

Караваяева Марина Владимировна

канд. техн. наук, доцент
ФГБОУ ВО «Уфимский государственный
авиационный технический университет»
г. Уфа, Республика Башкортостан

Абрамова Марина Михайловна

младший научный сотрудник, старший преподаватель
ФГБОУ ВО «Уфимский государственный
авиационный технический университет»
г. Уфа, Республика Башкортостан

Зарипов Наиль Гарифьянович

проректор
ФГБОУ ВО «Уфимский государственный
авиационный технический университет»
г. Уфа, Республика Башкортостан

Кайбышев Оскар Акрамович

научный руководитель
ООО «Новые технологии формообразования»
г. Москва

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ШХ15-ШД

Аннотация: в статье исследовано влияние всестороннейковки на структуру и твердость высокоуглеродистой стали ШХ15-ШД в различных исходных состояниях. Показано, что после закалки и ИПД полученные значения микротвердости выше, чем после закалки и отпуска при таких же температурах. Повышение твердости связано с формированием более дисперсной структурой как феррита, так и карбидной фазы.

Ключевые слова: *интенсивная пластическая деформация, высокоуглеродистая сталь, микротвердость, микроструктура.*

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ проект №17-48-020253.

Введение

Основным методом повышения твердости и прочности высокоуглеродистых сталей является закалка, реализующая прежде всего возможности твердорастворного упрочнения. Однако формирование пересыщенного твердого раствора приводит к практически полной потере пластичности, поэтому после заковки стали всегда подвергают отпуску. В процессе отпуска сталь переходит в более стабильное состояние за счет распада мартенсита. Эффект твердорастворного упрочнения уменьшается, возрастает роль дисперсионного упрочнения. При этом твердость и прочность стали снижаются, тогда как пластичность и вязкость возрастают в тем большей степени, чем выше температура отпуска. Это связано с тем, что дисперсность продуктов распада, в частности размеров частиц карбидной фазы, снижается с повышением температуры нагрева. Следовательно, формирование микроструктуры стали с однородным расположением более высокодисперсных карбидных частиц в ферритной матрице, чем при отпуске, позволит повысить твердость за счет дисперсионной составляющей, а не твердорастворной, что приведет к более высоким показателям пластичности.

Этот подход был опробован на среднеуглеродистой стали 45 при использовании методов интенсивной пластической деформации (ИПД) [1, 2]. ИПД формирует в стали сложную структуру, которая характеризуется субмикрокристаллическим размером зерна матрицы и высокодисперсными карбидными частицами. Проведенные исследования показали, что это позволяет активировать одновременно несколько механизмов упрочнения, таких как зернограничное, дислокационное и дисперсионное [3].

В данной работе исследована возможность повышения твердости высокоуглеродистой стали интенсивной пластической деформацией.

Материал и методики исследования

В качестве материала исследования использовали горячекатаный пруток высокоуглеродистой подшипниковой стали ШХ15-ШД (Fe – 1%С – 1,5%Cr – 0,3%Mn – 0,25%Si) диаметром 10 мм.

Из прутка нарезали исходные цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм. Заготовки подвергали закалке по режиму: нагрев до температуры 850 °С, выдержка 30 минут, нагрев до температуры 910 °С, выдержка 15 минут, охлаждение в масле.

Интенсивную пластическую деформацию проводили методом всестороннейковки (ВК) за два полных цикла в изотермических условиях на универсальном динамометре У10 при температурах 500, 600 и 700 °С. Нагрев образцов перед деформацией проводили в течение 15 минут.

Для анализа микроструктуры использовали растровый электронный микроскоп JSM – 6490 LV (РЭМ). Микротвердость оценивали на микротвердомере Dugascan при нагрузке 100 грамм в течение 10 секунд.

Результаты и обсуждение

Микроструктура стали ШХ15-ШД в исходном состоянии представляет собой зернистый перлит с объемной долей карбидной фазы $11\pm 1\%$ (рисунок 1). Средний размер ферритного зерна составил 11 ± 1 мкм, средний размер карбидных частиц $1,3\pm 0,1$ мкм. Карбиды расположены как в теле ферритного зерна, так и по границам.

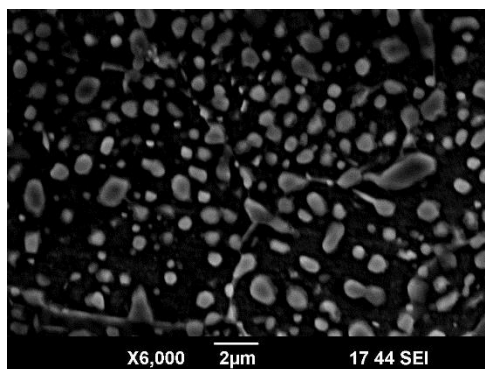


Рис. 1. Микроструктура стали ШХ 15-ШД в исходном состоянии

Такую микроструктуру можно охарактеризовать как матричную: мягкая ферритная матрица, в которой расположены твердые карбидные частицы.

Микротвердость стали в исходном состоянии составила 2260 ± 130 МПа.

Известно, что структура зернистого перлита благоприятна для обработки давлением [4]. Однако размеры сферических карбидных частиц практически не меняются в процессе деформации. Для формирования структуры с более мелкими карбидами перед деформацией была проведена закалка с температуры 910°C . Работы, проведенные на низко- и среднеуглеродистых сталях, показали эффективность такой обработки для измельчения структуры [1; 5; 6]. При интенсивной пластической деформации мартенситной микроструктуры, полученной закалкой, одновременно с измельчением зерен матричной фазы происходит выделение карбидов. Поскольку процесс происходит в динамических условиях, выделяющиеся карбиды имеют размеры порядка нескольких десятков нанометров.

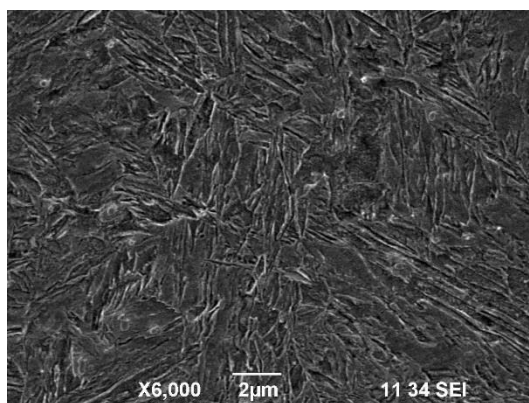


Рис. 2. Микроструктура стали ШХ15-ШД после закалки

После закалки микроструктура представляет собой мартенсит, как показано на рисунке 2.

Микротвердость после закалки составила 7990 ± 110 МПа.

В результате ИПД микроструктура мартенсита значительно изменяется, как видно из рисунка 3. Независимо от температуры деформации наблюдается две фракции карбидных частиц. Первая фракция представлена крупными частицами, размер которых зависит от температуры деформации. При увеличении температуры от 500°C до 700°C размеры карбидов увеличиваются от $0,3 \pm 0,1$ мкм до

0,9 ± 0,1 мкм (рисунок 4 а). При этом изменяется и объемная доля таких крупных карбидов от 4% после деформации при температуре 500 °С до 10% после деформации при 700° С (рисунок 4 б).

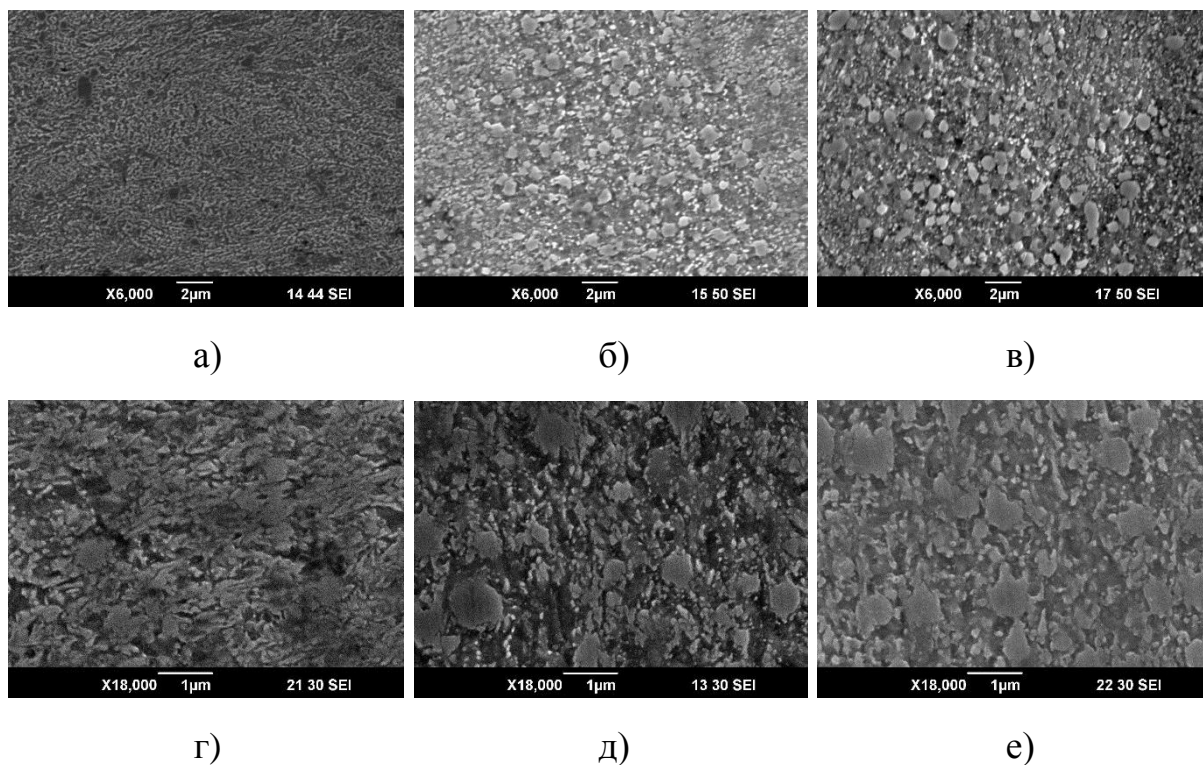


Рис. 3. Микроструктура после ИПД при температуре:

а, г) 500; б, д) 600; в, е) 700° С

Вторая фракция представляет собой высокодисперсные карбидные частицы, размер которых практически не зависит от температуры деформации и составляет менее 0,1 мкм.

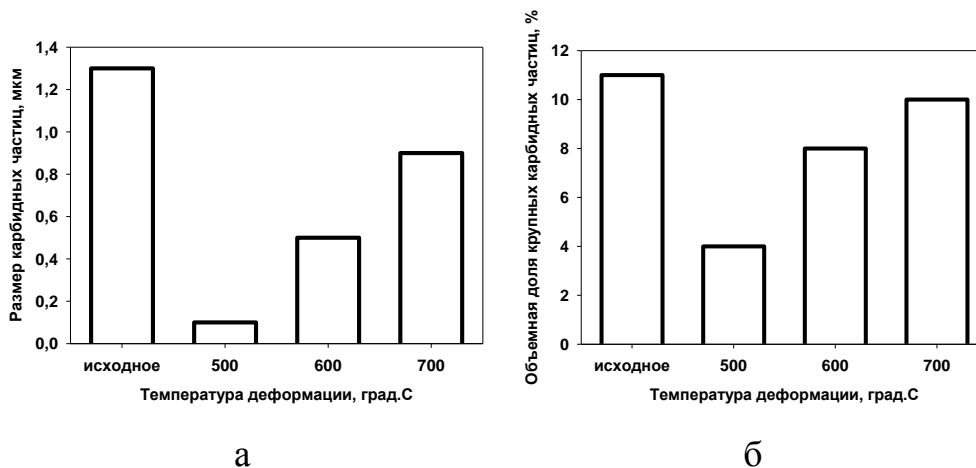


Рис. 4. Влияние температуры ИПД на средний размер (а) и объемную долю (б) крупных карбидных частиц стали

После деформации при температуре 500 °С дисперсные карбиды располагаются в виде строчек (рисунок 3 а и г). После деформации при более высоких температурах (рисунок 3 б, в, д, е) строчечность в расположении карбидов исчезает: частицы равномерно расположены в пределах ферритных зерен. Микроструктура характеризуется ультрамелким зерном феррита, средний размер которого незначительно возрастает при увеличении температуры деформации от 0,6 до 0,8 мкм.

Таким образом в результате ИПД матричный тип микроструктуры меняется на матрично-дулексный, состоящий из двух структурных составляющих: первая – ультрамелкие ферритные зерна с расположенными в них высокодисперсными карбидами и вторая – карбидные частицы, размеры которых сопоставимы с зернами феррита. Такая структура является следствием процессов, протекающих при нагреве стали перед деформацией и во время деформации. Так как в работе использовали закалку в качестве предварительной обработки перед деформацией, то уже при нагреве перед деформацией происходит распад мартенсита с выделением карбидов. По-видимому, более крупная фракция карбидной фазы образовалась именно в результате статического отпуска. При деформации происходит измельчение ферритных зерен и растворение/выделение карбидных частиц. При этом образуются более дисперсные карбиды в пределах зерен феррита.

Эволюция микроструктуры привела к изменению микротвердости (рисунок 5). По сравнению с исходным состоянием стали с матричной структурой зернистого перлита после ИПД наблюдается повышение микротвердости, значение которой определяется температурой деформации. Наиболее высокие значения микротвердости составили 5610 ± 80 МПа и характерны для образцов, продеформированных при минимальной температуре 500 °С. Наименьшие значения имели образцы после деформации при температуре 700° С – 3020 ± 40 МПа. Однако

после деформации при любой температуре микротвердость оказалась выше, чем после отпуска закаленной стали при тех же температурах (рисунок 5).

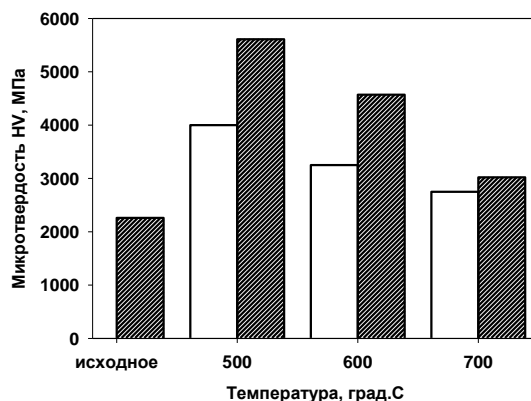


Рис. 5. Влияние температуры на микротвердость стали 3X15-ШД:
без штриховки – отпуск; со штриховкой – ИПД
при соответствующей температуре

Повышение твердости после ИПД определяется двумя факторами: измельчением размера ферритного зерна и формированием в пределах зерен феррита высокодисперсных карбидных частиц. С увеличением температуры деформации доля таких частиц в микроструктуре уменьшается, поэтому снижается твердость стали. Доля крупных карбидных частиц в микроструктуре относительно невысока, поэтому, несмотря на то, что размеры этих карбидов сопоставимы с размерами зерен феррита, самостоятельный вклад в упрочнение как высокотвердая фаза, они практически не вносят.

Заключение

В работе исследовано влияние температуры деформации интенсивной пластической деформаций методом всесторонней ковки на структуру и твердость высокоуглеродистой стали 3X15-ШД. Показано, что в результате закалки и последующей ИПД формируется микроструктура, состоящая из ультрамелких зерен феррита размерами менее 1 мкм, в которых расположены высокодисперсные карбидные частицы размерами менее 0,1 мкм. Кроме того, в структуре присутствуют более крупные карбидные частицы, размер и объемная доля которых определяется температурой деформации: чем выше температура, тем больше

размер и количество частиц. Изменения микроструктуры приводят к повышению микротвердости. После закалки и ИПД полученные значения микротвердости выше, чем после закалки и отпуска при таких же температурах. Повышение твердости связано с формированием более дисперсной структурой как феррита, так и карбидной фазы.

Список литературы

1. Караваева М.В. Микроструктура и механические свойства среднеуглеродистой стали, подвергнутой интенсивной пластической деформации / М.В. Караваева, С.К. Нуриева, Н.Г. Зарипов, А.В. Ганеев, Р.З. Валиев // МиТОМ. – 2012. – №4. – С. 3–7.
2. Захарова Г.Г. Механические свойства феррито-перлитной и мартенситной стали 10Г2ФТ после равноканального углового прессования и высокотемпературных отжигов / Г.Г. Захарова, Е.Г. Астафурова, М.С. Тукеева [и др.] // Известия вузов. Физика. – 2011. – №4. – С. 23–28.
3. Karavaeva M.V. Superior strength of carbon steel with an ultrafine-grained microstructure and its enhanced thermal stability / M.V. Karavaeva, S.K. Kiseleva, A.V. Ganeev [et. al.] // J Mater Sci. – 2015. – №50. – P. 6730–38.
4. Специальные стали. Учебник для вузов / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
5. Tsuji N. New routes for fabricating ultrafine grained microstructures in bulky steels without very high strains // Advanced Eng. Mat. – 2010. – Vol. 12. – №8. – P. 701–707.
6. Ueji R. Ultragrain refinement of plain low carbon steel by cold-rolling and annealing of martensite / R. Ueji, N. Tsuji, Y. Minamino, Y. Koizumi // Acta Materialia. – 2002. – №50. – P. 4177–4189.