

Влияние остаточного аустенита на механические свойства и характеристики износа бейнитного чугуна с шаровидным графитом

**К. А. Гогаев, С. М. Волощенко, Ю. Н. Подрезов,
Н. В. Минаков, Н. М. Марченко**

Исследовано влияние режимов изотермической закалки на фазовое превращение при деформации в бейнитном чугуне с шаровидным графитом. Показано, что при оптимальных режимах изотермической закалки превращению при деформации подвергается пятая часть аустенита, это приводит к резкому увеличению скорости упрочнения при сжатии. Характеристики сопротивления износу при этих режимах термообработки более чем в 3 раза выше, чем при других условиях. Это объясняется возникновением в процессе трения высокопрочного приповерхностного слоя и замедлением растрескивания в области фазового превращения остаточного аустенита в мартенсит.

Ключевые слова: бейнитный чугун, фазовое превращение, остаточный аустенит, мартенсит, упрочнение, износ, разрушение.

Сплавы из бейнитного чугуна с шаровидным графитом (БЧШГ) унаследовали все преимущества современных бейнитных сталей и по комплексу свойств оказались конкурентно способными по отношению к стальным изделиям во многих отраслях народного хозяйства, в частности в быстроизнашивающихся конструкциях.

Однако процесс получения таких материалов оказался более сложным, чем в случае обычных чугунов. Технология изготовления отливок с необходимыми служебными характеристиками требует учета многих факторов, способных влиять на процесс структурообразования бейнита и остаточного аустенита. Бейнитный чугун можно рассматривать как сложный материаловедческий объект, конечная структура которого зависит от технологических условий на разных этапах получения изделий. Это особенно важно учитывать при разработке технологии массового производства сельскохозяйственной техники в связи с современными условиями развития народного хозяйства Украины.

Прогрессивные аграрные технологии предъявляют повышенные требования к сельхозтехнике и особенно к сменным деталям (плугам, лемехам, лапам культиваторов и т. п.). Эти элементы конструкций несут главную нагрузку при обработке грунта. Они изнашиваются в большом количестве (несколько миллионов единиц в год) и требуют оперативной замены непременно в полевых условиях. Определенные противоречия между массовым использованием и практически индивидуальным производством каждого изделия можно преодолеть благодаря жесткой регламентации технологических параметров. Базой для определения этих параметров являются всесторонние материаловедческие исследования процессов структурообразования на всех этапах получения изделий и

© К. А. Гогаев, С. М. Волощенко, Ю. Н. Подрезов, Н. В. Минаков,
Н. М. Марченко, 2016

установление закономерностей влияния структуры бейнитного чугуна на их механические свойства и механизмы износа в условиях, максимально приближенных к реальным.

В отличие от бейнитных сталей [1—3], где специфические особенности структурных перестроек реализуются непосредственно в технологических операциях изготовления изделий, в бейнитных чугунах главные преимущества на стадии изготовления изделий вызваны уникальными литейными свойствами. Поэтому в большинстве исследований, посвященных аттестации этого класса материалов, разработчики ограничиваются констатацией влияния структурных и технологических параметров на комплекс механических характеристик. Тем не менее, учитывая, что изделия работают в условиях силовых нагрузок и подвержены деформационному влиянию непосредственно во время эксплуатации (особенно это касается элементов конструкций, которые быстро изнашиваются), исследование механизмов структурообразования под действием деформации и их влияния на механические и служебные характеристики является актуальной проблемой.

Учитывая важную роль остаточного аустенита в процессе структурообразования при деформации, проводили оптимизацию технологических параметров, чтобы получить бейнитную структуру с наибольшим количеством остаточного аустенита. Согласно литературным данным [4], количество остаточного аустенита зависит от температуры и времени выдержки, как показано на рис. 1. Из представленных данных видно, что при изотермической закалке в области температур 350 °С возникает более 30% (мас.) остаточного аустенита, который достаточно стабилен и практически не превращается в мартенсит при дальнейшей выдержке. Закалка при температуре 310 °С приводит к возникновению меньшего количества аустенита (~20%), который к тому же частично распадается при выдержке.

Цель работы — исследовать влияние деформационных процессов на структурные перестройки при деформации и обусловленные ими особенности формирования механических свойств и характеристик износа.

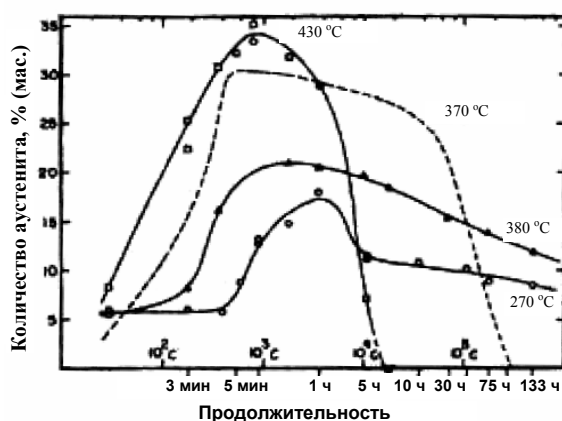


Рис. 1. Зависимость количества остаточного аустенита в высокопрочном чугуне от температуры и времени выдержки [4].

Материалы и методы исследования

Для исследования выбран высокопрочный бейнитный чугун с шаровидным графитом с базовым составом (% (мас.)): 3,2—3,4С, 1,4—1,6Si, 0,2—0,3Mn, 0,01—0,02Cr, 0,18Mo, 0,3Cu, 0,4Ni, 0,02P, S < 0,02. Для получения шаровидного графита использовали модификатор КМК. Состав модификатора (% (мас.)): 7,5Mg, 35 СК25, 17Al, 9SiBa (20Ba), 17,5Fe, 12 модификатор-флюс "Рефтокон" и 9 РЗМ (ФС30РЗМ30).

Опытные образцы плавил в индукционной печи типа ЛПЗ. Тигель рассчитан на 50 кг жидкого металла. Клиновидные пробы отливали в песчаные формы. Оптимальная температура аустенизации под закалку ВЧШГ составляла 880 °С с выдержкой 40 мин. Изотермическую закалку осуществляли в расплаве олова при температурах 310 ± 10 и 350 ± 10 °С и выдержке 1, 2 и 3 ч.

Для исследования влияния предварительной деформации на структурные изменения в образцах бейнитного чугуна, изотермически закаленных при разных температурах (310 и 350 °С) и выдержке (1, 2 и 3 ч), изготовлены образцы размером 10 x 10 x 14 мм. Эти образцы подвергали сжатию до деформации 30%. На образцах в исходном и деформированном состояниях с помощью дифрактометра ДРОН-3М проведен сравнительный анализ структуры. Для исследования механического поведения образцов их испытывали на сжатие на испытательной машине UTM-100 с записью диаграммы нагружения (рис. 2). В экспериментах использовали образцы размером 4 x 4 x 6 мм. Твердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3. Поверхность разрушения изучали на сканирующем микроскопе Kwicscan-723.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Исследование влияния остаточного аустенита на механические свойства сплавов на основе железа чаще всего сводится к анализу механического поведения двухфазных структур. Учитывая, что аустенит сравнительно мягок и пластичен, а цементит и мартенсит — достаточно твердые и хрупкие, предполагается, что свойства двухфазных структур должны быть чем-то средним по отношению к свойствам структурных составляющих. Классическим примером является отожженная сталь. Пределы текучести и прочности таких сталей практически линейно возрастают с увеличением объемной доли цементита, а характеристики пластичности столь же закономерно снижаются [5]. Эти простые соображения

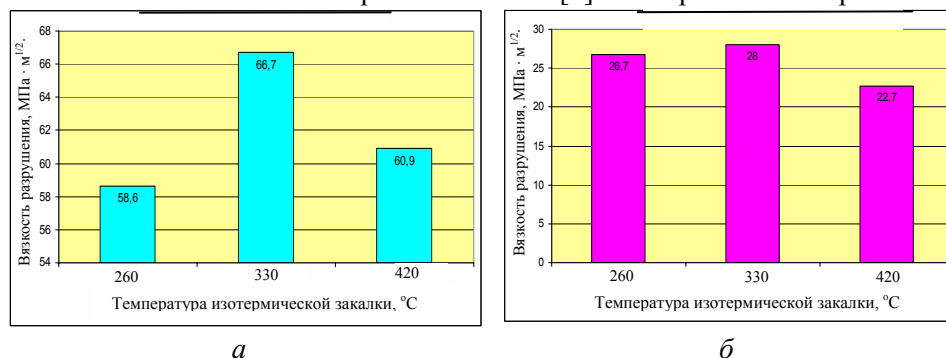


Рис. 2. Трещиностойкость бейнитного чугуна после закалки при 260, 330 и 420 °С. Температура испытаний: 20 (а) и 196 °С (б) [6].

Т а б л и ц а 1. Механические свойства и структура образцов ВЧШГ после разных видов изотермической закалки (температура аустенизации — 890 °С, выдержка — 30 мин, закалочная среда — олово)

Температура закалки, °С	Выдержка, ч	Твердость HRC	KCU ₂ , Дж/см ²	σ _в , МПа	δ, %	Структура
310	1	34,8	32	610	3,8	Б + 36% А _{ост.} + ШГ
310	2	35	104	1080	5,8	Б + 32% А _{ост.} + ШГ
310	3	35,5	125	1150	8,8	Б + 26% А _{ост.} + ШГ
350	1	34	135	1160	8,4	Б + 19% А _{ост.} + ШГ
350	2	33	115	1140	8,6	Б + 19% А _{ост.} + ШГ
350	3	33,5	103	1120	9,1	Б + 22% А _{ост.} + ШГ

удовлетворительно описывают механические свойства чугуна после изотермической закалки при разных температурах (табл. 1).

Действительно, предел прочности и твердость увеличиваются с уменьшением количества остаточного аустенита, тогда как пластичность и ударная вязкость (трещиностойкость) несколько возрастают при увеличении его содержания. Поэтому есть основание ожидать, что повышение количества остаточного аустенита должно способствовать незначительному улучшению служебных характеристик изделий, работающих при ударных режимах нагружения, поскольку обнаруженные различия в свойствах образцов, закаленных при 310 и 350 °С незначительные. Увеличение ударной вязкости образца, закаленного при более высокой температуре, не превышает 15%. Изменение трещиностойкости при комнатной температуре не превышает 10%, а при жидком азоте — не больше 5% (см. рис. 2). Такие незначительные изменения механических свойств исследованных материалов не позволяют объяснить большое различие триботехнических характеристик, которые в некоторых случаях отличаются более чем в 2 раза (рис. 3).

В феноменологических теориях износа предлагаются полуэмпирические зависимости, определяющие связь между параметрами износа и стандартными механическими характеристиками. Так, для линейного износа установлена связь между износостойкостью (изменением формы) и твердостью в виде $L \sim E^{3/2}/H_v^{1/2}$ [7]. Общеизвестно, что формоизменение при трении тем больше, чем мягче материал. В то же время потеря массы при трении хрупких и малопластичных материалов тем ниже, чем выше их трещиностойкость. Формула, связывающая потерю массы с механическими характеристиками, в общем случае записывается в виде [8]

$$V = P^{1/1,25} K_{1c}^{-0/5} H^{-0/625} (E/H)^{0,8} s, \quad (1)$$

где V — уменьшение объема при трении; P — усилие; K_{1c} — трещиностойкость; H — твердость; E — модуль упругости; s — длина дорожки трения.

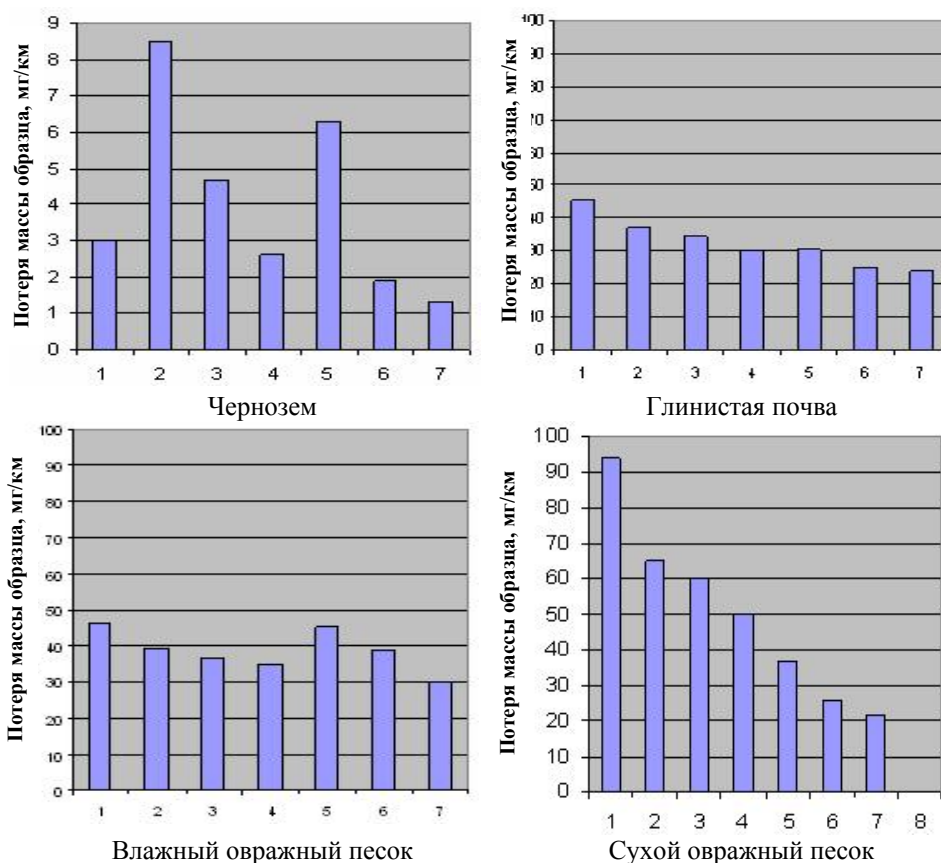
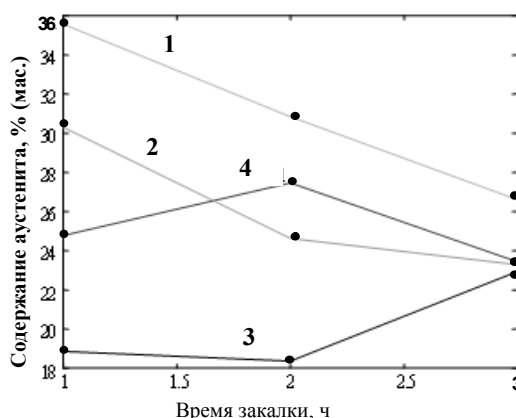


Рис. 3. Износостойкость чугуна после различной изотермической закалки: 1 — температура нагрева 890 °С, 30 мин, закалка в масло с отпуском при 320 °С, выдержка 3 ч; 2 — температура нагрева 890 °С, 30 мин, изотермическая закалка при температуре 310 °С, выдержка 1 ч; 3 — то же самое, выдержка 2 ч; 4 — то же самое, выдержка 3 ч; 5 — температура нагрева 890 °С, 30 мин, изотермическая закалка при 350 °С, выдержка 1 ч; 6 — то же самое, выдержка 2 ч; 7 — то же самое, выдержка 3 ч.

Высокая износостойкость чугуна, подвергнутого изотермической закалке при 350 °С с выдержкой 120—180 мин, не может быть объяснена изменением стандартных механических характеристик. Между тем, реальные полевые испытания свидетельствуют об исключительной чувствительности служебных характеристик (потеря массы плугов) к температурно-временным условиям изотермической закалки. При незначительном изменении режима термообработки износ изделий изменяется от рекордно малого до очень большого.

Наиболее интересное физическое явление, которое характерно для бейнитных структур, состоит в превращении остаточного аустенита в мартенсит под действием деформации. Результаты рентгеноструктурного анализа (рис. 4) образцов из бейнитного чугуна, изотермически закаленных при температурах 310 и 350 °С с разным временем выдержки (1, 2 и 3 ч), хорошо согласуются с этими представлениями. В структуре чугуна, закаленного при 350 °С с выдержкой 1 ч, обнаружено 35% (мас.) остаточного аустенита. После 2 ч выдержки его количество несколько снизилось

Рис. 4 Изменение количества остаточного аустенита от времени выдержки при изотермической закалке: 1 — 350 °С, исх.; 2 — 350 °С, деф.; 3 — 310 °С, исх.; 4 — 310 °С, деф.



(до 31%). При выдержке 3 ч еще снизилось до 27%. В образцах, закаленных при 310 °С, количество остаточного аустенита находится на уровне 20% (мас.) и незначительно

растет при выдержке 3 ч до 22% (мас.). Результаты исследований деформированных образцов показали, что после изотермической закалки при 350 °С пластическая деформация приводит к частичному распаду остаточного аустенита (рис. 4). При всех выдержках распадается примерно пятая часть от начального количества. Такое, казалось бы, небольшое количество материала, подвергающееся превращению из ОЦК структуры в мартенсит, может существенно влиять на процессы деформационного превращения, поскольку этот переход сопровождается значительным изменением объема. В широко известных TRIP-сталях изменение содержания остаточного аустенита от 10 до 8% приводит к практически трехкратному их упрочнению в диапазоне деформации 0—10% [1]. Очевидно, что обнаруженный частичный распад аустенита под действием деформации является, несомненно, значимым для повышения интенсивности упрочнения.

У образцов, подвергнутых изотермической закалке при 310 °С, превращения аустенита в мартенсит под действием деформации не происходит. Более того, наблюдается некоторое увеличение аустенитной фазы (подобно тому, как это имеет место в бейнитных структурах при низкотемпературном отжиге). Это может приводить к некоторому "размягчению" материала при деформации.

Для анализа механического поведения исходных и деформированных образцов проведены исследования на сжатие с записью диаграммы нагружения. В экспериментах использовали образцы размером 4 x 4 x 6 мм. Результаты исследований представлены на рис. 5. Из представленных данных видно, что образцы, закаленные при 350 °С, демонстрируют аномально высокую скорость упрочнения. Такое механическое поведение характерно для материалов, склонных к деформационно индуцированным превращениям. При увеличении истинной деформации от 0 до 0,2 истинное напряжение повышается от 1000 до 2200 МПа (рис. 5, б). Средняя скорость упрочнения в этом диапазоне деформаций достигает 6000 МПа, что значительно больше, чем у знаменитых TRIP-сталей. В образцах, закаленных при 310 °С, скорость упрочнения значительно ниже: при увеличении истинной деформации от 0 до 0,35 напряжение повышается от 1200 до 2200 МПа, что соответствует средней скорости упрочнения 3000 МПа. Согласно теории деформационного упрочнения TRIP-сталей, превращение остаточного аустенита в мартенсит резко увеличивает скорость упрочнения и, как следствие, служебные характеристики [1—3].

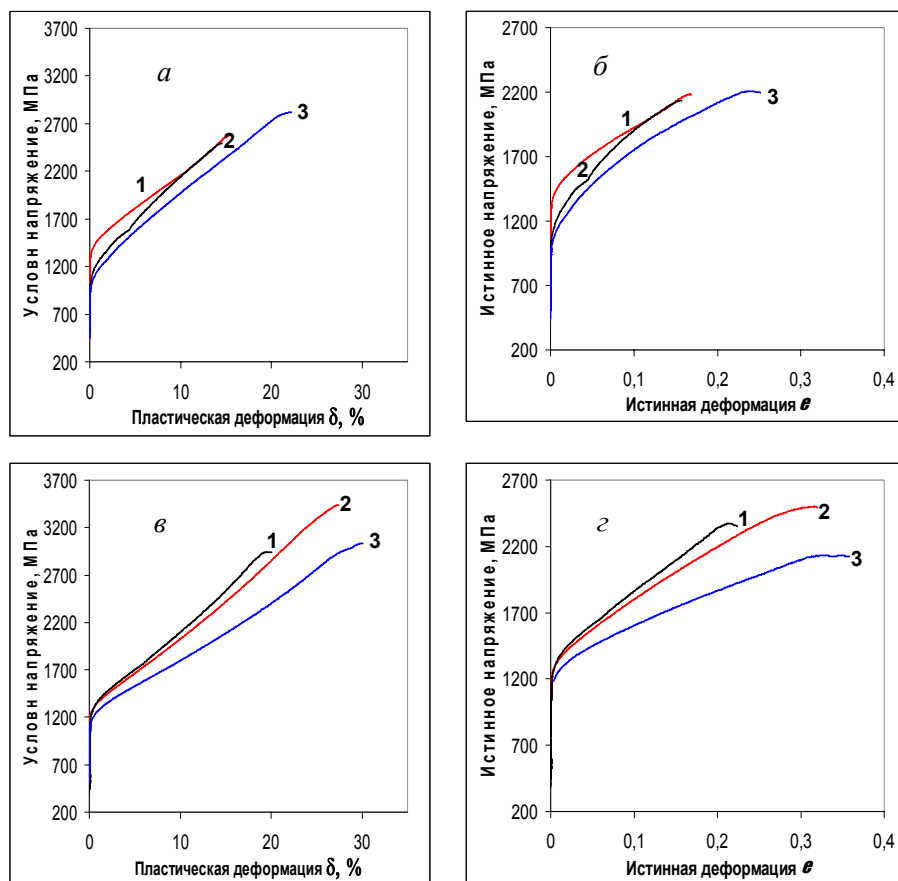


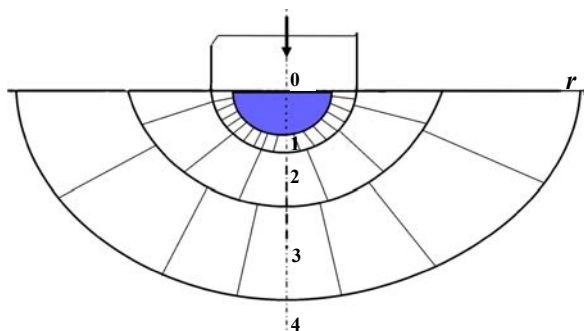
Рис. 5. Условные (а, в) и истинные (б, г) диаграммы сжатия бейнитного чугуна после изотермической закалки при 350 (а, б) и 310 °С (в, г). Время закалки: 1—3 — соответственно 1—3 ч.

В бейнитном чугуне, прошедшем термообработку по оптимальному режиму, резкое упрочнение в деформированной зоне способствует созданию высокопрочных слоев в поверхностной зоне при износе. Для объяснения механизма износа воспользуемся моделью локализованного сдвига, предложенной О. Н. Григорьевым и Б. А. Галановым в работе [9] для описания износа в хрупких и малопластичных материалах и развитой Ю. Н. Подрезовым с сотрудниками [10] для пластичных материалов. Согласно работе [10], изменение структурных состояний в приповерхностном слое дорожки трения схематически можно представить в виде четырех зон (рис. 6).

В I зоне, ближайшей к поверхности контакта, происходит интенсивный локализованный сдвиг, способствующий возникновению в приповерхностной области интенсивной пластической деформации и, как следствие, формированию деформационной субструктуры. Глубина этого слоя зависит от усилия в узле трения и, как правило, достигает единиц микрон.

Существование II зоны, так называемой зоны процесса, обусловлено резким изменением схемы деформирования при переходе от интенсивного сдвига к пластическому сжатию. Согласно представлениям теории индентирования, в переходной области могут возникать значительные

Рис. 6. Схема изменений структурных состояний в приповерхностном слое дорожки трения: 1—4 — зоны.



растягивающие напряжения, которые при трении керамики приводят к разрыхлению [11],

а в малопластичных металлах — к возникновению приповерхностных трещин. Глубина этого слоя больше, чем в первом случае, тоже зависит от усилия и может достигать десятков микрон [12].

Зона III — наибольшая среди пластических зон. Она начинается от зоны процесса и заканчивается на упругопластической границе, где локальное напряжение трения снижается до предела текучести. Эта зона значительно больше двух первых. Именно из-за большого размера этой зоны величина линейного износа (характеризующего изменение формы образца) оказывается пропорциональной твердости образца.

При анализе износа по потере массы особое внимание обращается на первую и вторую зоны, точнее, на механизмы разрушения, вызванные структурными перестройками в них. Для пластичных металлов это, как правило, процессы отслоения, происходящие по границам структурных элементов из-за их насыщения примесями. Для хрупких материалов это явления растрескивания и деградации материалов в зоне процесса.

При исследовании механизма трения бейнитных чугунов следует учитывать особенности процесса структурообразования, не присущие другим классам материалов. Прежде всего, в зоне локализованного сдвига происходит практически мгновенная перестройка избыточного остаточного аустенита в цементит с резким градиентным упрочнением материала приграничной зоны (твердость повышается по мере приближения к поверхности). Кроме того, характерная для таких структур способность выдерживать неоднородные деформации (*deformability*) препятствует образованию трещин в зоне процесса [13].

Для подтверждения первого эффекта воспользуемся методом наноиндентирования, широко используемым для анализа градиентных структур [14]. Суть метода состоит в анализе изменения твердости по глубине при непрерывном вдавливании индентора. При исследовании чугунов применена разновидность этого метода, предложенная нами в работе [10]. В этом случае анализ изменения твердости в зависимости от глубины индентирования ведется при дискретном изменении усилия. Это позволяет, во-первых, анализировать изменение микротвердости вдоль всего сечения поверхности трения и, во-вторых, значительно увеличить статистическую выборку, уменьшая, таким образом, влияние случайных факторов.

Если предположить, что при переходе от приповерхностного слоя внутрь твердость изменяется скачком, то по значениям твердости слоя и матрицы с учетом геометрии индентора можно рассчитать изменение интегральной твердости по глубине при воздействии на индентор разными

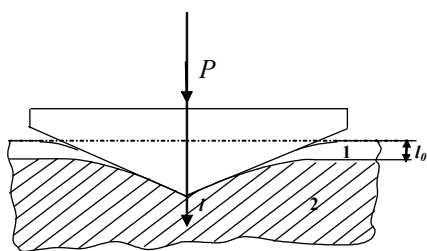


Рис. 7. Схема внедрения индентора в градиентный материал: 1 — упрочненный слой; 2 — матрица.

усилиями (рис. 7). Значение твердости при изменении глубины внедрения определяют по формуле

$$H_v = H_{v1} - (H_{v1} - H_{v2}) \frac{l - l_0}{l}, \quad (1)$$

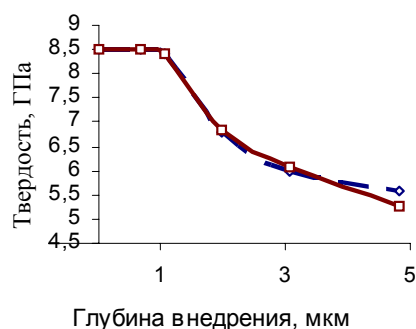
где H_{v1} , H_{v2} — твердость приповерхностного слоя и матрицы; l_0 , l — глубина слоя и внедрения.

Очевидно, когда свойства градиентного материала удовлетворяют модели рис. 8, можно решить обратную задачу — по текущим значениям твердости определить твердость верхнего слоя и его протяженность.

Данные, приведенные в табл. 2, свидетельствуют о том, что поверхностный деформированный слой имеет размер ~ 2 мкм. Его твердость совпадает с твердостью, полученной при индентировании нагрузкой 20 г. Она составляет 8,5 ГПа, что почти вдвое выше твердости матрицы (5 ГПа). В связи с резким градиентом деформации твердость резко понижается с глубиной и при нагружении усилием 200 г на глубине 4 мкм приближается к твердости матрицы.

Следующий эффект, вызванный замедлением процесса дефектообразования, сложно обнаружить прямыми исследованиями структуры изношенного образца из-за высокой локальности изучаемых явлений. Поэтому для подтверждения предложенной гипотезы нами использована методика, широко применяемая при анализе TRIP-сталей [13]. Изучен сходный физический эффект — формирование зоны процесса в пластической области у вершины движущейся трещины вследствие градиента деформаций. Для этого с помощью сканирующего микроскопа исследовали пластическую зону вблизи трещины на образцах бейнитного чугуна, подвергнутых разной изотермической закалке и испытанных на трещиностойкость. Результаты представлены на рис. 9 для бейнитного чугуна, закаленного при 310 °С с выдержкой 1 ч и на рис. 10 — для образца, закаленного при 350 °С с выдержкой 2 ч.

Для образцов после изотермической закалки при 310 °С в зоне процесса наблюдается большое количество микротрещин. У образцов, закаленных при 350 °С, разрушение локализовано в узкой зоне вдоль



вершины трещины. Анализ поверхности разрушения показал, что образец, обработанный по первому режиму, разрушается

Рис. 8 Расчетные (\diamond) и экспериментальные (\square) значения твердости по глубине образца чугуна, закаленного при 350 °С.

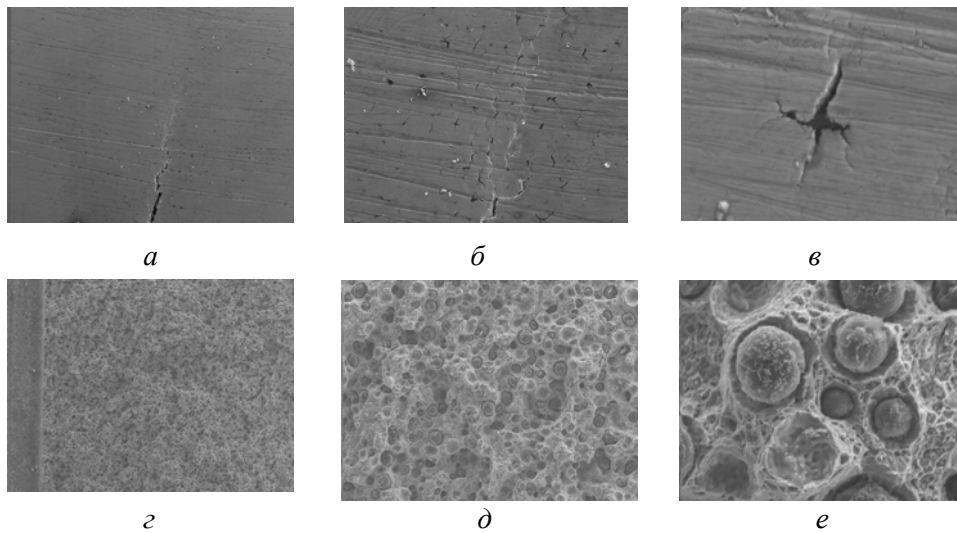


Рис. 9. Дефектообразование у вершины трещины (*а—в*) и поверхность разрушения (*г—е*) для бейнитного чугуна, закаленного при 310 °С с выдержкой 1 ч: *а, г* — $\times 50$; *б, д* — $\times 150$; *в, е* — $\times 1000$.

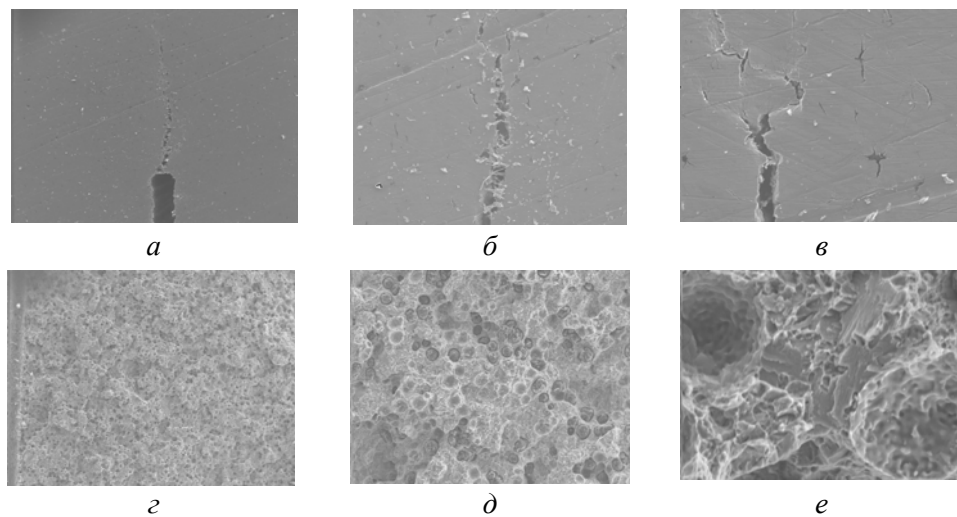


Рис. 10. Дефектообразование у вершины трещины (*а—в*) и поверхность разрушения (*г—е*) для бейнитного чугуна, закаленного при 350 °С с выдержкой 2 ч: *а, г* — $\times 50$; *б, д* — $\times 150$; *в, е* — $\times 1000$.

исключительно по ямочному механизму. На изломе второго образца обнаружены четко выраженные участки скола. Это может свидетельствовать об образовании при деформации хрупкой фазы — мартенсита, которая провоцирует разрушение по механизму скола. Несмотря на различие в механизмах разрушения, энергетические затраты на распространение трещины (которые можно оценить по величине трещиностойкости) оказываются соизмеримыми. По-видимому, меньшие энергетические затраты при разрушении по механизму скола компенсируются энергетической добавкой на фазовое превращение.

Т а б л и ц а 2. Твердость и глубина внедрения при индентировании разными усилиями бейнитного чугуна, закаленного при 350 °С

Усилие, г	Твердость, ГПа	Глубина, мкм
10	8,7	0,7
20	8,5	0,9
50	8,0	1,67
100	6,5	2,8
200	5,5	3,8

Следовательно, именно мартенситное превращение в приповерхностном слое плуга при его эксплуатации способствует резкому увеличению его износостойкости. На основании имеющихся данных по износостойкости материалов для плугов (рис. 2, з) динамику этого процесса можно представить следующим образом. Если образец площадью 1 см², закаленный при 350 °С с выдержкой 3 ч, при работе во влажном овражном песке теряет 22 мг массы за 1 км работы, то при плотности заготовки ~6,8 г/см³ его размер при этом уменьшится на 30 мкм. Очевидно, что упрочненный слой, оцененный нами 2 мкм, будет изношен за 60 м пути. С учетом скорости движения современной сельскохозяйственной техники это расстояние может быть преодолено за 5 с. Поскольку мартенситное превращение имеет сдвиговый характер и протекает со скоростью, близкой к скорости звука, за это время в деформированном приповерхностном слое, примыкающем к трибоинструменту, возникает новый упрочненный слой со свойствами, аналогичными изношенному.

Таким образом, рабочая среда (в данном случае песок) будет постоянно взаимодействовать с приповерхностным слоем, обладающим высокой твердостью и малой склонностью к трещинообразованию, что в полном соответствии с критериями износа будет способствовать резкому повышению износостойкости.

Выводы

При пластической деформации бейнитного чугуна, подвергнутого изотермической закалке при 350 °С, происходит фазовое превращение. Примерно пятая часть остаточного аустенита превращается в мартенсит.

Аналогично известному эффекту в TRIP-сталях, фазовое превращение при деформации способствует резкому увеличению скорости упрочнения при сжатии, что оказывает положительное влияние на служебные характеристики.

Обнаруженное двукратное повышение износостойкости чугуна, подвергнутого изотермической закалке при 350 °С, объясняется возникновением упрочненного приповерхностного слоя в результате фазового превращения.

Существование упрочненного слоя зафиксировано методом наноиндентирования. Установлено двукратное повышение твердости в зоне пластической деформации трением на глубину 2 мкм.

Анализ образованной дефектной структуры в зоне процесса с помощью сканирующего микроскопа показал, что фазовое превращение при деформации повышает деформационную способность материала, которая проявляется в подавлении склонности к трещинообразованию в области градиента напряжений и деформаций.

1. *Blondé R.* Mechanical stability of individual austenite grains in TRIP steel studied by synchrotron X-ray diffraction during tensile loading / [R. Blondé, E. Jimenez-Melero, L. Zhao et al.] // *Mater. Sci. & Engineering*. — 2014. — **A618**. — P. 280—287.
2. *Fu B.* Micromechanical behavior of TRIP-assisted multiphase steels studied with in situ high-energy X-ray diffraction / [B. Fu, W. Y. Yang, Y. D. Wang et al.] // *Acta Mater.* — 2014. — **76**. — P. 342—354.
3. *Yan F. K.* Deformation mechanisms in an austenitic single-phase duplex microstructured steel with nanotwinned grains / [F. K. Yan, N. R. Tao, F. Archie et al.] // *Ibid.* — 2014. — **81**. — P. 487—500.
4. *Найдек В. Л.* Бейнитный высокопрочный чугу́н / В. Л. Найдек, В. П. Гаврилюк, И. Г. Неижко. — К., 2008. — 140 с.
5. *Кроха В. А.* Кривые упрочнения металлов при холодной деформации. — М. : Машиностроение, 1968. — 131 с.
6. *Фирстов С. А.* Закономерности структурообразования матрицы высокопрочных чугунов по ДСТУ 3925 при изотермической закалке / [С. А. Фирстов, Ю. Н. Подрезов, Н. И. Даниленко, К. И. Узлов] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. — 2012. — № 5. — С. 47—52.
7. *Виноградов В. Н.* Механическое изнашивание сталей и сплавов / В. Н. Виноградов, Г. М. Сорокин. — М. : Наука, 1996. — 364 с.
8. *Evans A. G.* Fundamental of friction and wear of materials / A. G. Evans and D. B. Marshall // *Amer. Soc. for Metals*. — Metals Park, OH, 1981. — 439 p.
9. *Галанов Б. А.* Аналитическая модель индентирования хрупких материалов / Б. А. Галанов, О. Н. Григорьев // *Электронная микроскопия и прочность материалов*. — К. : Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. — 2006. — Вып. 13. — С. 4—42.
10. *Подрезов Ю. М.* Зміна твердості по глибині доріжки тертя деформованої сталі 20X / [Ю. М. Подрезов, К. Е. Гринкевич, М. Д. Рудик та ін.] // Там же. — 2015. — Вып 21. — С. 75—85.
11. *Джонсон К.* Механика контактного взаимодействия / Пер. с англ. — М. : Мир, 1989. — 510 с.
12. *Подрезов Ю. М.* Розробка методик діагностики фізико-механічних властивостей матеріалу і прогнозування ресурсу деталей на основі дослідження закономірностей формування градієнтної структури при інтенсивній пластичній деформації / [Ю. М. Подрезов, С. О. Фірстов, М. І. Даниленко, М. Д. Рудик] // *Сборник ИЭС "Ресурс"*. — 2015. — С. 13—20.
13. *Wang M.-M.* Nanolaminate transformation-induced plasticity–twinning- induced plasticity steel with dynamic strain partitioning and enhanced damage resistance // *Acta Mater.* — 2015. — **85**. — P. 216—228.
14. *Danylenko M.* Gradient structure formation by plastic deformation / M. Danylenko, V. Gorban, Yu. Podrezov // *Mater. Sci. Forum*. — 2006. — № 503. — P. 787—792.

Вплив залишкового аустеніту на механічні властивості та характеристики зношування бейнітного чавуну з кулястим графітом

К. О. Гогаєв, С. М. Волощенко, Ю. М. Подрезов,
М. В. Мінаков, Н. М. Марченко

Досліджено вплив режимів ізотермічного загартування на фазове перетворення при деформації в бейнітному чавуні з кулястим графітом. Показано, що при оптимальних режимах ізотермічного гартування перетворенню при деформації піддається п'ята частина аустеніту, це веде до різкого збільшення швидкості зміцнення при стисненні. Характеристики опору зношуванню при цих режимах

термообробки втричі вищі, ніж у зразках, оброблених за іншими режимами. Це пояснюється виникненням в умовах тертя високоміцного приповерхневого шару та уповільненням розтріскування завдяки фазовому перетворенню аустеніту в мартенсит.

Ключові слова: бейнітний чавун, фазове перетворення, залишковий аустеніт, мартенсит, зміцнення, зношування, руйнування.

The influence of residual austenite on the mechanical properties and wear characteristics of austempering ductile iron with spherical graphite

K. A. Gogaev, S. M. Voloshchenko, Yu. N. Podrezov, N. V. Minakov,
N. M. Marchenko

The influence of isothermal quenching condition on the strain induces phase transformation in austempering ductile iron was investigated. Under the optimal isothermal quenching condition the twenty presents of austenite was transformed to martensite. Phase transformation lead to increase of strain hardening rate under compration. In this case wear resistance more parameters more then three time higher then for other heat treatment. The effect is explained by formation during shift deformation of subsurface wear layer with high hardness and low ability to crack formation.

Keywords: austempering ductile iron, phase transformation, residual austenite, martensite, strengthening, wear, fracture.