

ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫЕ ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ – ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ (ОБЗОР)

Обобщены результаты исследований в предложенном автором ещё в 70-х годах прошлого века и реализуемом в настоящее время перспективном направлении по созданию в сплавах регулярной макронеоднородной структуры. Это достигается применением дифференцированных обработок, создающих градиенты структурно-фазового состояния, чему соответствует чередование в заданной последовательности участков с различной структурой, механическими и физическими свойствами.

Ключевые слова: дифференцированные обработки, градиенты структурно-фазового состояния, макронеоднородная структура, сталь, чугуны, аустенит, мартенсит.

Введение

Повышение конструкционной прочности сплавов и, соответственно, их долговечности является одной из важнейших задач в ресурсосбережении.

В статье обобщены результаты исследований в перспективном инновационном направлении по созданию в сплавах макроскопических градиентов структурно-фазового состояния, соответственно регулярной макронеоднородной структуры, за счет разработки способов дифференцированных обработок. Они позволяют создавать в моно материале чередование в заданной последовательности участков с различными механическими и физическими свойствами. Это достигается в том случае, когда воздействие механических, тепловых, магнитных и других полей распределяется не равномерно по объему металла, а локализуется в его отдельных участках или слоях. Дифференцированная обработка заключается в сочетании общего (объемного) и местного (локального) воздействия на металл. В ряде случаев исходное деформированное или литое состояние можно рассматривать как результат общей (объемной) обработки. При дифференцированных обработках в различных участках сплава происходят неодинаковые структурные и фазовые превращения, в результате которых формируются неодинаковые механические и физические свойства, порой альтернативные друг другу. Например, если в результате общего (объемного) воздействия на материал получают структуру с высокой твердостью и прочностью, то при местном (локальном) воздействии – структуру с повышенной пластичностью, большим сопротивлением хрупкому разрушению и, наоборот. В одном материале могут быть получены чередующиеся участки с ферромагнитными и парамагнитными свойствами, с различными коэффициентами линейного расширения.

Важную роль в развитии рассматриваемого направления сыграло все более широкое применение в промышленности высококонцентрированных источников нагрева (ВКИН).

В последние годы появилось большое количество работ, показывающих эффективность применения дифференцированных обработок для значительного повышения свойств различных деталей и инструментов, что требует обобщения полученных данных.

Краткая история создания дифференцированных обработок

Дифференцированные обработки были предложены автором в качестве альтернативы известным способам получения армированных материалов, в основе которых лежит «металлургическая сборка» различных по свойствам металлов и сплавов с применением литья, прокатки или сварки [1]. Первые работы, проведенные в 70-х годах прошлого века, были выполнены по изучению влияния общей и локальной деформации при различных режимах их проведения, а также сочетания общей термообработки и локальной деформации [2–4]. В проведении этих исследований принимали участие научные сотрудники Института физики металлов УРО АН СССР Б. К. Соколов, Л. В. Смирнов и Ждановского металлургического института (теперь ПГТУ) – В. И. Коноп-Ляшко и Е. Я. Харланова. В более поздних работах с использованием для локальной обработки лазерной и электронно-лучевой установок участвовали Е. Я. Харланова и сотрудники «ПО Ждановтяжмаш» (теперь ПАО «Азовмаш») А. В. Зареченский, В. Я. Агарков, А. В. Лисакович и др.

По данным этих исследований получены многочисленные патенты и опубликовано большое число работ, ряд из которых [5–20] приведены в перечне ссылок данной статьи.

Следует отметить, что первые авторские свидетельства 70-х годов на дифференцированные обработки были получены после длительной переписки с экспертами ВАК СССР, поскольку они считали, что предложенные технические решения не имеют практической пользы. По этой же причине была отклонена статья, направленная в редакцию МиТОМ в эти же годы. Первая наша публикация по данному вопросу в этом журнале появилась лишь в 1980 г. [11].

В настоящее время направление по применению дифференцированных обработок интенсивно развивается, о чем свидетельствует большое число публикаций, подчеркивающих их эффективность для значительного повышения долговечности многих деталей и инструментов.

Способы дифференцированных обработок

На рис. 1 приведены способы дифференцированных обработок, создающих градиенты структурно-фазового состояния и, соответственно, регулярной макронеоднородной структуры. При необходимости достичь во всем объеме материала высокой твердости и прочности следует предварительно проводить обработки для получения соответствующих структур (мартенсита, наклепанного феррита или аустенита, карбидов, боридов и др.), обеспечивающих заданные свойства. Задачей локальной (местной) обработки в этом случае является получение мягких пластичных структур (неупрочнённых феррита или аустенита, сорбита отпуска, низкоуглеродистого мартенсита). Может решаться и противоположная задача получения во всем объеме сплава низкой твердости и высокой в заданных участках. Регулярная макронеоднородная структура может создаваться как на поверхности, так и в объеме сплавов. Она может быть линейчатой, точечной, сетчатой, слоистой (рис. 2).

Рассмотрим различные способы дифференцированной обработки с применением деформации. Так, в аустенитной стали 12Х18Н10Т, предварительно закаленной от 1100 °С, были получены участки с мартенситной структурой. Они представляли собой полосы шириной 1,5 мм, расположенные параллельно продольной оси плоских образцов толщиной 2 мм. Такая структура была результатом деформации в профилированных валках, рабочая часть которых имела кольцевые выступы и впадины с шагом 1,5 мм. Локальную деформацию со степенью $\varepsilon = 40\%$ проводили при -80 °С (ниже точки M_s). Для дополнительного упрочнения осуществляли общую деформацию с обжатием 15–20 % при 200 °С (выше точки M_s). Строчечное расположение мартенсита в аустенитной матрице было выявлено методом магнитной металлографии. Деформация позволяет при необходимости изменять стабильность аустенита по отношению к деформационному мартенситному превращению. Например, в стали 15Х13АГ12МД2Ф она повышена, поэтому сначала проводили общую деформацию с $\varepsilon = 40\%$ при 750 °С

в температурном интервале карбидообразования. В результате обеднения аустенита легирующими элементами (вследствие выделения карбидов) стабильность аустенита снизилась. Локальная деформация в профилированных валках со степенью $\varepsilon = 20\%$ при -70 °С привела к образованию в деформированных участках до 50 % мартенсита. Температурный интервал деформации при дифференцированной обработке должен выбираться с учетом стабильности аустенита [12].

При использовании профилированных валков для локальной деформации лист становится неоднородным по толщине, что во многих случаях недопустимо. Получение однородного по толщине листа возможно в случае дифференцированной обработки, состоящей из общей деформации и локального термического воздействия на металл. Широкие возможности в реализации рассматриваемого принципа открывают способы дифференцированных обработок сплавов за счет сочетания общей обработки всего объема материала обычными способами и использования источников концентрированной энергии, в частности, лазерного и электронного лучей, воздействующих на локальные его участки. Объектом исследования служили стали различных структурных классов. Лазерную обработку проводили на установке ЛПН-702, представляющей собой лазер непрерывного действия с выходной мощностью 800 Вт. Электронно-лучевая обработка (ЭЛО) осуществлялась на установке У 250 А с электронной пушкой У 530 М. Ускоряющее напряжение составляло 30 кВ. Плотность поглощенной мощности изменялась от $1 \cdot 10^4$ до $6,8 \cdot 10^4$ Вт/см². Общая деформация аустенитной стали 15Х13АГ12МФСД ($M_s < -196$ °С) при -70 °С с суммарным обжатием 50 % позволила получить ~ 80 % мартенсита во всем объеме, что способствовало упрочнению стали. Локальный нагрев в заданных участках до 750 °С обеспечил развитие в них $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращения. Таким образом, было получено чередование высокопрочных мартенситно-аустенитных и пластичных аустенитных участков, расположенных параллельно продольной оси образцов. При сохранении прочностных свойств на уровне холоднотемперированного состояния ($\sigma_{0,2} = 1100$ Н/мм², $\sigma_s = 1350$ Н/мм²) эта сталь после дифференцированной обработки имела повышенную пластичность ($\delta = 20\%$ вместо 10 % после холодной деформации) [17]. Высокий уровень прочностных и пластических свойств получен в аустенитной стали 60Н20 ($M_s = -50$ °С) после дифференцированной обработки, включающей общую деформацию при отрицательных температурах (-70 °С), и локальный нагрев до завершения $\alpha'' \rightarrow \gamma$ -превращения. Чередование полос шириной 1,5 мм с мартенситно-аустенитной и аустенитной структурами позволяет получить в продольном направлении следующие свойства: $\sigma_{0,2} = 1380$ МПа, $\sigma_s = 1800$ МПа, $\delta = 19\%$. Это выше, чем в образцах с равномерным распределением мартенсита такого же количества, полученного термической обработкой ($\sigma_{0,2} = 1230$ МПа,

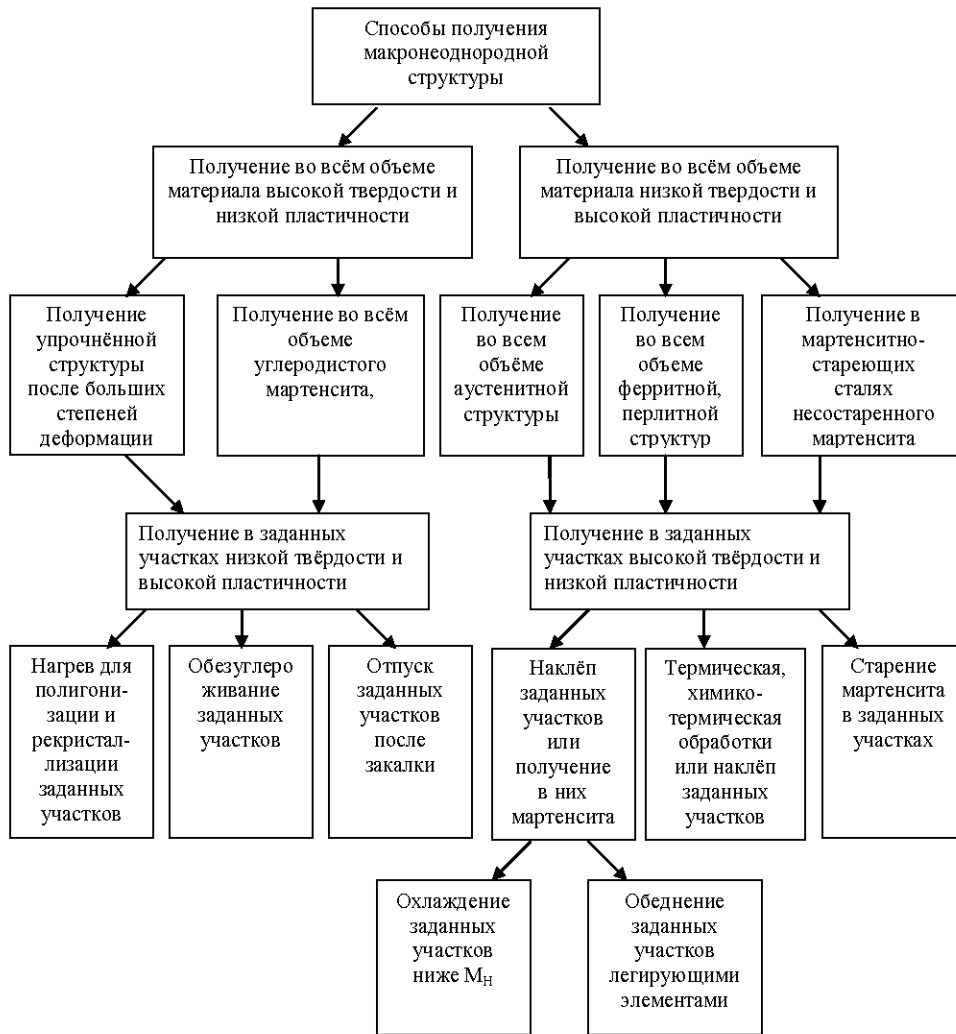


Рис. 1. Различные способы дифференцированной обработки

$\sigma_s = 1710 \text{ МПа}$, $\delta = 6\%$). Можно полагать, что повышенная пластичность образцов с регулярной макронеоднородной структурой обусловлена не только наличием пластичных прослоек аустенита, но и протеканием мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения при нагружении.

Рассмотрим получение дифференцированной структуры сочетанием общей термообработки, обеспечивающей получение преимущественно мартенситной структуры во всем объеме сплава, и локальной, вызывающей её разупрочнение. Объемная термообработка может осуществляться либо обычной закалкой, если M_n выше комнатной температуры, либо закалкой с последующей обработкой холодом, если M_n ниже неё. Локальная термообработка предусматривает нагрев, приводящий к отпуску мартенсита или его переходу в аустенит. Цели общей и локальной обработок могут быть и противоположными. В результате общей термообработки получают пластичную структуру, а прочную и твердую – после локальной закалки. Примером является получение в результате общей термической обработки сорбита отпуска, а мартенсита – после локальной закалки. Образцы из стали 45 толщиной 2 мм

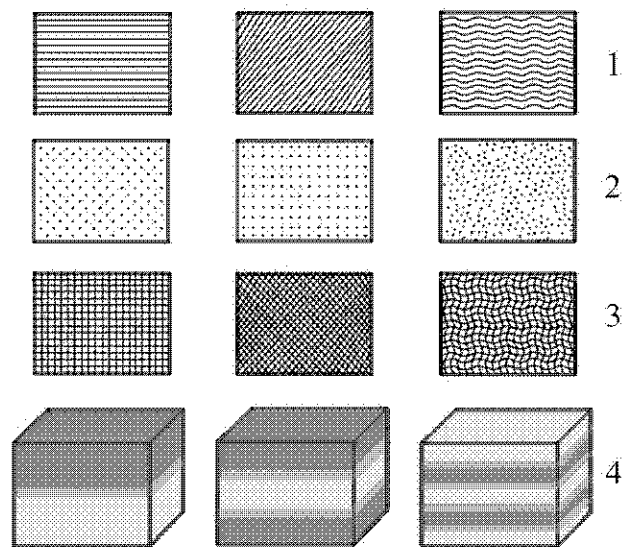


Рис. 2. Виды дифференцированной структуры: 1 – линейчатая; 2 – точечная; 3 – сетчатая; 4 – слоистая

после закалки и низкого отпуска имеют повышенные прочностные свойства ($\sigma_{0,2} = 1250$ МПа, $\sigma_s = 1400$ МПа), но низкую пластичность ($\delta = 4\%$). Высокий отпуск закаленной стали при 650°C приводит к существенному снижению прочностных свойств ($\sigma_{0,2} = 525$ МПа, $\sigma_s = 750$ МПа), но повышению пластичности ($\delta = 17\%$). Дифференцированная обработка с использованием локального нагрева, в результате которой структура отпущенного мартенсита чередуется с сорбитом отпуска, обеспечила получение промежуточных значений прочности и пластичности ($\sigma_{0,2} = 1050$ МПа, $\sigma_s = 1200$ МПа, $\delta = 10\%$). Показана возможность получения на поверхности мартенситно-стареющих сталей дифференцированной структуры, состоящей из прочных и пластичных участков состаренного и не состаренного мартенсита. Объектом исследования были стали 03Н24ТЮ, 03Н20МЗТЮ, 06Х16Н4МД. При оптимальных режимах локального лазерного нагрева после предварительной объемной закалки от 860°C в них микротвердость достигает, соответственно $H_{0,980} = 5900, 6400$ и 5100 МПа. Это выше, чем после объемного старения ($H_{0,980} = 5200, 5500$ и 4000 МПа). В том случае, когда общая обработка мартенситно-стареющих сталей включала закалку и старение на максимальную твердость, лазерная – приводила к существенному снижению микротвердости за счет образования свежезакаленного мартенсита.

Метастабильные аустенитные стали 30Х10Г10, 40Х14АГ12Ф2, 120Г6Ф2 после общей закалки от 900°C и локального лазерного воздействия по оптимальному режиму имели микротвердость $H_{0,980} = 6140, 6700$ и 7200 МПа соответственно. Это обусловлено не только наклепом аустенита, но и образованием мартенсита, что подтверждается данным рентгеновского анализа. Это было обнаружено впервые в работах [12–13]. Даже в стали 110Г13 с повышенной стабильностью аустенита лазерное воздействие вызывает образование небольшого количества мартенсита. Дифрактограммы, приведенные на рис. 3, а, б, иллюстрируют различие в количестве образовавшегося мартенсита после лазерной обработки в сталях 110Г13 и 120Г6Ф2. Большая стабильность аустенита в первой стали, чем во второй обуславливает и более низкий уровень её упрочнения под воздействием лазера в исследованном диапазоне скоростей перемещения образцов относительно лазерного луча. Способность аустенита к мартенситному превращению при лазерной закалке зависит от предварительной общей термической обработки. В стали 120Г6Ф2 предварительная закалка от 900°C позволяет после лазерной обработки получить микротвердость $H_{0,980} = 7200$ МПа. Это существенно выше, чем после закалки от 1100°C ($H_{0,980} = 5600$ МПа), когда из-за более полного растворения карбидов устойчивость аустенита к мартенситному превращению выше, чем в предыдущем случае. Уменьшению стабильности аустенита и увеличению микротвердости после лазерной обработки способствует также предва-

рительное старение. В стали 120Г6Ф2 после старения при 650°C 1 ч лазерная обработка позволяет обеспечить наиболее высокое значение микротвердости ($H_{0,980} = 8400\text{--}9000$ МПа). В результате можно получить мартенситные участки высокой твердости, чередующиеся с аустенитными низкой твердости. Аналогичный результат наблюдается и в метастабильных аустенитных сталях 30Х10Г10 и 120Г6Ф2 после электроно-лучевой обработки.

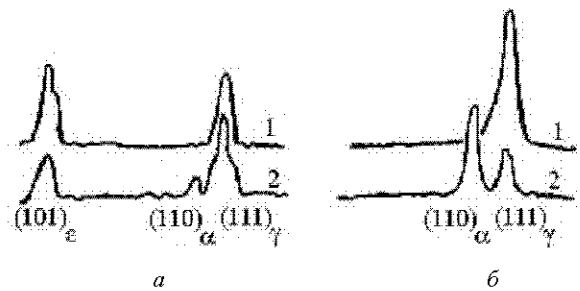


Рис. 3. Дифрактограммы сталей 110Г13Л(а), 120Г6Ф2 (б) до (1) и после (2) лазерной обработки

Новые широкие возможности открывают способы дифференцированных обработок, включающих сочетание термообработки всего объема металла и расплавления заданных его участков с использованием источников концентрированной энергии. В сталях 09Г2ФБ, 13ГС и 35ХМЛ, прошедших нормализацию, была проведена лазерная и электроно-лучевая обработки заданных участков с их расплавлением [18]. После охлаждения в них был получен мартенсит. Образование его обусловлено высокой скоростью охлаждения за счет интенсивного теплоотвода холодным металлом. В зависимости от вида источника концентрированной энергии и режимов обработки глубина упрочненных участков может изменяться от 0,5 до 4,0 мм. Заключительной обработкой является общий низкий отпуск для снятия внутренних напряжений. Для еще большего повышения твердости и износостойкости армированных участков целесообразно легировать расплавляемый источниками концентрированной энергии металл элементами, увеличивающими твердость мартенсита и образующими упрочняющие фазы (карбиды, нитриды, бориды и др.). В стали 40Х после предварительной цементации всей поверхности при 930°C в течение 4 ч, последующей электроно-лучевой обработки с расплавлением заданных участков и общего низкого отпуска получена микротвердость $H_{0,980} = 8000\text{--}12000$ МПа. Эти значения существенно выше, чем после аналогичной обработки без цементации ($H_{0,980} \sim 5000\text{--}5500$ МПа). Наиболее высокие значения микротвердости ($H_{0,980} = 13000\text{--}15000$ МПа) получены в случае борирования заданных участков при предварительном нанесении на них пасты, содержащей карбид бора, и последующем их расплавлении источником концентрированной энергии. Глубина участков

при использовании лазерного луча составляла 0,6–1 мм, (в зависимости от режимов обработки). В мартенситной матрице обнаружены бориды FeB и Fe₂B и небольшое (< 10 %) количество остаточного аустенита [16].

Несомненный интерес представляет армирование сталей 30X10Г10 и 110Г13Л путем переплава заданных участков электронным лучом на глубину до 4 мм, что приводит к образованию в структуре мартенсита и повышению микротвердости до $H_{0,0980} = 5500\text{--}6000$ МПа. Это обусловлено уменьшением содержания марганца и углерода, поскольку переплав проводится в вакууме. Эффективно для этой цели использовать присадочный материал в виде проволоки, ленты, порошка из низкоуглеродистых нелегированных или низколегированных сталей [18].

В ряде случаев необходимо твердую матрицу (например, мартенситную) армировать мягкими, пластичными участками, которые могут тормозить развитие трещин. Для этого в качестве присадочных следует использовать материалы, содержащие элементы (Mn, Ni, Cu, Cr и др.), понижающие мартенситную точку до отрицательных температур. Это позволяет в заданных участках, подвергнутых расплавлению, получить структуру аустенита. Эффективно в заданных участках механической обработкой (сверлением, фрезерованием и др.) делать углубления заданной формы и размеров, заполнять их вставками или порошками из износостойких сплавов, а затем подвергать их расплавлению. Расплавляться могут специально изготовленные вставки из отходов, например, инструментальных сталей Р6М5, Х12М и др. При больших размерах армирующих вставок расплавление производится лишь по их краям, контактирующим с основным металлом. С учетом требований к свойствам армированных материалов проводят предварительную и заключительную общую обработку.

С использованием рассматриваемого принципа могут быть получены многослойные дифференцированные структуры [19, 20]. На рис. 4 показана слоистая структура, полученная в стали 03Н24ТЮ после цементации и закалки. Для этого используют градиентную обработку, в том числе скоростной нагрев в печи, лазерным или электронным лучами, а также плазменной струей. Могут применяться химико- и дефор-

мационно-термическое воздействие на материал. Последующую обработку проводят на меньшую глубину, чем предыдущую. Так в мартенситно-старееющей стали 03Н24ТЮ многослойная структура, представляющая чередование слоев состаренного и не состаренного мартенсита, получена последовательным проведением закалки и старения. После закалки во всем объеме создают структуру низкоуглеродистого мартенсита невысокой твердости. Затем осуществляют градиентный нагрев поверхности до температуры, обеспечивающей старение мартенсита на заданную глубину. При этом твердость поверхности возрастает более, чем в 2 раза. После этого вновь осуществляют закалку, но на глубину меньшую, чем зона состаренного мартенсита. Дифференцированная обработка деталей из метастабильной аустенитной стали 120Г7Ф, у которых рабочая поверхность должна обладать высокой абразивной износостойкостью, а нерабочая – повышенной ударной вязкостью, проводится следующим образом. Вначале осуществляют закалку всей детали от 1000–1050 °С в воду, после предварительного нагрева и выдержки при 550 °С 1–2 ч, отпускают при 300 °С в течение 2 часов. Это придает требуемые свойства нерабочей части за счет повышения стабильности аустенита. Затем рабочую поверхность дополнительно отпускают при 650 °С. В результате стабильность аустенита снижается из-за выделения карбидов ванадия, армирующих его. Это повышает абразивную износостойкость деталей [20].

В работе [21] показана возможность получения за счет дифференцированной обработки термобиметалла. На сплаве НЗ2 применением объемной закалки от 1100 °С и охлаждением в жидком азоте получено ~ 80 % мартенсита. После обработки поверхности лазером на глубину 1–3 мм образовалась аустенитная структура вследствие $\alpha' \rightarrow \gamma$ - превращения. Последующим нагревом до 470 °С со скоростью 0,2 °/мин создают микрохимическую неоднородность по никелю в мартенсите, а затем бездиффузионным нагревом на 600 °С (выдержка 10 мин) переводят его в аустенит, сохраняя в последнем эту неоднородность. В результате получают монолитный материал, состоящий из двух слоев с различными коэффициентами термического линейного расширения. Его большие значения имеет микрон неоднородный аустенит. Полученный термобиметалл выдерживает большие изгибные усилия.

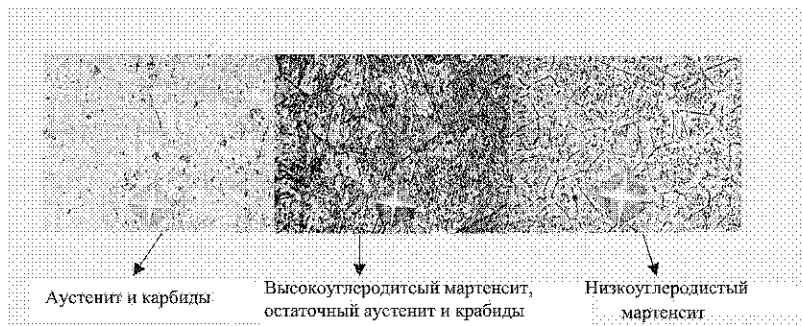


Рис. 4. Многослойная структура мартенситно-старееющей стали 03Н24ТЮ × 800

В ряде публикаций показана целесообразность дифференцированных обработок и получения макроскопических градиентов структурно-фазового состояния для повышения износостойкости деталей и инструментов. Авторы работы [22] установили, что наибольшая износостойкость стержней клапанов из 40X10C2M стали после лазерной обработки поверхности имеет место, когда закалка осуществляется отдельными винтовыми дорожками шириной 2 мм с шагом 6 мм и углом наклона 45°. При трении качения с проскальзыванием и принудительной подачей в зону контакта смазки лазерное упрочнение поверхности стали в виде отдельных полосок позволяет в 5–10 раз повысить износостойкость и несущую способность трибосопряжений по сравнению со стандартной закалкой и отпуском [23]. Значительный эффект повышения износостойкости обеспечило создание чередующихся твердых и мягких структур на поверхности чугуновых деталей [24]. В чугунах с ферритной металлической основой оптимальная площадь локальных участков, полученных после лазерной закалки, составляет 5–10 %. В случае перлитной структуры аналогичные участки с высокой микротвердостью должны занимать 20–25 %. Испытания гильз цилиндров автомобиля ЗИЛ-130, обработанных для получения твердых и мягких чередующихся структур, показали увеличение износостойкости в 2,0–2,5 раза по сравнению с таковой у гильз из такого же состава при обычно принятой объемной обработке. Изучение лазерной закалки втулок цилиндров тепловозов из чугуна СЧХНМД показало, что расположение упрочненных дорожек под углом 45° к направлению движения повышает износостойкость деталей в 1,5 раза, а сопротивление задиру в 1,3 раза по сравнению с уровнем, обеспечиваемым применением обработки по серийной технологии [25]. Согласно данным работы [26], применительно к упрочнению массивных деталей из чугуна (направляющих станков, плит, валков), перспективно использование плазменной обработки, обеспечивающей нанесение упрочненных дорожек шириной до 15 мм и толщиной до 5 мм. При оптимальном сочетании площади неупрочненных и упрочненных участков достигается повышение износостойкости плоских деталей не менее, чем в 3 раза. При упрочнении валков диаметром 200–250 мм, предназначенных для измельчения зерна (пшеницы, ячменя, кукурузы), более предпочтительно перекрестное перемещение плазмотрона под углом 45° к осевой линии. При этом получают между упрочненными участками мягкие, размер которых примерно равен размеру единичного зерна. В этом случае наряду с повышением износостойкости валков в 2–2,5 раза улучшается захват зерна и повышается производительность измельчения.

Получать на поверхности стали локальные цементированные участки можно науглероживанием с использованием дисперсных углеродных материалов, наносимых на поверхность стали с помощью скорос-

тного электроконтактного нагрева на машинах для точечной сварки [27]. Аналогичный результат реализуется и в том случае, когда вся поверхность подвергается химико-термической обработке, а затем заданные участки закалывают, используя источник концентрированной энергии (лазерный, электронный лучи) [16]. Показана возможность и целесообразность получения регулярной макронеоднородной структуры азотированием стали 13X11H2B2MФШ в тлеющем разряде с полым катодом [28].

Дифференцированные обработки оказались эффективны для повышения долговечности рельсов [29]. Разновидностью дифференцированных обработок, обеспечивающих получение регулярных макроскопических градиентов структурно-фазового состояния является термическое армирование проката [30]. Суть его заключается в избирательном охлаждении заданных участков металла после аустенинизации. Армирование может быть с равномерным или ориентированным расположением упрочненных участков. Их минимальный размер составляет 10–15 мм, а с учетом переходной зоны – 25–30 мм. Расстояние между упрочненными участками варьируется от 20–80 мм, а их суммарная площадь составляет 20–80 % от общей площади. На рис. 5 приведены различные варианты распределения упрочненных и неупрочненных участков. Термическое армирование может быть использовано при производстве листа, фасонного проката и труб. Такой прокат должен обладать повышенной надежностью.

Авторами работы [31] разработана термоциклическая электролитно-плазменная технология упрочнения (ТЦЭПТ) поверхности крупногабаритных изделий

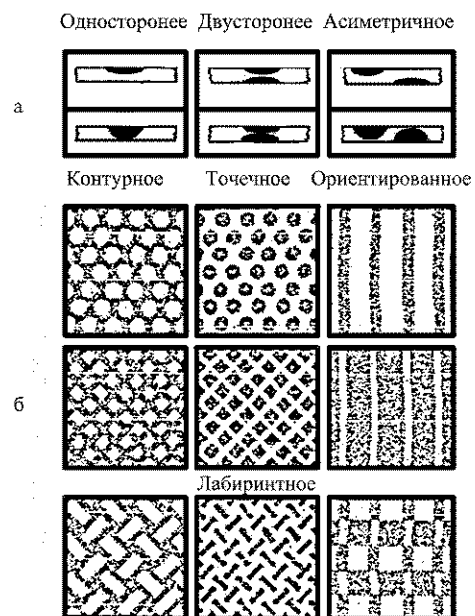


Рис. 5. Схемы расположения упрочненных (темных) и неупрочненных (светлых) участков, получаемых термическим армированием: *а* – армирование по толщине; *б* – армирование по поверхности [30]

(например, буровых штанг). В результате на поверхности изделия происходит формирование участков, имеющих толщину твердого слоя 6–10 мм. Эти участки, имеющие твердость до 60 HRC обеспечивают повышение абразивной износостойкости поверхностного слоя. Неупрочненные промежутки между твердыми участками служат для релаксации напряжений. Промышленные испытания буровых штанг, упрочненных ТЦЭШ, показали увеличение их работоспособности в 2–3 раза. Дифференцированная обработка эффективна также для инструментов небольшого сечения, выходящего из строя из-за поломок. В этом случае объемная термическая обработка направлена на повышение пластичности при снижении твердости по сравнению с обычно принятой. Напротив, участки рабочей поверхности инструмента, подвергающиеся интенсивному изнашиванию, упрочняют с помощью локального избирательного воздействия до более высоких значений твердости, чем при серийной технологии [32].

В работе [33] показана эффективность повышения износостойкости керамических режущих инструментов на основе нитрида кремния за счет нанесения на их поверхность дискретных нитридотитановых покрытий, единичный фрагмент которых представляет собой квадрат 0,2×0,2 мм. Расстояние между фрагментами 0,13 мм. В результате износостойкость инструментов повышается в несколько раз по сравнению с таковой в случае нанесения сплошного покрытия, что объяснено аномально высокой адгезиозно-когезиозной стойкостью отдельных участков покрытия.

Приведенные в данной статье разнообразные способы дифференцированной обработки для получения макроскопических градиентов структурно-фазового состояния показывают перспективность этого направления для повышения свойств материалов или получения в них новых свойств.

Выводы

1. Показана высокая эффективность применения дифференцированных обработок для получения хорошего сочетания механических свойств сталей, повышения долговечности деталей машин и инструментов, а также создания в одном материале участков с различными физическими свойствами.

2. В ряде случаев целесообразно проводить местное (локальное) изменение химического состава заданных участков сплава, в том числе за счет их расплавления, что позволяет при необходимости в широких пределах варьировать их структуру и свойства.

3. Увеличивающееся с каждым годом количество публикаций по разработке и внедрению новых способов дифференцированных обработок свидетельствует о большой перспективности этого направления в материаловедении.

Список литературы

1. Фруль В. А. Обзор способов получения функциональных градиентных материалов / В. А. Фруль, С. В. Фруль //

- Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2006. – № 6. – С. 29–31.
2. А. с. 473752 СССР, МКИ С 21 Д 7/14. Способ обработки стали / Малинов Л.С., Соколов Б.К., Соколов К.Н. и др. ; заявл. 21.02.74, № 1998204/22-2 ; опубл. 14.06.75, Бюл. № 22.
 3. А.с. 6217562 СССР, МКИ С 21 Д 7/14. Способ обработки аустенитно-мартенситных сталей / Малинов Л.С., Коноп В.И., Соколов К.Н. ; заявл. 20.02.75, № 2110739/22-02. ; опубл. 30.08.78, Бюл. № 32.
 4. А.с. 630298 СССР, МКИ С 21 Д 7/14. Способ обработки стали / Малинов Л.С., Соколов Б.К., Смирнов Л.В. и др. ; заявл. 21.02.75, № 2108173/22-02 ; опубл. 30.10.78, Бюл. № 40.
 5. А.с. 1534065 СССР, МКИ С21 Д 1/09. Способ обработки изделий / Малинов Л.С., Лисакович А.В., Агарков В.Я. ; заявл. 23.02.88, № 4422676/31-02. ; опубл. 07.01.90, Бюл. № 1.
 6. А.с. 1743196 СССР, МКИ С 21 Д 1/09, 1/78. Способ дифференцированной обработки сталей / Малинов Л. С., Харланова Е. Я., Агарков В. Я. ; заявл. 02.04.90, № 4807551/02. ; не публ.
 7. Пат. України UA13960 А, С 21 Д 1/09. Спосіб армування сталей / Малинов Л.С., Харланова Е.Я., Зареченський А.В. і др. ; заявл. 05.05.93, № 93121865. ; опубл. 25.04.97. Бюл. № 2.
 8. Пат. України UA 21253 А, С 21 Д 1/02. Спосіб обробки сталей / Малинов Л. С., Харланова Е. Я. ; заявл. 07.09.93, № 93006515. ; опубл. 27.02.98. Бюл. № 1.
 9. Пат. України UA 252264 А, С 21 Д 1/02, С 21 Д 1/73. Спосіб одержання металу з регулярною диференційованою макроструктурою / Малинов Л. С. ; заявл. 12.11.97, №97073505. ; опубл. 25.12.98. Бюл. № 6.
 10. Пат. України UA 252265 А, С 21 Д 1/02, С 21 Д 1/73. Спосіб одержання металу з регулярною диференційованою макроструктурою Малинов Л.С. ; заявл. 04.11.97, №97073506 ; опубл. 25.12.98. Бюл. № 6.
 11. Получение высоких прочностных и пластических свойств двухфазной стали дифференцированной обработкой / [Л. С. Малинов, Б. К. Соколов, В. И. Коноп-Ляшко, Л. В. Смирнов] // МиТОМ. – 1980. – № 3. – С. 32–35.
 12. Малинов Л. С. Лазерная обработка марганцовистых сталей / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, А. В. Лисакович // Тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф. «Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности» (г. Запорожье). – 1986. – 145 с.
 13. Лазерная обработка железомарганцевых сталей / [Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, С. В. Дано, А. В. Лисакович] // Физика и химия обработки материалов. – 1978. – № 2. – С. 47–49/
 14. Дифференцированная обработка для получения естественно-армированных поверхностных слоев на марганцовистых сталях / [Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, М. В. Туманова и др.] // МиТОМ. – 1991. – № 3. – С. 8–10.
 15. Армирование поверхности сталей за счет применения дифференцированной обработки / [Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, А. В. Зареченский и др.] // Изв. вузов Черной металлургии. – 1992. – № 4. – С. 37–39.
 16. Армирование поверхности сталей за счет локальной химико-термической обработки с использованием источников концентрированной энергии / [Л. С. Мали-

- нов, Е. Я. Харланова, А. В. Зареченский и др.] //Металлургическая и горно-рудная промышленность. – 1995. – № 3. – С. 27–29.
17. Малинов Л.С. Получение макронеоднородной регулярной структуры в сталях методами дифференцированной обработки / Л. С. Малинов // МиТОМ. – 1997. – № 4. – С. 7–11.
 18. Малинов Л. С. Армирование сталей за счет сочетания общей термообработки и расплавления участков металла с использованием источников концентрированной энергии / Л. С. Малинов // Процессы литья. –1997. – № 4. – С. 54–57.
 19. Малинов Л. С. Получение многослойной регулярной дифференцированной макроструктуры /Л. С. Малинов // Тез. докл. 5 региональной науч.-техн. конф. (г. Мариуполь, 20-23 апреля 1998 г.). – Мариуполь, 1998. – 7 с.
 20. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь : Изд-во «Рената», 2009. – 568 с.
 21. Косичина И. И. Применение лазерной обработки для получения термобиметаллов из метастабильных аустенитных инварных сплавов / И. И. Косичина, С. В. Косичин, В. В. Сагарадзе // МиТОМ. – 1992. – № 6. –С. 21–22.
 22. Андросов А. П. Лазерная закалка клапана дизельного двигателя / А. П. Андросов, С. И. Алексеенко, И. В. Бояркин // Новые материалы и упрочняющие технологии на основе прогрессивных методов термической и химико-термической обработки в автостроении : тез. докл. Всесоюз. конф. (г. Тольятти, 23–24 сентября 1986 г.). – М. : 1986. – С. 153–154.
 23. Дроздов Ю. Н. Модифицирование и упрочнение поверхности трения лазерной обработкой / Ю. Н. Дроздов, В. А. Гурьев // Вестник машиностроения. – 1988. – № 6. – С. 3–6.
 24. Влияние схемы упрочнения гильз лазерным излучением на износостойкость / [В. М. Андрияхин, В. А. Васильев, В. К. Седунов, Н. Т. Чеканова] //МиТОМ. – 1982. – № 9. – С. 41–43.
 25. Асташкевич Б. М. Лазерное упрочнение втулок цилиндров тепловозных двигателей / Б. М. Асташкевич, С. С. Воинов, Е. А. Шур // МиТОМ. – 1985. – № 4. – С. 12–15.
 26. Самогутин С. С. Технологические основы нанесения упрочняющих покрытий дискретного строения на изделия из чугуна / С. С. Самогутин, Б. А. Ляшенко, Ю. С. Самогутина // Сб. научных трудов, посвященный 100-летию со дня рождения проф. К.Н. Соколова. – Мариуполь : ПГТУ, 2007. – С. 161–172.
 27. Жуков А. А. Использование дисперсных углеродных материалов для поверхностного науглероживания сталей // Новые материалы и ресурсосберегающие технологии термической и химико-термической обработки – основа повышения долговечности деталей машин и инструмента / А. А. Жуков, А. Ю. Осадчук, А. В. Бондаренко // Тез. докл. Межд. конф. (г. Телави, 27–29 октября 1987 г.). – М. : 1987. – С. 68–69.
 28. Рамазанов К. Н. Ионное азотирование в неоднородной плазме тлеющего разряда / К. Н. Рамазанов, Д. З. Ишмухаметов, Н. С. Садкова // Вестник УГАТУ. – 2011. – Т. 15. – № 3(43). – С. 67–71.
 29. Формирование градиентной структуры при дифференцированной закалке рельсовой стали / [В. В. Грачев, В. Д. Сарычев, В. И. Петров, В. Е. Громов] // МиТОМ. – 2001. – № 11. – С. 38–39.
 30. Подгайский М. С. Термическое армирование проката / М. С. Подгайский // МиТОМ. –1992. – № 10. – С. 20–23.
 31. Тюрин Ю. Н. Ресурсосберегающая, термоциклическая технология упрочнения поверхности крупногабаритных изделий / Ю. Н. Тюрин, М. Л. Жадкевич, С. И. Голованенко // Сб. докл. 2-й Междунар. конф. «Оборудование и технология термической обработки металлов и сплавов». – Харьков : ННЦ «ХФТИ» ИПЦ «Контраст», 2006. – С. 107–111.
 32. Дифференцированная обработка сталей с использованием лазера / [Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, А.А. Колечко и др.] // Новые материалы и упрочняющие технологии на основе прогрессивных методов термической и химико-термической обработки в автостроении (г. Тольятти, 22-24 сентября 1986 г.). – М., 1986. – 152 с.
 33. Гнесин Г. Г. Износостойкость керамических режущих инструментов на основе нитрида кремния со слоистыми и дискретными нитридотитановыми покрытиями / Г. Г. Гнесин, Б. А. Ляшенко // Порошковая металлургия. – 1997. – № 11–12. – С. 93–97.

Одержано 11.09.2012

Малинов Л.С. Дифференційовані обробки сплавів для підвищення їх властивостей – перспективний напрям у матеріалознавстві

Узагальнені результати досліджень у запропонованому автором ще в 70-х роках минулого століття в перспективному напрямку, що реалізується в даний час зі створення у сплавах різних структурних класів регулярної макронеоднорідної структури. Це досягається застосуванням дифференційованих обробок, що створюють градієнти структурно-фазового стану, чому відповідає чергування в заданій послідовності ділянок з різною структурою, механічними і фізичними властивостями.

Ключові слова: дифференційовані обробки, градієнти структурно-фазового стану, макронеоднорідна структура, сталь, чавун, аустеніт, мартенсит.

Malinov L. Differentiated treatments of alloys for their properties increasing is new perspective direction in materials science (review)

The results of researches are generalized in offered by author at 70th of the last century and the perspective direction realized presently on creation in the alloys of regular macroheterogeneous structure. It is achieved by application of the differentiated treatments, creating the gradients of the structure-phase state, what corresponds to alternation of set sequence of areas with a different structure, mechanical and physical properties.

Key words: the differentiated treatments, gradients of structure-phase state, macroheterogeneous structure, steel, cast-iron, austenite, martensite.