

Выводы. Исследование серного отпечатка фильтра с остатками стали 30Л, обработанной в ковше алюминием и РЗМ, показало, что серосодержащая неметаллическая фаза задерживается фильтром двояким образом: она или осаждается на поверхности фильтра, образуя тонкую кайму, или в виде крупных скоплений застревает в узких сечениях каналов фильтра. С помощью детального изучения границы раздела «металл–фильтр» методом спектрометрического сканирования установлено, что неметаллическая фаза на поверхности фильтра имеет неоднородное и многофазное строение. Наложение сканограмм церия, алюминия, кислорода и серы показало, что в стали, обработанной в ковше алюминием и РЗМ (Се), неметаллическая фаза состоит из оксидной (Al_2O_3 , Se_2O_3), сульфидной (Se_2S_3) и оксисульфидной (Se_2O_2S) составляющих. При фильтровании жидких металлов рафинирующий эффект достигается в результате реализации трех механизмов: улавливания неметаллических частиц за счет сеточного и адгезионного эффектов, а также осаждения неметаллической фазы за счет затравочного эффекта.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фундатор В.И., Леви Л.И., Серебряков В.В. и др. // Литейное производство. 1976. № 11. С. 1 – 4.
2. Курдюмов А.В., Инкин С.В., Чулков В.С., Графас Н.И. Флюсовая обработка и фильтрование алюминиевых расплавов. – М.: Металлургия. 1980. – 196 с.

3. Ali S., Apelian D., Mutharasan R. // Canadian Metallurgical Quarterly. 1985. Vol. 24. No 4. P. 311 – 318.
4. Brockmeyer J.W., Aubrey L.S. // Ceramic Engineering Science Proceedings. 1987. Vol. 8. No. 1 – 2. P. 63 – 74.
5. Hammerschmid P., Ianke D. // Stahl und Eisen. 1988. No 5. P. 211 – 219.
6. Блантер А.М., Дибров И.А., Киселев Л.З., Козлов А.В. // Литейное производство. 1988. № 8. С. 7 – 8.
7. Тен Э.Б., Киманов Б.М., Калашников А.И. // Литейное производство. 1989. № 12. С. 22.
8. Тен Э.Б., Гришин В.М., Бибииков А.М., Куликов В.А. // Литейное производство. 1990. № 8. С. 6.
9. Тен Э.Б. // Литейное производство. 1990. № 9. С. 5 – 6.
10. Тен Э.Б. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1997. № 11. С. 51 – 54.
11. Ten E.B., Dibrov I.A. Filtration Refining of Liquid Metals – Theoretical and Application Aspects of the Process // Proceeding of the 65th World Foundry Congress. Geongju. Korea. 2002. P. 967 – 980.
12. Тен Э.Б., Киманов Б.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 11. С. 23 – 26.
13. Тен Э.Б. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1992. № 7. С. 54 – 59.
14. Тен Э.Б., Киселев Л.З., Козлов А.В. и др. // Литейное производство. 1988. № 12. С. 6 – 8.
15. Тен Э.Б., Киманов Б.М., Нгендакурийо Б. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1987. № 1. С. 147 – 148.
16. Тен Э.Б., Воеводина М.В., Сафин Р. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1992. № 3. С. 58 – 61.
17. Тен Э.Б., Воеводина М.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1995. № 3. С. 57 – 59.
18. Тен Э.Б., Чегурова Н.К., Вдовин О.В., Куликов В.А. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1989. № 11. С. 112 – 115.

© 2012 г. Э.Б. Тен, Б.М. Киманов, Е.М. Рахуба
Поступила 6 декабря 2011 г.

УДК 669.017:539.4.015

**Н.Т. Тихонцева¹, О.А. Софрыгина¹, С.Ю. Жукова¹,
И.Ю. Пышминцев², С.М. Битюков²**

¹ ОАО «Синарский трубный завод»,

² ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАТИМОЙ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ СОВРЕМЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

В изучении обратимой отпускной хрупкости наибольшее развитие получила теория сегрегации вредных примесей: фосфора и его химических аналогов – As, Sn, Sb по границам зерен, приводящая к ослаблению межзеренного сцепления [1, 2, 3]. В виду того, что фосфор в промышленных сталях содержится значительно в больших количествах, чем As, Sn, Sb, ему отводится ведущая роль в зернограницном охрупчивании. Отрицательное влияние фосфора зависит не только от его концентрации, но и от легирования, конечной структуры стали и суммарной площади границ зерен.

Явление обратимой отпускной хрупкости было обнаружено и подробно исследовано в сталях промышленного производства с повышенным содержанием вредных примесей (фосфора и серы более 0,030 %

каждого). На сегодняшний день, с применением сталей нового поколения, которые отличаются высоким качеством, явление обратимой отпускной хрупкости ушло из зоны внимания. Цель настоящей работы – изучение проявления обратимой отпускной хрупкости в современных сталях с низким содержанием вредных примесей.

Исследования проведены на хромомарганцевых сталях 32ХГ и сталях с различными системами дополнительного легирования 32ХГМА (0,33 % Мо), 32ХБРА (0,08 % Nb + 0,003 % В), 32ХФРА (0,05 % Nb + 0,05 % V + 0,004 % В), 32ХГМРА (0,16 % Мо + 0,003 % В). Контрольное содержание примесей составило: 0,002 – 0,006 % S, 0,008 – 0,011 % P, ≤ 0,01 % As, ≤ 0,01 % Sn и ≤ 0,001 % Sb. Промышленные стали с со-

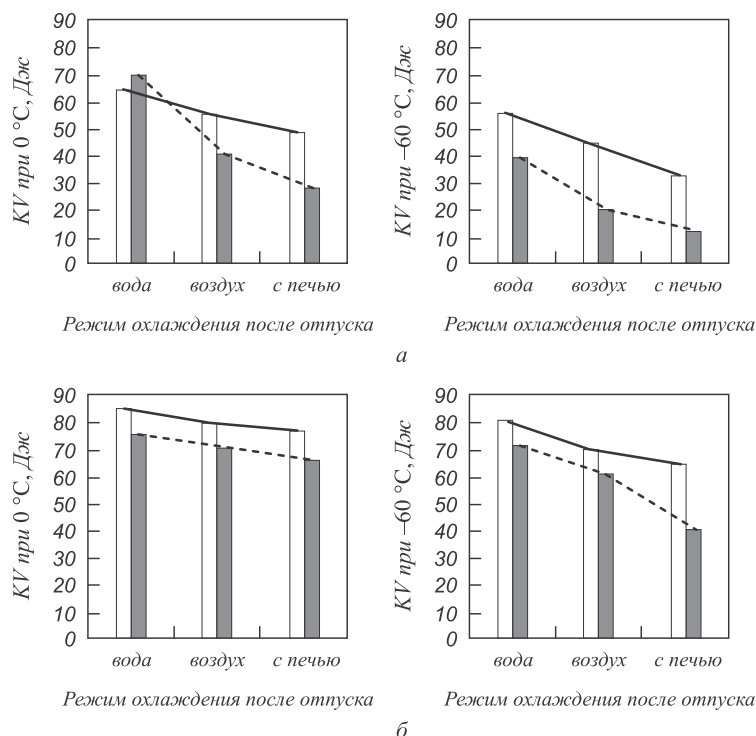


Рис. 1. Зависимость работы удара от режима охлаждения после отпуска при 640 °С для сталей:
а – 32ХГ, 32ХБРА; б – 32ХГМРА, 32ХГМА при температурах испытания 0 °С и –60 °С

держанием менее 0,020 % Р и менее 0,015 % S относятся к классу особовысококачественных сталей по ГОСТ 4543-71 или специальных сталей по ISO 4948/2-1981, BS EN 10020:2000.

Охрупчивание сталей при отпуске возникает в результате пребывания в интервале температур обратной отпускной хрупкости и проявляется как при замедленном охлаждении после высокого отпуска, так и при нагреве в опасном температурном интервале. В диапазоне температур 520 – 640 °С по схеме вторичного отпуска [4] определены температуры наибольшего охрупчивания при нагреве, которые составили 520 – 560 °С для сталей 32ХБРА, 32ХФРА, 32ХГМРА, и это охрупчивание обратимо. Результаты оценки влияния скорости охлаждения после высокого отпуска при 640 °С на работу разрушения образцов исследуемых сталей приведены на рис. 1.

Введение легирования 0,08 % Nb + 0,003 % В (сталь 32ХБРА) приводит к увеличению степени охрупчивания хромомарганцевой стали примерно в 2 раза при снижении скорости охлаждения после высокого отпуска. Для сталей с легирующими добавками молибдена 0,33 % (32ХГМА) и 0,16 % Мо + 0,003 % В (32ХГМРА) заметного охрупчивания при температуре испытания 0 °С в результате замедленного охлаждения образцов с печью не выявлено.

Для хромомарганцевой стали, по своему составу подверженной обратной отпускной хрупкости, введение молибдена не устраняет развитие охрупчивания при отпуске, но позволяет снизить величину падения

характеристик ударной вязкости и сдвигает область проявления охрупчивания в область более низких температур при испытаниях на ударный изгиб.

В результате повторного нагрева в опасном температурном интервале охрупчивания (первичная термообработка – закалка 870 °С и отпуск 660 °С, 1 ч) при температуре 520 °С с увеличением продолжительности выдержки характеристики вязкости монотонно снижаются и после 15 ч выдержки нет уверенности в том, что достигнуто максимальное охрупчивание (минимум ударной вязкости). Кинетика охрупчивания стали 32ХФРА приведена на рис. 2. С повышением

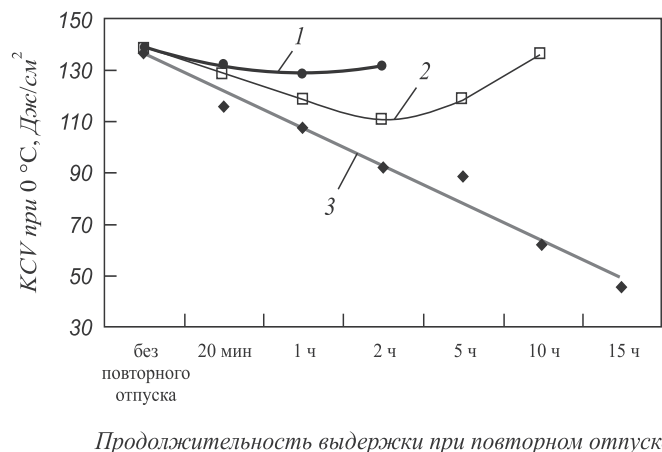


Рис. 2. Влияние продолжительности выдержки на развитие отпускной хрупкости стали 32ХФРА при температурах, °С:
1 – 520; 2 – 560; 3 – 600

температуры нагрева до 560 °С развитие процессов охрупчивания протекает с меньшим падением значений ударной вязкости и после выдержки 2 ч наблюдается минимум вязкости 110 Дж/см² для данной температуры, дальнейшее увеличение выдержки до 10 ч восстанавливает значения ударной вязкости до уровня исходного состояния 140 Дж/см². Значения твердости не изменяются и находятся на уровне 24 – 25 HRC при повторном нагреве в диапазоне температур 520 – 600 °С с выдержкой до 15 ч.

В исследуемых хромомарганцевых сталях при нагреве под закалку до температуры 870 °С размер зерна аустенита составляет 10 – 15 мкм (9 – 10 балл), в результате последующего отпуска формируется мелкодисперсный сорбит отпуска с развитой карбидной составляющей. Для данного структурного состояния характерно разрушение по механизму квазискола, сочетающего в себе скол и слияние микропор [5 – 7]. В случае проявления отпускной хрупкости в стали наблюдается снижение характеристик вязкости с появлением хрупкого интеркристаллитного разрушения, развивающегося по границам зерен аустенита [1 – 3].

На рис. 3 приведена поверхность разрушения образцов сталей 32ХФРА и 32ХГМФРА в охрупченном состоянии после выдержки в течение 15 ч при температуре 520 °С. Микрофрактографическое изучение изломов показало, что при значительном развитии охрупчивания разрушение транскристаллитное. Вместо истинных плоскостей скола, которые зарождаются на границах зерен, слабо различимы фасетки меньшего размера, переходящие в гребни отрыва соседних ямочных участ-

ков. Хрупкая составляющая излома содержит множество вторичных трещин и можно предположить, что они проходят по границам зерен бывшего аустенита.

На сталях 32ХГ и 32ХГМРА проведен эксперимент для выявления интеркристаллитного разрушения – закалка с повышенной температуры аустенитизации 1000 °С, приводящая к росту зерна аустенита до 50 мкм, и отпуск 680 °С. В результате данной термической обработки наблюдается снижение ударной вязкости примерно на 20 % при температуре испытания –60 °С (в среднем 125 Дж/см²) по сравнению со стандартной закалкой 870 °С с отпуском, при одинаковом уровне прочностных свойств.

Анализ поверхности разрушения образцов (рис. 4) показал, что на фоне волокнистого, ямочного рельефа наблюдаются межзеренные фасетки камневидного излома. Доля участков интеркристаллитного разрушения, проходящего по зернограницным объемам, составила около 30 % общей площади разрушения образца.

Снижение ударной вязкости после отпуска можно считать эффектом развития обратимой отпускной хрупкости только в случае проведения высокого достаточно длительного отпуска, что исключает возможные структурные изменения при охрупчивающей обработке (в основном увеличение объемной доли карбидов за счет снижения растворимости при переходе в область низких температур 500 – 550 °С, процессов коагуляции) [2, 8].

Для оценки проявления именно зернограницной сегрегации вредных примесей в стали, как охрупчивающего фактора, в результате нагрева в опасном тем-

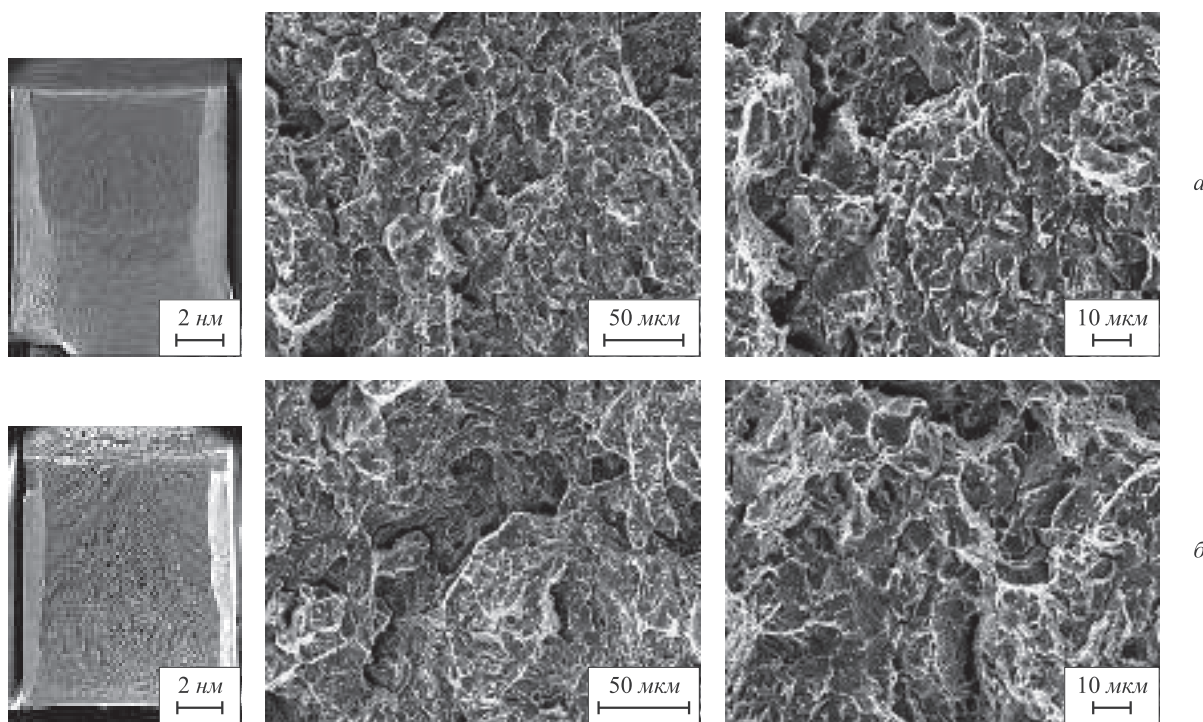


Рис. 3. Поверхность разрушения образцов после повторного отпуска при 520 °С с выдержкой 15 ч:
а – сталь 32ХФРА при 0 °С; б – сталь 32ХГМФРА при –60 °С

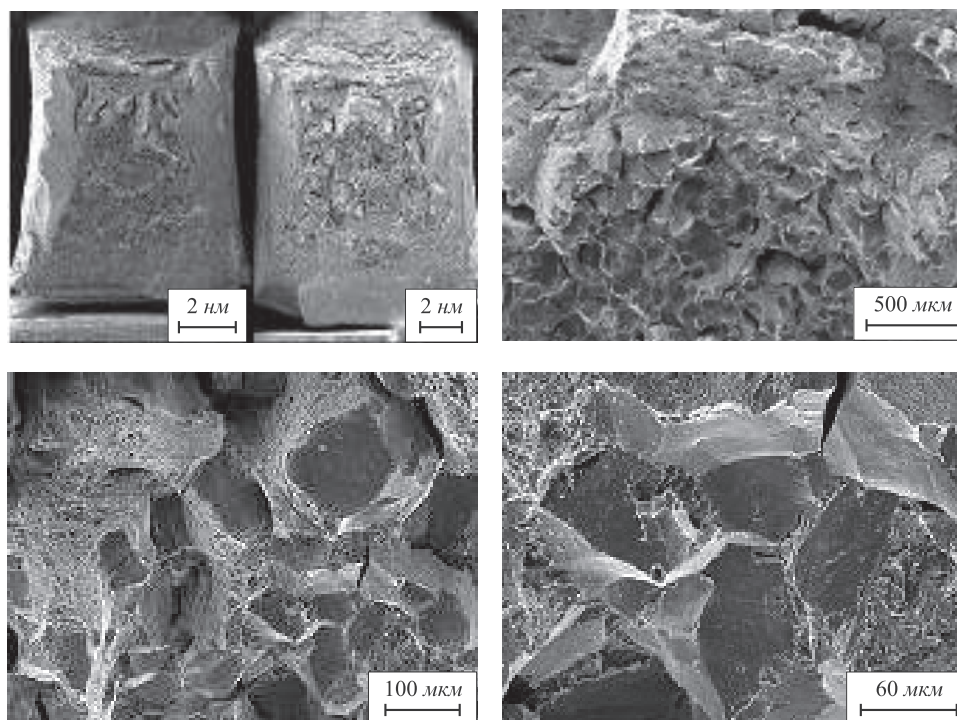


Рис. 4. Поверхность разрушения образцов стали 32ХГМРА после термической обработки по схеме закалки 1000 °С и отпуска 680 °С (1,5 ч)

пературном интервале проведен эксперимент со стабилизирующим отпуском при 670 °С в течение 26 ч и повторный нагрев до температуры 520 °С с выдержкой от 1 до 15 ч (см. таблицу).

Из анализа таблицы видно, что продолжительный отпуск при температуре 670 °С (26 ч) подавляет развитие отпускной хрупкости в стали 32ХФРА при последующей охрупчивающей обработке. Поверхность ударных образцов в результате повторного отпуска при 520 °С с выдержкой до 15 ч имеет волокнистое строение, без появления кристаллических участков в изломе. Значения ударной вязкости сохраняются в среднем на уровне 142 Дж/см² в отличие от того, если исходным

состоянием перед охрупчивающей обработкой при температуре 520 °С является стандартная схема с проведением закалки и отпуска с выдержкой не более 2 ч (для стали 32ХФРА ударная вязкость снизилась в 3 раза до величины 45,8 Дж/см²).

Выводы. Проведенный комплекс исследований показал, что современные конструкционные стали с хромомарганцевой основной легирования при малом содержании вредных примесей (0,002 – 0,006 % S, 0,008 – 0,011 % P, ≤ 0,01 % As, ≤ 0,01 % Sn и ≤ 0,001 % Sb) подвержены обратимой отпускной хрупкости. Степень охрупчивания зависит от системы дополнительного легирования.

Влияние длительного стабилизирующего отпуска на развитие отпускной хрупкости стали 32ХФРА

Режим улучшения	Режим повторного отпуска	Твердость по Роквеллу (HRC)	Работа удара, КВ при 0 °С, Дж	Ударная вязкость, KCV при 0 °С, Дж/см ²
Закалка при 870 °С и отпуск при 670 °С (2 ч), охлаждение в воде	—	24 – 25	84,2	138,7
	520 °С, 20 мин	24 – 25	70,6	116,3
	520 °С, 1 ч		65,5	107,9
	520 °С, 2 ч		55,9	92,2
	520 °С, 5 ч		53,6	88,3
	520 °С, 10 ч		37,7	62,2
	520 °С, 15 ч		27,8	45,8
Закалка при 870 °С и отпуск при 670 °С (26 ч), охлаждение в воде	—	22 – 23	89,4	147,2
	520 °С, 20 мин	22 – 23	—	—
	520 °С, 1 ч		85,8	140,3
	520 °С, 2 ч		88,2	145,2
	520 °С, 5 ч		86,4	142,2
	520 °С, 10 ч		83,4	137,3
	520 °С, 15 ч		88,2	145,2

Изучение кинетики охрупчивания сталей дает возможность прогнозировать поведение сталей в условиях промышленного изготовления изделий и, при необходимости, скорректировать химический состав сталей или режимы обработки (исключить нагрев в опасном интервале температур охрупчивания, изменить время выдержки, ввести ускоренное охлаждение после отпуска и т.д.).

В процессах охрупчивания стали при отпуске наряду с зернограницной сегрегацией вредных примесей, участвуют карбидные превращения, значительное влияние оказывает размер зерна аустенита (суммарная площадь границ). Степень проявления отрицательного влияния данных структурных факторов зависит от химического состава стали и режимов термической обработки, что требует дальнейшего изучения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гудремон Э. Специальные стали Т.1 – М.: Металлургиздат, 1959. – 952 с.

2. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. Т. 2. Строение стали и чугуна: Справочник (в 3-х томах) под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. – М.: Интермет инжиниринг, 2005. – 528 с.
3. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
4. Овчинников Д.В., Софрыгина О.А., Пышминцев И.Ю. и др. // Сталь. 2011. № 4. С. 64 – 69.
5. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. – М.: МИСиС, 2007. – 264 с.
6. Герасимова Л.П., Ежов А.А., Маресев М.И. Изломы конструкционных сталей: Справочник. – М.: Металлургия, 1987. – 272 с.
7. Энгель Л., Клингеле Г.Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справочник. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.
8. Утевский Л.М., Гликман Е.Э., Карк Г.С. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа. – М.: Металлургия, 1987. – 222 с.

© 2012 г. *Н.Т. Тихонцева, О.А. Софрыгина, С.Ю. Жукова, И.Ю. Пышминцев, С.М. Битюков*
Поступила 9 марта 2012 г.