

УДК 679.18:536.7-531.3.07

ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ОТПУСКА МЕЛЮЩИХ ШАРОВ ИЗ СТАЛИ 75 ПО КОЭРЦИТИВОЙ СИЛЕ

Власовец В.М., д.т.н., проф., Скобло Т.С., д.т.н., проф., Заец В.Н., аспирант
(Харьковский национальный технический университет сельского хозяйства
им. П. Василенко)

Ефременко В.Г., д.т.н., проф.
(Приазовский государственный технический университет)

Оценена возможность неразрушающего контроля отпуска мелющих шаров из стали 75 по коэрцитивной силе

Введение. На горно-обогатительных, цементных и других предприятиях широко используется технология помола сырья в барабанных шаровых мельницах. Для изготовления мелющих шаров методом поперечно-винтовой прокатки согласно ДСТУ 3499-97 используются стали с содержанием углерода 0,60-0,80 % (рельсовая сталь М76, пружинные стали 75, 65Г). Однако при существующем уровне производства зачастую не удается достигнуть оптимального уровня долговечности катаных шаров, что связано с плохой контролируемостью процессов на завершающей стадии самоотпуска изделий после закалки. В результате отмечается значительный разброс твердости шаров, а в ряде случаев и повышенная их склонность к хрупкому разрушению при эксплуатации.

Анализ публикаций. Для неразрушающего контроля структурного состояния и механических свойств стали 65Г после закалки используют магнитный – по коэрцитивной силе (H_c). Несмотря на ряд публикации, посвященных использованию такого контроля для пружинных сталей [1-3], ряд вопросов малоизучен [4]. Это касается, в первую очередь, оценки влияния дефектов стали и температуры самоотпуска на уровень H_c , а также возможность использования такого показателя в качестве контрольного. Поэтому представляется необходимым проведение комплексных исследований в данном направлении.

Цель работы – оценить возможность неразрушающего контроля отпуска мелющих шаров из стали 75 по коэрцитивной силе и определить влияние дефектов макро- и микроструктуры на её уровень.

Методика исследований. Исследования проводили на трех катаных мелющих шарах \varnothing 80 мм, изготовленных из стали 75 (рис. 1), следующего состава, %: 0,74 С, 0,82 Мн, 0,11 Si, 0,19 Cr. Шары подвергались закалке с прокатного нагрева самоотпуском на оборудовании, установленном в потоке шаропрокатного стана. В ходе выполнения данной работы шары

предварительно отпустили при 600 °С (2 ч), после чего подвергли закалке от 850°С в воде до полного остывания (температура воды - 20 °С). После закалки по одному шару отпустили при 120 и 250°С с выдержкой 2 ч.

Исследования проведены с использованием коэрцитиметра КРМ-Ц с накладным преобразователем. Погрешность измерений не превышала 0,1 А/см.

Замеры H_c проводили в 6-ти точках (4 по диаметру 2 по перпендикулярным осям) по 5 измерений в каждой через интервал 1 мин (рис. 2 а).

Основные результаты. Данные замеров H_c были выполнены для двух выборок без учёта анизотропии и согласно схемы замеров см.рис. 2.



Рис. 1 - Общий вид исследованных катанных мелющих шаров $\varnothing 80$ мм после закалки (а) и охлаждения до температуры самоотпуска 120°С (б) и 250°С (в), ум.×2,2

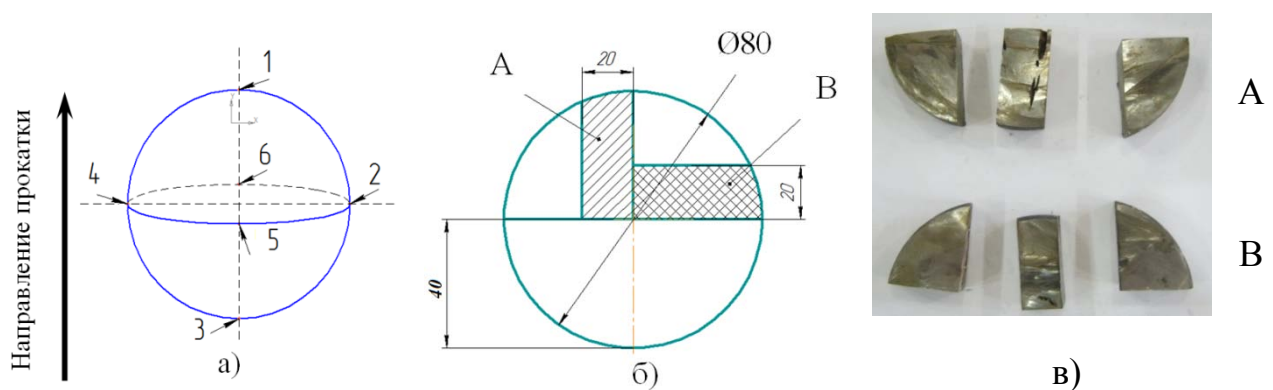


Рис.2. - Схема замеров шаров (а), порезки (б) и общий вид образцов (в) ум. ×2,7. Замеры 2, 4, 5 и 6 – недеформированные при изготовлении шара полюса – поверхность прокатанной заготовки. А и В – места вырезки образцов

Для первой группы установлено, что наиболее эффективным является контроль H_c без повторного намагничивания в одной точке. Стандартное отклонение серии измерений в таком случае находится практически на минимальном уровне для всех вариантов самоотпуска (0,3-0,33 А/см). При необходимости повторного контроля изделий в тех же точках необходимо учитывать прирост уровня H_c (более интенсивный для неравновесного состояния после закалки и менее – после отпуска).

На основани проведенних исследований выборки без учета анизотропии установлено (рис. 3), что средний уровень H_c позволяет контролировать температуру отпуска в интервале 120 – 250°C, так как снижение показателя составляет практически 65% для первых замеров (с 11,6 до 7,0 А/см).

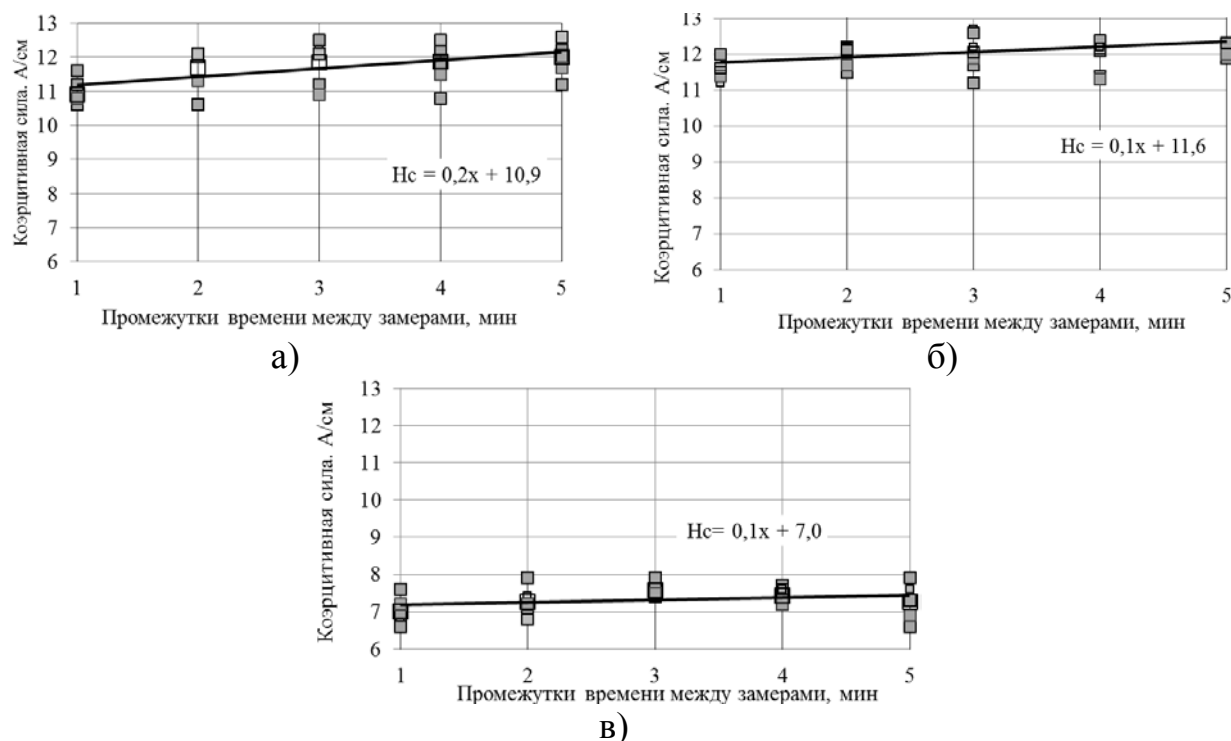


Рис.3 - Изменение уровня магнитного параметра, замеренного в одних и тех же точках, от количества измерений, проводимых через 1 мин: а – после закалки, б и в – после отпуска при 120 и 250°C соответственно

Согласно проведенных ранее исследований и данных других авторов, уровень H_c после закалки должен был быть максимальным (более 11,6 А/см). Первоначальное предположение о том, что была ошибочная маркировка “0” и “120” не подтвердилось. Так как согласно рис. 3,а коэффициент при переменной “х” максимален – 0,2, что характерно для неравновесного состояния углеродистых сплавов.

Исследования анизотропии образцов, проводимые для второй выборки, позволили установить следующее. Для замеров по полюсу при расположении полюсных наконечников преобразователя вдоль направления прокатки фиксируется меньший уровень H_c по сравнению с поперечным. В среднем изменение коэффициента анизотропии составило для закаленного состояния 5-13% (в среднем 10,1 А/см и 11,4 А/см), для отпуска при 120°C 6-18% (в среднем 11,0 А/см и 11,9 А/см). При 250°C анизотропия магнитного свойства не зафиксирована, что может также служить одним из направлений разработки браковочных норм. Анизотропия свойств не зафиксирована и при измерении на полюсах изделий, вне зависимости от температуры отпуска.

Для определения причин повышения уровня H_c в шаре, отпущенном при 120°C, по сравнению с шаром без отпуска провели дополнительные его

металлографические исследования.

Газовые пузыри. У полюсов шара отмечены газовые пузыри шаровидной или вытянутой формы. Для дефектов, расположенных в приповерхностном слое, характерно расположение скоплений у сложных включений, содержащих сульфиды, окалину, экзогенные неметаллические включения (рис. 4), а также сильно окисленных межкристаллических трещин металла. Такие включения окаймлены зоной феррита с оторочкой из бейнита. Механизм формирования такой оторочки связывают с тем, что при охлаждении аустенита первым выделяется рельефный феррит, обогащённый фосфором и имеющий более высокую температуру превращения, чем обычный. Углерод, имеющий меньшую энергию активации, чем фосфор, концентрируется в остающейся аустенитной зоне. При дальнейшем превращении аустенита за счёт диффузии углерода образуется окаймление из зёрен, обогащённых углеродом вокруг зоны феррита. На шлифе без травления рядом с такими зонами видны мелкие глобулярные оксиды, предположительно $\text{FeO}\cdot\text{MnO}$. В полостях таких пузырей присутствуют следы окалины.

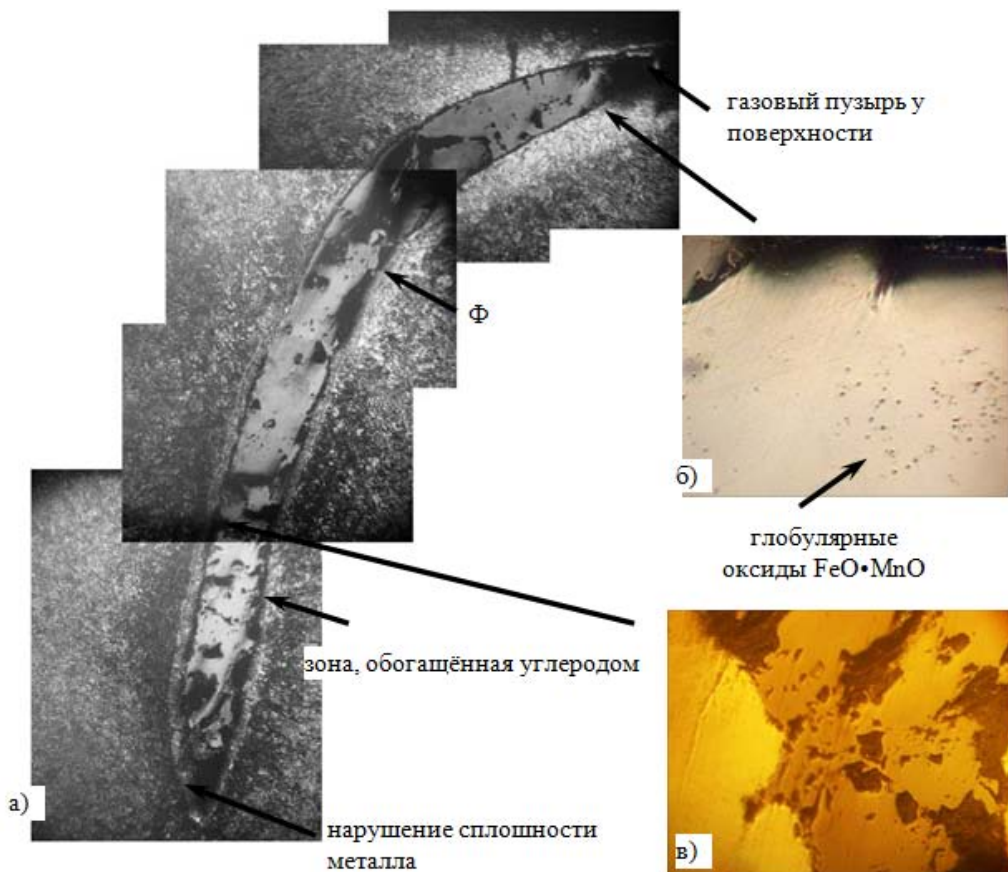


Рис. 4 - Панорама крупного включения сульфида у полюса шара (а) с ферритной (Ф) оторочкой рядом с которым расположены глобулярные оксиды, предположительно $\text{FeO}\cdot\text{MnO}$ (б). Сульфид содержит скопления сложных включений окислов (в): а – травление 4%-ным раствором HNO_3 , б, в – нетравлено; а $\times 70$, б, в – $\times 1200$

Плены. Полости дефектов имеют гладкие стенки, расположенные по касательной к поверхности (рис 5). Протяжённость дефектов 5-35 мм. В эксплуатации зачастую наблюдается отслоение металла по таким поверхностным дефектам (рис. 6). Вокруг полостей плен отмечены скопления мелких глобулярных оксидов железа и марганца. Наличие плен может быть определено по коэрцитивной силе, так как приводит к увеличению показаний магнитного параметра на 14-17%. Это связано с уменьшением падения магнитного потенциала и увеличением магнитного сопротивления потоку рассеивания при намагничивании зоны исследований.

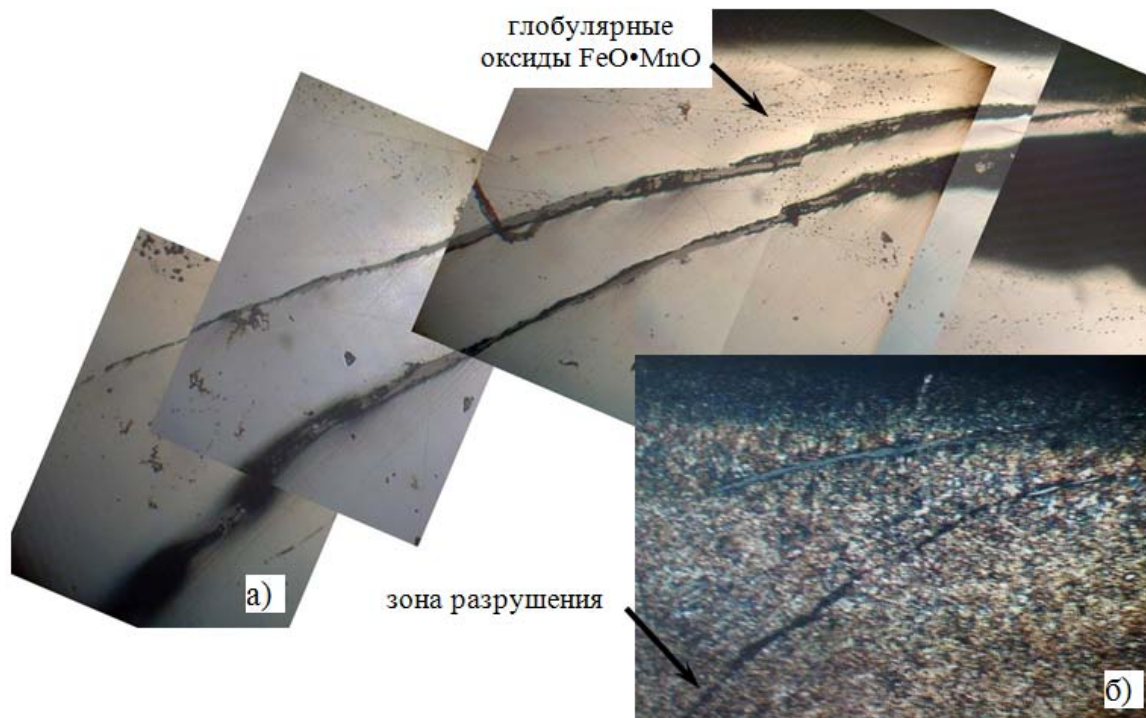


Рис. 5. - Панорама плен ориентированных к поверхности металла (а) и зона разрушения (б), возникшая в продолжении одной из них под действием тепловых и структурных напряжений: а – нетравлено, б – травление 4%-ным раствором HNO_3 ; а $\times 50$, б – $\times 100$



Рис. 6 - Отслоение металла по поверхностному дефекту – плене, ум. $\times 1,2$

Трещины. В результате образования локальных полей тепловых и структурных напряжений в поверхностном слое отмечено зарождение трещин, преимущественно от уже существующих дефектов (зона А, рис. 7) как в высокотемпературной области (зона В) при изготовлении, так и при последующей закалке (зона С). Высокотемпературные трещины имеют характерные следы обезуглероживания. Интенсивное охлаждение поверхностных слоёв при закалке способствует возникновению в них растягивающих напряжений, а в глубине изделия – сжимающих.

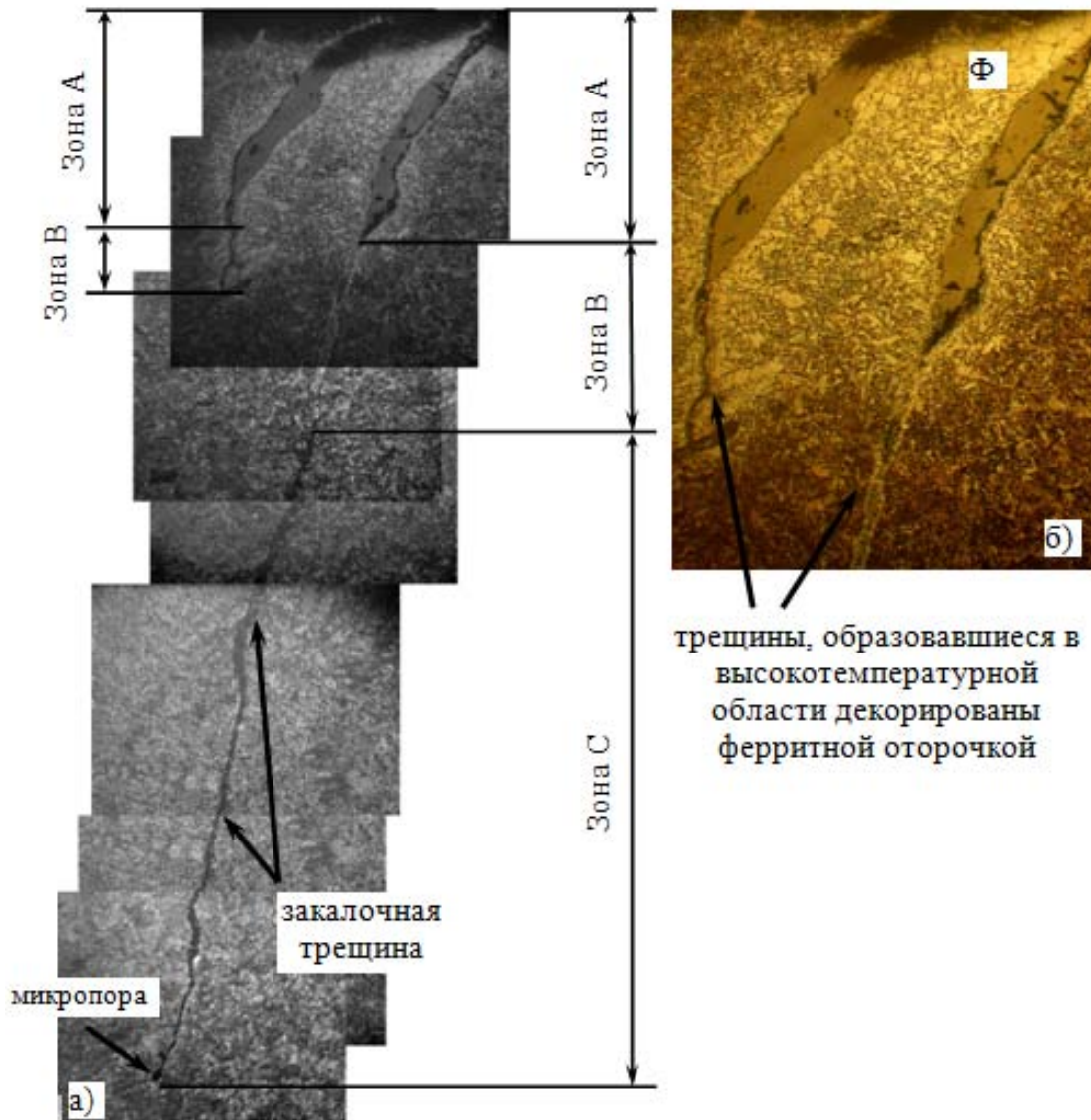


Рис. 7 - Радиально направленные к поверхности изделия трещины: зона А - полости с сульфидными включениями образовавшиеся при изготовлении шара и зона; В – сильно окисленные высокотемпературные межкристаллические трещины металла, образовавшиеся при изготовлении изделия; зона С - трещина разрушения, возникшая под действием термических напряжений при закалке и остановившая свое развитие на микропоре. а – $\times 70$, б – $\times 200$.

Механическая обработка изделия при изготовлении шлифов позволила выявить скрытый дефект – магистральную трещину, проходящую через центр шара (рис. 8). Такие трещины при эксплуатации приводят к его раскалыванию.

Причиной образования магистральной трещины послужили высокий уровень закалочных напряжений, а также наличие остатков усадочной раковины вдоль направления прокатки (см. рис. 8а). Такие пустоты содержат остатки экзогенных включений – окислы, следы шлака.

Кроме магистральной, отмечено появление закалочных трещин, расположенных по касательной к поверхности (см. рис. 8 в и рис.9). Образование таких трещин происходит преимущественно не на полюсах шара, а от плен, берущих начало от его поверхности или является следствием деформации при изготовлении.

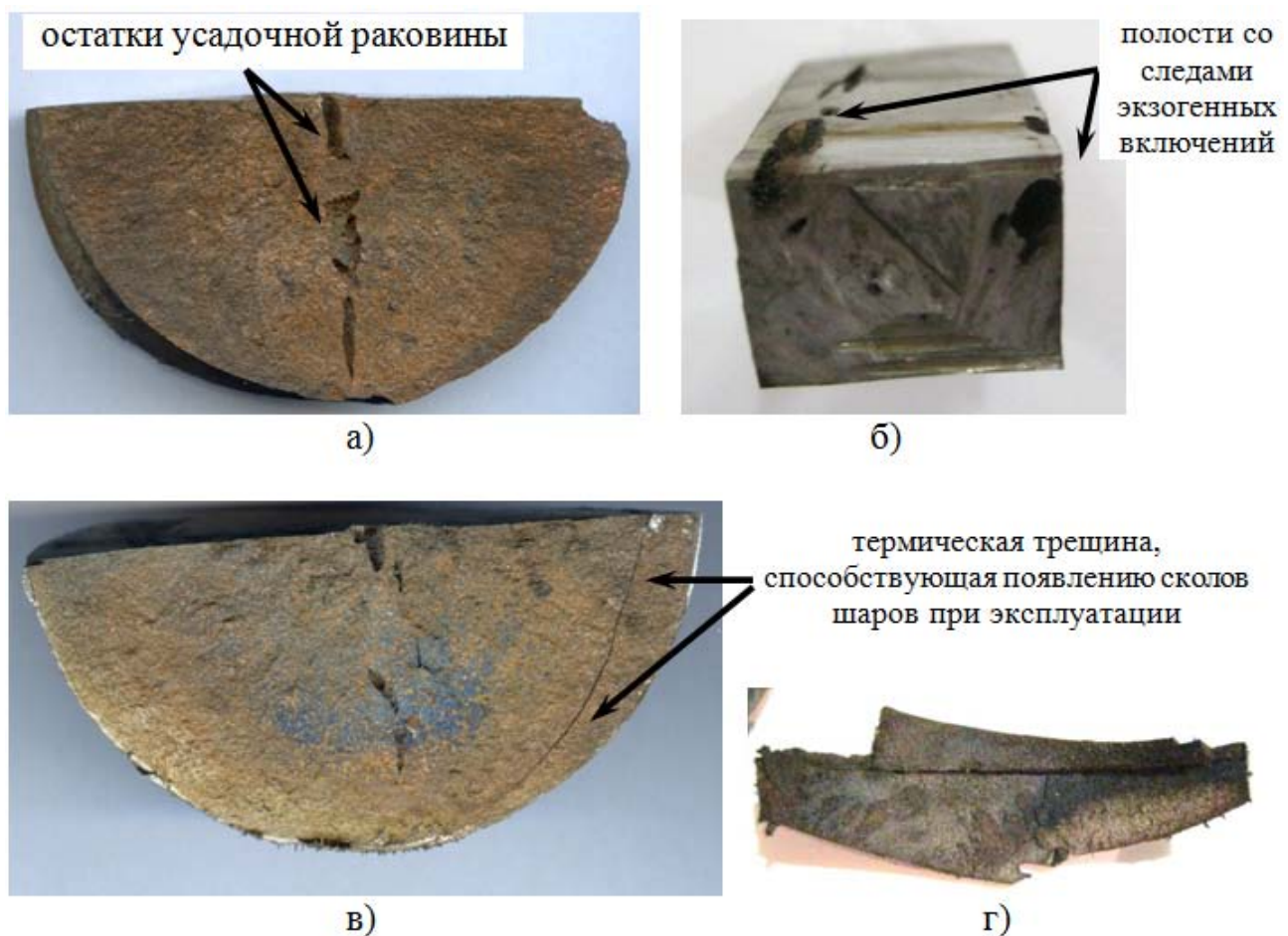
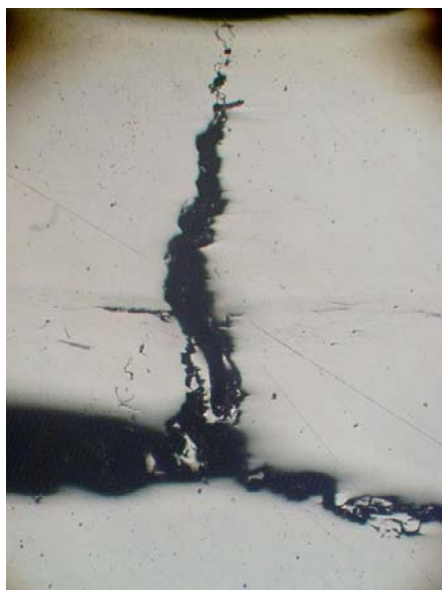
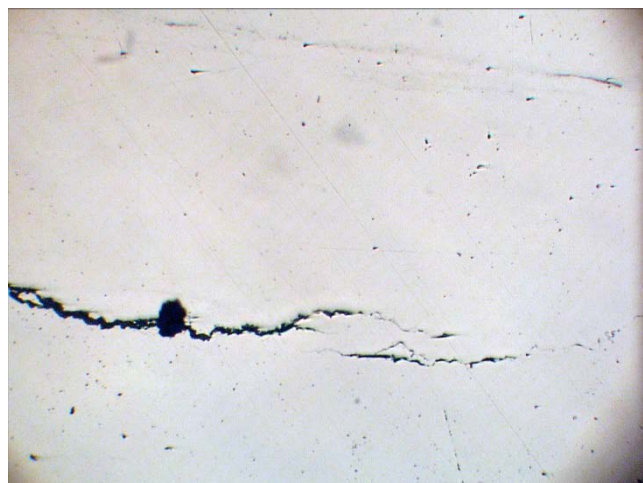


Рис. 8 - Магистральная трещина шара (а, в) образовавшаяся при закалке вдоль направления прокатки: а – фрагмент с внутренними несплошностями – остатками усадочной раковины и следами коррозии, ум.×1,1; б – вырезанная в направлении прокатки центральная часть шара с полостями, содержащими экзогенные включения×5; в – фрагмент с трещиной расположенной по касательной к поверхности, ув×1,1; г – сильно окислившийся фрагмент скола поверхности металла со следами газовых пузырей в приповерхностном слое обнаруженный при механической обработке, ×1.



а)



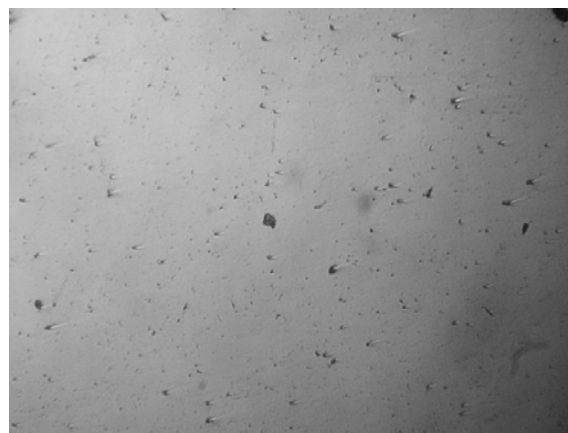
б)

Рис. 9 - Трещины, расположенные по касательной к поверхности, $\times 100$: а – начало трещины с дефектами металлургического происхождения и надрывом выходящим на поверхность, б – конец трещины

Появление трещин в металле способствует снижению уровня напряжений, и, как правило, коэрцитивной силы. Кроме того для снижения напряжений, технология изготовления шаров после охлаждения от температур закалки предусматривает их самоотпуск. Однако, несмотря на наличие магистральной и направленных по касательной к поверхности трещин, уровень магнитного параметра оказался выше на 5-7% для шара после отпуска при 120°C по сравнению с изделием после закалки. Наиболее вероятной причиной такого поведения является высокий уровень напряжений второго рода, связанных со значительным количеством неметаллических включений, обнаруженных по сечению шара (рис. 10).



а)



б)

Рис. 10 - Дисперсные равномерно распределённые неметаллические включения в металле шара на глубине 20-30 мм в плоскости шлифа вдоль (а) и поперёк (б) направления прокатки, $\times 100$

Вывод. Разработка браковочных норм с рекомендациями по совершенствованию технологии термической обработки катаных мелющих шаров может быть осуществлена по коэрцитивной силе в интервале температур отпуска 120-250°C. Отсутствие анизотропии магнитных свойств на пояске после отпуска при 250°C можно также использовать как показатель полноты проведения ТО.

Список литературы

1. Щербинин В. Е. Магнитный контроль качества металлов. / В. Е. Щербинин, Э. С. Горкунов – Екатеринбург: УрО РАН, 1996. – 263 с.
2. Михеев М. Н. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. / М. Н. Михеев, Э. С. Горкунов – М.: Наука, 1993. – 249 с.
3. Энгель Л. Растровая электронная микроскопия. Разрушение. Справочник. / Л. Энгель, Г. Клингеле. Пер. С нем. – М.: Металлургия, 1986. 232 с.
4. Cullity B.D. Introduction to Magnetic Materials. / Cullity B.D., Graham C.D. – Indianapolis: Wiley–IEEE, 2008. – 544 p.
5. Весник ПДТУ. Вып. №17 2007г./Ткаченко Ф.К., Ефременко В. Г., Ткаченко К.И., Ефременко А. В./ Особенности самоотпуска закаленных мелющих шаров в условиях шаропрокатного производства ОАО «МК «АЗОВСТАЛЬ» С.97-101.

Анотація

Оцінка можливості неруйнівного контролю відпуску молоткових куль зі сталі 75 за коерцитивною силою

Власовець В.М., Скобло Т.С., Ефременко В. Г., Заєць В.М.

Оцінено можливість неруйнівного контролю відпуску молоткових куль зі сталі 75 за коерцитивною силою.

Abstract

Evaluation tempering of grinding balls for steel 75 by the coercive force

Vlasovets V., Scoblo T., Efremenko V., Zaiets V.

Has been rated the possibility of tempering grinding balls of steel 75 by using non-destructive testing by the coercive force.