x56 мм. Скоростной нагрев,  $V_n = 100 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ ,  $1150 \text{ }^\circ\text{C}$ , масло: 1 – твердость; 3 – работа разрушения (поперек прокатки); 5 – работа разрушения (вдоль прокатки). Печной нагрев,  $980 \text{ }^\circ\text{C}$ , 30 мин, масло: 2 – твердость; 4 – работа разрушения (поперек прокатки)

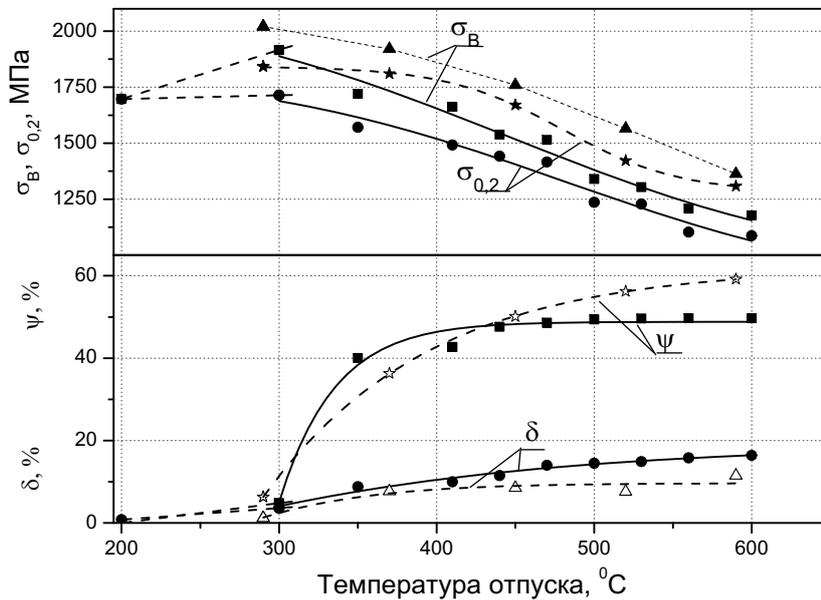


Рис. 4. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали 50XГФА (нагрев в печи,  $850 \text{ }^\circ\text{C}$ , масло — печной отпуск 2 ч; ---- отпуск  $V_n = 70 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ )

Для оценки распределения твердости по глубине обезуглероженного слоя образцы стали системы Fe-C-Mn-Cr-Ni-Mo, вырезанные из промышленных листов, подвергали печной и скоростной термической обработке. Полученные результаты показали, что промышленные листы, поставленные для электротермического упрочнения, обезуглерожены на глубину 0,3–0,4 мм. После термического упрочнения на

максимальную твердость, которая для данной стали составляет 58–60 HRC, твердость на поверхности листа после печной термической обработки составляет 38 HRC, а после скоростной термической обработки – 45 HRC. Поэтому была разработана методика одностороннего насыщения листовых заготовок стали углеродом. Изучена кинетика формирования цементируемых слоев. Разработаны режимы ХТО, позволяющие получать на листах цементируемые слои толщиной 0,7–1,5 мм, твердость которых после закалки в воде или масле достигает 60–65 HRC при сохранении мелкозернистой структуры. Изучено распределение твердости по толщине листа после различных режимов отпуска. Исследована структура и свойства цементованной стали, претерпевшей поверхностную высокочастотную обработку.

### **Заключение**

В итоге разработано оборудование и режимы комбинированной обработки стальных бронезащитных элементов из стали системы Fe-C-Mn-Cr-Ni-Mo, обеспечивающие получение трехслойных структур с поверхностно-упрочненным слоем толщиной 2–2,5 мм, твердостью 57–62 HRC, промежуточным слоем, обусловленным зоной термического влияния, с твердостью 47–50 HRC и вязким высокопрочным тылом с твердостью 54–56 HRC. Как показали специальные испытания, проведенные в сертификационном центре НИИ Стали, броневые элементы, обработанные по данной технологии, обладают уровнем защитных свойств на 10–15 % выше, чем у серийных элементов.

По итогам проведенных исследований была разработана принципиально новая технология и оборудование для термической обработки рессорных листов, основанная на применении индукционного нагрева под слоем масла для сложно легированных сталей. Новая технология позволяет получить высокопрочный закаленный слой толщиной до 2,5 мм, с мелкозернистой структурой, что в комплексе с упрочненной сердцевиной обеспечивает высокие служебные свойства рессор и возможность уменьшения их массы. Данная технология позволяет избежать образования дефектов поверхности, таких как обезуглероживание, образование микротрещин, окалина и т. д., снижающих эксплуатационные характеристики детали (пат. 1618, 1744 Респ. Беларусь; заявитель Респуб. Беларусь. – № U 20060165).

### **Литература**

1. Кидин, И. Н. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов / И. Н. Кидин [и др.]. – Москва : Металлургия, 1978. – 320 с.
2. Шепеляковский, К. З. Объемно-поверхностная закалка как способ повышения прочности, надежности и долговечности деталей машин / К. З. Шепеляковский // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1995. – № 11. – С. 2–9.

*Получено 29.10.2006 г.*